

**ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ**  
**ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ**  
**ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ**  
**ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΥΛΙΚΩΝ**

**ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**

**ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΕΝΔΟΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ  
ΕΝΩΣΕΩΝ ΣΕ ΔΙΜΕΤΑΛΛΙΚΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ  
LASER Al-Cu**

**Αγγελόπουλος Νικόλαος**  
**A.M.: 298**

Διπλωματούχος Τμήματος Μηχανικών Επιστήμης Υλικών Πανεπιστημίου Ιωαννίνων

**Τριμελής εξεταστική επιτροπή**

**Γρ. Χαϊδεμενόπουλος: Καθηγητής Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών  
Πανεπιστημίου Θεσσαλίας  
Επιβλέπων**

**N. Αράβας: Καθηγητής Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών Πανεπιστημίου  
Θεσσαλίας  
Μέλος**

**A. Κερμανίδης: Λέκτορας Καθηγητής Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών  
Πανεπιστημίου Θεσσαλίας  
Μέλος**

**Βόλος, Μάρτιος 2012**



## ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Οι διμεταλλικές συγκολλήσεις laser Al-Cu χρησιμοποιούνται για την κατασκευή ηλιακών απορροφητών, χωρίς να χρησιμοποιείται υλικό πλήρωσης. Η μελέτη της μικροδομής των διμεταλλικών συνδέσμων, καθώς και των ενδομεταλλικών ενώσεων που σχηματίζονται στην λίμνη συγκόλλησης, είναι απαραίτητη ώστε να προβλεφθεί η μηχανική τους συμπεριφορά.

Η μελέτη της μικροδομής των διμεταλλικών συνδέσμων πραγματοποιείται με την βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου μετά από κατάλληλη μεταλλογραφική προετοιμασία. Επίσης πραγματοποιήθηκαν δοκιμές μικροσκληρομετρήσεων ώστε να εξεταστεί η σκληρότητα και η ψαθυρότητα των διμεταλλικών συνδέσμων. Επιπλέον καθώς η στερεοποίηση της διμεταλλικής συγκόλλησης λίμνης Al-Cu είναι ταχύτερη, χρησιμοποιείται το μοντέλο Scheil και με τη βοήθεια του λογισμικού ThermoCalc, ώστε να προσομοιωθεί η πορεία στερεοποίησης της λίμνης συγκόλλησης για όλο το εύρος συστάσεων Cu. Παράλληλα υπολογίζεται η κινούσα δύναμη για τον σχηματισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων χρησιμοποιώντας την βάση δεδομένων *cost2* και ελέγχεται η επιδεκτικότητα της συγκόλλησης σε θερμή ρηγμάτωση.

Η μεταλλογραφική εξέταση των διμεταλλικών συνδέσμων έδειξε ότι οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι παρουσιάζουν έντονη ανάμιξη και εκτενή ανάπτυξη σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων. Στους διμεταλλικούς συνδέσμους είναι εμφανής η παρουσία ρωγμών και πόρων. Οι ρωγμές διαδίδονται μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων παρακάμπτοντας τις όγκιμες φάσεις. Οι ρωγμές σχηματίζονται και στη διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον χαλκό. Επιπλέον μπορεί να εκκινήσουν ή να καταλήξουν σε πόρους διευκολύνοντας την θραύση του συνδέσμου. Γενικά οι ρωγμές και οι πόροι σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση και υποβαθμίζουν την μηχανική αντοχή των συγκολλήσεων. Η προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο του Scheil έδειξε ότι σχηματίζεται μικρό ποσοστό ευτηκτικής δομής ακόμα και αν δεν προβλέπεται από το διάγραμμα φάσεων για δεδομένη σύσταση. Επιπλέον, οι ενδομεταλλικές ενώσεις που θα σχηματιστούν στην λίμνη συγκόλλησης θα είναι αυτές που θα εμφανίζουν την μεγαλύτερη κινούσα δύναμη, ελαχιστοποιώντας έτσι την ελεύθερη ενέργεια. Τέλος σύμφωνα με την διερεύνηση του θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης σε συνάρτηση με τη σύσταση του Cu, οι περιοχές της λίμνης συγκόλλησης με σύσταση από 50 έως 84% Cu παρουσιάζουν μεγάλο εύρος στερεοποίησης και κατά συνέπεια είναι πολύ επιδεκτικές σε θερμή ρηγμάτωση.

Οι διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu χρησιμοποιούνται στην κατασκευή ηλιακών απορροφητών. Οι διαφορετικές συνθήκες διαμόρφωσης του παλμού επηρεάζουν την δομή και τις ιδιότητες των διμεταλλικών συνδέσμων. Επομένως με την μελέτη της μικροδομής και των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι δυνατή η πρόβλεψη των μηχανικών ιδιοτήτων των διμεταλλικών συνδέσμων, και μπορούν να καθοριστούν τα χαρακτηριστικά που προκύπτουν στη μικροδομή, μεταβάλλοντας τις συνθήκες συγκόλλησης.

## ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας στα πλαίσια της απόκτησης Μεταπτυχιακού Διπλώματος Ειδίκευσης.

Από τη θέση αυτή θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερω τον κ. Γρηγόρη Χαϊδεμενόπουλο, Καθηγητή του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών Πανεπιστημίου Θεσσαλίας και επιβλέποντα της παρούσας διπλωματικής εργασίας για την εμπιστοσύνη που μου έδειξε αναθέτοντάς μου την εργασία αυτή, για την επιστημονική του καθοδήγηση, για τον πολύτιμο χρόνο που μου προσέφερε και για το ενδιαφέρον που έδειξε καθ' όλη την διάρκεια της ενασχόλησης μου με την διεξαγωγή της διπλωματικής εργασίας.

Ευχαριστώ την κ. Άννα Ζερβάκη για την επιστημονική της καθοδήγηση, για τις τεχνικές και επιστημονικές της συμβουλές, για τον χρόνο που μου προσέφερε και για το ενδιαφέρον που έδειξε καθ' όλη την διάρκεια της ενασχόλησης μου με την διεξαγωγή της διπλωματικής εργασίας.

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω τα υπόλοιπα μέλη της τριμελούς επιτροπής, τον Καθηγητή Νικόλαο Αράβα και τον Λέκτορα Καθηγητή Αλέξη Κερμανίδη που δέχτηκαν να με τιμήσουν με την παρουσία τους στην επιτροπή αξιολόγησης της μεταπτυχιακής μου εργασίας.

Ευχαριστώ επίσης τον Πέτρο Χριστοδούλου για την συνεργασία που είχαμε για την πραγματοποίηση της προσομοίωσης στερεοποίησης. Επίσης ευχαριστώ την Ελένη Καμούτση για την βοήθειά της και για την διατήρηση του ευχάριστου κλίματος στο χώρο εργασίας μας.

Πάνω απ' όλα, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς μου για την διαρκή και ολόψυχη υποστήριξή τους, που επέτρεψε την επιτυχή ολοκλήρωση των σπουδών μου.

## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	3
ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ .....	4
ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ.....	5

### **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1:**

ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	7
---------------	---

### **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2**

#### ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

2.1 Ενδομεταλλικές ενώσεις σε διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu .....	9
2.2 Ανόπτηση σε συνδέσμους Al-Cu .....	13
2.2.1 Ανόπτηση σε FSW διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu.....	13
2.2.2 Επίδραση σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων και ανόπτησης σε συνδέσμους Al-Cu.....	19
2.3 Ενδομεταλλικές ενώσεις και ενίσχυση σε διμεταλλικό σύνδεσμο Cu/Al.....	21
2.4 Σκληρότητα των ενδομεταλλικών ενώσεων .....	22
2.5 Συγκόλληση μετάλλων με Laser .....	23
2.5.1 Διμεταλλική συγκόλληση laser Al-Cu .....	25
2.6 Στερεοποίηση λίμνης διμεταλλικής συγκόλλησης Al-Cu: .....	28
2.6.1 Προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil-Gulliver .....	31

### **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3**

#### ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΘΕΡΜΟΔΥΝΑΜΙΚΗ

3.1 Θερμοδυναμικά δεδομένα.....	34
3.1.1 Θερμοδυναμική περιγραφή για καθαρά στοιχεία .....	34
3.1.2 Θερμοδυναμική περιγραφή διμερών ενώσεων .....	34
3.1.3 Θερμοδυναμική περιγραφή στερεών διαλυμάτων αντικατάστασης.....	35
3.1.4 Θερμοδυναμική περιγραφή φάσεων .....	36
3.1.5 Θερμοδυναμική μοντελοποίηση διμερούς συστήματος Al-Cu .....	37

### **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4**

#### ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

4.1 Πειραματική πορεία.....	40
4.2 Συσκευές.....	41

4.3 Αξιοποίηση των διμεταλλικών συγκολλήσεων Al-Cu στη κατασκευή ηλιακών απορροφητών .....	42
4.4 Συνθήκες laser διμεταλλικής συγκόλλησης Al-Cu .....	43

## **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5**

### ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ

5.1 Μεταλλογραφική εξέταση .....	45
5.1.1 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης A.....	46
5.1.2 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης B.....	52
5.1.3 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης A <sub>new</sub> .....	57
5.1.4 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης B <sub>new</sub> .....	61
5.1.5 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης Δ .....	64
5.1.6 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης E.....	67
5.1.7 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης ΣΤ .....	69
5.1.8 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης Z .....	71
5.2 Ευτηκτική δομή στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu.....	73
5.3 Προσομοιώσεις στερεοποίησης Scheil.....	74
5.4 Διερεύνηση θερμοκρασιακού εύρους στερεοποίησης συναρτήσεως της σύστασης.....	80
5.5 Υπολογισμός κινούσας δύναμης σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων .....	81
5.6 Αποτελέσματα Μικροσκοπιομετρήσεων .....	83
3.6.1 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης A.....	83
3.6.2 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης B .....	85
3.6.3 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης A <sub>new</sub> .....	87
3.6.4 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης B <sub>new</sub> .....	88
3.6.5 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης Δ .....	89
3.6.6 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης E .....	90
3.6.7 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης ΣΤ.....	91
3.6.8 Μικροσκοπιομετρήσεως κατηγορίας συγκόλλησης Z .....	92
5.7 Σύνοψη αποτελεσμάτων μικροσκοπιομετρήσεων.....	93
5.8 Βάθος διείδυσης .....	94
5.9 Συνοπτική σύγκριση των κατηγοριών συγκόλλησης A, B, A <sub>new</sub> , B <sub>new</sub> , Δ, E, ΣΤ, Z .....	96

## **ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6**

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	102
ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ .....	105
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ .....	106
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ.....	107

# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

## ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Οι διμεταλλικές συγκολλήσεις μεταξύ ανόμοιων μετάλλων όπως είναι ο χαλκός και το αλουμίνιο, χρησιμοποιούνται ευρύτατα στις χημικές και πετροχημικές βιομηχανίες, καθώς και σε μονάδες παραγωγής ενέργειας. Επίσης, οι διμεταλλικές συγκολλήσεις μεταξύ χαλκού και αλουμινίου συχνά αξιοποιούνται σε ηλεκτρικές διατάξεις, καθώς και στη κατασκευή ηλιακών απορροφητών [1].

Ο χαλκός και το αλουμίνιο δεν συγκολλούνται εύκολα με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης εξαιτίας των διαφορετικών χημικών και φυσικών τους χαρακτηριστικών. Έτσι λοιπόν αξιοποιούνται άλλες μέθοδοι συγκολλήσεων όπως η συγκόλληση με τριβή (friction welding), η friction stir welding, η συγκόλληση με συμπίεση, (pressure welding) και η εκρηκτική συγκόλληση (explosion welding). Οι περιοχές των συγκολλήσεων που προκύπτουν από αυτές τις τεχνικές χαρακτηρίζονται από την ύπαρξη σχετικά σταθερών συνδέσμων συγκόλλησης (welding joints) [2]. Η απαιτούμενη ενέργεια για την πραγματοποίηση της συγκόλλησης προσφέρεται από την συμπίεση και από τη τριβή. Όλες οι παραπάνω τεχνικές δεν προκαλούν τη τήξη της περιοχής συγκόλλησης και χαρακτηρίζονται ως ψυχρές μέθοδοι συγκόλλησης.

Πρόσφατα όμως, η τεχνολογία των laser χρησιμοποιείται επιτυχώς στην πραγματοποίηση συγκολλήσεων μεταξύ ανόμοιων μετάλλων όπως το Al και ο Cu, χωρίς να χρησιμοποιούνται συνδετικά υλικά. Καθώς όμως το laser προκαλεί την τήξη της περιοχής συγκόλλησης, η τεχνική αυτή δεν μπορεί να χαρακτηριστεί ως ψυχρή μέθοδος συγκόλλησης. Τα πλεονεκτήματα της συγκόλλησης με laser σε σύγκριση με τις άλλες τεχνικές είναι το μικρότερο ποσό θερμότητας για το σχηματισμό του συνδέσμου συγκόλλησης, κάτι το οποίο οδηγεί σε λιγότερο εκτεταμένη θερμοεπηρεαζόμενη ζώνη (ΘΕΖ), σε συνδυασμό μάλιστα με λιγότερες παραμένουσες τάσεις και παραμορφώσεις. Η αξιοποίηση της συγκόλλησης με laser στη κατασκευή ηλιακών απορροφητών παρουσιάζει όλα τα παραπάνω πλεονεκτήματα που αναφέρονται παραπάνω, παρέχοντας εύκολη παραγωγή καθώς και εύκολη πρόσβαση στη διεπιφάνεια μεταξύ του Cu και του Al.

Το αλουμίνιο και ο χαλκός είναι δύσκολο να τηχθούν με laser εξαιτίας της υψηλής τους ανακλαστικότητας και θερμικής αγωγιμότητας. Κατά τη συγκόλληση με laser, ο ακριβής έλεγχος της θέσης εστίασης της δέσμης σε σχέση με τη διεπιφάνεια του συνδέσμου συγκόλλησης είναι απαραίτητος για την επίτευξη μιας ικανοποιητικής συγκόλλησης. Ανάλογα με την ανακλαστικότητα και το σημείο τήξης των υλικών προς συγκόλληση, η βέλτιστη αναλογία τήξης επιτυγχάνεται με off-setting της δέσμης του laser από την διεπιφάνεια συγκόλλησης. Η θέση εστίασης του laser ποικίλει ανάλογα με τον τρόπο λειτουργίας του laser (συνεχές ή παλμικό), το μήκος κύματος της ακτινοβολίας του laser (CO<sub>2</sub> ή Nd:YAG laser) και από την παραγόμενη ισχύ του laser που χρησιμοποιείται. Θετικά αποτελέσματα αναφέρονται όταν η δέσμη του laser βρίσκεται πλήρως ή εν μέρει εντός του επιπέδου του λιγότερο ανακλαστικού μετάλλου. Σε αυτή τη περίπτωση, ένα μικρό ποσοστό του υψηλά ανακλαστικού μετάλλου τήκεται από το υψηλά απορροφητικό μέταλλο μέσω μεταφοράς θερμότητας [1].

Τα φαινόμενα διάχυσης στη λίμνη συγκόλλησης συχνά οδηγούν στον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων, η πλειοψηφία των οποίων είναι σκληρές και ψαθυρές, και επιβλαβείς για τη μηχανική αντοχή και την ολκιμότητα της

συγκόλλησης. Καθώς δεν χρησιμοποιείται μέταλλο πλήρωσης, ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων εξαρτάται από την αλληλεπίδραση μεταξύ των συνενώσιμων μετάλλων και από της παραμέτρους συγκόλλησης. Κατά τη συγκόλληση με laser ο κίνδυνος διαχωρισμού και εκτεταμένου σχηματισμού ψαθυρών ενώσεων περιορίζεται σημαντικά εξαιτίας των υψηλών ρυθμών ψύξης και στερεοποίησης. Ωστόσο, υψηλές θερμοκρασιακές διαφορές μπορεί να οδηγήσουν σε μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς οδηγώντας σε πολύ υψηλή σκληρότητα στη ζώνη τήξης. Επιπλέον, οι υψηλές θερμοκρασιακές διαφορές παράγουν υψηλές παραμένουσες τάσεις, οι οποίες με τη σειρά τους επηρεάζουν την σταθερότητα των συνδέσμων συγκόλλησης (joints).

Όπως προαναφέρθηκε, οι διάφορες ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται στη περιοχή της συγκόλλησης μπορούν να επηρεάσουν τις μηχανικές ιδιότητες των συνδέσμων. Έτσι λοιπόν η μεταλλογραφική εξέταση των περιοχών συγκόλλησης είναι χρήσιμη και αναγκαία, καθώς έτσι μπορούν να εξαχθούν χρήσιμα συμπεράσματα για την μηχανική συμπεριφορά των joints μετά τη συγκόλληση.

Καθώς η στερεοποίηση της λίμνης διμεταλλικής συγκόλλησης Al-Cu είναι ταχύτατη, δεν πραγματοποιείται διάχυση στο στερεό, και επομένως η πορεία στερεοποίησης δεν μπορεί να περιγραφεί χρησιμοποιώντας το διμερές διάγραμμα φάσεων ισορροπίας.

Ένα αξιόπιστο υπολογιστικό και προβλεπτικό μοντέλο στερεοποίησης είναι το μοντέλο Scheil-Gulliver. Συνεπώς, με τη βοήθεια του λογισμικού Thermo-Calc<sup>®</sup> και χρησιμοποιώντας αυτό το μοντέλο, προσομοιώνεται η πορεία στερεοποίησης της λίμνης συγκόλλησης για όλο το εύρος συστάσεων Cu. Παράλληλα, υπολογίζεται η κινούσα δύναμη για τον σχηματισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων χρησιμοποιώντας την βάση δεδομένων *cost2* και ελέγχεται η επιδεκτικότητα της συγκόλλησης σε θερμή ρηγμάτωση.

Από τα αποτελέσματα της προσομοίωσης στερεοποίησης Scheil παρατηρείται ότι σχηματίζεται μικρό ποσό ευτηκτικής δομής στο τέλος της στερεοποίησης. Από τον υπολογισμό της κινούσας δύναμης για τον σχηματισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων, παρατηρείται ότι οι ενδομεταλλικές ενώσεις που θα σχηματιστούν θα είναι αυτές που θα ελαχιστοποιήσουν την ελεύθερη ενέργεια του συστήματος. Επιπλέον οι περιοχές της λίμνης συγκόλλησης με σύσταση 50-84% Cu είναι επιδεκτικές σε θερμή ρηγμάτωση γιατί έχουν μεγάλο θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης.

Οι διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu χρησιμοποιούνται στην κατασκευή διηλεκτρικών συνδέσμων και ηλιακών απορροφητών. Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση μπορεί να είναι ψαθυρές υποβαθμίζοντας σημαντικά την μηχανική αντοχή του συνδέσμου. Επομένως η παρούσα εργασία είναι μια προσέγγιση της πορείας στερεοποίησης και της προκύπτουσας μικροδομής της λίμνης συγκόλλησης, ώστε να μπορεί να προβλεφθεί η μηχανική συμπεριφορά των διμεταλλικών συνδέσμων.

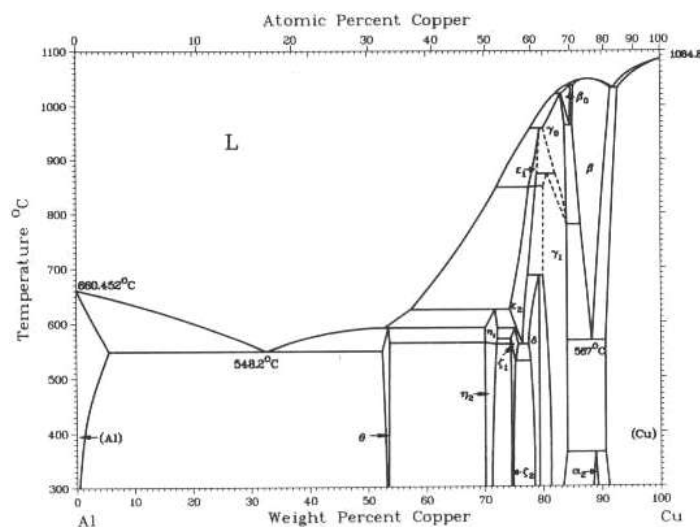


## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2

### ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

#### 2.1 Ενδομεταλλικές ενώσεις σε διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu:

Από το διάγραμμα φάσεων χαλκού-αλουμινίου (Σχ.1), η μέγιστη διαλυτότητα του Cu στο Al είναι 5.65 w.t% Cu. Σε χαμηλότερες θερμοκρασίες, η διαλυτότητα του Cu στο Al μειώνεται σταδιακά.



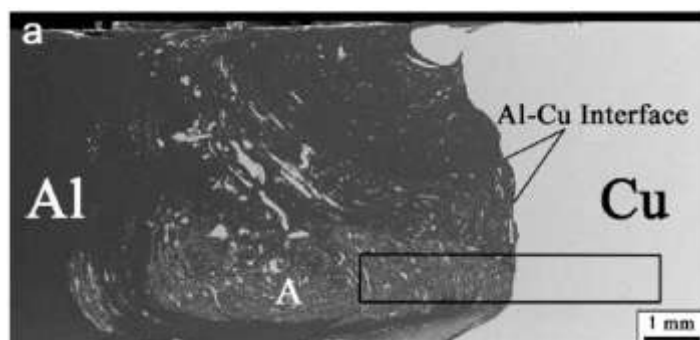
Σχ.1: Διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu [3]

Το διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu παρουσιάζει ένα ευρύ φάσμα ενδομεταλλικών ενώσεων που μπορούν να σχηματιστούν σε διάφορες συστάσεις. Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που μπορεί να σχηματιστούν στην περιοχή συγκόλλησης Cu/Al μπορεί να είναι φάσεις ισορροπίας ή μη-ισορροπίας, ανάλογα με τις συνθήκες συγκόλλησης και ψύξης. Για παράδειγμα, οι συνθήκες ψύξης μη ισορροπίας είναι γνωστό ότι προάγουν την κατακρήμνιση μετασταθών φάσεων [1]. Ενδομεταλλικές ενώσεις Cu-Al επίσης σχηματίζονται και στις περιοχές συγκόλλησης που προκύπτουν και από τις ψυχρές μεθόδους συγκόλλησης (Friction Stir Welding κλπ).

Κατά την διαδικασία συγκόλλησης με FSW, οι ενδομεταλλικές ενώσεις σχηματίζονται στο joint συγκόλλησης στην διεπιφάνεια Cu/Al και είναι υπεύθυνες για την μηχανική σταθερότητα των περιοχών συγκόλλησης. Η δομή της διεπιφάνειας μεταξύ του χαλκού και του αλουμινίου είναι σύνθετη. Μια στρώση που αποτελείται από περιοχές πλούσιες σε Al και από περιοχές πλούσιες σε Al Cu, σχηματίζεται σε μια περιοχή κοντά στη διεπιφάνεια. Η στρώση αυτή συνοδεύεται από μια σύνθετη δομή που κατανέμεται τυχαία στου υπόστρωμα του Al κοντά στη διεπιφάνεια σε ποικίλα μεγέθη και δομές, όπως φαίνεται και στην εικόνα 1. Αυτή η σύνθετη δομή αποτελείται από διάφορες φάσεις οι οποίες έχουν σαν αποτέλεσμα την ύπαρξη contrast στην εικόνα. Τα αποτελέσματα της EDS ανάλυσης υποδεικνύουν ότι η μικροδομή στην περιοχή της συγκόλλησης αποτελείται από τις ενδομεταλλικές

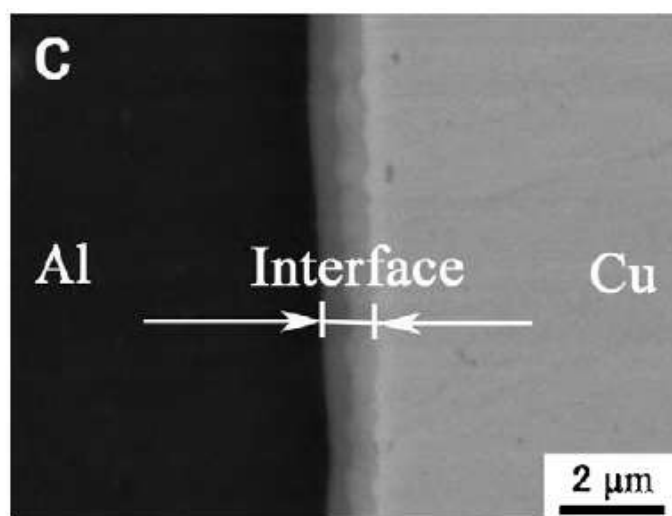


να βρεθούν στη μήτρα αλουμινίου. Έτσι λοιπόν, η περιοχή συγκόλλησης μπορεί να θεωρηθεί σαν σύνθετο μεταλλικής μήτρας [5].



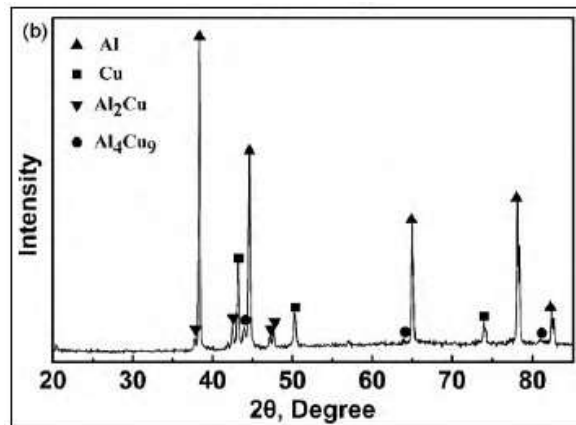
Εικ.2: Μικροδομή SEM (back scatter) από FSW joint [5]

Η μικροδομή της διεπιφάνειας μεταξύ Cu και Al φαίνεται στην εικόνα 3. Η διεπιφάνεια είναι ένα συνεχές και ομοιογενές στρώμα πάχους της τάξης του 1μm, που αποτελείται από δύο ευδιάκριτα επιμέρους στρώματα. Όπως ακριβώς φαίνεται και στην εικόνα 3 [5].



Εικ.3: Μικροδομή διεπιφάνειας Cu/ Al [5]

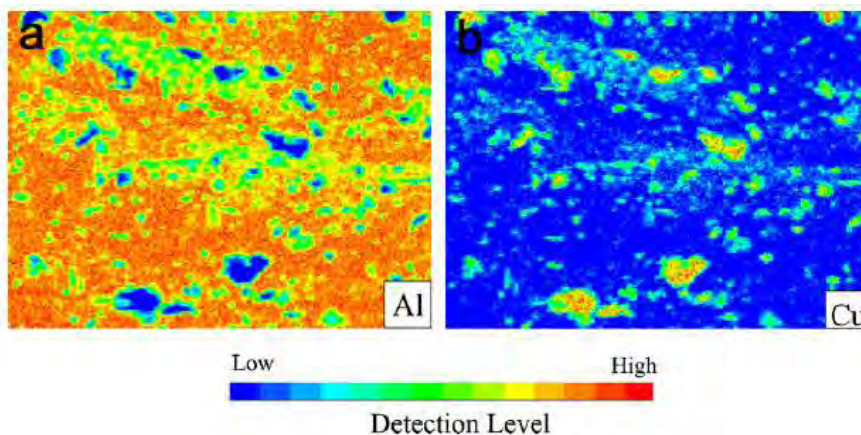
Στο σχήμα 2 φαίνονται τα αποτελέσματα της XRD ανάλυσης στη διεπιφάνεια Cu/Al. Στο XRD φάσμα εμφανίζονται οι χαρακτηριστικές κορυφές που αντιστοιχούν σε  $Al_2Cu$  και  $Al_4Cu_9$ , υποδηλώνοντας έτσι ότι η διεπιφάνεια αποτελείται από  $Al_2Cu$  και  $Al_4Cu_9$ . Σύμφωνα με το δυαδικό διάγραμμα φάσεων Al-Cu [3], κατά την αντίδραση μεταξύ Al και Cu μπορεί να σχηματιστούν και διάφορες άλλες ενώσεις όπως  $Al_2Cu$  ( $\theta$ ),  $AlCu$  ( $\eta_2$ ),  $Al_3Cu_4$  ( $\zeta_2$ ),  $Al_4Cu_9$  ( $\gamma_1$ ) [5].



Σχ.2: XRD ανάλυση στη διεπιφάνεια Cu/Al [5]

Ορισμένες μελέτες έδειξαν ότι κατά την αντίδραση Al και Cu, η πλούσια σε Al φάση  $Al_2Cu$  και η πλούσια σε Cu φάση  $Al_4Cu_9$ , είναι οι πρώτες δυο ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται στις γειτονικές περιοχές από τη πλευρά του Cu και από τη πλευρά του Al αντιστοίχως [6,7,8]. Έτσι λοιπόν, το επιμέρους στρώμα στη περιοχή του χαλκού, όπως φαίνεται και στην εικόνα 3, θα πρέπει να είναι  $Al_4Cu_9$  και στην πλευρά του αλουμινίου θα είναι  $Al_2Cu$  [5]. Οι χάρτες κατανομής των στοιχείων της περιοχής συγκόλλησης, η οποία αποτελείται από φάσεις (ή σωματίδια) ενδομεταλλικών ενώσεων φαίνονται στο σχήμα 3 και ελήφθησαν μέσω της τεχνικής EPMA.

Σύμφωνα με τους χάρτες κατανομής του αλουμινίου και του χαλκού, τα μεγαλύτερα και πιο φωτεινά σωματίδια που φαίνονται στο σχήμα 3.b αποτελούνται κυρίως από Cu. Όμως μέσα στη περιοχή συγκόλλησης τα μικρότερα σωματίδια μετασχηματίζονται σε ενδομεταλλικές ενώσεις Al-Cu, τα οποία παρατηρούνται γύρω από τα μεγαλύτερα σωματίδια. Όπως προαναφέρθηκε, από την XRD ανάλυση σε αυτή τη περιοχή προέκυψαν ευκρινείς κορυφές που αντιστοιχούν σε  $Al_2Cu$  και  $Al_4Cu_9$ . Επομένως, είναι προφανές ότι γύρω από τα μεγαλύτερα σωματίδια Cu σχηματίζονται  $Al_2Cu$  και  $Al_4Cu_9$ . Τα μικρότερα σωματίδια χαλκού ο περισσότερος χαλκός τους αντέδρασε προς σχηματισμό αυτών των δυο ενδομεταλλικών ενώσεων [5].



Σχ. 3: Χάρτες κατανομής στοιχείων στη περιοχή συγκόλλησης [5]

## 2.2 Ανόπτηση σε συνδέσμους Al-Cu:

Όπως προαναφέρθηκε, ο χαλκός και το αλουμίνιο μπορούν να συγκολληθούν με διάφορες τεχνικές σχηματίζοντας διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu. Ωστόσο, στην διεπιφάνεια των διμεταλλικών συνδέσμων, σχηματίζονται και αναπτύσσονται ενδομεταλλικές ενώσεις Al-Cu, οι οποίες επηρεάζουν και υποβαθμίζουν την μηχανική αντοχή του συνδέσμου.

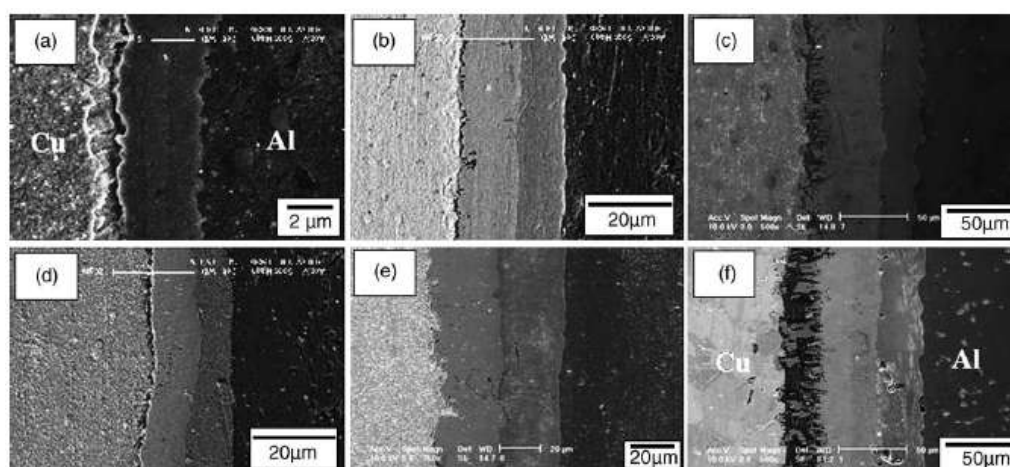
Για να διερευνηθούν οι επιπτώσεις των ενδομεταλλικών ενώσεων στην μηχανική αντοχή των συνδέσμων, τα συγκολλημένα δείγματα υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία ανόπτησης.

### 2.2.1 Ανόπτηση σε FSW διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu:

Η κατεργασία ανόπτησης προκαλεί μια γενική αλλαγή στη μικροδομή ενός μεταλλικού κράματος. Ομοίως και στις διμεταλλικές συγκολλήσεις μεταξύ Cu και Al, οι θερμική κατεργασία προκαλεί αλλαγές στη μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης δια μέσω ατομικής διάχυσης του χαλκού και του αλουμινίου.

Στο θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ 373K και 773K, ο ρυθμός σχηματισμού των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι σχετικά ταχύς, επιτρέποντας μάλιστα την μείωση της διάχυσης σε χαμηλότερες θερμοκρασίες.

Η εικόνα 4 δείχνει τις μικροδομές της περιοχής του Al-Cu FSW συνδέσμου συγκόλλησης κάτω από διαφορετικές συνθήκες ανόπτησης [9].



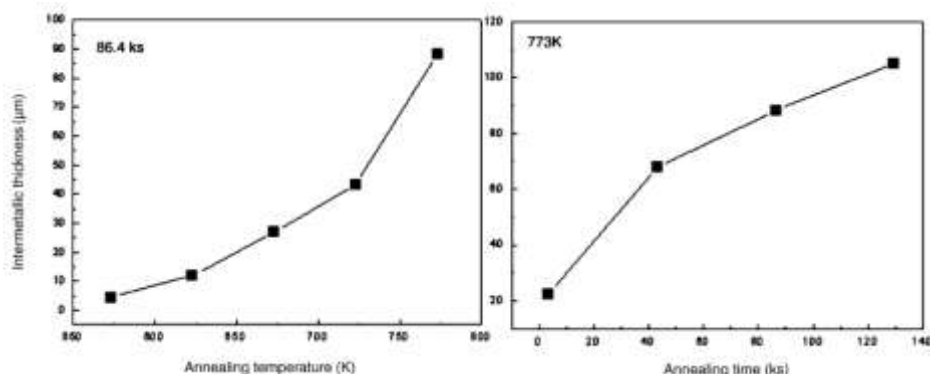
**Εικ. 4:** SEM μικροδομές των Cu/Al συνδέσμων συγκόλλησης με FSW, κάτω από διάφορες συνθήκες ανόπτησης.

(a) 573 K, 86.3ks, (b) 673 K, 86.3ks, (c) 773 K, 86.3ks, (d) 773 K 3.6 ks, (e) 773 K 43.2 ks, (f) 773 K 129.6 ks [9]

Όπως φαίνεται στην εικόνα 4 (a), στην διεπιφάνεια μεταξύ Cu και Al σχηματίζονται δύο διαφορετικές στρώσεις ενδομεταλλικών ενώσεων. Αυτά τα στρώματα αυξάνονται σημαντικά με την αύξηση του χρόνου και της θερμοκρασίας, καθώς η ατομική διάχυση γίνεται πιο εκτενής. Συγκεκριμένα η ενδομεταλλική ένωση

που σχηματίζεται κοντά στη πλευρά του χαλκού είναι παχύτερη από την ενδομεταλλική που σχηματίζεται κοντά στη πλευρά του αλουμινίου [9].

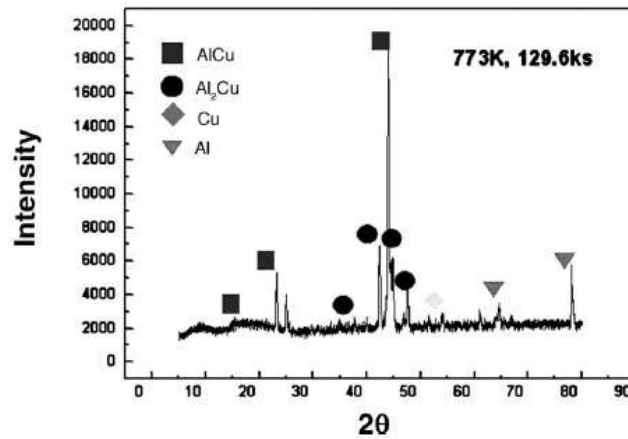
Η συσχέτιση μεταξύ του πάχους του στρώματος των ενδομεταλλικών ενώσεων, της θερμοκρασίας και του χρόνου ανόπτησης φαίνεται στο σχήμα 4. Συμπεραίνεται ότι το πάχος των στρώσεων των ενώσεων στη περιοχή της συγκόλλησης αυξάνεται γραμμικά με την αύξηση του χρόνου και της θερμοκρασίας [9]. Ομοίως, σε μία συγκόλληση με laser μεταξύ Cu και Al, το μέγεθος των ενδομεταλλικών σωματιδίων θα αυξάνεται με την αύξηση του χρόνου και της θερμοκρασίας.



Σχ. 4: Συσχέτιση πάχους με (a) την θερμοκρασία ανόπτησης και (b) χρόνου ανόπτησης [9]

Μετά την κατεργασία ανόπτησης στους 773K για 129,6ks, παρατηρούνται δυο διαφορετικές ενδομεταλλικές ενώσεις στην διεπιφάνεια Cu/Al. Μελέτες XRD στη διεπιφάνεια Cu/Al (Σχήμα 5) υποδεικνύουν ότι αυτές οι φάσεις είναι η AlCu και η Al<sub>2</sub>Cu [9]. Όμως στους συνδέσμους Cu/Al/Cu που σχηματίζονται με τη μέθοδο της ψυχρής έλασης και μετά από παρατεταμένη ανόπτηση στους 523K κατά το χρονικό διάστημα 3.6–3600 ks, οι ενδομεταλλικές ενώσεις που εμφανίζονται είναι οι AlCu<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Cu<sub>4</sub>, AlCu και Al<sub>2</sub>Cu [10].

Οι παραπάνω ενδομεταλλικές ενώσεις μπορούν να εμφανιστούν και στη περιοχή των διμεταλλικών συγκολλήσεων με laser μεταξύ χαλκού και αλουμινίου, και καθώς το laser εισάγει μεγάλο ποσό θερμικής ενέργειας στη περιοχή της συγκόλλησης, οι παραπάνω ενδομεταλλικές ενώσεις μπορούν να σχηματιστούν χωρίς την κατεργασία ανοπτήσεως. Ο επιλεκτικός σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων στον σύνδεσμο συγκόλλησης εξαρτάται από τις συνθήκες της συγκόλλησης με laser (διάρκεια παλμού, συχνότητα, ταχύτητα ψύξης κλπ), αλλά και από την ενέργεια ενεργοποίησης που απαιτείται για τον σχηματισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων. Ωστόσο, εξαιτίας της τήξης που προκαλείται από το laser στην περιοχή της συγκόλλησης όλες αυτές οι φάσεις είναι δυνατό να εμφανιστούν στην περιοχή της συγκόλλησης.



Σχ.5 : XRD ανάλυση στη διεπιφάνεια Cu/Al μετά από ανόπτηση 773 K για 129.6ks [9]

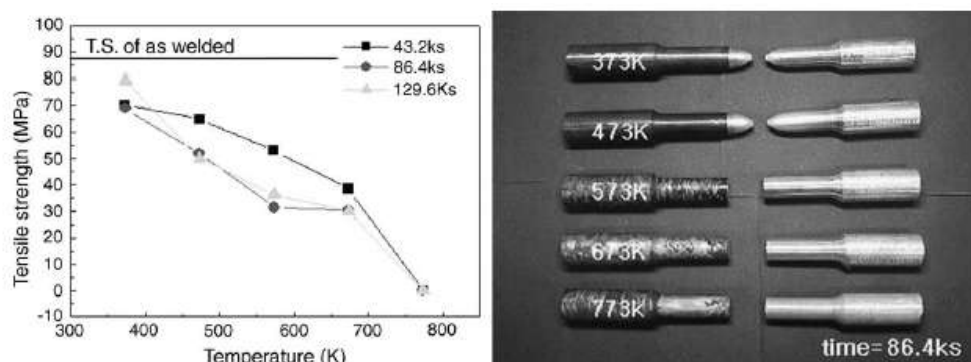
Επιπλέον, η κατεργασία ανόπτησης μετά τη συγκόλληση μπορεί να προκαλέσει περεταίρω ανάπτυξη των ενδομεταλλικών φάσεων. Αυτές οι φάσεις μπορεί να είναι σκληρές και ψαθυρές, οδηγώντας έτσι σε ψαθυρούς και χαμηλής αντοχής συνδέσμους. Στην εικόνα 5 φαίνονται οι διαφοροποιήσεις στην μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό καθώς και τα δοκίμια που έχουν αστοχήσει μετά από τις διάφορες συνθήκες κατεργασιών ανόπτησης [9]. Όπως φαίνεται στην εικόνα 5, η κατεργασία ανόπτησης προκαλεί την υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων και έτσι, οι συγκολλήσεις αστοχούν κάτω από χαμηλά φορτία, παρουσιάζοντας ψαθυρή θραύση.

Για παράδειγμα, η αντοχή σε εφελκυσμό ενός FSW joint, πριν την ανόπτηση είναι γύρω στα 87Μpa. Μετά από οποιαδήποτε ανόπτηση η αντοχή του είναι κάτω από τα 87Μpa και μειώνεται σταδιακά καθώς αυξάνει ο χρόνος και η θερμοκρασία. Η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων προκαλείται από την ανάπτυξη των ψαθυρών φάσεων όπως η AlCu και η Al<sub>2</sub>Cu που σχηματίζονται στη διεπιφάνεια Cu/Al κατά την ανόπτηση [9].

Στην εικόνα 5 φαίνονται επίσης τα δοκίμια που έχουν αστοχήσει μετά από διάφορες κατεργασίες ανόπτησης. Για δεδομένο χρόνο 86,4ks, παρατηρείται ότι για θερμοκρασίες 373K και 473K, η θραύση έχει όλκιμα χαρακτηριστικά, ενώ για θερμοκρασίες ανόπτησης πάνω από τους 573K, ο θραύση έχει ψαθυρά χαρακτηριστικά. Κατεργασία ανόπτησης σε θερμοκρασίες 373K και 473K δεν μπορούν να προκαλέσουν εκτενή σχηματισμό και ανάπτυξη των ενδομεταλλικών ενώσεων, καθώς αυτές οι θερμοκρασίες είναι σχετικά χαμηλές. Το πάχος της διεπιφάνειας είναι μικρό και έτσι ο σύνδεσμος μεταξύ Cu και Al διατηρεί την ολκιμότητα και τη μηχανική του αντοχή. Αφ' ετέρου, η κατεργασία ανόπτησης σε θερμοκρασίες 573K, 673K και 773K, προκαλούν τον εκτενή σχηματισμό και ανάπτυξη ενδομεταλλικών ενώσεων που υποβαθμίζουν την μηχανική αντοχή του συνδέσμου, οδηγώντας σε όλκιμη θραύση [9].

Συνοψίζοντας, οι ενδομεταλλικές ενώσεις όπως η AlCu και η Al<sub>2</sub>Cu μπορούν επίσης να σχηματιστούν μεταξύ αναπτυσσόμενων συνδέσμων Cu/Al. Το συνολικό πάχος των στρώσεων των ενδομεταλλικών ενώσεων αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας και του χρόνου ανοπτήσεως, υποβαθμίζοντας τις μηχανικές ιδιότητες των συνδέσμων συγκόλλησης. Η αντοχή σε εφελκυσμό των συνδέσμων Cu/Al επίσης

μειώνεται σημαντικά, λόγω του σχηματισμού και της ανάπτυξης των ενδομεταλλικών ενώσεων [9].



**Εικ.5:** Μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και σπασμένα δοκίμια μετά από διάφορες κατεργασίες ανόπτησης [9]

Καθώς οι ενδομεταλλικές ενώσεις προκαλούν σοβαρή υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων οδηγώντας σε πρόωρη αστοχία, είναι αναγκαίο να γνωρίζουμε τη θερμοκρασία στη οποία πραγματοποιείται ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων προκαλείται από τον σχηματισμό μιας ψαθυρής στρώσης στην ζώνη συγκόλλησης. Έχει αποδειχθεί πειραματικά ότι περιορίζοντας τη θερμοκρασία περίπου στους 200 °C, δεν πραγματοποιείται ο σχηματισμός της παραπάνω ψαθυρής στρώσης. Επίσης αυτή η θερμοκρασία είναι το όριο πέρα από το οποίο πραγματοποιείται εκτεταμένη ανακρυστάλλωση τόσο στο αλουμίνιο όσο και στον χαλκό [11].

Ο Μ.Κοβερνα και οι συνεργάτες του [11], έδειξαν ότι οι πρώτες ενδομεταλλικές ενώσεις εμφανίζονται στη θερμοκρασία των 200 °C. Έδειξαν επίσης ότι η κατεργασία ανόπτησης στη θερμοκρασία 200 °C οδηγεί σε μείωση των μηχανικών παραμέτρων κατά 10%. Αυτή είναι η λιγότερη σημαντική υποβάθμιση και υποδηλώνει ότι σε αυτή τη θερμοκρασία οι ενδομεταλλικές ενώσεις αρχίζουν να σχηματίζονται, και κατ'επέκταση η κατασκευή δεν θα πρέπει να χρησιμοποιείται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 200 °C.

Όπως προαναφέρθηκε, η εκτεταμένη ανάπτυξη αυτών των ενδομεταλλικών ενώσεων ευθύνεται για την ψαθυροποίηση των συνδέσμων Cu/Al. Όπως φαίνεται και από την εικ. 5, οι κατεργασίες ανόπτησης σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 473K(200 °C) οδηγούν σε υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων και η μετέπειτα θραύση έχει ψαθυρό χαρακτήρα.

Ο Μ. Κοβερνα [11] επεσήμανε ότι ένας σύνδεσμος Cu/Al που σχηματίστηκε με ψυχρή συγκόλληση, αποτελείται από μια στρώση η οποία είναι στερεό διάλυμα Cu-5%Al. Το πλάτος αυτής της στρώσης αναπτύσσεται με την αύξηση της θερμοκρασίας και του χρόνου, χωρίς καμία σημαντική επίπτωση στις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου μέχρι τη θερμοκρασία των 200 °C. Σε αυτή τη θερμοκρασία οι ενδομεταλλικές φάσεις αρχίζουν να κατακρημνίζονται στο στερεό διάλυμα, και ταυτόχρονα ξεκινά η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Η περαιτέρω αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης θα οδηγήσει στην ανάπτυξη διαφόρων ενδομεταλλικών ενώσεων. Η μελέτη XRD έδειξε ότι σ παραπάνω στρώση αποτελείται από ένα μίγμα α, β, γ, θ και κ φάσεων μετά από ανόπτηση στους 500 °C για 1h. Οι φάσεις που εμφανίζονται στη περιοχή της



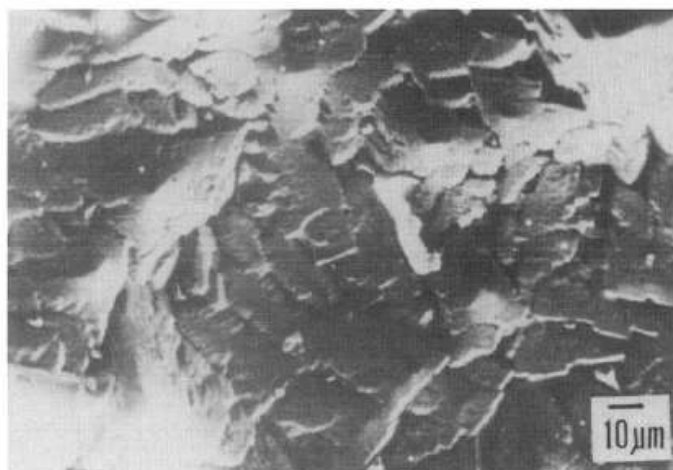
συγκόλλησης προσδιορίζονται στον πίνακα 1. Τα σχετικά ποσά των ενδομεταλλικών ενώσεων ποικίλουν και η ποσότητα της  $\gamma$  φάσης μειώνεται προς την πλευρά του χαλκού στη περιοχή της συγκόλλησης. Η  $\beta$  φάση επικρατεί στη συγκόλληση, αλλά στο τέλος επίσης εξαλείφεται και αντικαθίσταται από την φάση  $\alpha$  [11].

*Πιν. 1: Φάσεις που εμφανίζονται στους συνδέσμους Cu/Al ψυχρής συγκόλλησης [11]*

Phase	Composition	Structure type		Density (kg m <sup>-3</sup> )
		Strukturbericht symbol	Pearson symbol	
$\alpha$	(Cu-)10at.%Al	A1	cF4	8310
$\beta$	Cu <sub>9</sub> Al	A2	cI2	7340
$\gamma$	Cu <sub>2</sub> Al <sub>4</sub>	D8 <sub>3</sub>	cP52	6890
$\theta$	CuAl <sub>2</sub>	C16	tI12	4390
$\kappa$	(Al-)1.2at.%Cu	A1	cF4	2770

Τα δοκίμια που ανοπτήθηκαν στους 500 °C για 8h εμφανίζουν δυο διαφορετικές δομές. Το κεντρικό τμήμα της στρώσης αποτελείται από ένα μίγμα  $\alpha$ ,  $\beta$ , και  $\gamma$  φάσης και το σύνορό του στρώματος αποτελείται από ένα μίγμα  $\theta$  φάσης και από την πλούσια σε αλουμίνιο  $\kappa$  φάση.

Τα δοκίμια που ανοπτήθηκαν στους 650 °C για 1 min αποτελούνται μόνο από μια στρώση από  $\theta$  φάση, η οποία καθορίστηκε με τη βοήθεια της περίθλασης ακτίνων X (XRD). Όπως φαίνεται και στην εικόνα 6, η στρώση αυτή διαχωρίστηκε αποκτώντας μια φυλλοειδή ευτηκτική δομή [11].



*Εικ.6: Διαχωρισμένη  $\theta$  φάση [11]*

Στη περίπτωση που όταν δύο στερεά διαλύματα, με πυκνότητες  $\rho_1$ ,  $\rho_2$  αντίστοιχα και με κλάσμα όγκου  $v/(1-v)$  αντιδρούν μεταξύ τους προς σχηματισμό μιας νέας ενδομεταλλικής ένωσης με πυκνότητα  $\rho$  ισχύει η σχέση:

- $R = \rho - \rho_2 + v(\rho_2 - \rho_1)$

(R: μεταβολή πυκνότητας)

Όσο μεγαλύτερη είναι η μεταβολή πυκνότητας  $R$ , τόσο μεγαλύτερες θα είναι οι τάσεις που εισάγονται από τον σχηματισμό της νέας φάσης, και κατά συνέπεια τόσο μεγαλύτερες θα οι επιπτώσεις που συνδέονται με τον σχηματισμό της φάσης αυτής. Ο τύπος της μεταβολής πυκνότητας  $R$  επιτρέπει την ποσοτική σύγκριση των επιμέρους ενδομεταλλικών ενώσεων που μπορεί να εμφανιστούν στη περιοχή της συγκόλλησης κατά τη θέρμανση.

Στον Πίνακα 2, δίνονται οι τιμές του  $R$  για τις φάσεις  $\beta$ ,  $\gamma$ , και  $\theta$ , οι οποίες μπορούν να βρεθούν στη δομή των Cu/Al συνδέσμων. Εξετάζοντας τον πίνακα διαπιστώνεται ότι η  $\theta$  φάση είναι η λιγότερο επιθυμητή καθώς επιφέρει υψηλές τάσεις ( $R < 0$ ) διακινδυνεύοντας έτσι τη μηχανική αντοχή και σταθερότητα του συνδέσμου. Η  $\gamma$  φάση επίσης επιφέρει υψηλά φορτία, αλλά πολύ μικρότερα σε σχέση με τη  $\theta$  φάση. Όμως, ο σχηματισμός της  $\beta$  φάσης δεν παράγει φορτία στην περιοχή της συγκόλλησης [11].

*Πιν 2: Μεταβολή πυκνότητας  $R$  των ενδομεταλλικών ενώσεων σε Cu/Al σύνδεσμο [11]*

Phase	$R$ ( $\text{kg m}^{-3}$ )
$\beta$	- 34
$\gamma$	- 122
$\theta$	- 382

Επομένως, η αύξηση της θερμοκρασίας και του χρόνου οδηγεί σε λιγότερο επιθυμητούς τύπους ενδομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες διακινδυνεύουν την μηχανική σταθερότητα και την αξιοπιστία του συνδέσμου συγκόλλησης, οδηγώντας μάλιστα και σε ψαθυρή θραύση. Το παραπάνω συμπέρασμα συμφωνεί και με τα αποτελέσματα του W. B. Lee et al [9].

Η μελέτη της συμπεριφοράς των Cu/Al joints απέδειξε ότι αυξάνοντας την θερμοκρασία ανόπτησης πάνω από τους 200 °C, οδηγούμαστε στον σχηματισμό ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων και ταχύτατη υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων, και οι σύνδεσμος επιδεικνύει χαμηλή δυσθραυστότητα και συνεπώς η θέρμανση πάνω από τους 200 °C πρέπει να αποφεύγεται [11].

### 2.2.2 Επίδραση σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων και ανόπτησης σε συνδέσμους Al-Cu.

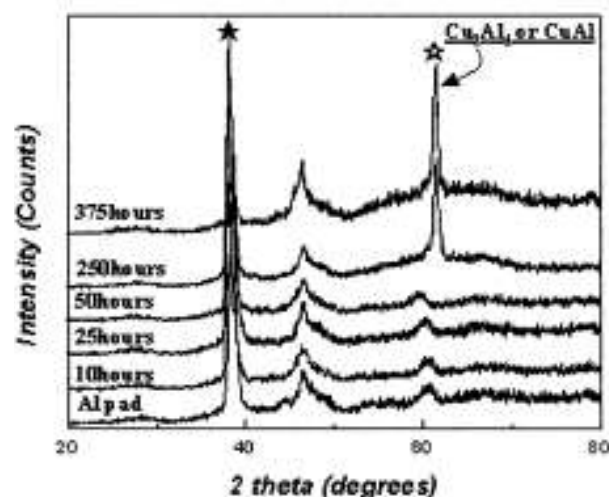
Η ανόπτηση στην οποία υποβάλλονται διμεταλλικοί σύνδεσμοι Cu/Al που σχηματίστηκαν με μηχανισμούς διάχυσης, οδηγεί στον σχηματισμό και στην ανάπτυξη ενδομεταλλικών ενώσεων. Στο θερμοκρασιακό εύρος ανόπτησης των 150 °C με 300 °C μπορούν να σχηματιστούν οι εξής ενδομεταλλικές ενώσεις [15]:

- $\gamma_2$  (Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>):
- $\delta$  (Cu<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>):
- $\zeta_2$  (Cu<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>):
- $\eta_2$  (CuAl):
- $\theta$  (CuAl<sub>2</sub>):

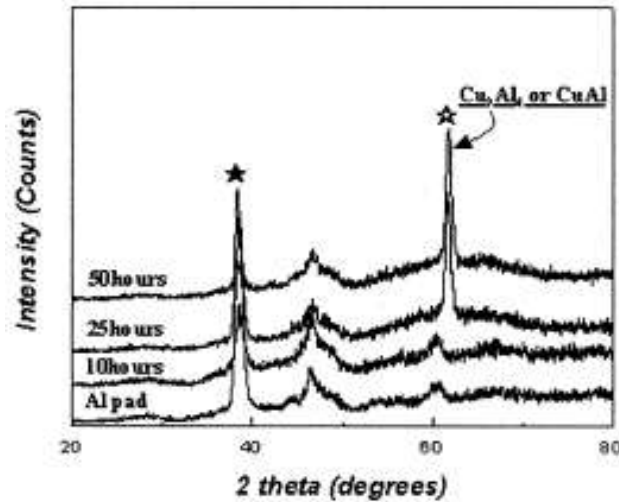
Η θερμοκρασία που αναπτύσσεται στους διμεταλλικούς συνδέσμους κατά τη λειτουργία τους μπορεί να φτάσει τις παραπάνω τιμές, οδηγώντας στον σχηματισμό των παραπάνω ενδομεταλλικών ενώσεων καθώς και σε σχηματισμό στερεών διαλυμάτων.

Η υψηλή θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά την λειτουργία, ενεργοποιεί την διάχυση του αλουμινίου και του χαλκού στην διεπιφάνεια. Κατά συνέπεια αναπτύσσονται ενδομεταλλικές ενώσεις Al-Cu, επηρεάζοντας τις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου. Εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων ψαθυροποιεί την συγκόλληση, ενώ μέτρια ανάπτυξη μπορεί να αυξήσει την αντοχή των συνδέσμων [15].

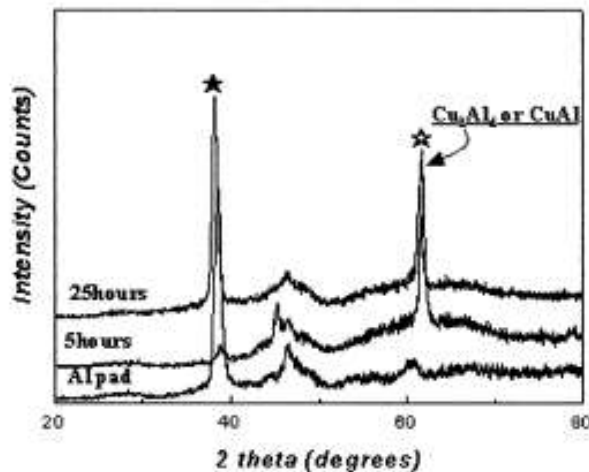
Μετά από ανόπτηση στους 150 °C, 250 °C και 300 °C για διάφορα χρονικά διαστήματα, έγινε μελέτη XRD για τον προσδιορισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στα σχήματα 6-9 φαίνονται τα XRD φάσματα που ελήφθησαν στο σημείο θραύσης των συνδέσμων μετά από κάθε ανόπτηση [15].



Σχ. 6: Φάσμα XRD μετά από ανόπτηση στους 150 °C [15]



Σχ. 7: Φάσμα XRD μετά από ανόπτηση στους 250 °C [15]



Σχ. 8: Φάσμα XRD μετά από ανόπτηση στους 300 °C [15]

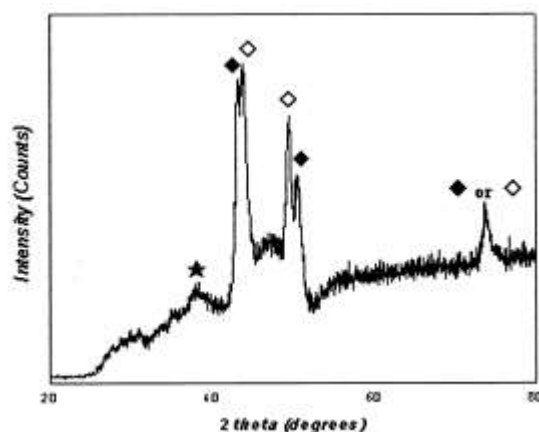
Από τα XRD φάσματα στα σχήματα 6-8 παρατηρείται ότι σχηματίζεται κυρίως  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , ή  $\text{CuAl}$ . Από τα φάσματα συμπεραίνεται ότι στους 150 °C, η ενδομεταλλική ένωση  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  σχηματίζεται σε 375h ενώ στους 300 °C σχηματίζεται μέσα σε μόλις 25h. Το γεγονός αυτό οφείλεται στην περιορισμένη κινητικότητα και διάχυση στους 150 °C. Κατά συνέπεια, απαιτείται περισσότερος χρόνος για τον σχηματισμό της ενδομεταλλικής ένωσης.

Φάσματα XRD ελήφθησαν και από το κάτω μέρος της συγκόλλησης μετά από ανόπτηση στους 250 °C για 25h (Σχ. 9) και στους 300 °C για 100h (Σχ. 10). Στο Σχήμα 9 φαίνεται ότι μετά από ανόπτηση στους 250 °C για 25h, το φάσμα διαφέρει από τα φάσματα που ελήφθησαν στο σημείο θραύσης. Το φάσμα σε αυτή την περίπτωση είναι πιο περίπλοκο λόγω αλληλοεπικάλυψης των κορυφών. Η κορυφή του αλουμινίου αντιστοιχεί στις 38.5 °, του χαλκού στις 43.3 ° και 50.5° και τις ενδομεταλλικής ένωσης  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  στις 43.9° και 49.6°. Επομένως μετά από ανόπτηση στους 250 °C για 25h, η κύρια ενδομεταλλική ένωση είναι η  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ .

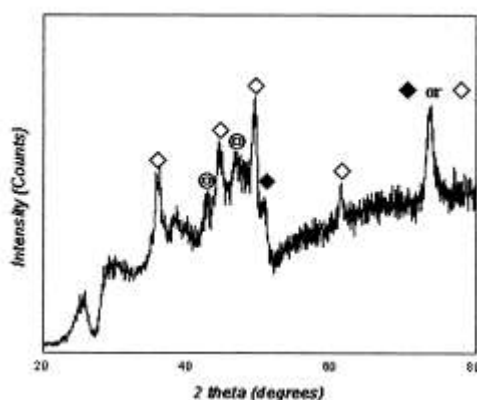
Παρόμοια αποτελέσματα ελήφθησαν και από το XRD φάσμα μετά από ανόπτηση στους 300 °C για 100h, με την  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  να είναι η κύρια ενδομεταλλική

ένωση. Ωστόσο, λόγω παρατεταμένης ανόπτησης μπορούν να σχηματιστούν και άλλες ενδομεταλλικές ενώσεις όπως  $\text{CuAl}_2$ .

Γενικά μετά από παρατεταμένη ανόπτηση, η κύρια ενδομεταλλική ένωση που σχηματίζεται είναι η  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , ενώ με αύξηση του χρόνου ανόπτησης σχηματίζονται και άλλες ενδομεταλλικές ενώσεις [15].



Σχ. 9: Φάσμα XRD μετά από ανόπτηση στους  $250\text{ }^\circ\text{C}$  για 25h [15]



Σχ. 10: Φάσμα XRD μετά από ανόπτηση στους  $300\text{ }^\circ\text{C}$  για 100h [15]

### 2.3 Ενδομεταλλικές ενώσεις και ενίσχυση σε διμεταλλικό σύνδεσμο Cu/Al:

Στις ψυχρές μεθόδους συγκόλλησης ο επιλεκτικός σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων σε έναν σύνδεσμο Cu/Al εξαρτάται από τις συνθήκες συγκόλλησης. Όμως η τεχνική της συγκόλλησης με laser προκαλεί την τήξη και την ανάμιξη του Cu και του Al στην περιοχή της συγκόλλησης και επομένως, όλες οι ενδομεταλλικές ενώσεις που προβλέπονται από το διάγραμμα φάσεων Al-Cu μπορούν να σχηματιστούν στην περιοχή της συγκόλλησης, καθορίζοντας τη μηχανική συμπεριφορά του συνδέσμου.

Η μικροδομή του συνδέσμου Al- Cu που προκύπτει από τη συγκόλληση με laser, μπορεί να είναι ένα μίγμα από τις φάσεις  $\epsilon$  ( $\text{Cu}_3\text{Al}$ ),  $\gamma$  ( $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ),  $\gamma_2$  ( $\text{Cu}_2\text{Al}$ ),  $\delta$  ( $\text{Cu}_3\text{Al}_2$ ),  $\zeta_2$  ( $\text{Cu}_4\text{Al}_3$ ),  $\eta$  ( $\text{CuAl}$ ) και  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ). Αυτές οι ενδομεταλλικές φάσεις

συνήθως κατακρημνίζονται ομοιόμορφα μέσα στη μεταλλική μήτρα αλουμινίου, παρέχοντας σημαντική ενίσχυση της δομής. Ένα σύνηθες παράδειγμα είναι το σύστημα Al-4%Cu το οποίο ενισχύεται μέσω σκλήρυνσης με κατακρήμνιση της θ' φάσης.

Ωστόσο, το υψηλό κλάσμα όγκου των σκληρών φάσεων μπορεί να προκαλέσει ψαθυροποίηση και υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων, Έτσι λοιπόν, η κατακρήμνιση των ενδομεταλλικών ενώσεων σε λεπτή διασπορά μπορεί να επιφέρει σημαντική ενίσχυση του συνδέσμου συγκόλλησης. Παρ' όλα αυτά, σε μια laser συγκόλληση όλες αυτές οι ενδομεταλλικές ενώσεις σχηματίζονται τυχαία και ανεξέλεγκτα, οδηγώντας έτσι σε σύνθετες δομές με εκτεταμένο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων. Κατά συνέπεια λοιπόν, ο σύνδεσμος Cu/Al δεν θα έχει ικανοποιητικές μηχανικές ιδιότητες.

Πέρα από την ύπαρξη ενδομεταλλικών ενώσεων, στην περιοχή της συγκόλλησης υπάρχουν περιοχές πλούσιες σε Al και Cu σχηματίζοντας στερεά διαλύματα αλουμινίου και χαλκού αντίστοιχα. Αυτά τα στερεά διαλύματα ενδέχεται να συνεισφέρουν στην ενίσχυση του συνδέσμου εξισορροπώντας σε κάποιο βαθμό την υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων που προκύπτει από την εκτεταμένη ανάπτυξη των σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων.

## 2.4 Σκληρότητα των ενδομεταλλικών ενώσεων:

Όπως προαναφέρθηκε, σε έναν σύνδεσμο Cu/Al σχηματίζονται διάφορες ενδομεταλλικές ενώσεις καθορίζοντας έτσι τις μηχανικές του ιδιότητες. Ο τρόπος με τον οποίο αυτές οι φάσεις συνεισφέρουν στον καθορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων του συνδέσμου εξαρτάται από τη σκληρότητα της κάθε φάσης. Οι σκληρές και ψαθυρές φάσεις δεν παρέχουν σημαντική ενίσχυση της δομής και μπορούν να προσκαλέσουν ψαθυροποίηση και πρόωρη αστοχία του συνδέσμου. Ωστόσο, οι λιγότερο σκληρές και πιο όλκιμες φάσεις έχουν μικρότερη επίδραση στην υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων και ενδέχεται να προκαλέσουν ενίσχυση της δομής, δίνοντας μάλιστα μια πιο όλκιμη συμπεριφορά.

Ο M.Braunovic [2] προσδιόρισε την σκληρότητα των ενδομεταλλικών ενώσεων σε μια διμεταλλική σύζευξη Cu-Al, με τη βοήθεια της νανοδιείσδυσης (nanointendation). Οι τιμές σκληρότητας και της νανοσκληρομέτρησης φαίνονται στον Πίνακα 3.

**Πιν 3:** Τιμές σκληρότητας για κάθε ενδομεταλλική ένωση [2]

PHASE	COMPN	Cu (wt %)	Al (wt %)	Hk [14] (kg/mm <sup>2</sup> )	Hv [12,13] (kg/mm <sup>2</sup> )	Hv [12,13] (kg/mm <sup>2</sup> )	Hn (kg/mm <sup>2</sup> )	E (GPa)
Cu	Cu	100	0	120		100	80	52
1 - γ <sub>2</sub>	Cu <sub>2</sub> Al	80	20	42	35	550	287	45
2 - δ	Cu <sub>3</sub> Al <sub>2</sub>	78	22	60	180	650	557	55
3 - ζ <sub>2</sub>	Cu <sub>4</sub> Al <sub>3</sub>	75	25	636	624	850	852	139
4 - η <sub>2</sub>	CuAl	70	30	918	648	1130	1174	190
5 - θ	CuAl <sub>2</sub>	55	45	426	413	700	735	118
Al	Al	0	100	40		60	50	35

Στον πίνακα 3 οι τιμές της ναυοσκληρομέτρησης σημειώνονται ως Hn, οι τιμές σκληρότητας κατά Knoop και Vickers σημειώνονται ως Hk και Hn αντίστοιχα, όπως προσδιορίστηκαν από διάφορους ερευνητές [12-14]. Στον πίνακα 3 επίσης, παρουσιάζονται και οι τιμές του μέτρου ελαστικότητας για κάθε ενδομεταλλικής ένωση.

Όπως φαίνεται από τις τιμές σκληρότητας, οι περισσότερες ενδομεταλλικές ενώσεις που μπορούν να σχηματιστούν σε ένα σύνδεσμο Cu/Al είναι πολύ σκληρές, πολύ ψαθυρές υποβαθμίζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου. Επομένως ο εκτεταμένος σχηματισμός σκληρών και ψαθυρών φάσεων όπως  $\text{Cu}_4\text{Al}_3$ ,  $\text{CuAl}$ , και  $\text{CuAl}_2$  πρέπει να αποφεύγεται. Ωστόσο είναι πιο προτιμητέος ο σχηματισμός λιγότερο ψαθυρών φάσεων όπως  $\text{Cu}_2\text{Al}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}_2$ , καθώς και στερεά διαλύματα αλουμινίου και χαλκού. Οι φάσεις αυτές προκαλούν λιγότερο ανεπιθύμητα αποτελέσματα στις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου.

Κατά τη συγκόλληση με laser οι παράμετροι της συγκόλλησης όπως διάρκεια και συχνότητα του παλμού του laser, η ταχύτητα συγκόλλησης, η ισχύς του laser πρέπει να επιλεγθούν προσεκτικά ούτως ώστε να προκύψουν οι επιθυμητές μικροδομές με χαμηλό ποσοστό ψαθυρών φάσεων και να προκύψει τελικά σύνδεσμος με ικανοποιητική αντοχή και χαμηλή ψαθυρότητα.

## 2.5 Συγκόλληση μετάλλων με Laser:

Η διμεταλλική σύνδεση ανόμοιων μετάλλων μπορεί να είναι δύσκολη εξαιτίας των μεγάλων διαφορών στις φυσικές και χημικές τους ιδιότητες. Η συγκόλληση με laser δίνει λύσεις σε ένα μεγάλο αριθμό προβλημάτων που προκύπτουν από τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης. Η συγκόλληση με laser προσφέρει μεγάλη ακρίβεια στην τοποθέτηση και στην εστίαση της δέσμης, συγκολλήσεις υψηλής ποιότητας, ταχεία θέρμανση και ψύξη, μικρές παραμορφώσεις, μεγάλη ευελιξία και ταχύτητα στην παραγωγική διαδικασία και αξιοποιείται για ένα μεγάλο εύρος συνδυασμών μετάλλων.

Οι σύνδεσμοι διμεταλλικών συγκολλήσεων αξιοποιούνται στην παραγωγή ηλεκτρικής ενέργειας, στην χημική και πετροχημική βιομηχανία, στην βιομηχανία ηλεκτρονικών, καθώς και στην κατασκευή ηλιακών απορροφητών. Η δυνατότητα αξιοποίησης διαφορετικών μετάλλων παρέχει την μεγαλύτερη ευελιξία στην παραγωγή και συχνά οδηγεί σε μεγάλα τεχνικά και οικονομικά πλεονεκτήματα σε σχέση με τα εξαρτήματα που κατασκευάστηκαν από ένα μόνο υλικό. Υλικά υψηλού κόστους με συγκεκριμένες επιθυμητές ιδιότητες μπορούν πλέον να χρησιμοποιηθούν σε συγκεκριμένες περιπτώσεις, μαζί με μέταλλα και κράματα χαμηλότερου κόστους, μειώνοντας έτσι το συνολικό κόστος της κατασκευής.

Η ισχύς του laser ( $10^6$ - $5 \times 10^7$  W  $\text{cm}^{-2}$ ) κατά τη συγκόλληση επαρκεί για να προκαλέσει τοπική εξάχνωση. Κατά συνέπεια λόγω της συνεχούς ανάκλασης της δέσμης του laser, σχηματίζεται μια στενή κοιλότητα ή πόρος (keyhole). Ο πόρος περιβάλλεται από μία λεπτή στρώση τήγματος, και βρίσκεται σε ισορροπία με την τάση ατμών, την επιφανειακή τάση και την υδροστατική πίεση. Όταν το υπό κατασκευή εξάρτημα μετακινείται σε σχέση με την δέσμη του laser, το υλικό από την γύρω περιοχή τήκεται και ρέει γύρω από την κοιλότητα και στερεοποιείται

σχηματίζοντας ένα βαθύ και στενό πόρο. Η θερμότητα που παράγεται στην γύρω περιοχή ορίζει μια μικρή θερμο-επηρεαζόμενη ζώνη (ΘΕΖ).

Η υψηλή πυκνότητα ενέργειας οδηγεί σε μεγάλα βάθη διείσδυσης, επιτρέποντας έτσι την ολοκλήρωση της συγκόλλησης με ένα πέρασμα του laser. Τα χαμηλό ενεργειακό περιεχόμενο που εισάγεται στη συγκόλληση, οδηγεί στην δημιουργία μικρής ΘΕΖ, με χαμηλές εναπομένουσες τάσεις και παραμορφώσεις, ελαχιστοποιώντας έτσι την αναγκαιότητα για περαιτέρω κατεργασία μετά την συγκόλληση. Η ταχεία απόψυξη που ακολουθεί την συγκόλληση με laser οδηγεί γενικά στον σχηματισμό επιθυμητών μικροδομών, και σε λεπτόκοκκη ΘΕΖ. Παρ' όλα αυτά όμως, μπορεί να οδηγήσει και στον σχηματισμό φάσεων μη ισορροπίας, κάτι που μπορεί να υποβαθμίσει σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου.

Όπως προαναφέρθηκε κατά την συγκόλληση με laser σχηματίζονται πόροι. Το πορώδες είναι συνηθισμένο πρόβλημα σε αυτή τη κατηγορία συγκόλλησης. Οι υψηλοί ρυθμοί στερεοποίησης της λίμνης συγκόλλησης και η σύνθετη φύση της κοιλότητας, είναι τα κύρια χαρακτηριστικά που μεγεθύνουν το πρόβλημα του πορώδους σε σύγκριση με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης. Η ύπαρξη πορώδους σε μεγάλη έκταση προκαλείται από αστάθεια της κοιλότητας (keyhole) πριν τη στερεοποίηση, κάτι που οδηγεί στον σχηματισμό κενών που παγιδεύονται στην λίμνη συγκόλλησης.

Επίσης η ύπαρξη πόρων μπορεί να οφείλεται και στον παγιδευμένο αέρα στη λίμνη συγκόλλησης. Ο παγιδευμένος αέρας κατά τη συγκόλληση πλακών, είναι η κύρια αιτία για διάφορα σφάλματα που σχετίζονται με ατελή πλήρωση των ακμών όπως η υποκοπή (undercut) και η σπηλαιώση της λίμνης συγκόλλησης.

Οι φυσικές ιδιότητες των μετάλλων όπως η θερμική αγωγιμότητα, η πυκνότητα, η ειδική θερμοχωρητικότητα, ο συντελεστής θερμικής διαστολής, και η θερμοκρασία τήξης επηρεάζουν την συγκόλληση με laser. Στον πίνακα 4 [17] δίνονται δεδομένα για διάφορα μέταλλα, τα οποία μπορούν να χρησιμοποιηθούν για να εκτιμηθεί η δυνατότητα συγκόλλησης με laser για διάφορους συνδυασμούς μετάλλων.

Μέταλλα με υψηλή θερμική αγωγιμότητα όπως ο χαλκός και το αλουμίνιο παράγουν την θερμότητα γρήγορα με συνέπεια η λίμνη συγκόλλησης να στερεοποιείται ταχέως. Η ανομοιογενής κατανομή θερμότητας στον διμεταλλικό σύνδεσμο που σχηματίζεται από την τήξη των δύο μετάλλων, με μεγάλη διαφορά στην θερμική τους αγωγιμότητα, οδηγεί στον σχηματισμό ασύμμετρης λίμνης συγκόλλησης. Ο διμεταλλικός σύνδεσμος που θα προκύψει θα παρουσιάζει μεγάλες διακυμάνσεις στη σύσταση και στη μικροδομή σε όλη του την έκταση [16].

**Πιν. 4:** Φυσικές ιδιότητες για διάφορα μέταλλα [17]

Metal	Melting temperature (K)	Boiling temperature (K)	Density (kg m <sup>-3</sup> )	Thermal conductivity (W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> )	Specific heat capacity (J kg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> )	Thermal expansion coefficient (10 <sup>6</sup> K <sup>-1</sup> )
Fe	1809	3133	7870	78	456	12.1
Al	933	2793	2700	238	917	23.5
Cu	1356	2833	8930	397	386	17.0
Ni	1728	3188	8900	89	452	13.3
Ti	1940	3558	4500	22	528	8.9
Zn	693	1184	7140	120	394	31.0
Mo	2888	4883	10220	137	251	5.1
W	3673	5828	19300	174	138	4.5
Zr	2125	4673	6490	23	289	5.9
Nb	2740	5013	8600	54	268	7.2



Στον πίνακα 5 δίνεται η δυνατότητα συγκόλλησης με laser για διάφορους συνδυασμούς μετάλλων, με βάση τα διμερή διαγράμματα φάσεων και λαμβάνοντας υπ' όψιν εμπειρικά δεδομένα.

**Πιν. 5:** Δυνατότητα συγκόλλησης με laser για διάφορους συνδυασμούς μετάλλων [18]  
(E = άριστη, G = καλή, F = μέτρια, P = κακή, \* = δεν υπάρχουν δεδομένα)

	W	Ta	Mo	Cr	Co	Ti	Be	Fe	Pt	Ni	Pd	Cu	Au	Ag	Mg	Al	Zn	Cd	Pb
Ta	E																		
Mo	E	E																	
Cr	E	P	E																
Co	F	P	F	G															
Ti	F	E	E	G	F														
Be	P	P	P	P	F	P													
Fe	F	F	G	E	E	F	P												
Pt	G	F	G	G	E	F	P	G											
Ni	F	G	F	G	E	F	F	G	E										
Pd	F	G	G	G	E	F	F	G	E	E									
Cu	P	P	P	P	F	F	F	F	E	E	E								
Au	*	*	P	F	P	F	F	F	E	E	E	E							
Ag	P	P	P	P	P	F	P	P	F	P	E	F	E						
Mg	P	*	P	P	P	P	P	P	P	P	P	F	F	F	F				
Al	P	P	P	P	F	F	P	F	P	F	P	F	F	F	F	F			
Zn	P	*	P	P	F	P	P	F	P	F	F	G	F	G	P	F			
Cd	*	*	*	P	P	P	*	P	F	F	F	P	F	G	E	P	P		
Pb	P	*	P	P	P	P	*	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	
Sn	P	P	P	P	P	P	P	P	F	P	F	P	F	F	P	P	P	P	F

Και σε αυτή την κατηγορία συγκολλήσεων σχηματίζονται διάφορες ενδομεταλλικές ενώσεις με σύνθετη δομή, οι οποίες είναι σκληρές και ψαθυρές, επηρεάζοντας συνήθως αρνητικά τις μηχανικές ιδιότητες του συνδέσμου. Ωστόσο, με κατάλληλη ρύθμιση των συνθηκών συγκόλλησης όπως η εστίαση και η τοποθέτηση της δέσμης του laser, είναι δυνατό να τα δυο μέταλλα να τηχθούν σε συγκεκριμένη αναλογία, και σε συνδυασμό με το χαμηλό ενεργειακό περιεχόμενο που εισάγει το laser στην λίμνη συγκόλλησης, να προκύψει ο σχηματισμός κατάλληλης μικροδομής.

### 2.5.1 Διμεταλλική συγκόλληση laser Al-Cu:

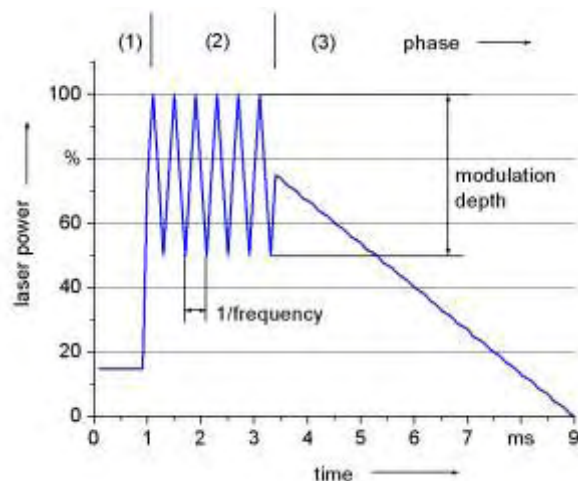
Οι δυσκολίες στη σύνδεση του αλουμινίου με τον χαλκό οφείλονται στη μεγάλη διαφορά του σημείου τήξης των δυο μετάλλων και στη δυνατότητα σχηματισμού σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων.

Κάνοντας χρήση laser Nd:YAG [19] προκύπτουν υγιείς διμεταλλικοί σύνδεσμοι με ικανοποιητική αντοχή. Η χρήση μετάλλου πλήρωσης με υψηλή περιεκτικότητα σε πυρίτιο όπως το 4043 στην για την συγκόλληση με laser κραματος 6061 με καθαρό χαλκό, παρεμποδίζει την ρηγματώση κατά την στερεοποίηση κάτι συνηθισμένο στη συγκόλληση κραμάτων σειράς 6000 [20].

Η σύνδεση του αλουμινίου και του χαλκού οδηγεί στον σχηματισμό πολλών ενδομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες παρουσιάζουν μεγάλη σκληρότητα και ψαθυροποιούν τον διμεταλλικό σύνδεσμο Al-Cu. Η αύξηση του ποσοστού του αλουμινίου στη λίμνη τήξης, οδηγεί στην αύξηση της αντοχής και της ολκιμότητας του διμεταλλικού συνδέσμου. Αυτό επιτυγχάνεται με την εγκάρσια μετατόπιση του laser προς την πλευρά του αλουμινίου ή ρυθμίζοντας κατάλληλα την γωνία

πρόσπτωσης του laser [21]. Πέρα από αυτή την δυνατότητα δεν είναι δυνατόν να επαλειφθούν πλήρως οι σκληρές ενδομεταλλικές ενώσεις, καθώς λόγω ανάμιξης των δύο μετάλλων στην λίμνη τήξης σχηματίζονται τέτοιες φάσεις και ψαθυροποιούν τον σύνδεσμο [22].

Ο M. Weigl και ο M. Schildt [22], εξέτασαν τους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu που προέκυψαν κατά τη συγκόλληση αλουμινίου και χαλκού, κάνοντας χρήση παλμικού laser Nd: YAG για διάφορες διαμορφώσεις του παλμού. Το βασικό μοτίβο του παλμού φαίνεται στο σχήμα 11. Η τελική διαμόρφωση του παλμού καθορίζεται από την συχνότητα και από την διαφορά μεγίστης και ελάχιστης ισχύος του παλμού (modulation depth)



Σχήμα 11: Διαμόρφωση παλμού για διμεταλλική συγκόλληση με laser Al-Cu [22]

Η διαμόρφωση του παλμού αποτελείται από τρία στάδια

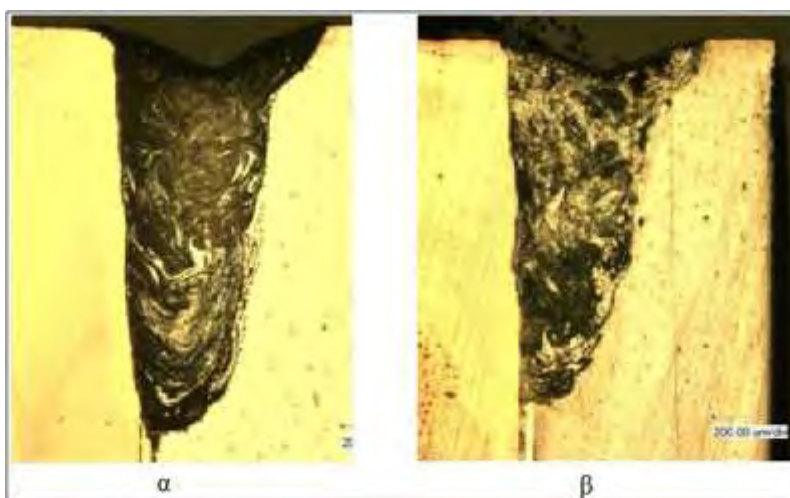
- προθέρμανση
- συγκόλληση
- και ψύξη

Κατά την προθέρμανση τα δείγματα προθερμαίνονται ώστε να επιτευχθεί καλύτερη απορρόφηση του laser. Στη συνέχεια ξεκινά η διεργασία συγκόλλησης με ημιτονοειδή διαμόρφωση του παλμού, τήκοντας τα δυο μέταλλα. Στο τελευταίο η ισχύς του laser μειώνεται σταδιακά ώστε να ελαχιστοποιηθεί η πιθανότητα εμφάνισης ρωγμών εξαιτίας του υψηλού ρυθμού απόψυξης.

Κατά τη διάρκεια δοκιμών εφελκυσμού που έγιναν για την αξιολόγηση των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu, αποδείχθηκε ότι αρκετά υψηλή αντοχή επιτυγχάνεται όταν η διαφορά ισχύος του παλμού είναι 2% και 5% σε συχνότητες μικρότερες των 850 Hz. Η αντοχή σε αυτή την περίπτωση άγγιξε τα 1100N, 20% υψηλότερη από την αντοχή των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν χωρίς ημιτονοειδή διαμόρφωση παλμού. Για διαφορές ισχύος πάνω από 5% και σε συχνότητες πάνω από 850 Hz η αντοχή σε εφελκυσμό περιορίζεται στα 850N, φτάνοντας έτσι τα επίπεδα αντοχής που έχουν τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν χωρίς ημιτονοειδή διαμόρφωση, για την ίδια μέση ισχύ του laser.

Συγκρίνοντας της προκύπτουσες μικροδομές των διμεταλλικών συνδέσμων που σχηματίστηκαν με διαμόρφωση παλμού διαφοράς ισχύος 5% στα 850 Hz, με αυτούς που σχηματίστηκαν με διαμόρφωση παλμού διαφοράς ισχύος 5% στα 2000

Hz, παρατηρείται διαφορετική ανάμιξη των δύο μετάλλων στην μικροδομή της λίμνης συγκόλλησης. Αυτή η διαφορά φαίνεται στην Εικόνα 7.



**Εικ. 7:** Μικροδομή διμεταλλικών συγκολλήσεων με διαφορά ισχύος 5% στα 850 Hz (αριστερά) και 50% στα 2000Hz (δεξιά)[22]

Στην εικόνα 7 φαίνεται ότι για χαμηλές συχνότητες και μικρές διαφορές ισχύος στην διαμόρφωση του παλμού, προκύπτει μια πιο ομαλή ανάμιξη των δυο μετάλλων, καθώς οι δίνες ανάμιξης του αλουμινίου παρουσιάζουν διευρυμένη επέκταση από το ένα μέταλλο βάσης στο άλλο. Τα επιβαλλόμενα φορτία μπορούν να επωμιστούν πολύ ικανοποιητικά από αυτή τη δομή, εξαιτίας των συνεχών συνδέσεων των δινών ανάμιξης με τα μέταλλα βάσης (Εικ. 7α). Αντιθέτως, για υψηλές συχνότητες και για μεγαλύτερες διαφορές ισχύος, προκύπτει μια λιγότερο ομαλή ανάμιξη των δυο μετάλλων και οι δίνες ανάμιξης έχουν την μορφή νησίδων (Εικ. 7β). Αυτή η δομή δεν παρουσιάζει ικανοποιητική συνοχή, με αποτέλεσμα οι πλευρικά επιβαλλόμενες τάσεις να μην επωμίζονται το ίδιο αποτελεσματικά όσο στην περίπτωση της συγκόλλησης με μικρή διαφορά στην διαμόρφωση του παλμού. Επίσης μπορεί να παρατηρηθεί ότι ενώ η ανάμιξη των μετάλλων στο κέντρο του συνδέσμου παρουσιάζουν συγκεκριμένα χαρακτηριστικά, οι περιοχές που συνορεύουν με τα μέταλλα βάσης, δεν επηρεάζονται άμεσα από την διαμόρφωση του παλμού.

Οι υψηλές συγκεντρώσεις χαλκού στον διμεταλλικό σύνδεσμο αλουμινίου χαλκού, οδηγούν στον εκτενή σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων Al-Cu οι οποίες είναι σκληρές και ψαθυρές. Οι συνθήκες διαμόρφωσης του παλμού δεν επηρεάζουν άμεσα τον σχηματισμό αυτών των περιοχών, κάτι που παρατηρείται κυρίως στην περιοχή του χαλκού. Οι συνθήκες διαμόρφωσης του παλμού που βελτιστοποιούν την μηχανική αντοχή, δεν μπορούν να εξαλείψουν την ψαθυρότητα του συνδέσμου. Οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι Al-Cu παρουσιάζουν ψαθυρή θραύση στη πλευρά του χαλκού. Κατά συνέπεια όλα τα δείγματα παρουσιάζουν την ίδια ψαθυρότητα ανεξάρτητα από τη διαμόρφωση του παλμού με την οποία συγκολλήθηκαν. Κατά συνέπεια η διαμόρφωση του παλμού δεν μπορεί να οδηγήσει στον σχηματισμό όλκιμων διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu.

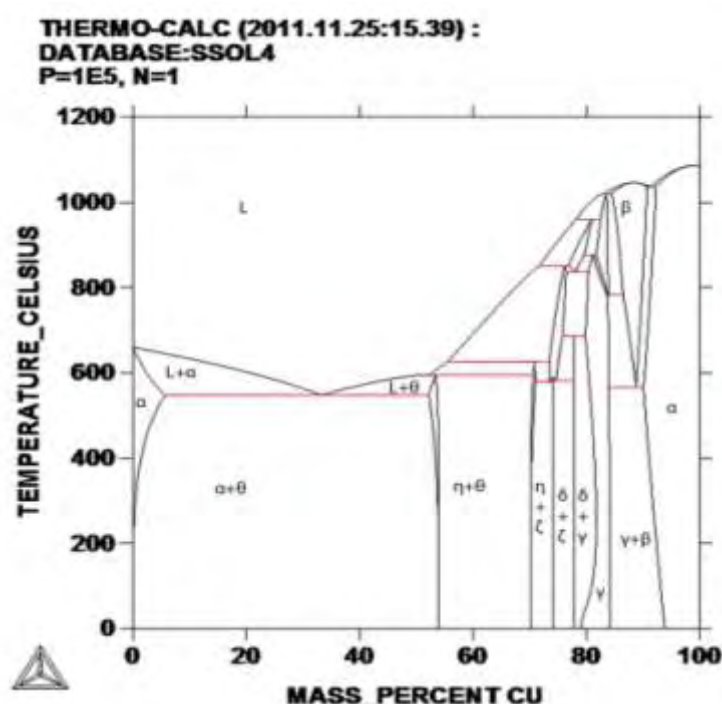
Παρατεταμένη ανόπτηση για 50h και 100h στους 250 °C, οδηγεί σε μείωση της σκληρότητας κυρίως στις περιοχές που είναι πλούσιες σε Al. Κατά συνέπεια, η αντοχή των διμεταλλικών συνδέσμων σε εφελκυσμό μειώνεται κατά 20% και 50% για 50h και 100h αντίστοιχα, σε σχέση με τα δοκίμια που δεν υποβλήθηκαν σε ανόπτηση. Επιπλέον παρατηρείται μείωση της σκληρότητας σε διάφορα τμήματα της

συγκόλλησης, με αποτέλεσμα οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι Al-Cu να αστοχούν στην ΘΕΖ του αλουμινίου.

Όταν οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι υποβάλλονται σε θερμοκρασιακές διακυμάνσεις, αναπτύσσονται τάσεις στο εσωτερικό τους, εξαιτίας των διαφορετικών θερμικών συντελεστών του Al και του Cu. Κατά συνέπεια στο εσωτερικό των διμεταλλικών συνδέσμων και κυρίως στις ψαθυρές περιοχές, αναπτύσσονται μικρορωγμές οι οποίες υποβαθμίζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης. Έτσι λοιπόν η αντοχή των συνδέσμων μειώνεται κατά 50% σε σχέση με τους διμεταλλικούς συνδέσμους που δεν υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία [22].

## 2.6 Στερεοποίηση λίμνης διμεταλλικής συγκόλλησης Al-Cu:

Το διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu παρουσιάζει ένα ευρύ φάσμα ενδομεταλλικών ενώσεων που μπορούν να σχηματιστούν σε διάφορες συστάσεις. Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται στην περιοχή της συγκόλλησης Al-Cu μπορεί να είναι φάσεις ισορροπίας ή μη-ισορροπίας, ανάλογα με τις συνθήκες συγκόλλησης και ψύξης. Για παράδειγμα, οι συνθήκες ψύξης μη ισορροπίας είναι γνωστό ότι προάγουν την κατακρήμνιση μετασταθών φάσεων [1].



Σχ. 12: Διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu

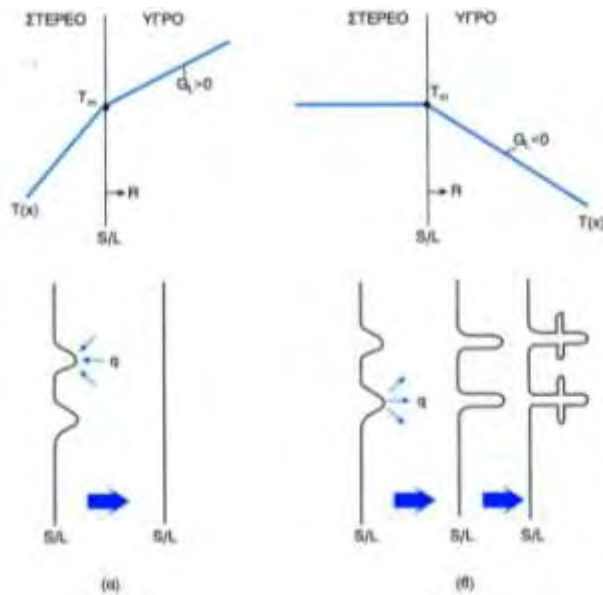
Τα αποτελέσματα της EDS ανάλυσης υποδεικνύουν ότι η μικροδομή στην περιοχή της συγκόλλησης αποτελείται από ενδομεταλλικές ενώσεις όπως  $Al_4Cu_9$ , AlCu και  $Al_2Cu$ . Οι φάσεις αυτές είναι υπεύθυνες για την επιλεκτική ανάπτυξη ρωγμών κατά την δοκιμή σε εφελκυσμό και διάτμηση [4]. Στις διμεταλλικές

συγκολλήσεις Al-Cu δεν χρησιμοποιείται μέταλλο πλήρωσης και ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων εξαρτάται από την αλληλεπίδραση μεταξύ των συνενώσιμων μετάλλων και από της παραμέτρους συγκόλλησης. Κατά τη συγκόλληση με laser ο κίνδυνος διαχωρισμού και εκτεταμένου σχηματισμού ψαθυρών ενώσεων περιορίζεται σημαντικά εξαιτίας των υψηλών ρυθμών ψύξης και στερεοποίησης. Ωστόσο, υψηλές θερμοκρασιακές διαφορές και η ταχύτατη στερεοποίηση μπορεί να οδηγήσουν σε σχηματισμό υπέρκορρων στερεών διαλυμάτων, σε θερμή ρηγμάτωση (hot cracking) οδηγώντας σε πολύ υψηλή ψαθυρότητα της ζώνης τήξης. Επιπλέον, οι υψηλές θερμοκρασιακές διαφορές παράγουν υψηλές παραμένουσες τάσεις, οι οποίες με τη σειρά τους επηρεάζουν την σταθερότητα των συνδέσμων συγκόλλησης.

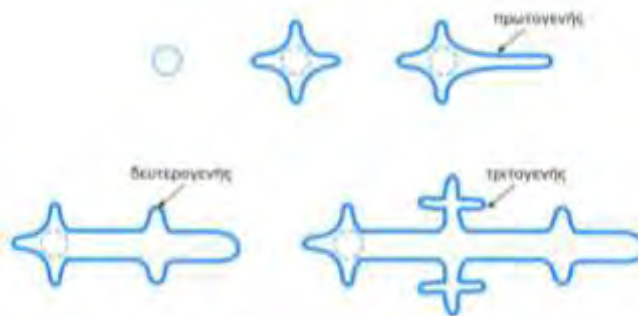
Μια σημαντική μεταλλουργική διεργασία στην οποία βασίζονται οι συγκολλήσεις είναι η στερεοποίηση. Κατά τη διεργασία αυτή, με την μετατόπιση της διεπιφάνειας στερεού-υγρού πραγματοποιείται η ανάπτυξη της στερεάς φάσεως. Στα κράματα, η ταχύτητα στερεοποίησης εξαρτάται από τη ταχύτητα διάχυσης των κραματικών στοιχείων στη στερεά και στην υγρή φάση, ενώ στα καθαρά μέταλλα η στερεοποίηση εξαρτάται μόνο από την ταχύτητα απαγωγής της λανθάνουσας θερμότητας τήξης.

Η στερεοποίηση με επίπεδο μέτωπο προϋποθέτει ότι η θερμοκρασιακή κλίση στο υγρό  $G_L$  είναι θετική, οπότε το στερεό αναπτύσσεται μέσα σε ένα υπέρθερμο υγρό (Σχ.13 α). Αν σχηματιστεί μια προεξοχή στην διεπιφάνεια S/L, σαν αποτέλεσμα τοπικής μεταβολής της ταχύτητας αναπτύξεως R, η προεξοχή αυτή θα βρεθεί σε μεγαλύτερη θερμοκρασία στο υγρό και επομένως η θερμοροή θα αυξηθεί τοπικά στερεό. Σαν αποτέλεσμα, θα μειωθεί η ταχύτητα ανάπτυξης της προεξοχής σε σχέση με αυτή της γειτονικής επίπεδης διεπιφάνειας και έτσι η προεξοχή θα εξαφανιστεί και η διεπιφάνεια S/L θα παραμείνει επίπεδη.

Στην δεύτερη περίπτωση (Σχ.13 β), όπου η θερμοκρασιακή κλίση στο υγρό  $G_L$  είναι αρνητική, εάν σχηματιστεί μια προεξοχή στη διεπιφάνεια S/L αυτή θα βρεθεί σε χαμηλότερη θερμοκρασία και η θερμότητα θα απάγεται πιο αποδοτικά από τη διπλανή διεπιφάνεια. Η ταχύτητα ανάπτυξης της προεξοχής θα αυξηθεί και έτσι η προεξοχή θα επιμηκυνθεί. Εάν στην αρχή της στερεοποίησης η πυρήνωση του στερεού γίνει ετερογενώς, επάνω σε ξένα σωματίδια δηλαδή, τότε το πρώτο στερεό, που σχηματίζεται, αναπτύσσεται μέσα σε υπέρψυχρο υγρό ενώ η λανθάνουσα θερμότητα απάγεται μέσω του υγρού. Έτσι ένα αρχικά σφαιρικό σωματίδιο θα σχηματίσει προεξοχές σε διάφορες διευθύνσεις, οι οποίες στη συνέχεια θα επιμηκυνθούν και θα σχηματίσουν κλάδους (Σχ. 14). Οι πρωτογενείς κλάδοι αναπτύσσονται σε συγκεκριμένες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις. Με την πρόοδο της στερεοποίησης, η διεπιφάνεια S/L των πρωτογενών κλάδων παρουσιάζει αστάθεια δημιουργώντας προεξοχές, που οδηγούν στην ανάπτυξη δευτερογενών ή ακόμη και τριτογενών κλάδων. Το στερεό που σχηματίζεται ονομάζεται δενδρίτης.

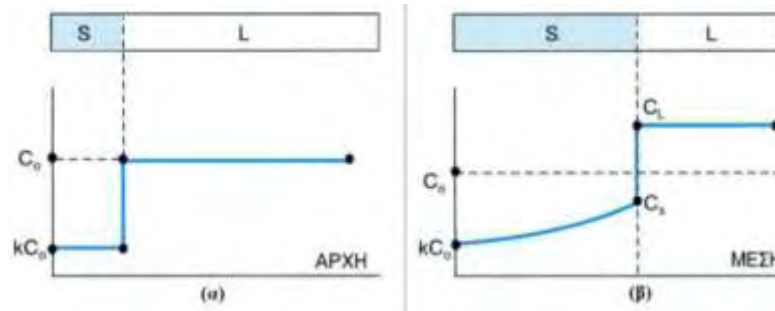


Σχ. 13: (α) Θερμοκρασιακή κατανομή με  $GL > 0$ . Η διεπιφάνεια  $S/L$  παραμένει επίπεδη.  
 (β) Θερμοκρασιακή κατανομή με  $GL < 0$ . Στην διεπιφάνεια  $S/L$  σχηματίζονται δενδρίτες [23]



Σχ. 14: Εξέλιξη σφαιρικού πυρήνα σε δενδρίτη [23]

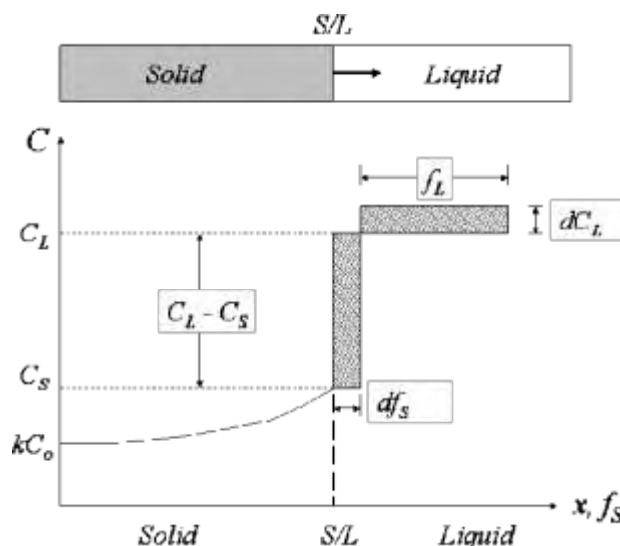
Κατά την στερεοποίηση της λίμνης συγκόλλησης Al-Cu θεωρείται ότι δεν συμβαίνει διάχυση στο στερεό ενώ το υγρό ομογενοποιείται πλήρως. Όπως παρουσιάζεται στο Σχ. 15α, η στερεοποίηση του κράματος με σύσταση  $C_0$  αρχίζει στην θερμοκρασία  $T_{Liquidus}$  και το στερεό που προκύπτει έχει σύσταση  $kC_0$  (όπου  $k=C_S/C_L$  ο συντελεστής διαχωρισμού). Σε μια ενδιάμεση και χαμηλότερη θερμοκρασία ( $T < T_{Liquidus}$ ), οι συστάσεις στην διεπιφάνεια  $S/L$  μεταβάλλονται όπως προβλέπεται από το διάγραμμα φάσεων σε  $C_S$  και  $C_L$ , για το στερεό και το υγρό αντίστοιχα. Επομένως, το υγρό εμπλουτίζεται και ομογενοποιείται στη σύσταση  $C_L$  ενώ η σύσταση του στερεού στην διεπιφάνεια μεταβάλλεται από  $kC_0$  σε  $C_S$  (Σχ. 15 β). Δεδομένου ότι δεν συμβαίνει διάχυση στο στερεό, δεν υπάρχει ομογενοποίηση στο στερεό και η μέση σύστασή του είναι μικρότερη από αυτήν που θα είχε αν η στερεοποίηση γινόταν σε συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας [23].



Σχ. 15: Μεταβολή συστάσεων υγρού και στερεού κατά τη στερεοποίηση χωρίς διάχυση στο στερεό [23]

### 2.6.1 Προσομοίωση στερεοποίησης με τον μοντέλο Scheil-Gulliver:

Για να υπολογιστεί η σύσταση του στερεού στην διεπιφάνεια, εξισώνεται το ποσό του συστατικού που αποβάλλεται από το στερεό με την επακόλουθη αύξηση της σύστασης του υγρού όταν σχηματίζεται μια μικρή ποσότητα του στερεού.



Σχ. 16: Μεταβολή σύστασης στερεού και υγρού κατά την στερεοποίηση χωρίς διάχυση στο στερεό [24]

Όπως φαίνεται στο Σχήμα 16, οι γραμμοσκιασμένες περιοχές αντιστοιχούν στη μεταβολή της ποσότητας του στερεού ( $df_s$ ) και της συγκέντρωσης του υγρού ( $dC_L$ ) αντίστοιχα. Λαμβάνοντας υπ όψιν ότι η μάζα του συστήματος παραμένει σταθερή, οι περιοχές υπολογίζονται ως εξής [4]:

$$(C_L - C_S)df_s = (f_L)dC_L \quad (0)$$

$$k = \frac{C_s}{C_L} \text{ (καθορίζεται από το διάγραμμα φάσεων)} \quad (2)$$

$$f_s + f_L = 1 \quad (3)$$

Συνεπώς από τις εξ. (1-3), το συνολικό ισοζύγιο μάζας που προκύπτει είναι:

$$C_L(1-k)df_s = (1-f_s)dC_L \quad (4)$$

Χρησιμοποιώντας την συνοριακή συνθήκη  $C_L = C_0$  για  $f_s = 0$  και ολοκληρώνοντας την εξ. (4):

$$\int_0^{f_s} \frac{df_s}{1-f_s} = \frac{1}{1-k} \int_{C_0}^{C_L} \frac{dC_L}{C_L} \quad (5)$$

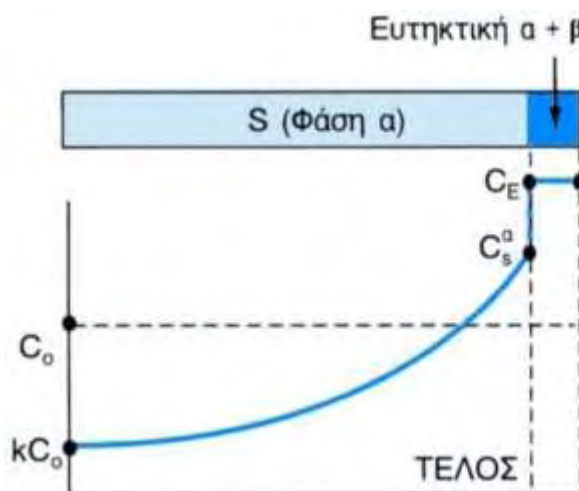
Προκύπτει η εξίσωση Scheil-Gulliver:

$$C_s = kC_0(1-f_s)^{k-1} \quad (6)$$

Σε θερμοδυναμική ισορροπία το ποσοστό της στερεάς φάσεως  $f_s$  κατά την διάρκεια της στερεοποίησης υπολογίζεται σύμφωνα με τον κανόνα του μοχλού ως:

$$C_s f_s + C_L(1-f_s) = C_0 \quad (7)$$

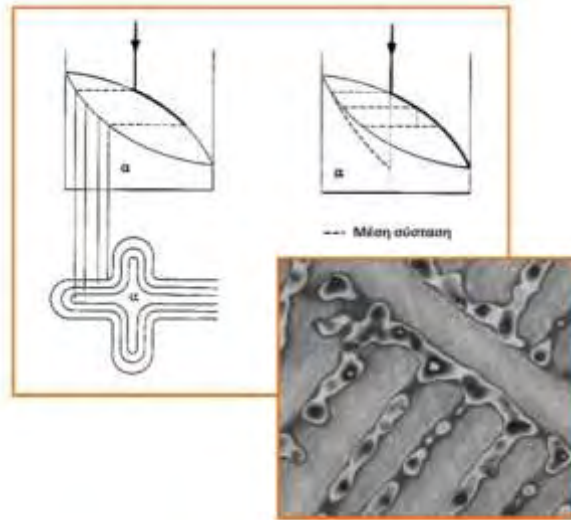
Όντως λοιπόν η εξ. (6) προβλέπει ότι η μέση σύσταση του στερεού είναι μικρότερη από αυτήν, που προβλέπει η θερμοδυναμική ισορροπία (εξ. 7), ενώ παράλληλα προβλέπει ότι υπάρχει μεγαλύτερη ποσότητα υγρού που απομένει να στερεοποιηθεί. Επομένως όταν το στερεό αποκτήσει σύσταση  $C_s^a$ , το εναπομένον υγρό θα αποκτήσει την ευτηκτική σύσταση  $C_E$  και θα στερεοποιηθεί σύμφωνα με την ευτηκτική αντίδραση  $L \rightarrow \alpha + \beta$  (Σχ. 17). Έτσι λοιπόν η εξίσωση Scheil-Gulliver προβλέπει τον σχηματισμό μικρού ποσοστού ευτηκτικής δομής  $\alpha + \beta$  ακόμα και αν δεν προβλέπεται από το διάγραμμα φάσεων για δεδομένη σύσταση [23].



Σχ. 17. Μεταβολή συστάσεων υγρού και στερεού κατά τη στερεοποίηση χωρίς διάχυση στο στερεό και σχηματισμός ευτηκτικής δομής [23]



Η απουσία διαχύσεως στο στερεό οδηγεί στον σχηματισμό μη ομογενοποιημένου, ως προς τη σύσταση, στερεού. Αυτή είναι και η αιτία για τη δημιουργία του μικροδιαφορισμού (microsegregation) που ορίζεται ως η μεταβολή της σύστασης από το κέντρο προς τα άκρα του δενδρίτη (Σχ. 18).



**Σχ. 18:** Αναπαράσταση μικροδιαφορισμού [25]

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3

### ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΘΕΡΜΟΔΥΝΑΜΙΚΗ

#### 3.1 Θερμοδυναμικά δεδομένα:

Οι υπολογισμοί του ThermoCalc βασίζονται σε θερμοδυναμικά δεδομένα τα οποία αξιοποιούνται για την εξαγωγή αποτελεσμάτων, καθώς και για την πραγματοποίηση προσομοιώσεων, όπως για παράδειγμα η προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil.

##### 3.1.1 Θερμοδυναμική περιγραφή για καθαρά στοιχεία:

Η ενέργεια Gibbs για ένα καθαρό στοιχείο  $i$ ,  ${}^{\circ}G_i^{\phi}(T)$  που αντιστοιχεί στην ενθαλπία για την σταθερή κατάσταση  $\Phi$  του στοιχείου  $i$  στους 298.15K,  ${}^{\circ}H_i^{\phi}(298.15K)$ , συμβολίζεται ως  $GHSEr_i$ . Η ποσότητα αυτή είναι συνάρτηση της θερμοκρασίας [26].

$$\begin{aligned} GHSEr_i &= {}^{\circ}G_i^{\phi}(T) - {}^{\circ}H_i^{\phi}(298.15K) \\ &= \alpha + bT + cT \cdot \ln T + dT^2 + eT^{-1} + gT^7 + hT^{-9} \end{aligned} \quad (8)$$

Η πρώτη και η δεύτερη παράγωγος αυτής της συνάρτησης σε σχέση με την θερμοκρασία συνδέονται με την απόλυτη εντροπία και την θερμοχωρητικότητα του στοιχείου  $i$  στην ίδια θερμοκρασία. Πειραματικά δεδομένα για την θερμοχωρητικότητα μπορούν να αξιοποιηθούν για τον καθορισμό και την βελτιστοποίηση των συντελεστών  $c$ ,  $d$ ,  $e$ ,  $f$ ,  $g$  και  $h$  [26].

Η συνάρτηση  $GHSEr_i$  χρησιμοποιείται επίσης και για να εκφράσει τις θερμοδυναμικές συναρτήσεις μια δομής  $\phi^*$  η οποία είναι διαφορετική από την σταθερή δομή του καθαρού στοιχείου. Η έκφραση  $G_i^{\circ,\phi^*}(T) - H_i^{\circ,\phi}(298.15K)$  είναι ισοδύναμη με την  $G_i^{\circ,\phi^*}(T) - G_i^{\circ,\phi}(T) + GHSEr_i$ . Ο όρος  $G_i^{\circ,\phi^*}(T) - G_i^{\circ,\phi}(T)$  είναι γνωστός ως πλεγματική σταθερότητα του στοιχείου  $i$ .

##### 3.1.2 Θερμοδυναμική περιγραφή διμερών ενώσεων:

Η ενέργεια Gibbs σχηματισμού μια ένωσης  $A_aB_b$  εκφράζεται ως εξής:

$$G_{A_aB_b}^{\circ}(T) - aH_A^{\circ,\phi}(298.15K) - bH_B^{\circ,\phi}(298.15K) = f(T) \quad (9)$$

Ο όρος  $f(T)$  είναι ο ίδιος όρος που εμφανίζεται και στην σχέση 8.

Αντικαθιστώντας την σχέση 8 στην σχέση 9 για το κάθε συστατικό, προκύπτει η σχέση:

$$\begin{aligned} f(T) &= G_{A_a B_b}^o(T) - \alpha G_A^{o,\phi}(T) - b G_B^{o,\phi}(T) + a GHSE R_A + b GHSE R_B \\ &= \Delta_f G_{A_a B_b}^T + a GHSE R_A + b GHSE R_B \end{aligned} \quad (10)$$

Ο όρος  $\Delta_f G_{A_a B_b}(T)$  είναι η ενέργεια Gibbs του σχηματισμού της ένωσης που αντιστοιχεί στα καθαρά στοιχεία A και B σε θερμοκρασία T.

### 3.1.3 Θερμοδυναμική περιγραφή στερεών διαλυμάτων αντικατάστασης:

Για ένα στερεό διάλυμα αντικατάστασης φ, η ενέργεια ανάμιξης Gibbs εκφράζεται ως εξής:

$$G_m = G^{\phi,id} + G^{\phi,xs} \quad (11)$$

Όπου

$$G^{\phi,id} = RT \sum_i x_i \ln x_i \quad (12)$$

και

$$G_m^{\phi,id} = x_i x_j \sum_{\nu=0} L_{ij}^{\nu,\phi} (x_i - x_j)^\nu \quad (13)$$

Το  $x_i$  είναι το μοριακό ποσοστό του συστατικού i με  $\sum_i x_i = 1$ .

Η παράμετρος  $L_{ij}^\nu$  είναι συνάρτηση της θερμοκρασίας και εκφράζεται ως εξής:

$$L_{i,j;i} = y'_i y'_j [a_0 + b_0 T + c_0 T \cdot \ln T (a_1 + b_1 T) (y'_i - y'_j)] \quad (14)$$

Η παράμετρος  $L_{i,j;i}$  είναι ο παράγοντας αλληλεπίδρασης.

### 3.1.4 Θερμοδυναμική περιγραφή φάσεων:

Οι μη στοιχειομετρικές ενώσεις που σχηματίζονται από διάφορα υποπλέγματα, μπορούν να περιγραφούν ως εξής:



όπου A, B, ... μπορεί να είναι άτομα, οπές ή ιόντα στα διαφορετικά υποπλέγματα « ' , '' , ... » p, q, ... είναι ο αριθμός των θέσεων. Εάν  $p+q+\dots=1$ , τότε οι θερμοδυναμικές ποσότητες εκφράζονται ως προς την μοριακή συγκέντρωση των θέσεων στο κάθε υποπλέγμα.

Για το κάθε υποπλέγμα s, το ποσοστό θέσεων των στοιχείων i ισούται με:

$$y_i^s = \frac{n_i^s}{\sum_j n_j^s} = \frac{n_i^s}{n^s}$$

$$\sum_i y_i^s = 1$$

$$\sum_s n^s = n$$
(15)

- $n_i^s$  είναι ο αριθμός των στοιχείων i στο υποπλέγμα s
- $n^s$  είναι ο αριθμός των θέσεων στο υποπλέγμα s
- n είναι ο συνολικός αριθμός των θέσεων

το  $n^s$  σχετίζεται με το n ως εξής:

$$n^s = n \cdot p / (p+q+\dots)$$

Στην περίπτωση των στοιχειομετρικών ενώσεων, τα υποπλέγματα καταλαμβάνονται από ένα μόνο άτομο, και οι φάσεις αντικατάστασης αποτελούνται από ένα υποπλέγμα

Η ελεύθερη ενέργεια Gibbs ισούται με:

$$G_m = G^{\text{ref}} + G^{\text{id}} + G^{\text{ex}}$$
(16)

Για μια φάση που αποτελείται από δυο στοιχεία A και B και δυο υποπλέγματα, ο όρος  $G^{\text{ref}}$ , ο οποίος ορίζει τον σημείο αναφοράς, ισούται με:

$$G^{\text{ref}} = y'_A y''_A G^o_{A:A} + y'_A y''_B G^o_{A:B} + y'_B y''_A G^o_{B:A} + y'_B y''_B G^o_{B:B}$$
(17)

Οι όροι  $G_{A:A}^o$  και  $G_{B:B}^o$  αντιστοιχούν στην ενέργεια Gibbs σχηματισμού των στοιχείων Α και Β

Οι όροι  $G_{A:B}^o$  και  $G_{B:A}^o$  αντιστοιχούν στην ενέργεια Gibbs σχηματισμού των στοιχειομετρικών ενώσεων  $A_pB_q$  και  $B_pA_q$ , οι οποίες μπορεί να είναι σταθερές ή μετασταθείς.

Ο όρος  $G^{id}$  σχετίζεται με την εντροπία διαμόρφωσης και ισούται με:

$$G^{id} = RT[p(y'_A \ln y'_A + y'_B \ln y'_B) + q(y''_A \ln y''_A + y''_B \ln y''_B)] \quad (18)$$

Η περίσσεια ενέργεια Gibbs εκφράζεται ως εξής:

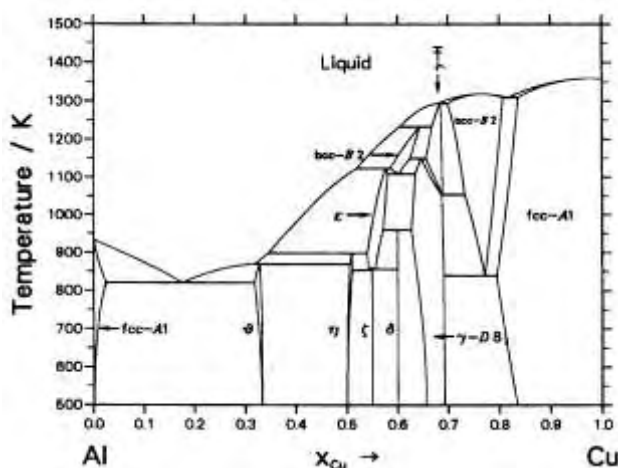
$$\begin{aligned} G^{xs} = & y'_A y'_B [y''_A L_{A,B:A} + y''_B L_{A,B:B}] + \\ & + y''_A y''_B [y'_A L_{A:A,B} + y'_B L_{B:A,B}] + \\ & + y'_A y'_B y''_A y''_B L_{A,B:A,B} \end{aligned} \quad (19)$$

Οι όροι  $L_{i,j;i}$   $L_{i,i;j}$  είναι οι παράμετροι αλληλεπίδρασης

$$L_{i,j;i} = y'_i y'_j [a_0 + b_0 T + (a_1 + b_1 T)(y'_i - y'_j)] \quad (20)$$

### 3.1.5 Θερμοδυναμική μοντελοποίηση διμερούς συστήματος Al-Cu:

Κατά την στερεοποίηση της διμεταλλικής λίμνης συγκόλλησης Al-Cu, είναι δυνατός ο σχηματισμός φάσεων και ενδομεταλλικών ενώσεων που καλύπτου όλο το φάσμα σύστασης του διμερούς διαγράμματος φάσεων Al-Cu (σχήμα 19).



Σχ. 19: Διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu [26]

Η μικροδομή του διμεταλλικού συνδέσμου Al-Cu να είναι εξαιρετικά σύνθετη και μπορεί να αποτελείται από στερεά διαλύματα αντικατάστασης, καθώς και από διάφορες ενδομεταλλικές ενώσεις. Οι φάσεις αυτές μπορεί να είναι σταθερές είτε μετασταθείς. Οι περισσότερες ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται στον διμεταλλικό σύνδεσμο είναι μη στοιχειομετρικές και παρουσιάζουν περίπλοκη κρυσταλλική δομή.

Παρακάτω παρουσιάζεται το είδος των φάσεων καθώς και η κρυσταλλική τους δομή.

**Solution Phases:**

(stable) Liquid, bcc-A2, fcc-A1  
(metastable) hcp-A3

**Compounds:**

(stable) AlCu- $\delta$ , AlCu- $\epsilon$ , AlCu- $\eta$ , AlCu- $\theta$ , AlCu- $\gamma(D8_3)$   
AlCu- $\gamma(H)$ , AlCu- $\zeta$   
(metastable) Laves-C14, Laves-C15, Laves-C36

**Modelling:**

Liquid	:	Substitutional, Redlich-Kister
bcc-A2	:	Substitutional, Redlich-Kister
fcc-A1	:	Substitutional, Redlich-Kister
hcp-A3	:	Substitutional, Redlich-Kister
AlCu- $\delta$	:	Sublattice model, (Al,Cu) <sub>2</sub> (Cu) <sub>3</sub>
AlCu- $\epsilon$	:	Sublattice model, (Al,Cu)(Cu)
AlCu- $\eta$	:	Sublattice model, (Al,Cu)(Cu)
AlCu- $\theta$	:	Sublattice model, (Al)(Al,Cu) <sub>2</sub>
AlCu- $\gamma(D8_3)$	:	Sublattice model, (Al) <sub>4</sub> (Al,Cu)(Cu) <sub>8</sub>
AlCu- $\gamma(H)$	:	Sublattice model, (Al) <sub>4</sub> (Al,Cu)(Cu) <sub>8</sub>
AlCu- $\zeta$	:	Stoichiometric, (Al) <sub>9</sub> (Cu) <sub>11</sub>
Laves-C14	:	Sublattice model, (Al,Cu) <sub>2</sub> (Al,Cu)
Laves-C15	:	Sublattice model, (Al,Cu) <sub>2</sub> (Al,Cu)
Laves-C36	:	Sublattice model, (Al,Cu) <sub>2</sub> (Al,Cu)

Για να πραγματοποιήσει τους υπολογισμούς που απαιτούνται, το ThermoClac στηρίζεται στις παραπάνω εξισώσεις (εξ. 8-20) για τον υπολογισμό της ελεύθερης ενέργειας Gibbs κάθε φάσης. Τα αποτελέσματα που προκύπτουν από τους υπολογισμούς του ThermoCalc για δεδομένη σύσταση και θερμοκρασία, θα είναι αυτά που θα επιφέρουν την μεγαλύτερη μείωση στην ελεύθερη ενέργεια του συστήματος.

Οι εξισώσεις ελεύθερης ενέργειας που ακολουθούν είναι οι εξισώσεις που χρησιμοποιεί το ThermoCalc ώστε να πραγματοποιήσει τους υπολογισμούς ελεύθερης ενέργειας για το σύστημα Al-Cu [26].

Phase liquid	Phase fcc-A1
$L_{Al,Cu}^{0,liquid} = -66622 + 8.1 T$	$L_{Al,Cu;\Delta}^{0,fcc-A1} = -53520 + 2 T$
$L_{Al,Cu}^{1,liquid} = 46800 - 90.8 T + 10 T \cdot \ln T$	$L_{Al,Cu;\Delta}^{1,fcc-A1} = 38590 - 2 T$
$L_{Al,Cu}^{2,liquid} = -2812$	$L_{Al,Cu;\Delta}^{2,fcc-A1} = 1170$

#### Phase bcc-A2

$$L_{Al,Cu;\Delta}^{0,bcc-A2} = -73554 + 4.0 T$$

$$L_{Al,Cu;\Delta}^{1,bcc-A2} = 51500 - 11.84 T$$

#### Phase AlCu- $\delta$

$$G^{\circ}(T) - 2.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 3.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = -106700.0 + 3.0 T + 2.0 \text{ GHSE}_{Al} + 3.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

#### Phase AlCu- $\epsilon$

$$G^{\circ}(T) - H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Cu}) = -36976 + 1.2 T + \text{GHSE}_{Al} + \text{GHSE}_{Cu}$$

$$G^{\circ}(T) - 2.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Cu:Cu}) = 2.0 \text{ GBCC}_{Cu}$$

$$L_{Al,Cu;Cu}^{0,AlCu-\epsilon} = 7600 - 24 T$$

$$L_{Al,Cu;Cu}^{1,AlCu-\epsilon} = -72000$$

#### Phase AlCu- $\eta$

$$G^{\circ}(T) - H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Cu}) = -40560.0 + 3.14 T + \text{GHSE}_{Al} + \text{GHSE}_{Cu}$$

$$G^{\circ}(T) - 2.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Cu:Cu}) = 2.0 \text{ GBCC}_{Cu}$$

$$L_{Al,Cu;Cu}^{0,AlCu-\eta} = -25740 - 20 T$$

#### Phase AlCu- $\theta$

$$G^{\circ}(T) - 3.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Al}) = 3.0 \text{ GBCC}_{Al}$$

$$G^{\circ}(T) - 2.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Cu}) = -47406.0 + 6.75 T + 2.0 \text{ GHSE}_{Al} + 1.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

$$L_{Al,Al;Cu}^{0,AlCu-\theta} = 2211$$

#### Phase AlCu- $\zeta$

$$G^{\circ}(T) - 9.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 11.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = -420000.0 + 18.0 T + 9.0 \text{ GHSE}_{Al} + 11.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

#### Phase AlCu- $\gamma(D8_3)$

$$G^{\circ}(T) - 5.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 8.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Al:Cu}) = -300716.0 + 390.0 T - 52 T \cdot \ln T + 5.0 \text{ GHSE}_{Al} + 8.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

$$G^{\circ}(T) - 4.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 9.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Cu:Cu}) = -280501.0 + 379.6 T - 52 T \cdot \ln T + 4.0 \text{ GHSE}_{Al} + 9.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

#### Phase AlCu- $\gamma(H)$

$$G^{\circ}(T) - 5.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 8.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Al:Cu}) = -219258.0 - 45.5 T + 5.0 \text{ GHSE}_{Al} + 8.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

$$G^{\circ}(T) - 4.0 H_{Al}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) - 9.0 H_{Cu}^{\circ,fcc-A1}(298.15 \text{ K}) = G(\text{Al:Cu:Cu}) = -200460.0 - 58.5 T + 4.0 \text{ GHSE}_{Al} + 9.0 \text{ GHSE}_{Cu}$$

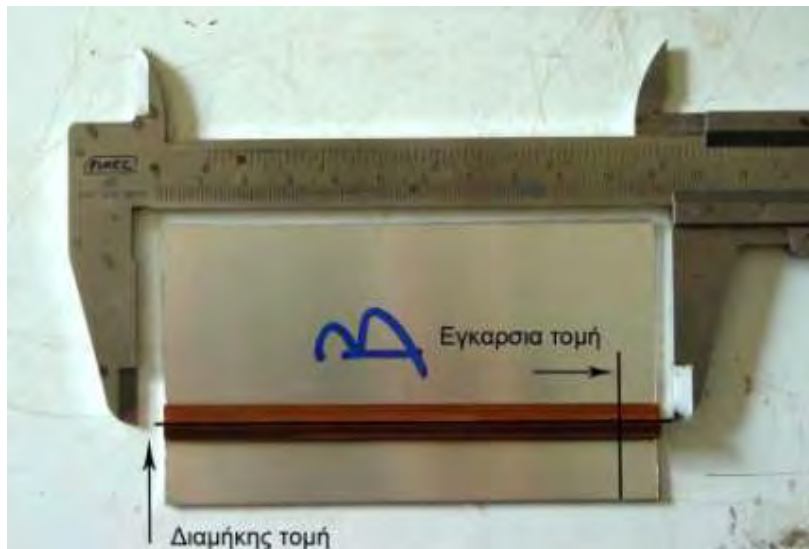
## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4

### ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Σε αυτό το κεφάλαιο περιγράφεται η πειραματική πορεία που ακολουθήθηκε και οι συσκευές που χρησιμοποιήθηκαν για την διεξαγωγή της διπλωματικής εργασίας.

#### 4.1 Πειραματική πορεία:

Η μεταλλογραφική εξέταση πραγματοποιήθηκε σε διαμήκεις, καθώς και σε εγκάρσιες τομές, όπως χαρακτηριστικά σημειώνεται στην Εικόνα 9. Μετά από κατάλληλη μεταλλογραφική, έγινε η εξέταση της μικροδομής των περιοχών συγκόλλησης με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου.



Εικ. 9: Σχηματική διαμήκους και εγκάρσιας τομής

Η διαδικασία της μεταλλογραφικής προετοιμασίας περιλαμβάνει 4 στάδια

- Κοπή
- Εγκιβωτισμός
- Λείανση
- Στίλβωση

Αρχικά πραγματοποιήθηκε υγρή κοπή των δοκιμίων ώστε να μπορεί να πραγματοποιηθεί ο εγκιβωτισμός. Για τον εγκιβωτισμό χρησιμοποιήθηκε ρητίνη Acryfix. Για την παρασκευή της αναμειγνύονται 2 μέρη σκόνης με 1 μέρος υγρό. Τοποθετούμε το δοκίμιο μέσα σε ένα ειδικό κυλινδρικό καλούπι, προσθέτουμε το μίγμα που ετοιμάσαμε και περιμένουμε μερικά λεπτά, έως ότου στερεοποιηθεί η ρητίνη. Αφαιρούμε το καλούπι από το δοκίμιο το οποίο είναι πλέον έτοιμο για τις περαιτέρω διεργασίες.

Στη συνέχεια πραγματοποιείται η λείανση των δοκιμίων χρησιμοποιώντας χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου(SiC). Με αρχικό μέγεθος κόκκου 320 grit, και με



ακολουθία 500, 800, 1000 και 2400 grit. Κατά την διάρκεια της λείανσης είναι απαραίτητη η συνεχόμενη παροχή νερού, για τον καθαρισμό του δίσκου καθώς και την ψύξη του δοκιμίου.

Το τελικό στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας είναι η στίλβωση. Η στίλβωση των δοκιμίων γίνεται σε δύο πάνινους τροχούς. Ο πρώτος περιέχει κόκκους διαμαντιού διαμέτρου 3μm και ο δεύτερος κόκκους διαμαντιού διαμέτρου 1μm. Κατά την στίλβωση τα δοκίμια γυαλίζονται ώστε η επιφάνεια τους να γίνει λεία σαν καθρέπτης. Τέλος τα δοκίμια καθαρίζονται με αποσταγμένο νερό και οινόπνευμα και στεγνώνονται σε ρεύμα θερμού αέρα. Τα δοκίμια τώρα είναι έτοιμα για μεταλλογραφική εξέταση

Η μεταλλογραφική εξέταση της μικροδομής των δειγμάτων πραγματοποιήθηκε με οπτικό μικροσκόπιο στο οποίο είναι προσαρμοσμένη CCD κάμερα για την λήψη φωτογραφιών όπου απεικονίζεται καθαρά η μικροδομή των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu. Οι παρατηρήσεις στο μικροσκόπιο ξεκίνησαν με μικρή μεγέθυνση όπως αυτή των 100x, η οποία ακολουθείται σταδιακά από μεγαλύτερες μεγεθύνσεις, έτσι ώστε να εκτιμηθούν ικανοποιητικά τα βασικά χαρακτηριστικά της μικροδομής.

Μετά την μεταλλογραφική εξέταση ακολούθησαν δοκιμές μικροσκληρομετρήσεων ώστε να διερευνηθεί η σκληρότητα σε όλη την έκταση των διμεταλλικών συνδέσμων, καθώς και να μετρηθεί η σκληρότητα των ενδομεταλλικών ενώσεων. Οι τιμές σκληρότητας μετρήθηκαν με τη μέθοδο Vickers.

Τέλος πραγματοποιήθηκε η προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil για όλο το εύρος συστάσεων του διμερούς συστήματος Al-Cu, και υπολογίστηκε η κινούσα δύναμη πυρήνωσης για κάθε ενδομεταλλική ένωση που σχηματίζεται σε δεδομένη σύσταση και σε διάφορες θερμοκρασίες.

## 4.2 Συσκευές:

Οι συσκευές που χρησιμοποιήθηκαν για την πραγματοποίηση της διπλωματικής εργασίας είναι οι εξής:

- Για την κοπή των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκαν τα κοπτικά συστήματα Struers Unitom-2 και Struers Accutom-5.
- Για την Παρασκευή της ρητίνης εγκιβωτισμού χρησιμοποιήθηκε σκόνη Struers VersoCit Powder και υγρό Struers VersoCit Liquid.
- Για την λείανση των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε η συσκευή Struers Knuth-Rotor-3
- Για την στίλβωση των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε η συσκευή Struers Dap-V
- Για την οπτική μικροσκοπία χρησιμοποιήθηκε οπτικό μικροσκόπιο Leitz ARISTOMET.
- Στο μικροσκόπιο είναι προσαρμοσμένη κάμερα Leica DC 300, με την οποία γίνεται η λήψη των φωτογραφιών.
- Οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με την βοήθεια συσκευής μικροσκληρομέτρησης Wolpert Group 402 MVD.
- Οι προσομοιώσεις στερεοποίησης πραγματοποιήθηκαν με τη βοήθεια του λογισμικού Thermo-Calc σε ηλεκτρονικό υπολογιστή Intel Pentium Dual E2160 @ 1.80 GHz, 1 GB RAM, λειτουργικό σύστημα Windows XP.

### 4.3 Αξιοποίηση των διμεταλλικών συγκολλήσεων Al-Cu στη κατασκευή ηλιακών απορροφητών:

Τα τελευταία χρόνια μεταλλικά υλικά όπως το Al και ο Cu, αξιοποιούνται για την κατασκευή διαφόρων ηλιακών συλλεκτών. Οι ηλιακοί συλλέκτες (ή ηλιακοί απορροφητές) αποτελούνται από μία συλλεκτική μεταλλική επιφάνεια με δυνατότητα απορρόφησης περίπου του 95% της ηλιακής ακτινοβολίας. Η θερμότητα που απορροφά η μεταλλική πλάκα μεταφέρεται στο σύστημα σωληνώσεων από Cu, το οποίο είναι συγκολλημένο στο πίσω μέρος της συλλεκτικής επιφάνειας.

Αρχικά οι συλλεκτικές μεταλλικές επιφάνειες ήταν κατασκευασμένες από Cu εξαιτίας της εξαιρετικής θερμικής αγωγιμότητας του Cu (384W/mK). Ωστόσο, το υψηλό κόστος του Cu οδήγησε στην αντικατάστασή του από Al, το οποίο επίσης παρουσιάζει αρκετά υψηλή θερμική αγωγιμότητα. Για να αυξηθεί η θερμοαπορροφητικότητα του Al, η συλλεκτική επιφάνεια επικαλύπτεται με ειδικές επιστρώσεις. Το σύστημα σωληνώσεων από Cu που μεταφέρει νερό (ή οποιοδήποτε ψυκτικό ρευστό) συνδέεται με συγκολλήσεις στο πίσω μέρος της μεταλλικής συλλεκτικής επιφάνειας.

Ο σωλήνας Cu συγκολλάται στο φύλλο Al με διάφορες μεθόδους όπως brazing, συγκόλληση με τριβή, εκρηκτική συγκόλληση, stir welding, καθώς και με συγκόλληση με δέσμη laser. Οι συγκολλήσεις με δέσμη laser (Laser Beam Welding, LBW) [1] αποτελούν κοινή πρακτική στη γραμμή παραγωγής σε μία σειρά κατασκευαστικών βιομηχανιών στους τομείς των ηλεκτρονικών συσκευών, των λευκών οικιακών συσκευών, αλλά και της αυτοκινητοβιομηχανίας.

Τα πλεονεκτήματα της LBW σε σχέση με τις άλλες μεθόδους είναι η μικρότερη προσδιδόμενη θερμική ενέργεια στα προς συγκόλληση υλικά, κάτι που οδηγεί σε μικρότερες διαστάσεις ραφής και ΘΕΖ, σε συνδυασμό με χαμηλότερες παραμένουσες τάσεις και παραμορφώσεις. Η εισαγωγή συγκολλήσεων laser στην κατασκευή του απορροφητή έχει όλα τα πλεονεκτήματα που αναφέρθηκαν παραπάνω και παρέχει ευχέρεια παραγωγής με εύκολη πρόσβαση στη διεπιφάνεια Al-Cu.



*Εικ.8: Σημειακή συγκόλληση με laser ηλιακού συλλέκτη Al-Cu*

Στην εικόνα 8, φαίνεται ένα φύλλο ΑΙ συγκολλημένο με LBW με ένα σωλήνα από Cu. Στην εικόνα επίσης φαίνονται οι διμεταλλικές συγκολλήσεις (joints) μεταξύ του ελάσματος ΑΙ και του σωλήνα από Cu.

#### 4.4 Συνθήκες Laser διμεταλλικής συγκόλλησης ΑΙ-Cu:

Η ποιότητα των διμεταλλικών συγκολλήσεων αλουμινίου-χαλκού, επηρεάζεται από τις συνθήκες συγκόλλησης (ισχύς, διάρκεια και διαμόρφωση παλμού, συχνότητα, ταχύτητα απόψυξης κλπ) οι οποίες πιθανόν να προκαλέσουν τον σχηματισμό ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων στη λίμνη συγκόλλησης.

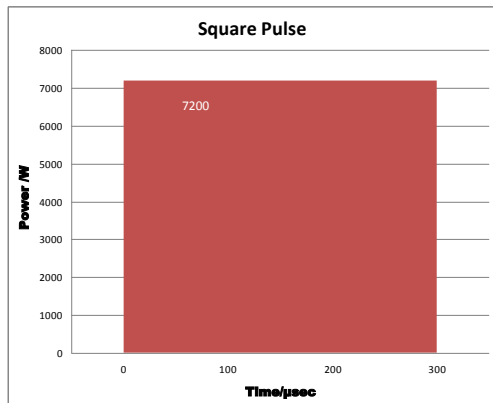
Γι αυτό τον λόγο η μεταλλογραφική εξέταση των περιοχών της διμεταλλικής συγκόλλησης Cu-AI είναι χρήσιμη και αναγκαία.

Οι κατηγορίες συγκολλήσεων για διάφορες συνθήκες λειτουργίας του laser όπως ισχύς, διάρκεια και διαμόρφωση παλμού, συχνότητα, ταχύτητα συγκόλλησης παρουσιάζονται στον πίνακα 6.

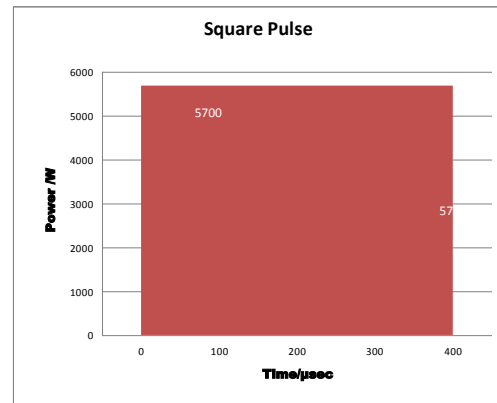
**Πιν. 6: Κατηγορίες συγκολλήσεων για διάφορες συνθήκες λειτουργίας του laser**

	ΤΥΠΟΣ ΠΑΛΜΟΥ LASER	ΙΣΧΥΣ ΠΑΛΜΟΥ Watt	ΔΙΑΡΚΕΙΑ ΠΑΛΜΟΥ msec	ΡΥΘΜΟΣ ΠΑΛΜΩΝ Hz	ΕΝΕΡΓΕΙΑ Joule	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ mm/sec	ΑΡΙΘΜΟΣ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ	ΜΕΤΡΙΚΗ ΑΝΤΟΧΗΣ Newton	ΣΚΟΛΙΑ	ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΑΠΟΚΟΛΛΗΣΗ	ΖΩΝΗ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ	ΜΕΤΡΙΚΗ ΑΝΤΟΧΗΣ Newton	A/A	
Π Α Ρ Α Ρ Α Τ Η Δ Ι Ο Δ Ι Σ Τ Η Σ Ε Σ Τ Η Σ Ε Σ Τ Η Σ	Square	7200	300	345	2.2	340	Anew	558	ok	NA	A zone 1 A zone 2	358 405	2 3	
	Square	5700	400	345	2.3	340	Bnew	791	ok	NA	B zone 1 B zone 2	790 857	4 5	
	Square	4500	500	345	2.3	340	Γ		ΚΑΘΙ ΣΠΟΤΙ					
	Square1			345	2.2	340			ΟΚ ΣΥΣΚΟΛ					
	Square2			345	2.3	340			ΟΚ ΣΥΣΚΟΛ					
	Square3			345	2.3	340			ΟΚ ΣΥΣΚΟΛ					
	Square4			345	2.3	340	Δ	651	ok	NA		744	7	
	Square5			300	2.7	320	Ε	830	ok	NA	E zone 1 E zone 2	879 1070	8 9	
	Square6			75	3.1	165	ΣΤ	698	ok	NA	ΣΤ zone 1 ΣΤ zone 2	744 790	10 11	
	Square7			110	3.2	340	Ζ	744	ok		ΣΤ zone 3	857	12	
	ΔΕΙΓΜΑΤΑ ABSORB B	Square	7200	300	345	2.2	340	Κατ. Α	1100	ISO204 FP2019	NA	Κατ.Α zone 1 Κατ.Α zone 2	930 975	13 14
		Square	7200	300	345	2.2	340	Κατ. Β	550	CAL204 FP2021	NA	Κατ.Β zone 1 Κατ.Β zone 2	698 790	15 16
	ΔΕΙΓΜΑΤΑ	EN61722:2006:2012 και EN61722:2013 - Δείγματα για έλεγχο ρυθμίσεων από coil πριν και μετά την ευθυγράμμιση												17
	coil	HALCOB 1106213a - Δείγματα για έλεγχο ρυθμίσεων από coil πριν και μετά την ευθυγράμμιση												18
Tube	HALCOB 1106213b - Δείγματα για έλεγχο ρυθμίσεων από coil πριν και μετά την ευθυγράμμιση												19	

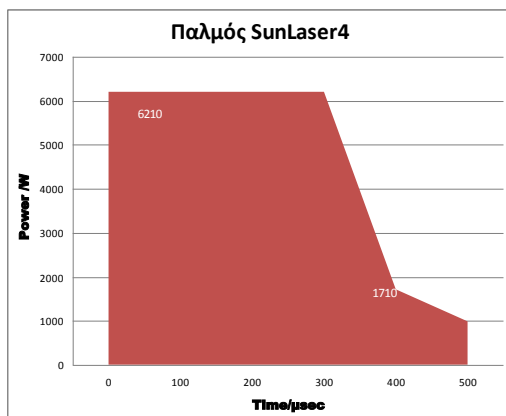
Η διαμόρφωση του παλμού για κάθε κατηγορία συγκόλλησης φαίνεται στα παρακάτω διαγράμματα.



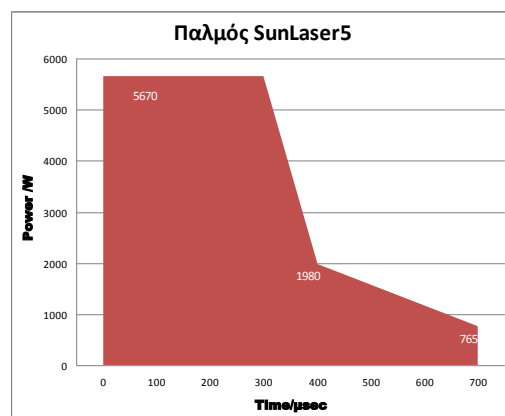
Σχ. 19: Διαμόρφωση παλμού: Square, 7200W, 300μsec



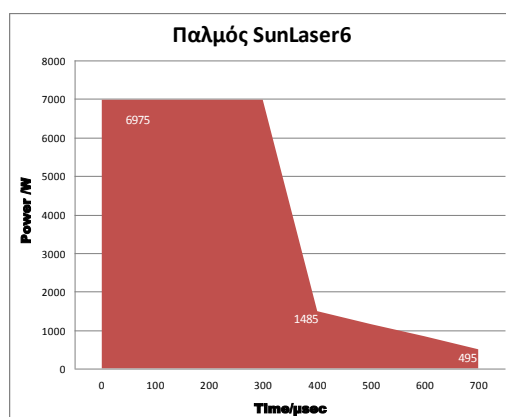
Σχ. 20: Διαμόρφωση παλμού: Square, 5700W, 400μsec



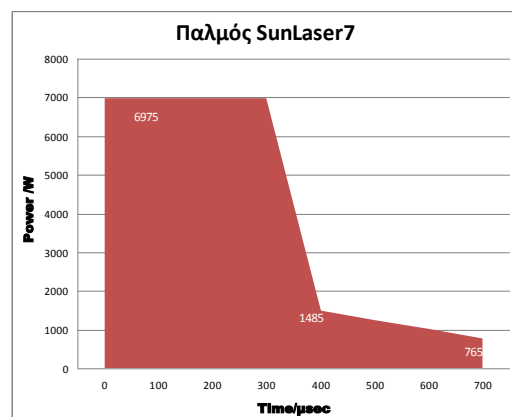
Σχ. 21: Διαμόρφωση παλμού: Sunlaser 4



Σχ. 22: Διαμόρφωση παλμού: Sunlaser 5



Σχ. 23: Διαμόρφωση παλμού: Sunlaser 6



Σχ. 24: Διαμόρφωση παλμού: Sunlaser 7

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5

### ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ-ΣΥΖΗΤΗΣΗ

#### 5.1 Μεταλλογραφική εξέταση:

Μεταλλογραφική εξέταση πραγματοποιήθηκε σε διαμήκεις, καθώς και σε εγκάρσιες τομές, όπως χαρακτηριστικά σημειώνεται στην Εικόνα 9. Μετά από κατάλληλη μεταλλογραφική προετοιμασία (κοπή, εγκιβωτισμός λείανση, στίλβωση), έγινε η εξέταση της μικροδομής των περιοχών συγκόλλησης με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου.



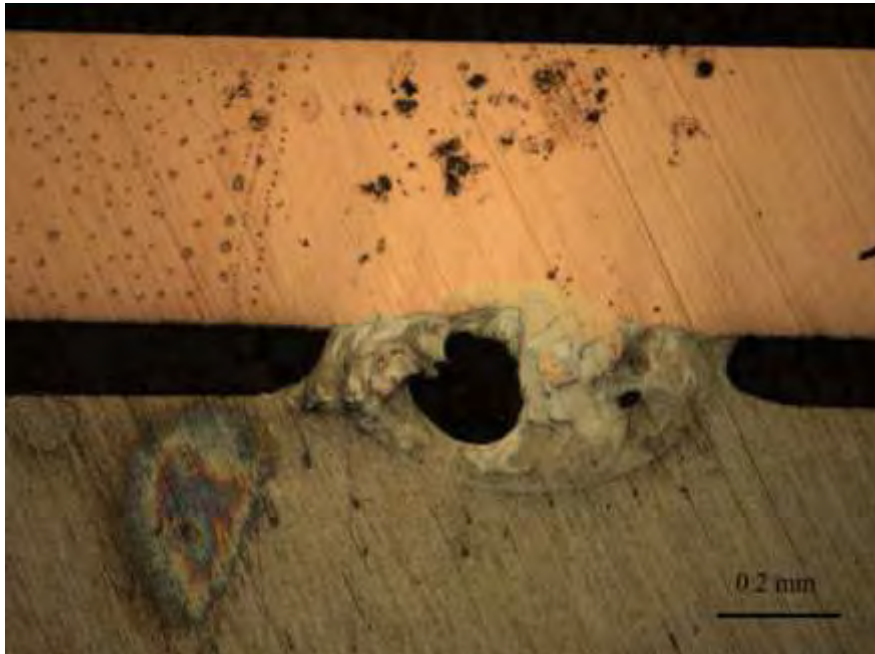
Εικ. 9: Σχηματική διαμήκους και εγκάρσιας τομής

Οι μικροδομές των περιοχών διμεταλλικής συγκόλλησης Cu/Al που ακολουθούν από όλες τις κατηγορίες συγκόλλησης που παρουσιάστηκαν στον πίνακα 6.

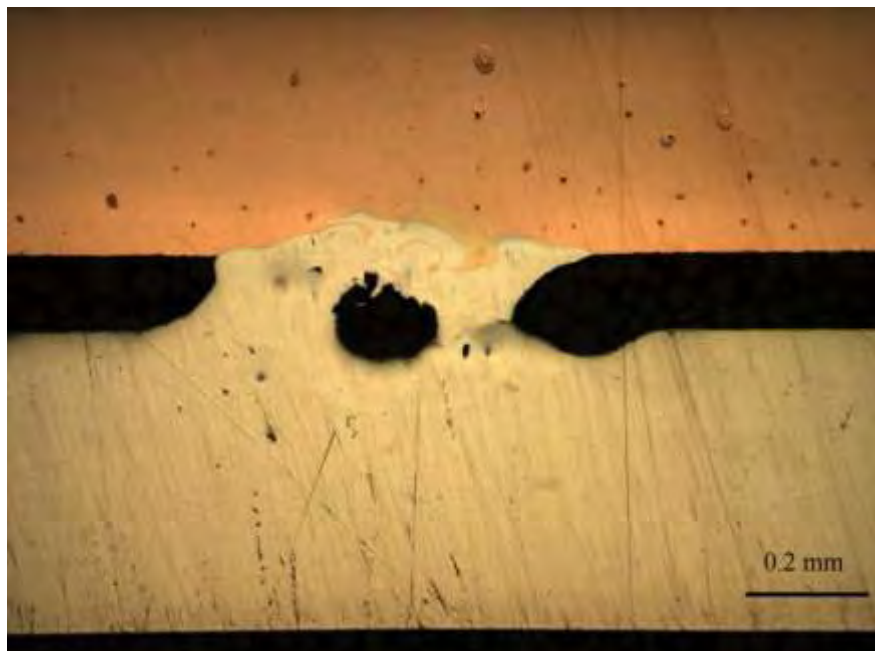
Οι κατηγορίες συγκόλλησης A, B, A<sub>new</sub>, B<sub>new</sub>, Δ, E, ΣΤ και Z διαφέρουν ως προς τις συνθήκες συγκόλλησης (συνθήκες λειτουργίας laser κλπ).

### 5.1.1 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης A:

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές των περιοχών συγκόλλησης σε διαμήκη τομή της A κατηγορίας συγκόλλησης.



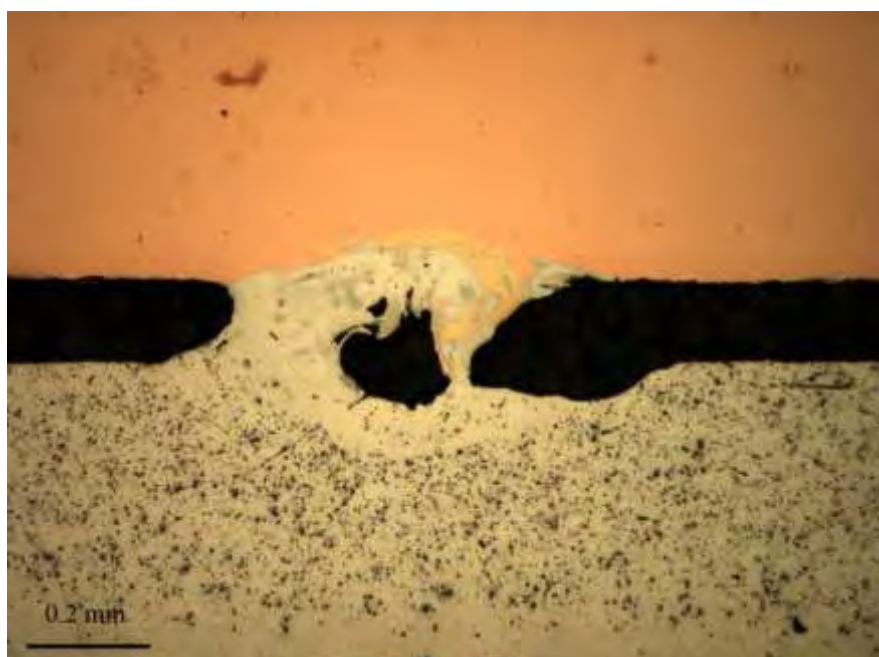
*Εικ. 10: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (100x)*



*Εικ. 11: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (100x)*

Στις εικόνες 10 και 11 είναι εμφανής η παρουσία πόρων στην περιοχή της συγκόλλησης. Η ύπαρξη πόρων στην περιοχή συγκόλλησης είναι ανεπιθύμητη καθώς μπορεί να προκληθεί υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων και πρόωρη αστοχία της συγκόλλησης εξαιτίας των πόρων. Επιπλέον στην περιοχή συγκόλλησης, όπως θα δειχθεί παρακάτω, μπορεί να αναπτυχθούν ρωγμές που μπορεί να ξεκινήσουν να καταλήξουν σε πόρο, υποβαθμίζοντας έτσι ακόμα περισσότερο την μηχανική σταθερότητα της συγκόλλησης.

Στις εικόνες 10 και 11 παρατηρείται σημαντική ανάμιξη μεταξύ του Al και του Cu. Η ανάμιξη των δύο μετάλλων οδηγεί στον σχηματισμό διάφορων ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή της συγκόλλησης. Επειδή η συγκόλληση με laser προκαλεί την τήξη των δυο επιμέρους μετάλλων, είναι πιθανό οι ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται να καλύπτουν όλο το εύρος συστάσεων του διμερούς διαγράμματος φάσεων Cu-Al. Επίσης από στις παραπάνω εικόνες παρατηρείται ότι ο σχηματισμός και η μορφολογία των ενδομεταλλικών ενώσεων ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης μεταξύ του χαλκού και του αλουμινίου.



*Εικ. 12: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (100x)*

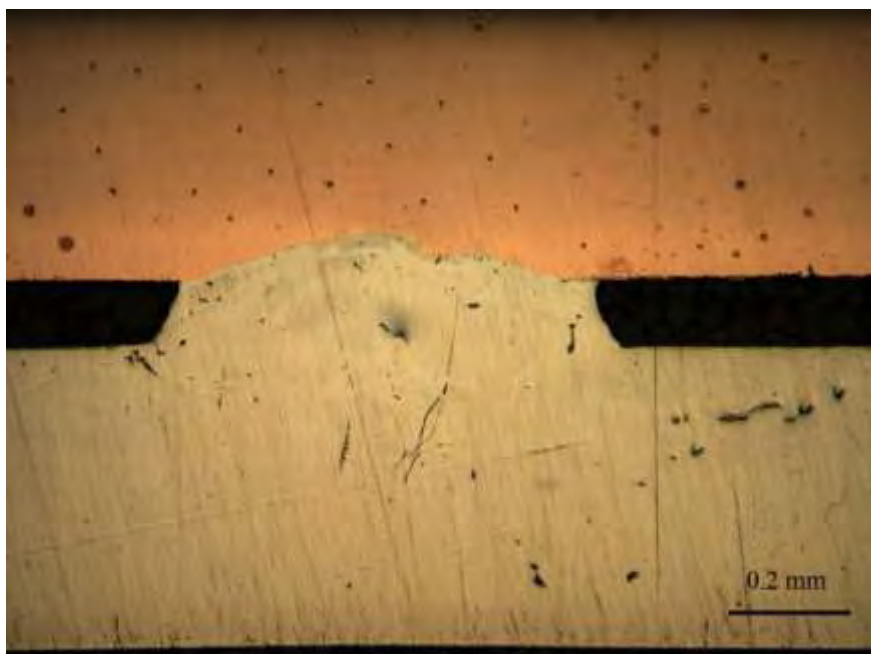
Στην Εικόνα 12 φαίνεται πιο καθαρά η ανάμιξη των δυο μετάλλων στη λίμνη συγκόλλησης, και η μορφολογία των ενδομεταλλικών ενώσεων στο χώρο ακολουθεί και πάλι την διεύθυνση ανάμιξης. Στην μικροδομή παρατηρούνται περιοχές όπου υπάρχουν ενδομεταλλικές ενώσεις απομονωμένες στη φάση του χαλκού. Και όπως θα φανεί και παρακάτω, παρατηρούνται περιοχές με απομονωμένο χαλκό στη φάση του αλουμινίου στη λίμνη συγκόλλησης. Οι περιοχές αυτές σχηματίζονται κατά την ανάμιξη των δύο μετάλλων.

Στην περιοχή συγκόλλησης παρατηρείται επίσης ότι στα όρια του χαλκού με τις ενδομεταλλικές φάσεις (γκρίζες φάσεις στην μικροδομή), σχηματίζεται μια διεπιφάνεια η οποία διαχωρίζει το χαλκό από τη φάση του αλουμινίου αλλά και από άλλες ενδομεταλλικές φάσεις. Η διεπιφάνεια αυτή είναι μια στρώση ενδομεταλλικής ένωσης η οποία όπως θα δειχθεί και παρακάτω, παρουσιάζει υψηλή σκληρότητα και επομένως πρόκειται για σκληρή και ψαθυρή ενδομεταλλική ένωση. Οι διεπιφάνειες

αυτές εμφανίζονται τόσο στην Α όσο και στην Β κατηγορία και εμφανίζονται στον σύνδεσμο Cu/Al κατά τον σχηματισμό της συγκόλλησης.

Όπως προαναφέρθηκε και στην παραπάνω ανάλυση, ο εκτεταμένος σχηματισμός και η ανάπτυξη σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων οδηγεί σε υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης. Για αυτό τον λόγο η Β κατηγορία συγκολλήσεων παρουσιάζει χειρότερες μηχανικές ιδιότητες από την Α. Στην Β κατηγορία συγκόλλησης, εξαιτίας της εκτενέστερης προσδιδόμενης θερμικής ενέργειας από το laser, ο σχηματισμός και η ανάπτυξη αυτών των ενδομεταλλικών ενώσεων θα είναι εκτενέστερος από την κατηγορία Α, και κατά συνέπεια οι σύνδεσμοι Cu/Al θα παρουσιάζουν χειρότερες μηχανικές ιδιότητες και υψηλότερη ψαθυρότητα.

Στις εικόνες 10,11 και 12 είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων στον σύνδεσμο συγκόλλησης, τόσο στο κέντρο, όσο και στη γειτονική περιοχή του κυρίως πόρου. Αυτοί οι πόροι σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση και καθώς τήκονται το Al και ο Cu, εγκλωβίζονται στη λίμνη συγκόλλησης και εμφανίζονται κατά το μεταλλογραφικό έλεγχο λόγω παρατεταμένης λείανσης. Όταν η λείανση δεν είναι εκτενής, η μικροδομή που εμφανίζει η περιοχή συγκόλλησης έχει τα χαρακτηριστικά που παρουσιάζονται στην Εικόνα 12. Στην Εικόνα 13 αν και η λείανση που προηγήθηκε δεν ήταν και τόσο εκτενής, μόλις που αρχίζει να φαίνεται ο πόρος στο κέντρο της συγκόλλησης. Με περεταίρω λείανση ο πόρος θα φαινόταν κανονικά και η μικροδομή θα ήταν παρόμοια με αυτή της εικόνας 11 ή 12.



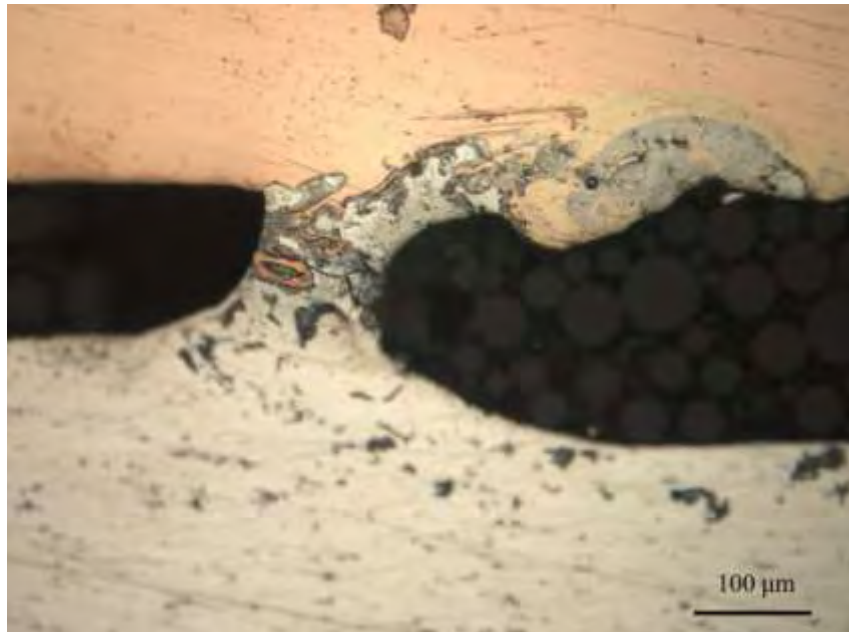
*Εικ. 13: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Α (100x)*

Στους διμεταλλικούς συνδέσμους Cu/Al, όπως φαίνεται και στις παρακάτω εικόνες, είναι εμφανής η ύπαρξη ρωγμών. Οι ρωγμές μπορεί να εμφανιστούν στη βάση (πλευρά του Al), στη κορυφή (πλευρά του Cu) αλλά και στο εσωτερικό της περιοχής συγκόλλησης. Γενικά οι ρωγμές μπορεί να εμφανιστούν σε οποιοδήποτε σημείο στην περιοχή της συγκόλλησης.

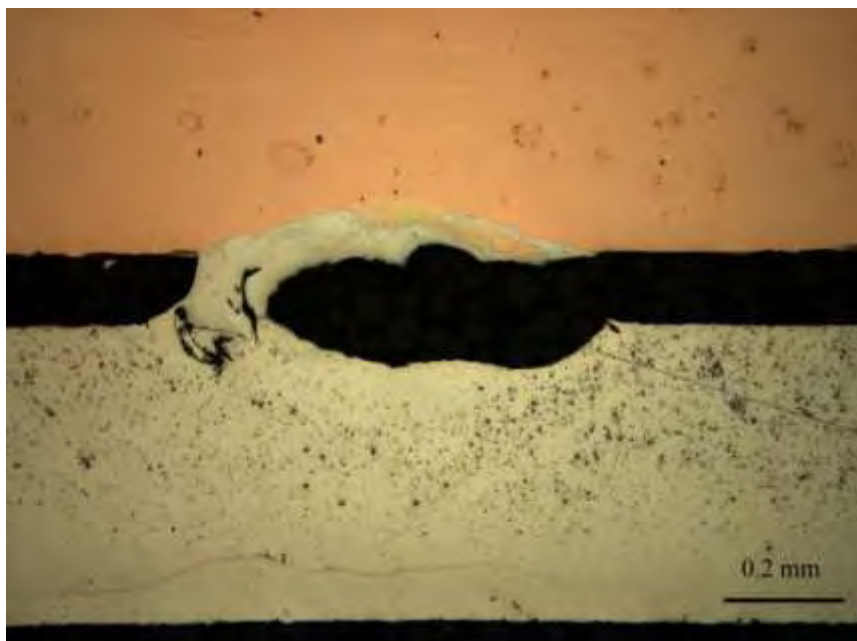


Οι ρωγμές όπως είναι φυσικό, υποβαθμίζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες των συνδέσμων και επιπλέον ενισχύουν τον υποβαθμιστικό ρόλο των σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων που σχηματίζονται στην περιοχή της συγκόλλησης.

Στις Εικόνες 14-18 φαίνονται οι μικροδομές των συγκολλήσεων όπου έχουν σχηματιστεί ρωγμές.



*Εικ. 14: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (200x)*



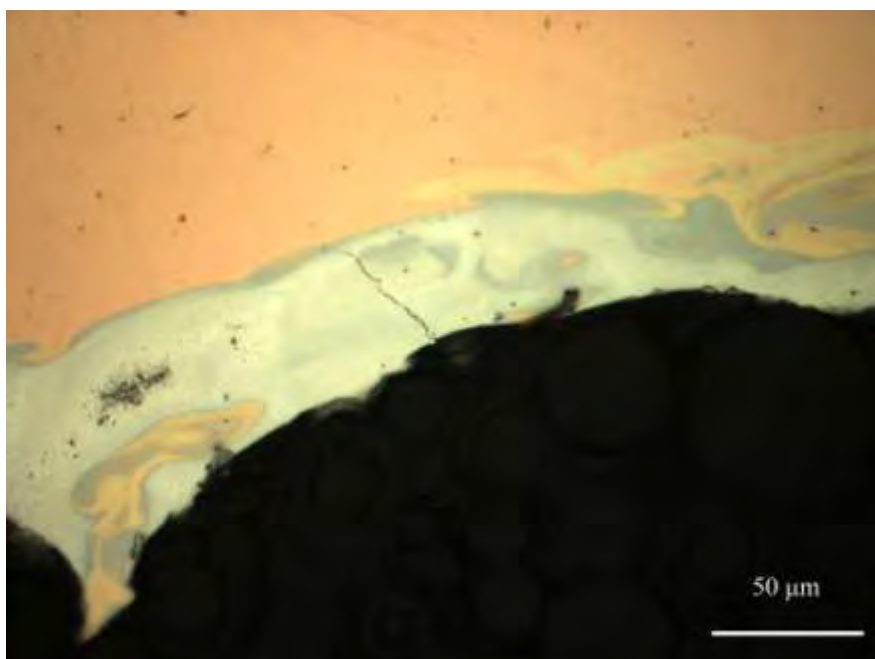
*Εικ. 15: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (100x)*

Στην Εικόνα 14 είναι εμφανής η ύπαρξη ρωγμής η οποία διατρέχει όλο το μήκος του πόδα της συγκόλλησης και ίσως να διαδόθηκε διασχίζοντας ψαθυρές φάσεις. Οι ρωγμή όπως προαναφέρθηκε, υποβαθμίζει σημαντικά την αντοχή της συγκόλλησης και θα οδηγήσει σε εύκολη και ταχεία θραύση.

Στην Εικόνα 15 φαίνεται μια ρωγμή η οποία σχηματίστηκε περίπου στο ίδιο τμήμα της συγκόλλησης με τη ρωγμή της Εικόνας 14. Στην Εικόνα 15 όμως εκτός από τη ρωγμή είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων.

Όπως φαίνεται και στη εικόνα 15, η ρωγμή ξεκίνησε να διαδίδεται από το όριο του πόρου και συνέχισε την διάδοση της προς το εσωτερικό της συγκόλλησης. Επομένως οι πόροι μπορεί να είναι σημεία εκκίνησης ρωγμών.

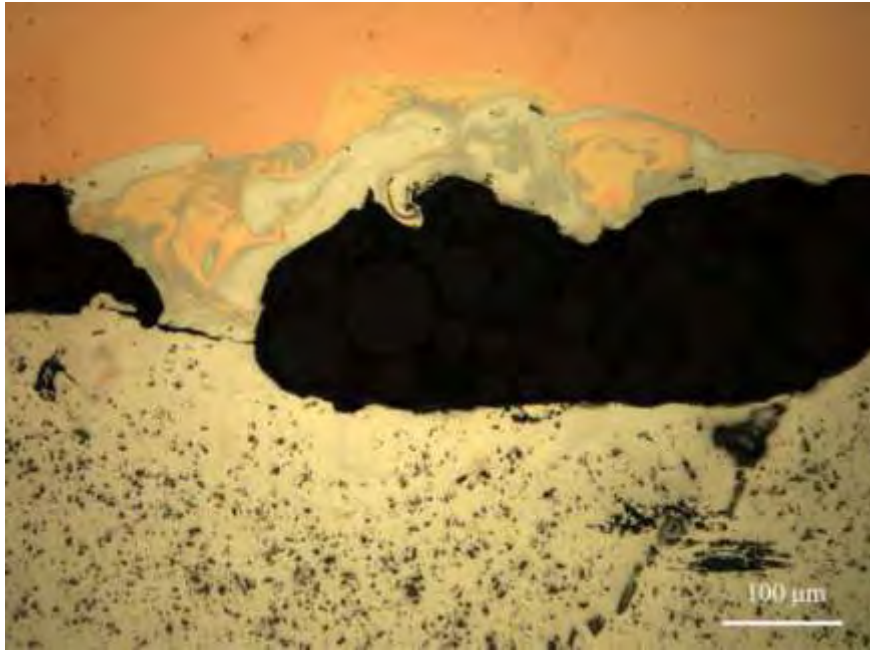
Γενικά, η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης πιθανώς να προκαλείται από την συνεργατική δράση των πόρων, των ρωγμών και των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων, και όχι αποκλειστικά και μόνο από τον σχηματισμό και ανάπτυξη των ενδομεταλλικών ενώσεων.



*Εικ. 16: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Α (500x)*

Στην Εικόνα 16 φαίνεται μια ρωγμή η οποία σε αυτή τη περίπτωση σχηματίστηκε στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στην πλευρά του Cu. Απ' ότι φαίνεται, η ρωγμή διαδόθηκε διασχίζοντας την σκληρή φάση και σταμάτησε όταν συνάντησε τον χαλκό, ο οποίος ως μαλακό και όλκιμο μέταλλο που είναι παρεμπόδισε την διάδοση της ρωγμής.

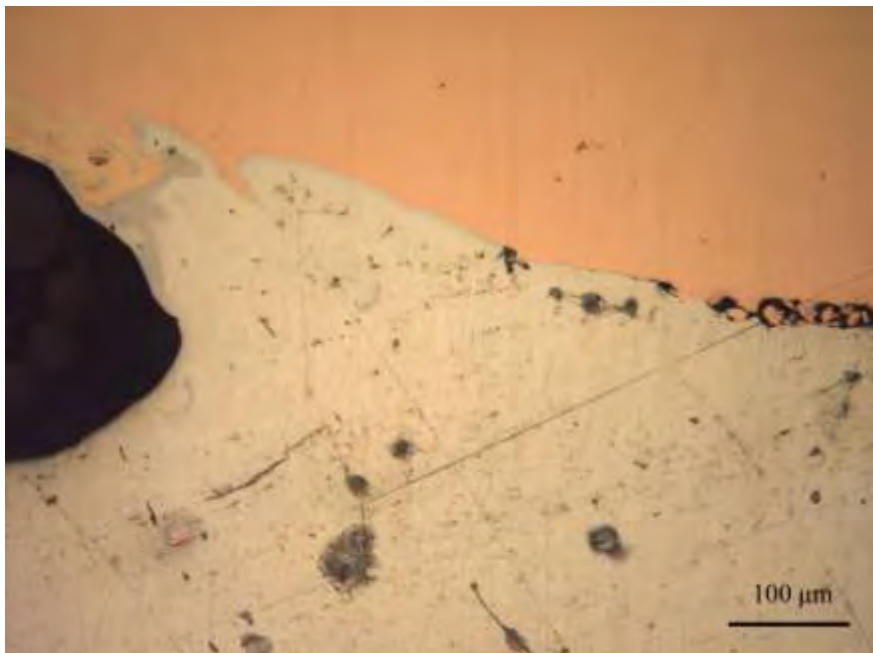
Γενικά οι ρωγμές στις εικόνες 14 και 15 είναι μεγαλύτερες από την ρωγμή που εμφανίζεται στην εικόνα 16. Αυτό ίσως οφείλεται στο γεγονός ότι η ρωγμή της εικόνας 16 συνάντησε όλκιμη φάση που παρεμπόδισε τη διάδοσή της. Ενώ αντίθετα οι ρωγμές που εμφανίζονται στις μικροδομές των εικόνων 14 και 15 δεν συναντούν όλκιμη φάση και επομένως διαδίδονται ευκολότερα.



*Εικ. 17: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A (200x)*

Στην Εικόνα 17 παρουσιάζεται η μικροδομή μιας περιοχής συγκόλλησης όπου συνοψίζονται όλα τα παραπάνω. Στην εικόνα 17 λοιπόν, φαίνεται καθαρά η ανάμιξη του Al και του Cu, καθώς και ο εκτεταμένος σχηματισμός διάφορων ενδομεταλλικών ενώσεων. Η κατανομή των ενδομεταλλικών ενώσεων ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης. Επίσης είναι εμφανής η παρουσία ρωγμής η οποία διατρέχει όλο το μήκος του κάτω μέρους της συγκόλλησης.

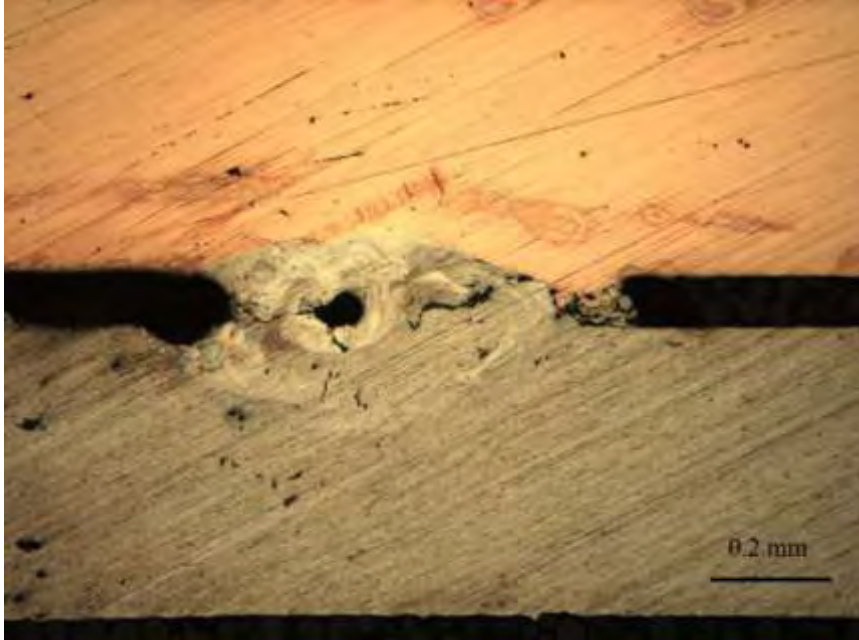
Στην εικόνα 18 φαίνεται η μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης της κατηγορίας A σε εγκάρσια τομή. Η μικροδομή της εγκάρσιας τομής δεν διαφέρει σημαντικά από αυτή της διαμήκουσ τομής.



*Εικ. 18: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας A (200x)*

### 5.1.2 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης **B**:

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές των περιοχών συγκόλλησης σε διαμήκη τομή της **B** κατηγορίας συγκόλλησης.



*Εικ. 19: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **B** (100x)*



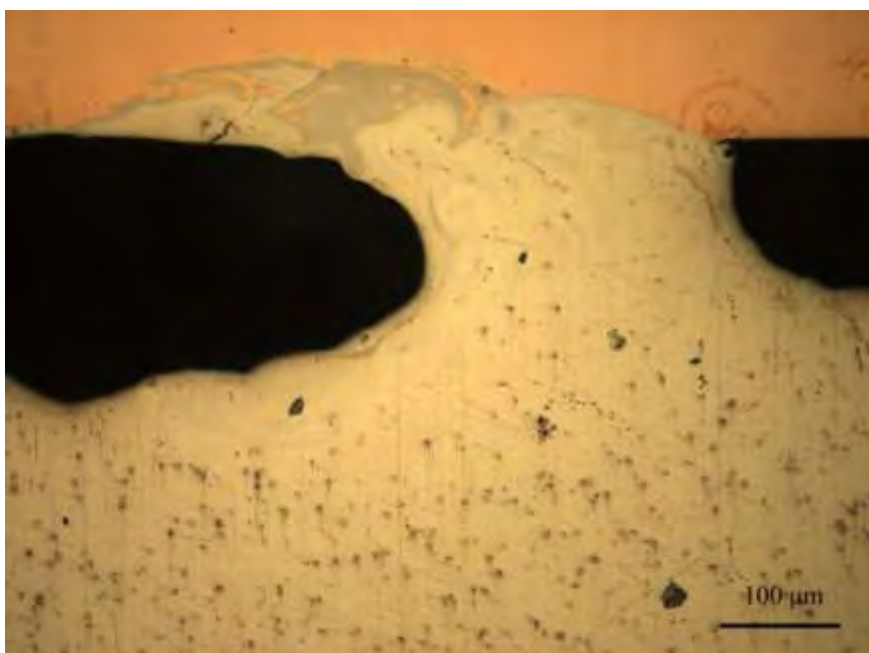
*Εικ. 20: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **B** (100x)*

Στην Εικόνα 19 παρατηρείται σημαντική ανάμιξη μεταξύ του Al και του Cu που μετάλλων οδηγεί στον σχηματισμό διάφορων ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή της συγκόλλησης. Όπως προαναφέρθηκε, οι ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται στην περιοχή της συγκόλλησης μπορεί να καλύπτουν όλο το εύρος του

διαγράμματος φάσεων Cu-Al. Επίσης είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων στον σύνδεσμο της συγκόλλησης, όπως και στην Α κατηγορία συγκολλήσεων.

Όπως φαίνεται στην εικόνα 19, στην γειτονική περιοχή του πόρου υπάρχουν ρωγμές οι οποίες έχουν αναπτυχθεί σημαντικά, καθιστώντας έτσι την τελική τους συνένωση (και κατ επέκταση τη θραύση) εξαιρετικά εύκολη. Η συνένωση των ρωγμών με επακόλουθη θραύση της συγκόλλησης φαίνεται καθαρά στην εικόνα 20.

Όπως προαναφέρθηκε ρωγμές μπορεί να αναπτυχθούν σε οποιοδήποτε σημείο της συγκόλλησης όπως φαίνεται και στην Εικόνα 21, όπου μια ρωγμή έχει σχηματιστεί στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στη πλευρά του Cu. Στην Εικόνα 21 φαίνεται επίσης η ανάμιξη μεταξύ του Al και του Cu καθώς και ο εκτεταμένος σχηματισμός των ενδομεταλλικών φάσεων.



*Εικ. 21: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας B (100x)*

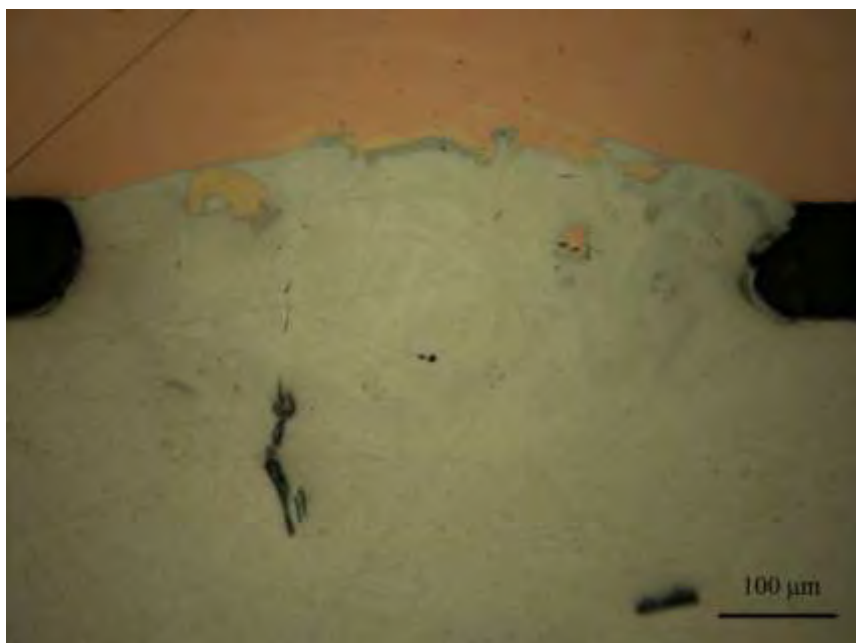


*Εικ. 22: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας B (500x)*

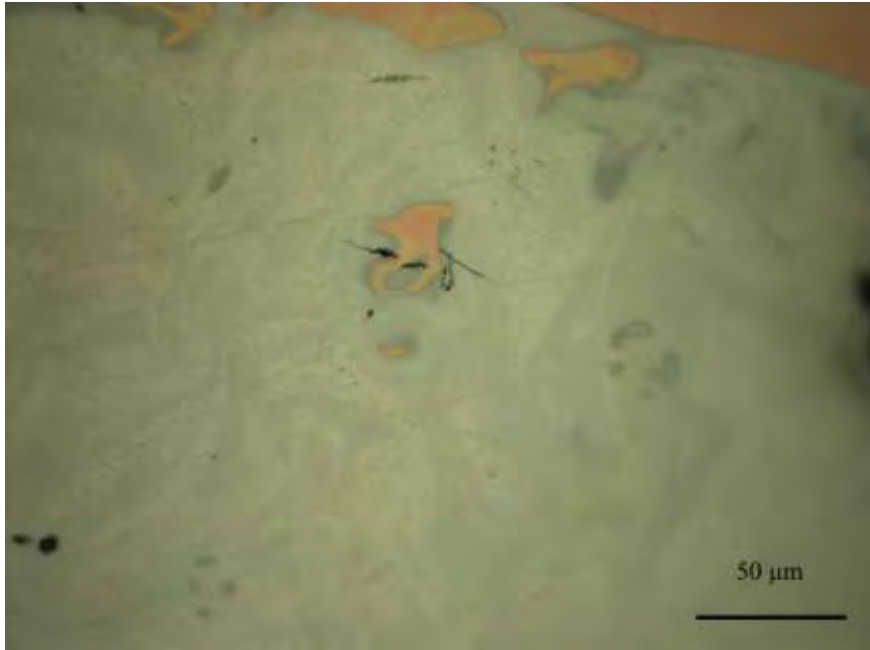
Όπως φαίνεται χαρακτηριστικά στην Εικόνα 22 στο εσωτερικό των διμεταλλικών συγκολλήσεων μεταξύ Cu και Al, συχνά παρατηρούνται περιοχές όπου βρίσκεται απομονωμένος μεταλλικός Cu. Οι περιοχές με απομονωμένο Cu που παρατηρούνται στις μικροδομές των συγκολλήσεων, είναι πιθανό να προέρχονται από μεταλλικό χαλκό που δεν αντέδρασε με το Al προς σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων κατά την ανάμιξη, και να απομονώθηκε έτσι στο εσωτερικό της λίμνης συγκόλλησης κατά την στερεοποίηση.

Στην Εικόνα 23 φαίνεται ένας σύνδεσμος συγκόλλησης κατηγορίας B, όπου η λείανση που προηγήθηκε δεν ήταν τόσο εκτενής. Στην μικροδομή είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων και ρωγμών. Στην εικόνα 24 φαίνεται πιο καθαρά και σε μεγαλύτερη μεγέθυνση (500x) η περιοχή των ρωγμών. Όπως παρατηρείται στην Εικόνα 24, η ρωγμή δεν είναι συνεχής, αλλά φαίνεται να παρουσιάζει ασυνέχειες και να διακόπτεται από την όγκιμη φάση του χαλκού.

Η εμφανιζόμενη μικροδομή όμως πρόκειται για τομή της συγκόλλησης και κατά συνέπεια η φάση του χαλκού στην οποία φαίνεται να τερματίζουν οι ρωγμές, πρόκειται για απομονωμένο μεταλλικό χαλκό στο εσωτερικό της συγκόλλησης. Ο απομονωμένος χαλκός είναι πιθανό να περιβάλλεται από ενδομεταλλικές ενώσεις ή και από αλουμίνιο. Επομένως οι ρωγμές διαδίδονται μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων αποφεύγοντας την όγκιμη φάση του χαλκού. Έτσι λοιπόν το τμήμα υλικού που κάλυπτε την περιοχή του Cu και μέσω του οποίου διαδόθηκαν οι ρωγμές, απομακρύνθηκε κατά τη λείανση και γι' αυτό το λόγο η ρωγμή φαίνεται να παρουσιάζει ασυνέχειες.



*Εικ. 23: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας B (100x)*



**Εικ. 24:** Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **B** (500x)  
(περιοχή ρωγμών της Εικ. 20 σε μεγέθυνση)

Στην Εικόνα 25 παρουσιάζεται η μικροδομή μιας περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας B, καθαρά η ανάμιξη του Al και του Cu, καθώς και ο εκτεταμένος σχηματισμός διάφορων ενδομεταλλικών ενώσεων. Η κατανομή και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων και σε αυτή τη περίπτωση ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης. Επίσης είναι εμφανής η παρουσία ρωγμών στη βάση και στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στη πλευρά του Cu. Και σε αυτή την κατηγορία συγκόλλησης, η ρωγμή στο πάνω μέρος τερματίζει στην όγκιμη φάση του χαλκού.



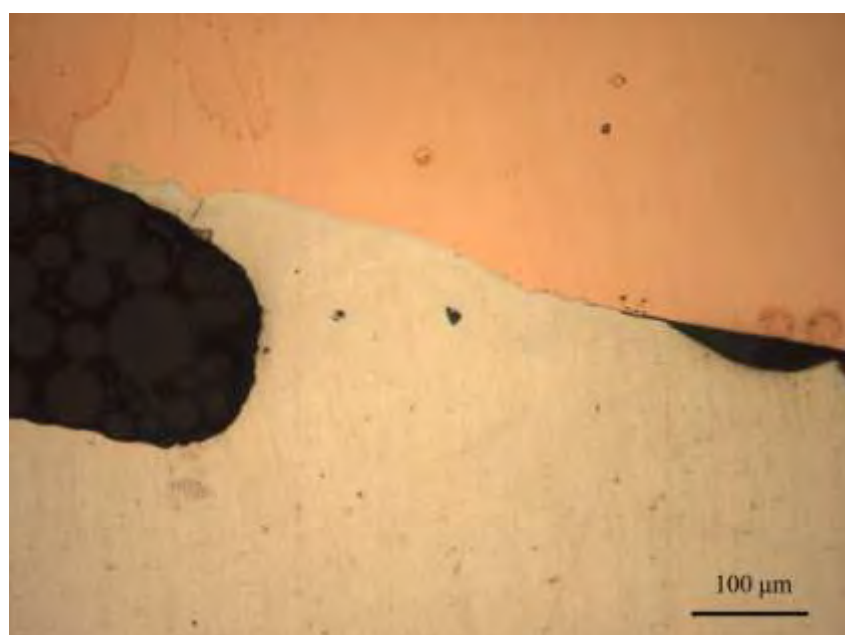
**Εικ. 25:** Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **B** (200x)

Παρατηρώντας τις συγκολλήσεις συμπεραίνεται ότι οι ενδομεταλλικές ενώσεις σχηματίζονται κυρίως στο πάνω μέρος, κοντά στη πλευρά του Cu. Ωστόσο, στην εικόνα 25 φαίνεται ότι οι ενδομεταλλικές ενώσεις μπορούν να σχηματιστούν και στο κάτω μέρος της συγκόλλησης κοντά στη πλευρά του Al (κόκκινος κύκλος). Ο μη αναμενόμενος σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων στο κάτω μέρος της συγκόλλησης είναι πιθανό να οφείλεται στην εκτενέστερη τήξη και ανάμιξη που προκαλούνται κατά την συγκόλληση κατηγορίας B.

Η συγκόλληση κατηγορίας B εισάγει υψηλότερο θερμικό περιεχόμενο στη λίμνη συγκόλλησης από τη κατηγορία A. Επομένως η τήξη που προκαλείται είναι πιο εκτενής, καθώς τήκονται μεγαλύτερες ποσότητες αλουμινίου και χαλκού. Επιπλέον τα δυο μέταλλα να μένουν στη κατάσταση τήγματος για μεγαλύτερο χρονικό διάστημα. Κατά συνέπεια, λόγω μεταφοράς μάζας η ανάμιξη των δύο μετάλλων είναι εντονότερη και οι ενδομεταλλικές ενώσεις μπορούν να σχηματιστούν και σε άλλα σημεία της περιοχής συγκόλλησης.

Ίσως εκεί να οφείλονται και οι περιοχές με απομονωμένο μεταλλικό χαλκό που παρατηρούνται κυρίως στο εσωτερικό των συνδέσμων συγκόλλησης της κατηγορίας B.

Στην εικόνα 26 φαίνεται η μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης της κατηγορίας B σε εγκάρσια τομή. Η μικροδομή της εγκάρσιας τομής δεν διαφέρει σημαντικά από αυτή της διαμήκουσ τομής της Εικόνας 23.



*Εικ. 26: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας B (100x)*



### 5.1.3 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης $A_{new}$ :

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές των περιοχών συγκόλλησης σε διαμήκη τομή της  $A_{new}$  κατηγορίας συγκόλλησης



*Εικ. 27: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας  $A_{new}$  (200x)*

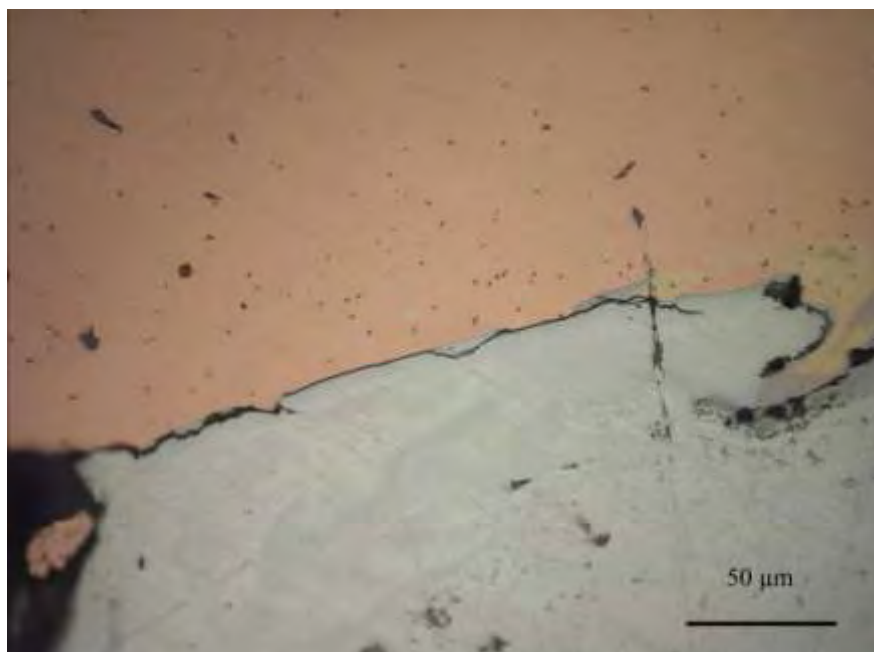
Στις εικόνες 27 και 28 παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Cu και του Al στο εσωτερικό της λίμνης συγκόλλησης, καθώς και ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή των δινών και στην περιοχή του Cu. Όπως φαίνεται και από τις εικόνες 28-30, στις μικροδομές των συγκολλήσεων παρουσιάζονται ρωγμές στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στη διεπιφάνεια με τον Cu. Οι ρωγμές αυτές στη συνέχεια μπορεί να διαδοθούν στην διεπιφάνεια του χαλκού με την λίμνη συγκόλλησης και να οδηγήσουν σε θραύση της συγκόλλησης.

Αρκετές φορές στα άκρα της συγκόλλησης και στην περιοχή του Cu, παρατηρείται ότι τα δύο μέταλλα δεν έχουν κολλήσει και σχηματίζεται τοπικά ένα μικρό διάκενο. Κατά συνέπεια, τα σημεία αυτά μπορεί να αποτελέσουν σημεία εκκίνησης ρωγμών και να οδηγήσουν σε θραύση της συγκόλλησης.



*Εικ. 28: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Anew (200x)*

Στην εικόνα 28, στο πάνω μέρος της συγκόλλησης φαίνεται ότι η ρωγμή έχει διαδοθεί στην διεπιφάνεια με τον Cu. Επίσης στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στο κέντρο φαίνεται μια ρωγμή η οποία έχει διαδοθεί στην περιοχή του εκτενούς σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων. Η περαιτέρω διάδοση των παραπάνω ρωγμών μπορεί να οδηγήσει σε θραύση της συγκόλλησης.



*Εικ. 29: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Anew (500x)*

Στην εικόνα 29 φαίνεται σε μεγαλύτερη μεγέθυνση η περιοχή της εικόνας 28 όπου φαίνεται η διάδοση της ρωγμής στη διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον χαλκό. Η ρωγμή φαίνεται ότι διαδίδεται διασχίζοντας την ψαθυρή ενδομεταλλική ένωση που έχει σχηματιστεί στη διεπιφάνεια. Ένα χαρακτηριστικό της ρωγμής είναι το σχεδόν ευθύγραμμο τμήμα διάδοσης στο κέντρο της. Αυτό το χαρακτηριστικό μπορεί να οφείλεται στο γεγονός ότι σε εκείνο το σημείο η ρωγμή σχηματίστηκε κατά την στερεοποίηση και να διέσχισε την ψαθυρή διεπιφάνεια οδηγώντας έτσι σε τοπική αποκόλληση.

Στην εικόνα 30 φαίνεται μια μικροδομή της Anew κατηγορίας συγκόλλησης. Στην μικροδομή είναι εμφανής η παρουσία δινών ανάμιξης, ο εκτεταμένος σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων, καθώς και η παρουσία ρωγμών. Όπως φαίνεται οι ρωγμές αναπτύσσονται στην περιοχή των ενδομεταλλικών ενώσεων κυρίως στο πάνω μέρος της συγκόλλησης. Η έντονη παρουσία ρωγμών στην μικροδομή της συγκόλλησης οφείλεται στον εκτεταμένο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων οι οποίες διευκολύνουν την διάδοση ρωγμών και προκαλούν ψαθυρότητα στην συγκόλληση,

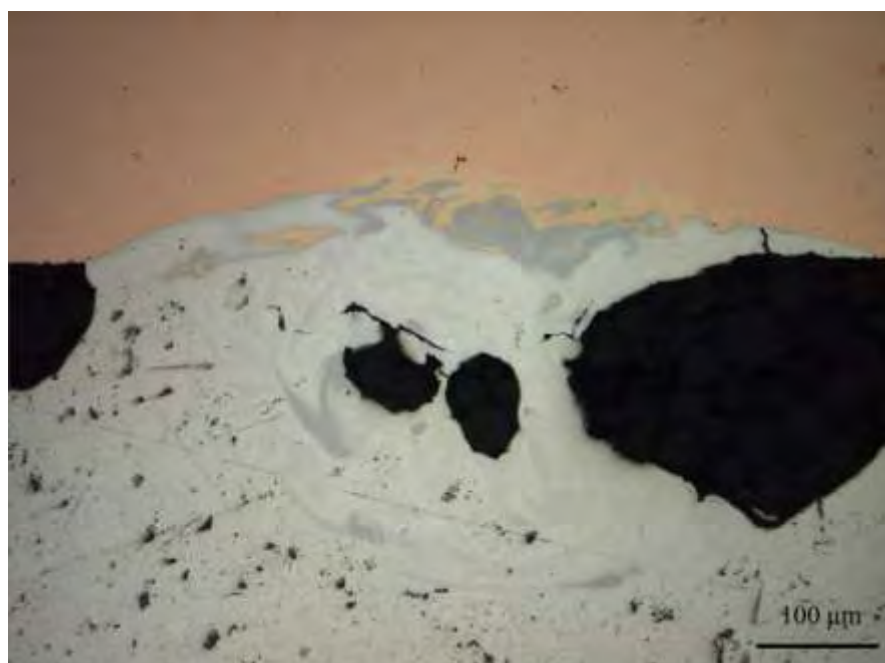


*Εικ. 30: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Anew (200x)*

Στις εικόνες 31, 32 και 33 είναι εμφανής η παρουσία πόρων στην περιοχή της συγκόλλησης. Οι μικροδομές των παραπάνω εικόνων επίσης παρουσιάζουν έντονη ρηγμάτωση που μπορεί να οφείλεται στην συνεργατική δράση των πόρων και του εκτεταμένου σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή συγκόλλησης.



*Εικ. 31: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Anew (200x)*



*Εικ. 32: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Anew (200x)*

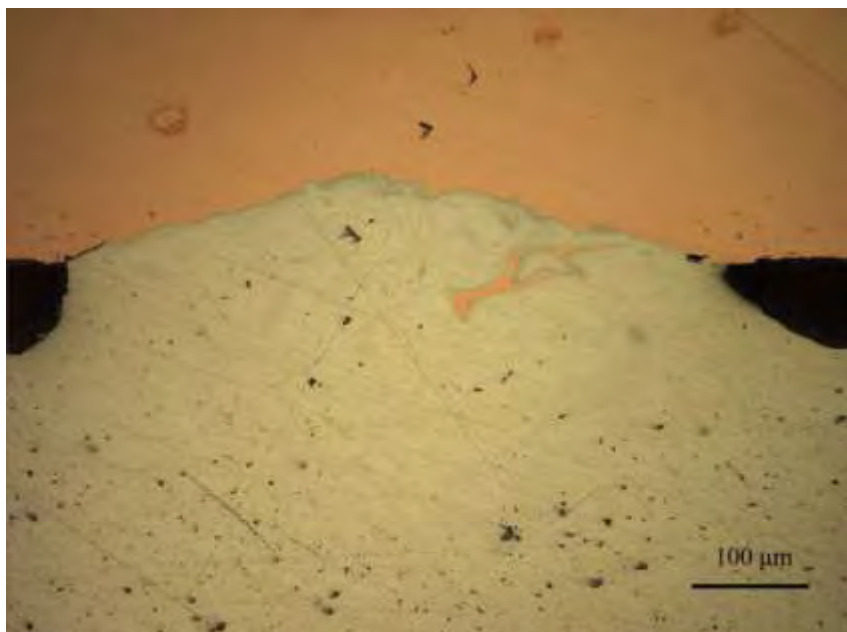


*Εικ. 33: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **Anew** (200x)*

Σε όλες τις παραπάνω μικροδομές ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων είναι πολύ εκτενής. Αυτές οι ενδομεταλλικές ενώσεις είναι σκληρές και ψαθυρές και κατά συνέπεια είναι δικαιολογημένη η παρουσία αρκετών ρωγμών στην περιοχή της συγκόλλησης.

#### **5.1.4 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης $B_{new}$ :**

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές που παρουσιάζουν οι συγκολλήσεις της **Bnew** κατηγορίας

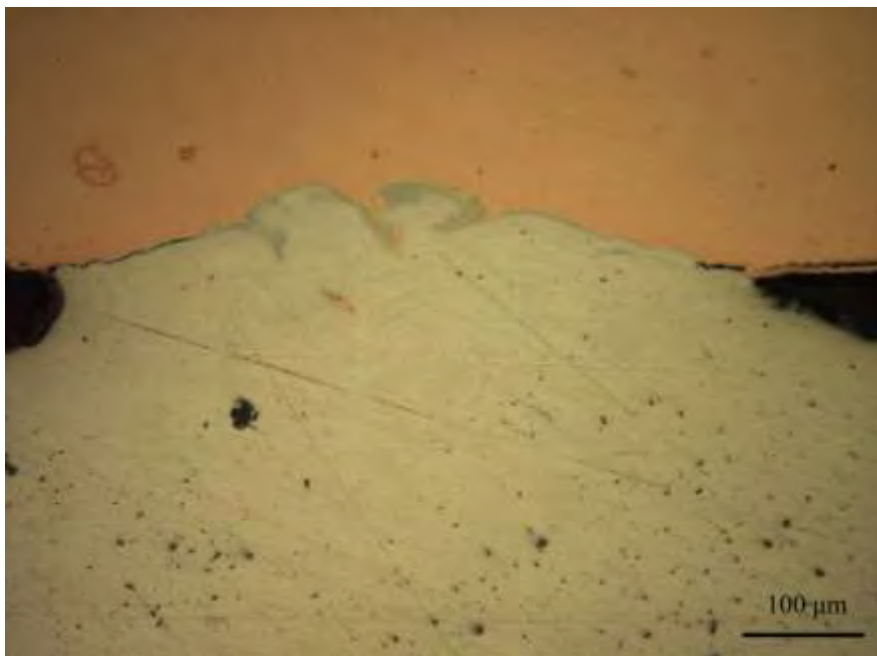


*Εικ. 34: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας **Bnew** (200x)*

Η εικόνα 34 είναι μια γενική μικροδομή της Bnew κατηγορίας συγκόλλησης όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Cu και του Al στο εσωτερικό της λίμνης συγκόλλησης, καθώς και ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή των δινών και την περιοχή του Cu.

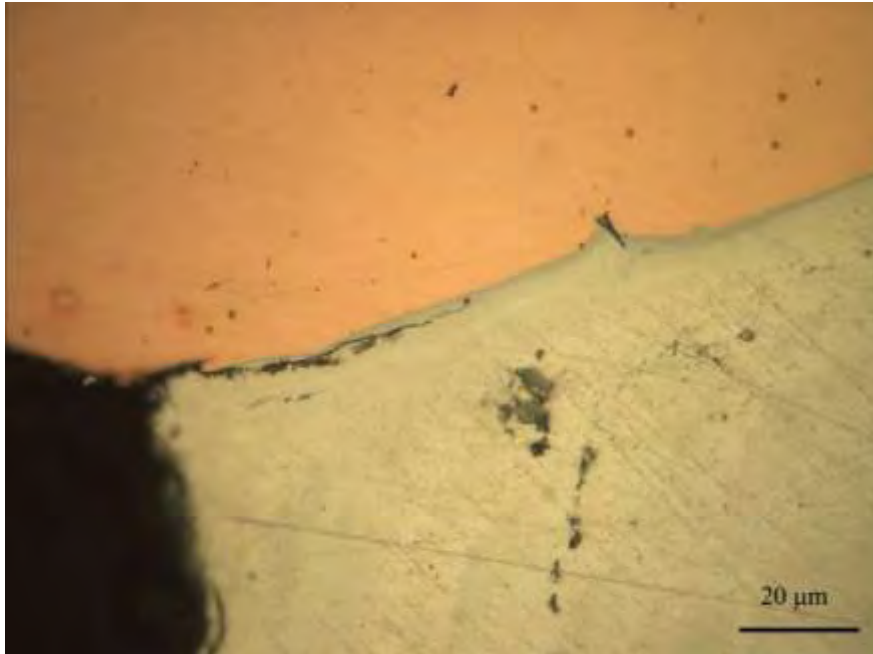
Όπως φαίνεται και από τις εικόνες 34 και 35, στις μικροδομές των συγκολλήσεων παρουσιάζονται ρωγμές στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στη διεπιφάνεια με τον Cu. Οι ρωγμές αυτές στη συνέχεια μπορεί να διαδοθούν στην διεπιφάνεια του χαλκού με την λίμνη συγκόλλησης και να οδηγήσουν σε θραύση της συγκόλλησης

Αρκετές φορές στα άκρα της συγκόλλησης και στην περιοχή του Cu, παρατηρείται ότι τα δύο μέταλλα δεν έχουν κολλήσει και σχηματίζεται τοπικά ένα μικρό διάκενο. Κατά συνέπεια, τα σημεία αυτά μπορεί να αποτελέσουν σημεία εκκίνησης ρωγμών και να οδηγήσουν σε θραύση της συγκόλλησης.

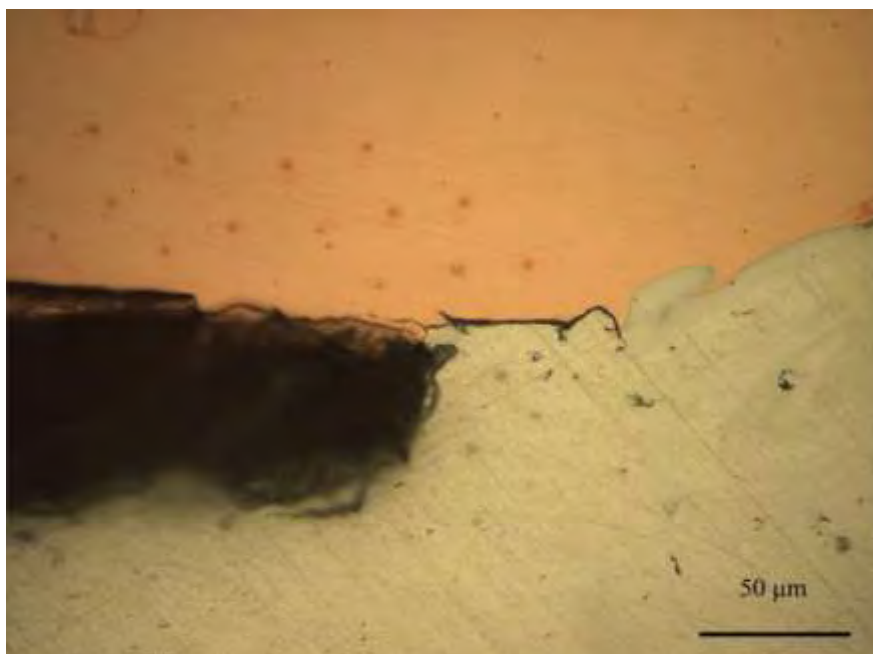


*Εικ. 35: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Bnew (200x)*

Στην εικόνα 36 φαίνεται σε μεγαλύτερη μεγέθυνση η περιοχή μιας συγκόλλησης κατηγορίας Bnew, όπου φαίνεται η διάδοση της ρωγμής στη διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον χαλκό. Η ρωγμή φαίνεται ότι διαδίδεται διασχίζοντας την ψαθυρή ενδομεταλλική ένωση που έχει σχηματιστεί στη διεπιφάνεια. Παρόμοια κατάσταση φαίνεται και στην εικόνα 37.



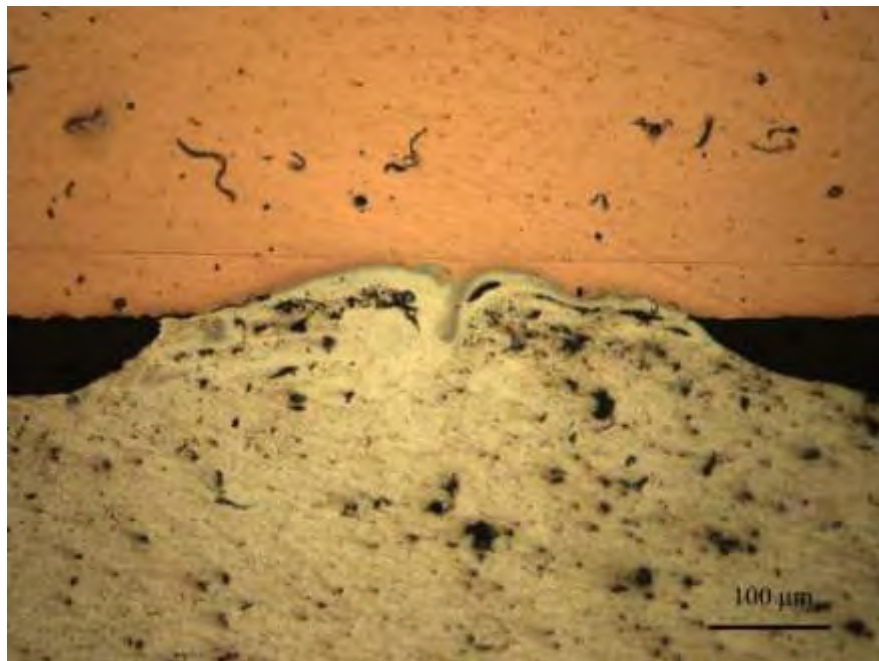
*Εικ. 36: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Bnew (1000x)*



*Εικ. 37: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Bnew (500x)*

### 5.1.5 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης Δ:

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές που παρουσιάζουν οι συγκολλήσεις της Δ κατηγορίας.

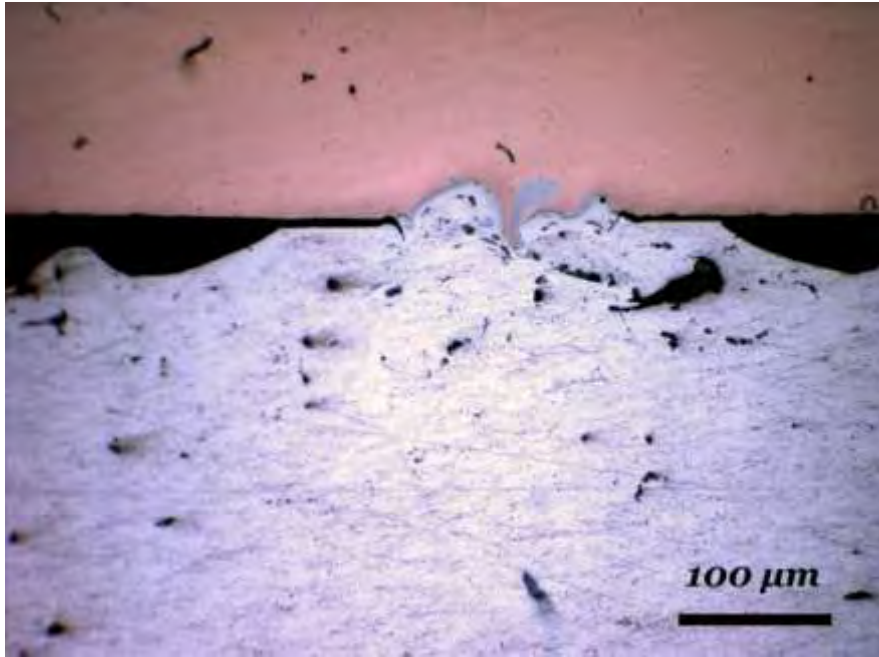


*Εικ. 38: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Δ (200x)*

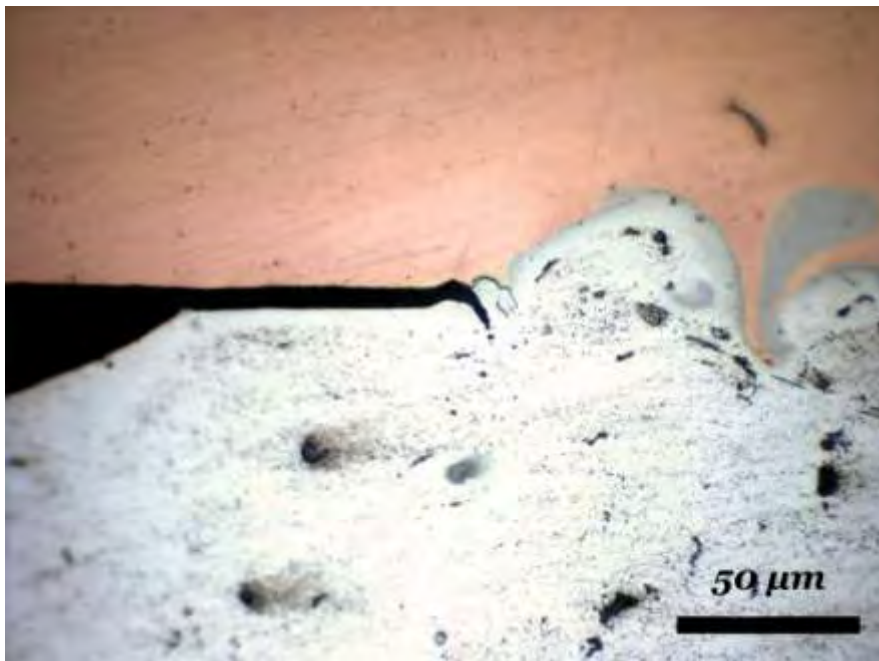
Η εικόνα 38 είναι μια γενική μικροδομή της Δ κατηγορίας συγκόλλησης όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Cu και του Al στο εσωτερικό της λίμνης συγκόλλησης, καθώς και ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή του Cu.

Όπως φαίνεται και από τις εικόνες 39 και 40, στα άκρα της συγκόλλησης της κατηγορίας Δ, παρατηρείται ότι στην περιοχή του Cu τα δύο μέταλλα δεν έχουν συγκολληθεί επαρκώς, με αποτέλεσμα να σχηματιστεί τοπικά ένα μικρό διάκενο. Κατά συνέπεια, τα σημεία αυτά αποτελούν σημεία εκκίνησης ρωγμών και μπορεί να οδηγήσουν στην θραύση της συγκόλλησης διασχίζοντας τις σκληρές και ψαθυρές φάσεις.





*Εικ. 39: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Δ (200x)*



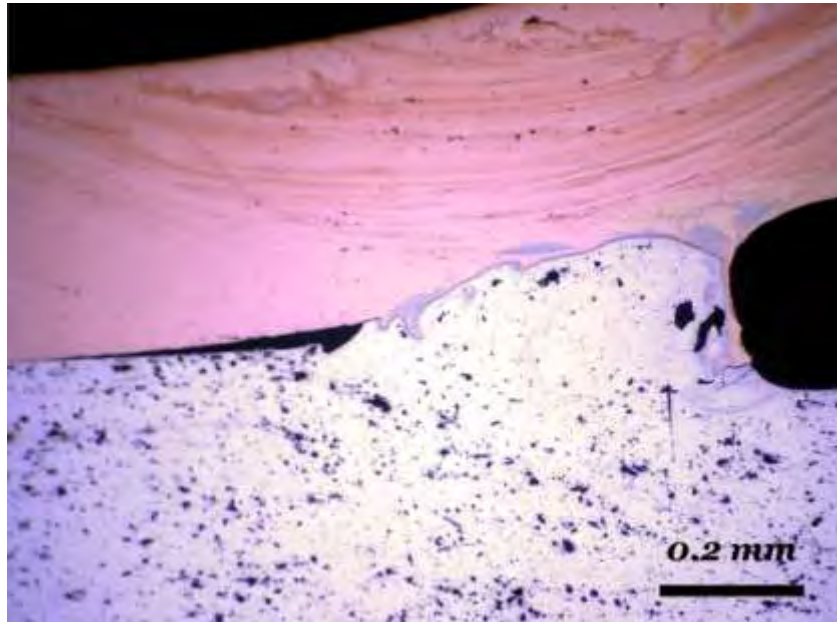
*Εικ. 40: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Δ (500x)*

Στην εικόνα 41 φαίνεται σε μεγάλη μεγέθυνση (500x) η ανάμιξη του Al και του Cu καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην ίδια εικόνα παρατηρείται ότι τα δύο μέταλλα δεν έχουν κολλήσει και σχηματίζεται τοπικά ένα μικρό διάκενο. Το διάκενο μεταξύ των δυο μετάλλων οδήγησε στον σχηματισμό ρωγμής η οποία θα διαδοθεί διασχίζοντας την ψαθυρή φάση οδηγώντας τελικά στη θραύση του διμεταλλικού συνδέσμου.



*Εικ. 41: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Δ (500x)*

Στην εικόνα 42 φαίνεται η μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης της κατηγορίας Δ σε εγκάρσια τομή, όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Al και του Cu, καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην εικόνα 41 είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων και η παρουσία ρωγμών στην βάση της συγκόλλησης.

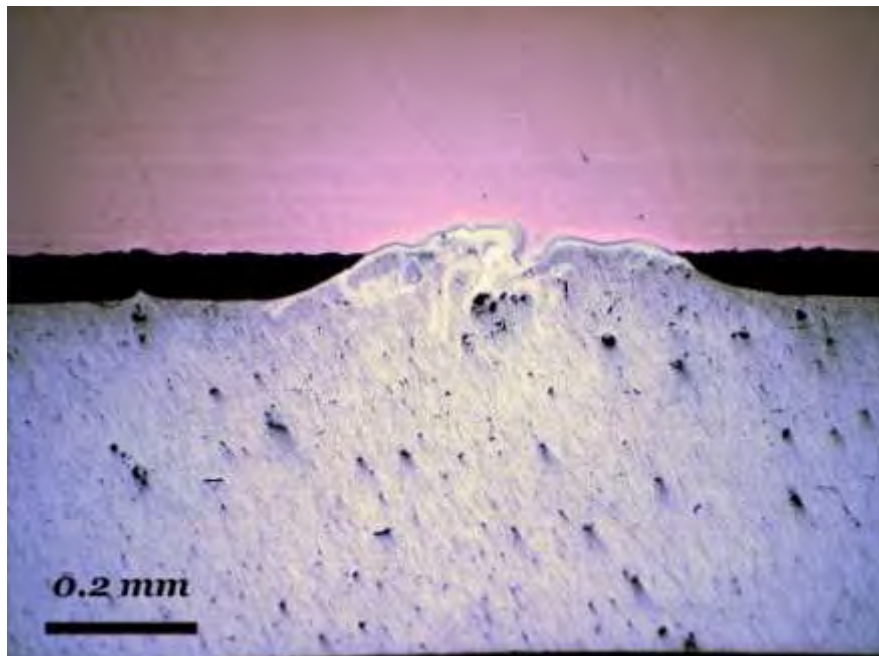


*Εικ. 42: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας Δ (100x)*

Οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι της Δ κατηγορίας συγκόλλησης παρουσιάζουν περιορισμένη τήξη και ανάμιξη μεταξύ των δύο μετάλλων, ενώ ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι λιγότερο εκτενής και καταλαμβάνει μικρότερη έκταση σε σχέση με τις κατηγορίες συγκόλλησης Α και Β. Επιπλέον, η παρουσία ρωγμών είναι περιορισμένη σε αυτή την κατηγορία συγκολλήσεων.

### 5.1.6 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης E:

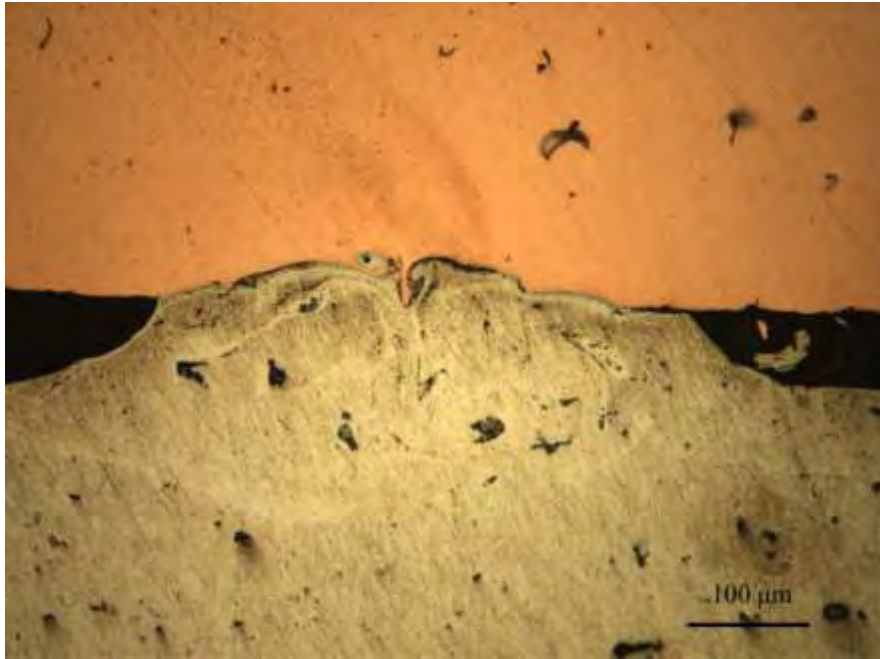
Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές που παρουσιάζουν οι συγκολλήσεις της E κατηγορίας.



*Εικ. 43: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας E (100x)*

Η εικόνα 43 είναι μια γενική μικροδομή της E κατηγορίας συγκόλλησης όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Cu και του Al στο εσωτερικό της λίμνης συγκόλλησης, καθώς και ο σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων στην περιοχή του Cu.

Η εικόνα 44 είναι επίσης μια γενική μικροδομή της E κατηγορίας συγκόλλησης και παρατηρείται ένα μικρό διάκενο μεταξύ των δυο μετάλλων. Όπως προαναφέρθηκε το διάκενο αποτελεί σημείο έναρξης ρωγμών υποβαθμίζοντας έτσι την μηχανική συμπεριφορά του διμεταλλικού συνδέσμου.



*Εικ. 44: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας E (200x)*

Στην εικόνα 45 φαίνεται η μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης της κατηγορίας Δ σε εγκάρσια τομή, όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του Al και του Cu, καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην εικόνα 44 είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων και ρωγμών.



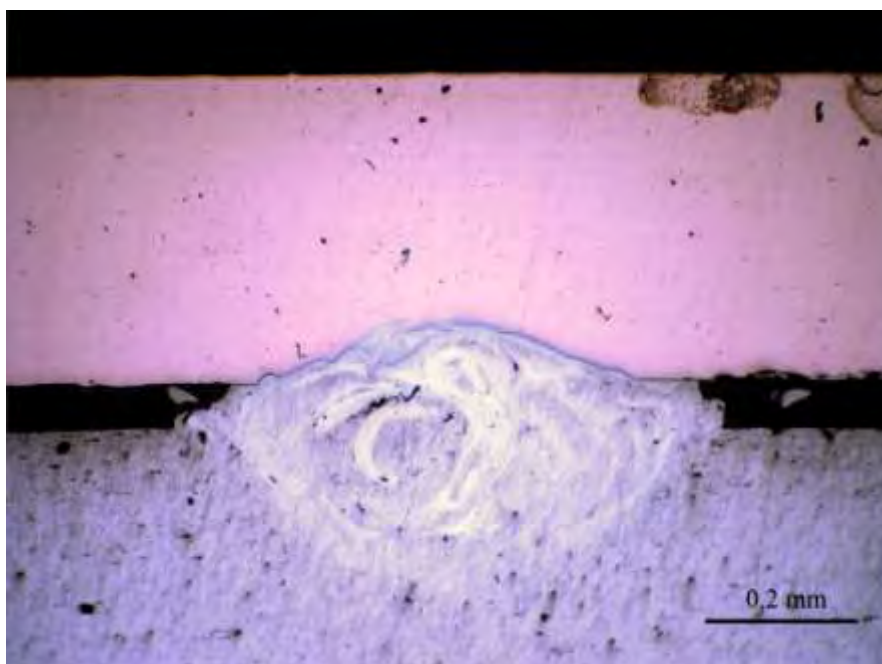
*Εικ. 45: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας E (100x)*

Οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι της Ε κατηγορίας συγκόλλησης παρουσιάζουν περιορισμένη τήξη και ανάμιξη μεταξύ των δύο μετάλλων, ενώ ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι λιγότερο εκτενής και καταλαμβάνει μικρότερη έκταση σε σχέση με τις κατηγορίες συγκόλλησης Α και Β. Επιπλέον, η παρουσία ρωγμών είναι περιορισμένη σε αυτή την κατηγορία συγκολλήσεων.

Σε αυτή την κατηγορία συγκολλήσεων το διάκενο μεταξύ Al-Cu είναι σημαντικά πιο περιορισμένο σε έκταση σε σχέση με την κατηγορία Δ. Επομένως με την Ε κατηγορία συγκόλλησης προκύπτουν πιο ανθεκτικοί σύνδεσμοι απ ό τι με την Δ.

### 5.1.7 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης ΣΤ:

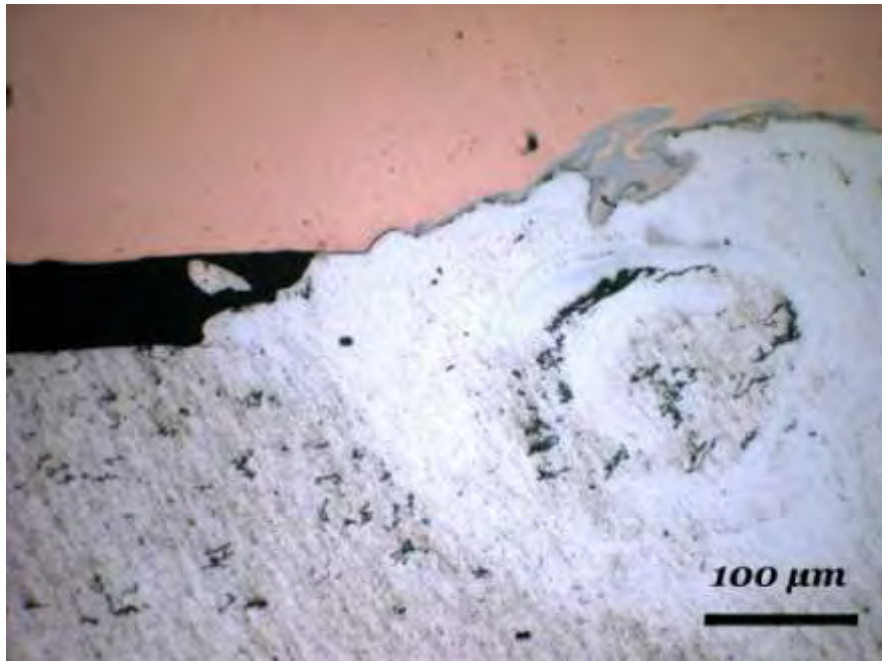
Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές που παρουσιάζουν οι συγκολλήσεις της ΣΤ κατηγορίας.



*Εικ. 46: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας ΣΤ (100x)*

Στην εικόνα 46 παρουσιάζεται μια τυπική μικροδομή της ΣΤ κατηγορίας συγκόλλησης όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης, καθώς και ο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων που ακολουθεί την διεύθυνση της ανάμιξης. Στην μικροδομή που παρουσιάζεται στην εικόνα 45 είναι επίσης εμφανές το μεγάλο βάθος διεύθυνσης της συγκόλλησης τόσο στην περιοχή του αλουμινίου όσο και στην περιοχή του χαλκού.

Στην εικόνα 47 φαίνεται σε μεγάλη μεγέθυνση (200x) η ανάμιξη του Al και του Cu καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu έχει σχηματιστεί ρωγμή, η οποία διαδίδεται κατά μήκος την διεπιφάνειας με τον Cu. Η ρωγμή φαίνεται ότι διαδίδεται διασχίζοντας τις ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις στην διεπιφάνεια.



*Εικ. 47: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας ΣΤ (200x)*

Στην εικόνα 47 φαίνεται επίσης ότι γύρω από την περιοχή της ανάμιξης έχουν σχηματιστεί πόροι. Όπως προαναφέρθηκε οι πόροι υποβαθμίζουν τις μηχανικές ιδιότητες, καθώς είναι σημεία απ' όπου είναι δυνατή η εκκίνηση ρωγμών. Οι πόροι επίσης είναι σημεία όπου μπορεί να καταλήξουν οι ρωγμές κατά τη διάδοση τους. Επομένως όταν διαδίδονται οι ρωγμές μπορεί να συνενώσουν τους πόρους και να οδηγήσουν σε πιο εύκολη θραύση της συγκόλλησης.

Στην εικόνα 48 φαίνεται η μικροδομή του συνδέσμου συγκόλλησης της κατηγορίας ΣΤ σε εγκάρσια τομή, όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ του ΑΙ και του Cu, καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην εικόνα 48 είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων και ρωγμών.

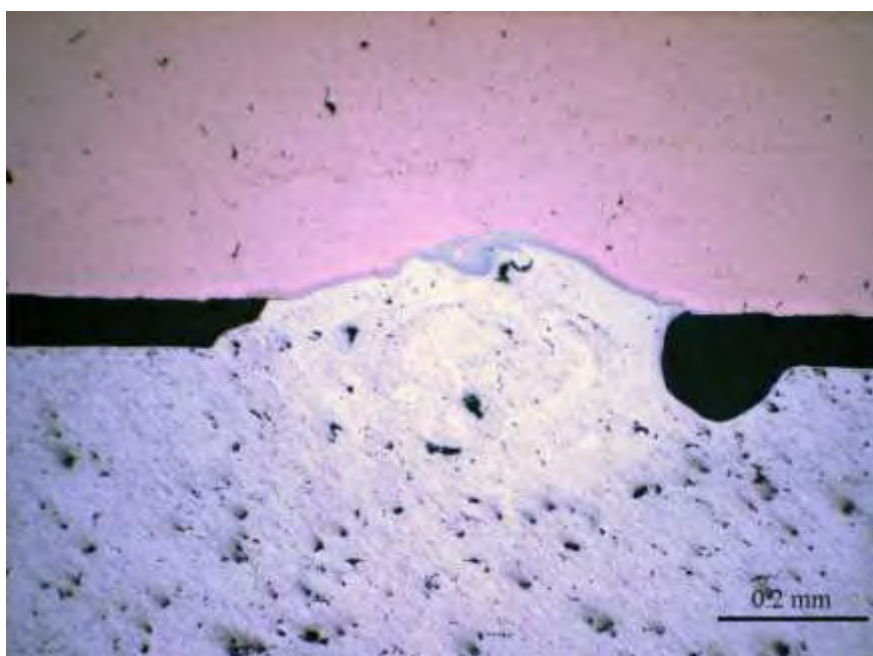


*Εικ. 48: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας ΣΤ (100x)*

Οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι της ΣΤ κατηγορίας συγκόλλησης παρουσιάζουν εκτενή ανάμιξη και σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων. Επιπλέον, η παρουσία ρωγμών περιορίζεται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. Οι ρωγμές όμως μπορεί να διαδοθούν διασχίζοντας τις ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις στην διεπιφάνεια. Επίσης στην ΣΤ κατηγορία συγκολλήσεων είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων, οι οποίοι δεν εμφανίζονται σε τόσο μεγάλη έκταση όσο στις κατηγορίες Α και Β. Ωστόσο, οι πόροι συνενώνονται με τις ρωγμές υποβαθμίζοντας έτσι τις μηχανικές ιδιότητες των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu.

### 5.1.8 Χαρακτηρισμός κατηγορίας συγκόλλησης Z:

Οι εικόνες που ακολουθούν είναι οι μικροδομές που παρουσιάζουν οι συγκολλήσεις της Z κατηγορίας.



*Εικ. 49: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας Z (100x)*



*Εικ. 50: Εγκάρσια τομή περιοχής συγκόλλησης κατηγορίας Z (200x)*

Στην εικόνα 49 παρουσιάζεται μια τυπική μικροδομή της ΣΤ κατηγορίας συγκόλλησης όπου παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης, καθώς και ο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων που ακολουθεί την διεύθυνση της ανάμιξης. Στην μικροδομή που παρουσιάζεται στην εικόνα 45 είναι επίσης εμφανές το σημαντικά μεγάλο βάθος διείσδυσης της συγκόλλησης τόσο στην περιοχή του αλουμινίου όσο και στην περιοχή του χαλκού.

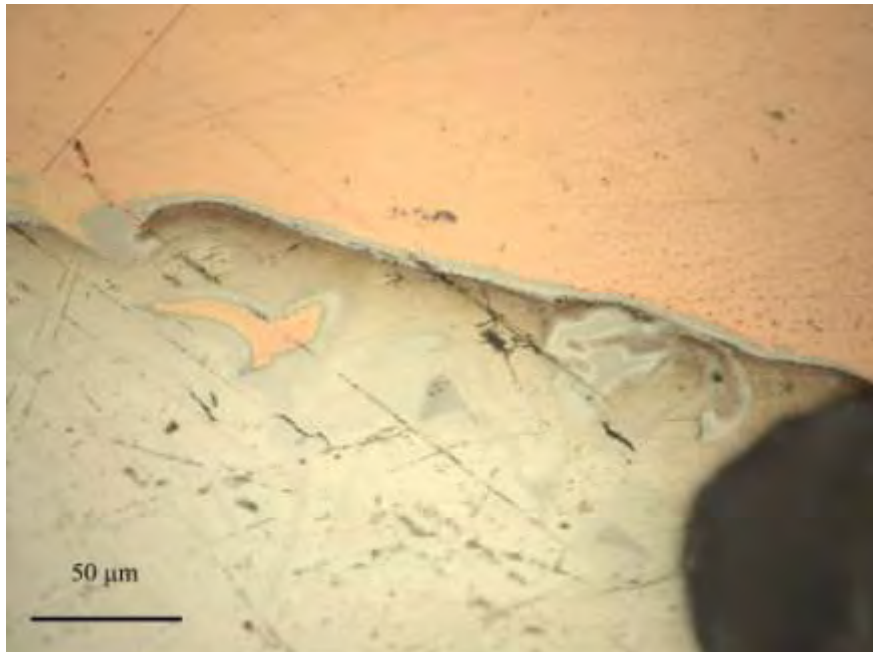
Στην εικόνα 50 φαίνεται σε μεγάλη μεγέθυνση (200x) η ανάμιξη του Al και του Cu καθώς και ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων. Στο άκρο της συγκόλλησης και στην περιοχή του Cu, παρατηρείται ότι τα δύο μέταλλα δεν έχουν επαρκώς και σχηματίζεται τοπικά ένα μικρό διάκενο. Κατά συνέπεια, τα σημεία αυτά μπορεί να αποτελέσουν σημεία εκκίνησης ρωγμών και να οδηγήσουν υποβαθμίσουν την μηχανική αντοχή της συγκόλλησης.

Οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι της Z κατηγορίας συγκόλλησης παρουσιάζουν εκτενή ανάμιξη και σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων. Επιπλέον είναι εμφανής η ύπαρξη πόρων οι οποίοι αν και έχουν περιορισμένο μέγεθος, παρουσιάζονται σε αρκετά σημεία στον διμεταλλικό σύνδεσμο. Επίσης, η παρουσία ρωγμών περιορίζεται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. Η παρουσία πόρων στον διμεταλλικό σύνδεσμο μπορεί να υποβαθμίσει σημαντικά τις μηχανικές του ιδιότητες.

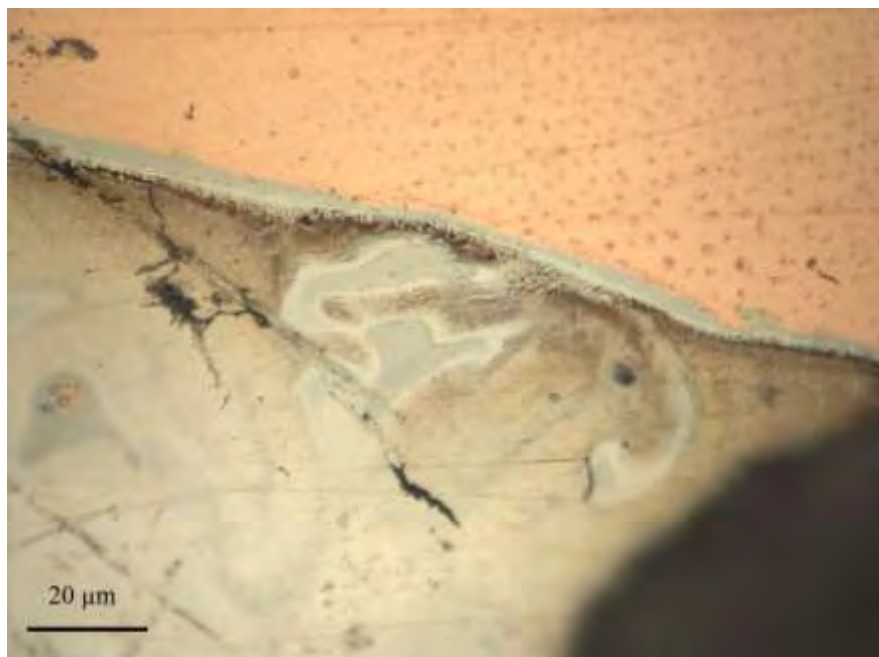


## 5.2 Ευτηκτική δομή στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu:

Κατά την μεταλλογραφική εξέταση των συγκολλήσεων εμφανίζεται στην μικροδομή και μια φάση μαύρου χρώματος η οποία σχηματίζεται κοντά στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον χαλκό (εικόνα. 51). Η φάση αυτή είναι η ευτηκτική και η παρουσία της στους διμεταλλικούς συνδέσμους προβλέπεται από την προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil.



*Εικ.51: Ευτηκτική δομή σε διμεταλλικό σύνδεσμο Al-Cu (500x)*



*Εικ.52: Ευτηκτική δομή σε διμεταλλικό σύνδεσμο Al-Cu (1000x)*

Στην εικόνα 52 φαίνεται σε μεγαλύτερη μεγέθυνση (1000x) η ευτηκτική δομή που έχει σχηματιστεί στον διμεταλλικό σύνδεσμο. Στην εικόνα 61 παρατηρείται η ύπαρξη δενδριτών στην διεπιφάνεια με τον Cu και γύρω από τις γκρίζες περιοχές όπου έχουν σχηματιστεί ενδομεταλλικές ενώσεις. Επομένως συμπεραίνεται ότι η ευτηκτική δομή παρουσιάζει χαρακτηριστικά δενδριτικής ανάπτυξης.

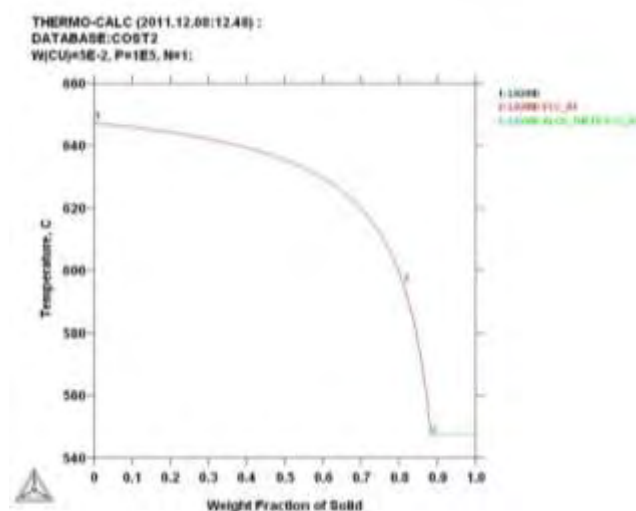
Γενικά ο σχηματισμός ευτηκτικής δομής στους διμεταλλικούς συνδέσμους είναι δυνατός για κάθε κατηγορία συγκόλλησης και με βάση την προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil, η ευτηκτική δομή σχηματίζεται στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης.

### 5.3 Προσομοιώσεις στερεοποίησης Scheil:

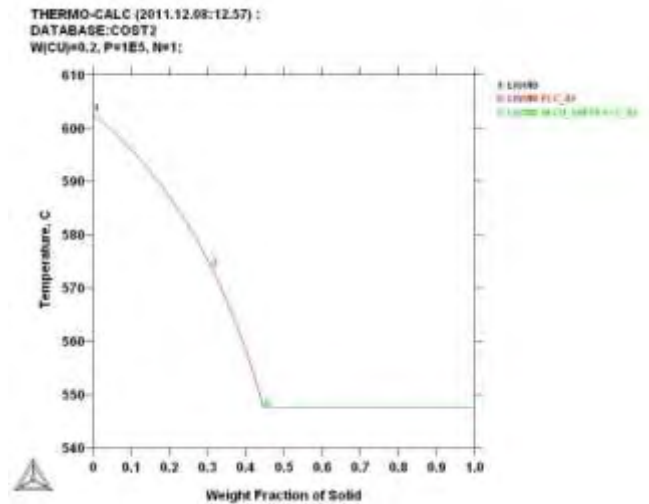
Στις διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu με laser η στερεοποίηση της λίμνης συγκόλλησης είναι ταχύτερη με αποτέλεσμα να μην πραγματοποιείται διάχυση στο στερεό. Επομένως η πορεία στερεοποίησης δεν μπορεί να περιγραφεί χρησιμοποιώντας το διμερές διάγραμμα φάσεων ισορροπίας.

Ένα αξιόπιστο μοντέλο προσομοίωσης στερεοποίησης σε συνθήκες μη ισορροπίας είναι το μοντέλο Scheil-Gulliver. Επομένως, με τη βοήθεια του λογισμικού Thermo-Calc και κάνοντας χρήση του μοντέλου Scheil, προσομοιώνεται η πορεία στερεοποίησης της λίμνης συγκόλλησης για όλο το εύρος συστάσεων Cu.

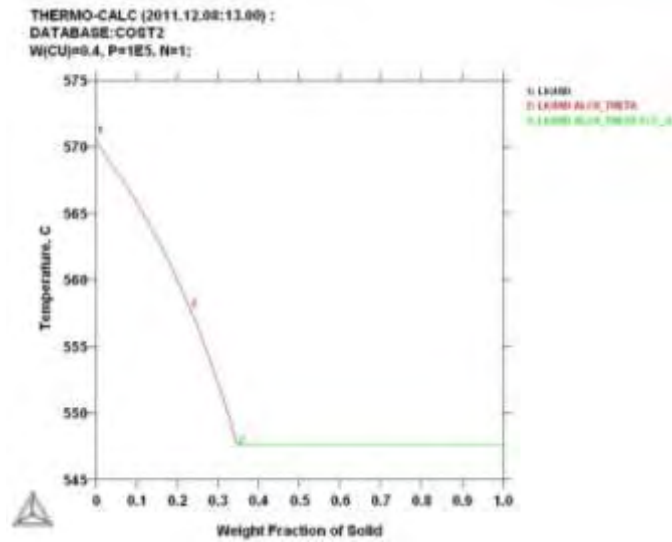
Τα αποτελέσματα της προσομοίωσης της στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil για τις συστάσεις 5, 20, 40, 60, 73, 76, 79, 82, 84, 85, 88, 88,5 90, 93, 95 %Cu παρουσιάζονται στα παρακάτω διαγράμματα.



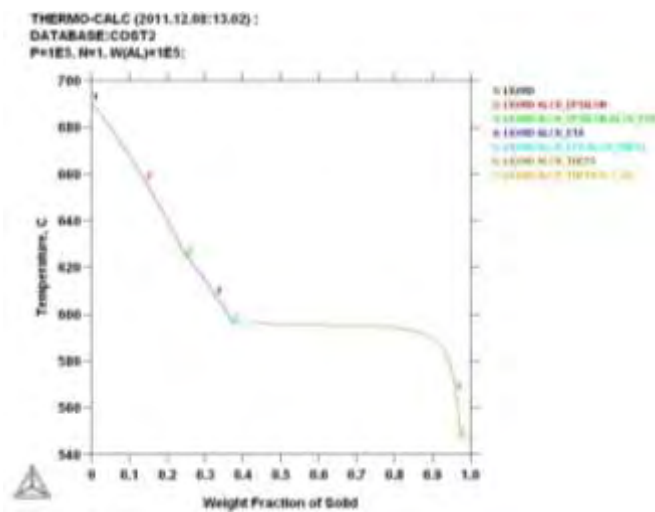
Σχ. 25: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 5%Cu



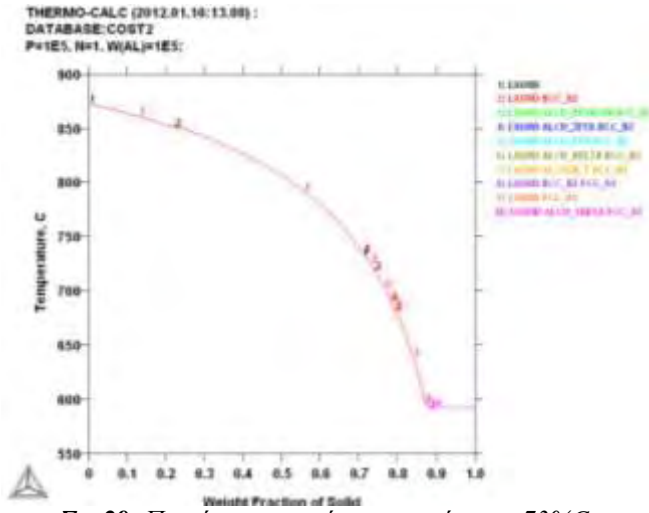
Σχ. 26: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 20%Cu



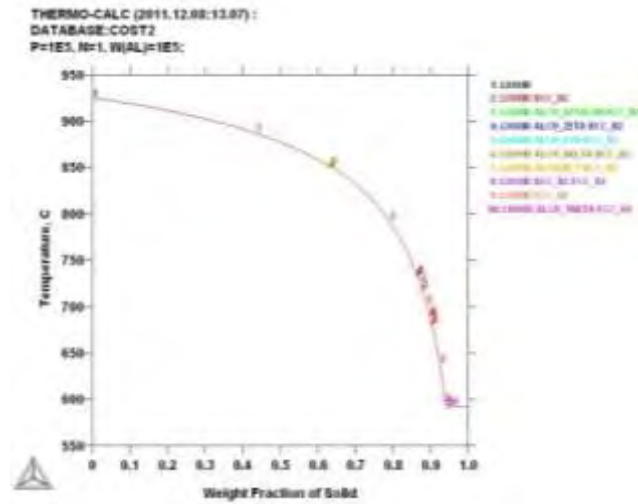
Σχ. 27: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 40%Cu



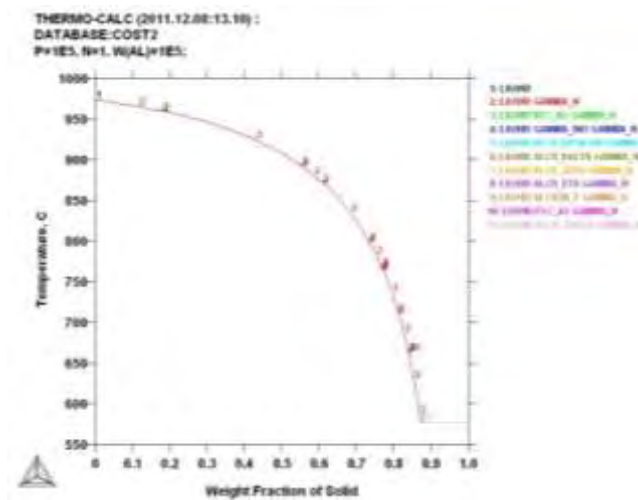
Σχ. 28: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 60%Cu



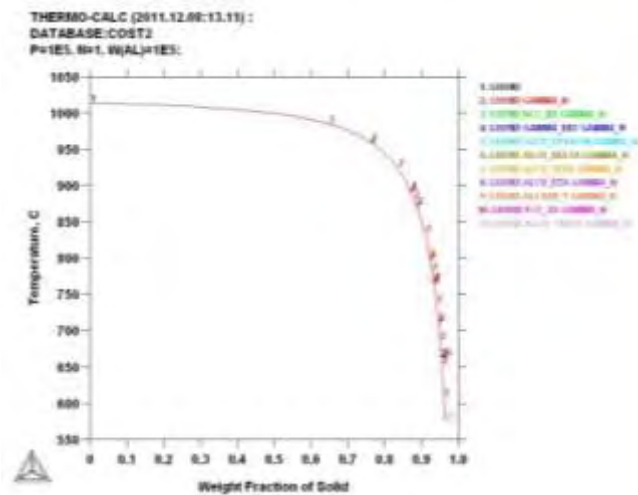
Σχ. 29: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 73%Cu



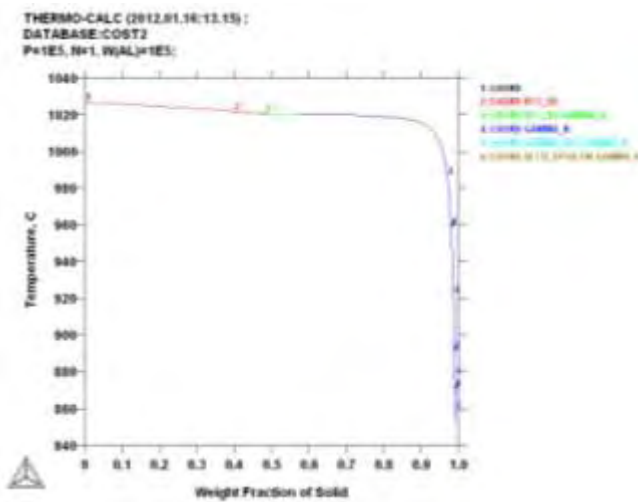
Σχ. 30: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 76%Cu



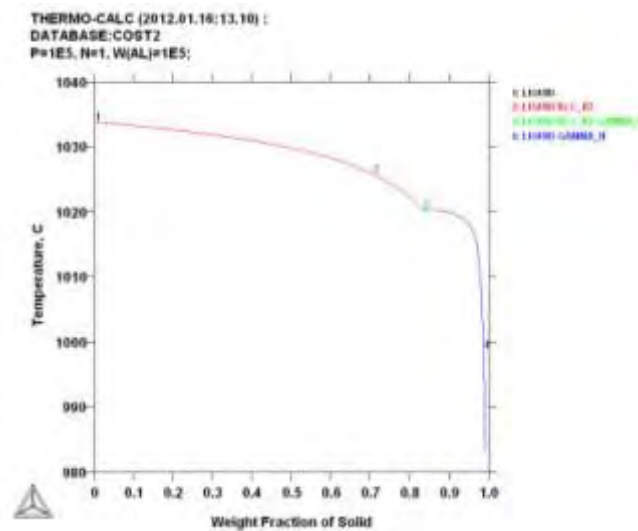
Σχ. 31: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 79%Cu



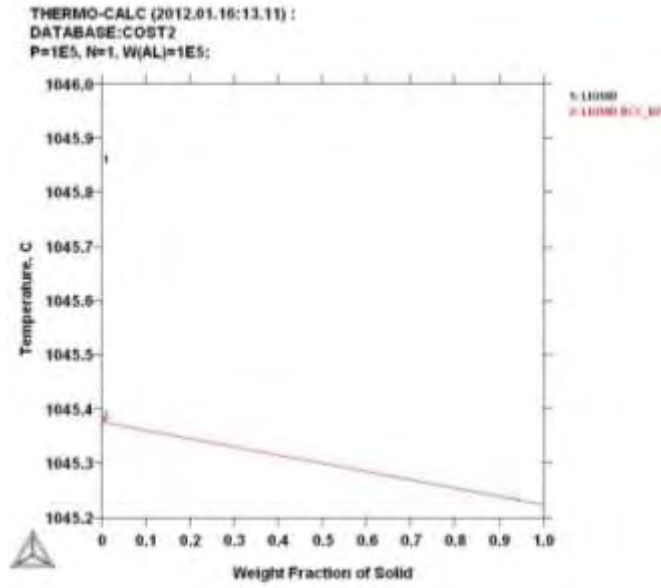
Σχ. 32:: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 82%Cu



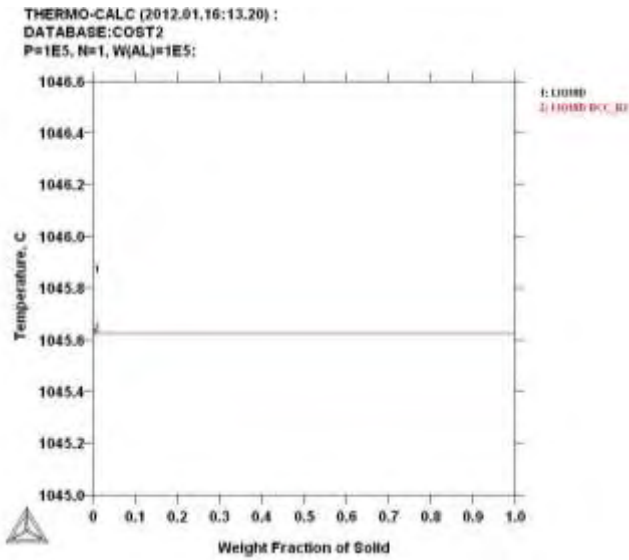
Σχ. 33: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 84%Cu



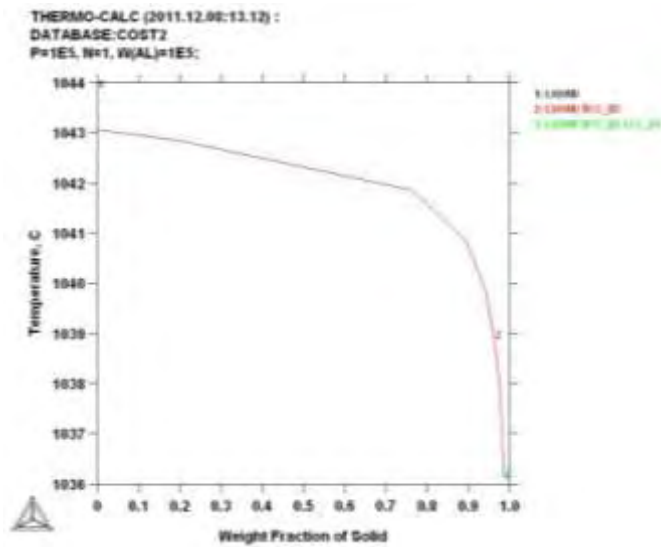
Σχ. 34: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 85%Cu



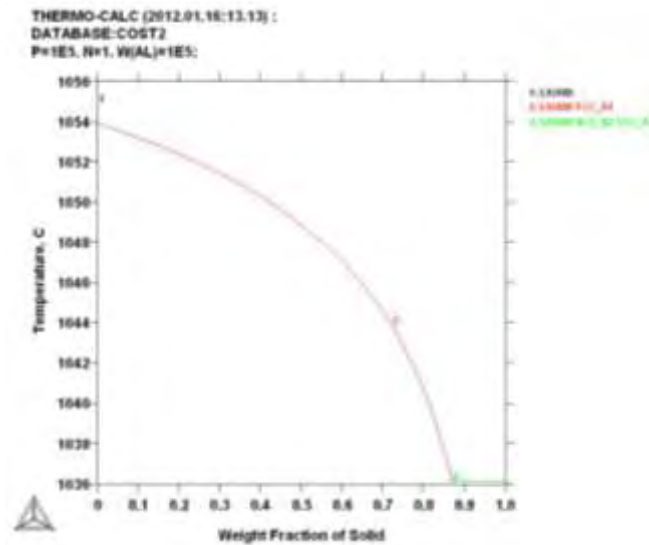
Σχ. 35:: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 88%Cu



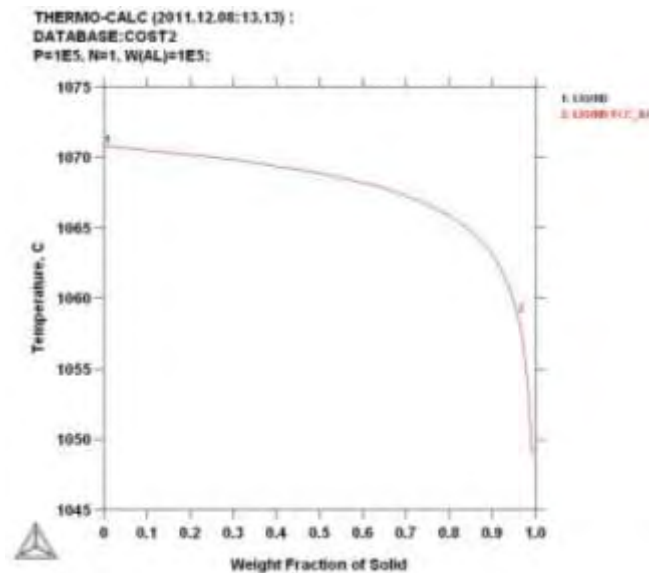
Σχ. 36: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 88.5%Cu



Σχ. 36: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 90%Cu



Σχ. 37: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 93%Cu



Σχ. 38: Πορεία στερεοποίησης για σύσταση 95%Cu

Από τα διαγράμματα της πορείας στερεοποίησης για κάθε σύσταση, παρατηρείται ότι στα περισσότερα εξ' αυτών, στο τέλος της στερεοποίησης, παρότι δεν υπάρχει μεταβολή της θερμοκρασίας, υπάρχει αύξηση του ποσοστού της στερεάς φάσης. Αυτό πρακτικά σημαίνει ότι υπάρχει περισσότερη ποσότητα υγρού προς στερεοποίηση και το εναπομένον υγρό αποκτά την ευτηκτική σύσταση και στερεοποιείται προς τον σχηματισμό ευτηκτικής δομής, όπως ακριβώς προβλέπει η εξ. (7). Κατά συνέπεια σχηματίζεται μικρό ποσοστό ευτηκτικής δομής ακόμα και αν δεν προβλέπεται από το διάγραμμα φάσεων στη δεδομένη σύσταση.

Πιο συγκεκριμένα, για σύσταση 60% Cu το διμερές διάγραμμα φάσεων (Σχήμα 1) προβλέπει πλήρη στερεοποίηση στους 596°C, ενώ στο Σχήμα 28 σύμφωνα με το μοντέλο Scheil-Gulliver υπάρχει περισσότερη ποσότητα υγρού προς στερεοποίηση, η οποία ολοκληρώνεται στην ευτηκτική θερμοκρασία (548°C), δίνοντας ένα μικρό ποσοστό ευτηκτικής δομής.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι οι προσομοιώσεις με το μοντέλο Scheil αφορούν μόνο την πορεία στερεοποίησης και δεν προσομοιώνουν τυχών μετασχηματισμούς φάσεων μετά το πέρας της στερεοποίησης. Κατά συνέπεια, τα διαγράμματα αυτά δεν μπορούν να προβλέψουν τυχών μετασχηματισμούς που πραγματοποιούνται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. Επειδή όμως η στερεοποίηση είναι ταχύτατη και δεν πραγματοποιείται διάχυση στο στερεό, όπως και η απόψυξη στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, μπορεί να θεωρηθεί ότι δεν συμβαίνουν μετασχηματισμοί φάσεων κατά την απόψυξη.

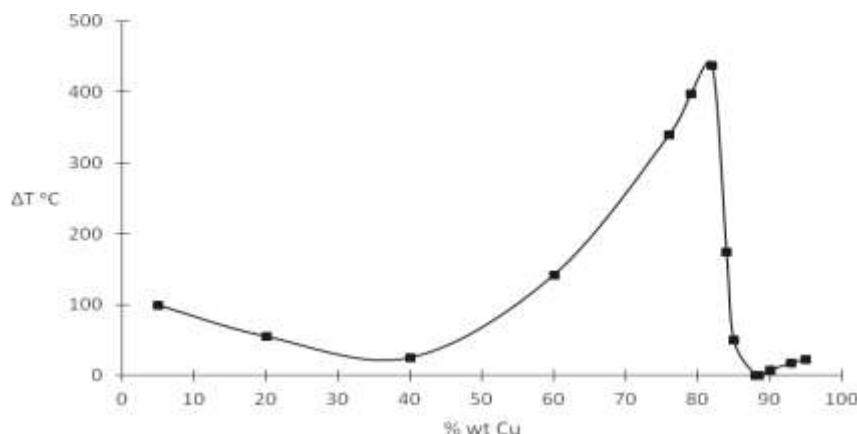
#### 5.4 Διερεύνηση θερμοκρασιακού εύρους στερεοποίησης συναρτήσει της σύστασης:

Από τα διαγράμματα στερεοποίησης για κάθε σύσταση Cu συλλέχτηκαν δεδομένα που αφορούν τις θερμοκρασίες έναρξης και λήξης της στερεοποίησης και υπολογίστηκε το θερμοκρασιακό της εύρος  $\Delta T$  ( $T_{\text{liquidus}} - T_{\text{solidus}}$ ), το οποίο γενικά καθορίζει την επιδεκτικότητα των κραμάτων σε θερμή ρηγμάτωση. Στον πίνακα 7 που ακολουθεί παρουσιάζονται για τις συγκεκριμένες τιμές συστάσεων τα θερμοκρασιακά εύρη στερεοποίησης.

Πιν. 7: Θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης ανά σύσταση Cu

Cu %wt	$T_{\text{Liquidus}}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$T_{\text{Solidus}}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\Delta T$
5	647	548	99
20	603	548	55
40	570.5	545.6	24.9
60	690	548	142
76	925	585	340
79	975	578	397
82	1016	578	438
84	1026	852	174
85	1033	983	50
88	1045.38	1045.22	0.16
88.5	1045.6	1045.6	0
90	1043.1	1036.15	6.95
93	1054	1036.2	17.8
95	1071	1049	22





Σχ. 39 Θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης συναρτήσει σύστασης

Από το Σχήμα 39 συμπεραίνεται ότι τα κράματα με συστάσεις από 50 έως 84% Cu παρουσιάζουν μεγάλο θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης και κατά συνέπεια είναι πολύ επιδεκτικά σε θερμή ρηγμάτωση γιατί λίγο πριν στερεοποιηθεί το τελευταίο φιλμ υγρού ανάμεσα στους δενδρίτες, λόγω θερμικών τάσεων, σχηματίζονται θερμορωγμές οι οποίες διαδίδονται σε μεγάλη έκταση καταστρέφοντας το χυτό.

Κατά συνέπεια, σε περιοχές της λίμνης συγκόλλησης όπου εμφανίζονται αυτές οι συστάσεις είναι πολύ πιθανό να σχηματιστούν τέτοιες ρωγμές και να υποβαθμίσουν την μηχανική συμπεριφορά της συγκόλλησης.

### 5.5 Υπολογισμός κινούσας δύναμης σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων:

Η κινούσα δύναμη στερεοποίησης είναι η διαφορά ελεύθερης ενέργειας μεταξύ της υγρής και της στερεής φάσης σε μια θερμοκρασία χαμηλότερη του σημείου τήξεως και δείχνει ποσοτικά την μείωση της ελεύθερης ενέργειας [3]. Επομένως εκφράζει την θερμοδυναμική τάση για πυρήνωση των ενδομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες και θα επικρατήσουν μετά το τέλος της στερεοποίησης. Όταν στην ίδια θερμοκρασία προβλέπεται η πυρήνωση δύο διαφορετικών ενδομεταλλικών ενώσεων, θα προτιμηθεί η πυρήνωση της φάσης με την μεγαλύτερη κινούσα δύναμη καθώς αυτή θα επιφέρει την μεγαλύτερη δυνατή μείωση της ελεύθερης ενέργειας του συστήματος.

Στον Πίνακα 8 παρουσιάζονται οι τιμές της κινούσας δύναμης για κάθε ενδομεταλλική ένωση που σχηματίζεται σε δεδομένη σύσταση και σε διάφορες θερμοκρασίες. Όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα σε όλο το εύρος συστάσεων, παρουσιάζονται φάσεις, οι οποίες έχουν μεγαλύτερη κινούσα δύναμη έναντι των υπολοίπων για δεδομένη σύσταση και θερμοκρασία. Επομένως θα προτιμηθεί η πυρήνωσή τους καθώς το σύστημα έτσι θα αποκτήσει την ελάχιστη δυνατή ελεύθερη ενέργεια.

Για παράδειγμα για σύσταση 85%Cu παρατηρείται ότι η  $\gamma_{d83}$  φάση παρουσιάζει πολύ μεγαλύτερη κινούσα δύναμη έναντι των BCC, FCC,  $\gamma_h$  και επομένως θα ευνοηθεί η πυρήνωση και η ανάπτυξή της μειώνοντας την ενέργεια του συστήματος.

**Πιν. 8:** Κινούσες δυνάμεις για πυρήνωση στερεών φάσεων ανά σύσταση Cu

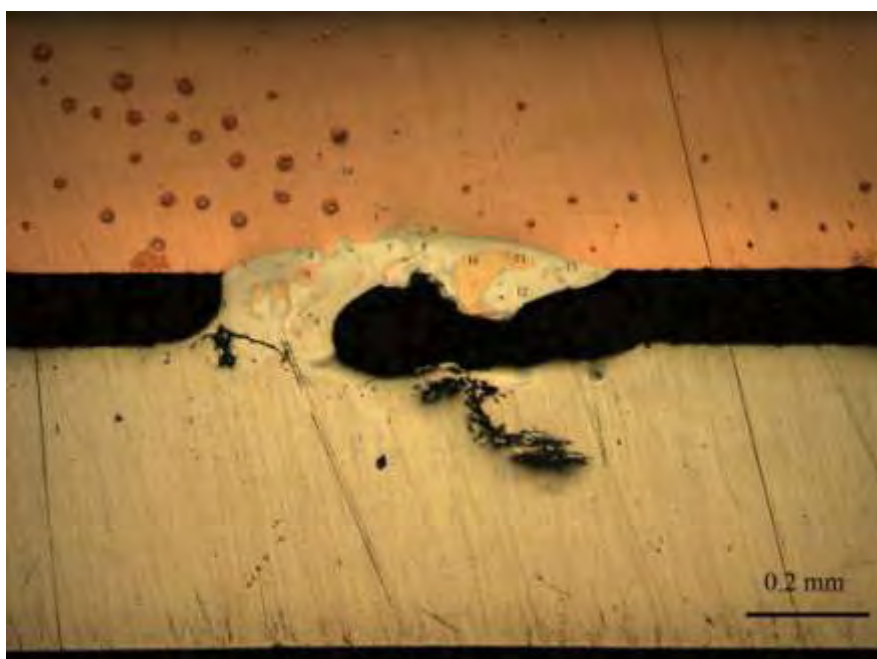
wt%Cu	Φάσεις	Κινούσες Δυνάμεις (J) για κάθε θερμοκρασία (°C)				
		600	400	200		
5	FCC	6,5063E+01	3,4401E+01	3,7173E+00		
	θ		2,7340E+02	2,6416E+02		
20	FCC	3,1570E+01	3,4401E+01	3,7173E+00		
	θ		2,7340E+02	2,6416E+02		
40	FCC		3,4401E+01	3,7173E+00		
	θ	1,8862E+02	2,7340E+02	2,6416E+02		
60	ε	1,4234E+02				
	η		7,0289E+01	2,4430E+02	3,1006E+02	
	θ			2,4983E+02	2,6263E+02	
73	BCC	5,6085E+01				
	ε		4,0151E+02	5,4074E+01		
	η			1,1709E+02	2,4430E+02	
	ζ				2,9120E+02	
76	BCC	5,6085E+01				
	ε		3,0970E+02	5,4252E+01		
	δ			2,3602E+02	4,6029E+02	
	ζ				2,9120E+02	
79	γ_h	1,8692E+01				
	BCC		4,9038E+01	1,1616E+02	1,4444E+01	
	γ_d83				7,0017E+01	3,3584E+02
	ε					2,0711E+01
	δ					
82	γ_h	5,65769E+01	1,05239E+02	4,22531E+01	1,24761E+01	
	BCC		2,30694E+01			
	γ_d83				2,51931E+01	1,02154E+03
85	BCC	2,7932E+01	2,9881E+02	3,0893E+02	7,6006E+00	
	γ_h			1,5147E+01		
	γ_d83				2,4500E+02	1,0100E+03
	FCC					3,0893E+02
90	BCC	1,5745E+01	2,3458E+02	7,6006E+00		
	FCC			1,7040E+02	3,0893E+02	
	γ_d83				6,2165E+02	
95	FCC	2,4745E+01	1,4663E+03			

## 5.6 Αποτελέσματα μικροσκληρομετρήσεων:

Σε μία αντιπροσωπευτική περιοχή συγκόλλησης από τις κατηγορίες A, B, A<sub>new</sub>, B<sub>new</sub>, Δ, E, ΣΤ και Ζ πραγματοποιήθηκαν δοκιμές μικροσκληρομέτρησης. Οι δοκιμές μικροσκληρομέτρησης έγιναν στις διάφορες περιοχές όπου εμφανίζονται ενδομεταλλικές ενώσεις στον σύνδεσμο της συγκόλλησης.

Σε κάθε μια από τις εικόνες 53 έως 63 φαίνεται η τυπική μικροδομή μικροδομή των διμεταλλικών συγκολλήσεων για κάθε κατηγορία, καθώς και οι αριθμημένες περιοχές στις οποίες έγινε μέτρηση μικροσκληρομέτρησης.

### 5.6.1 Μικροσκληρομετρήσης κατηγορίας συγκόλλησης A:

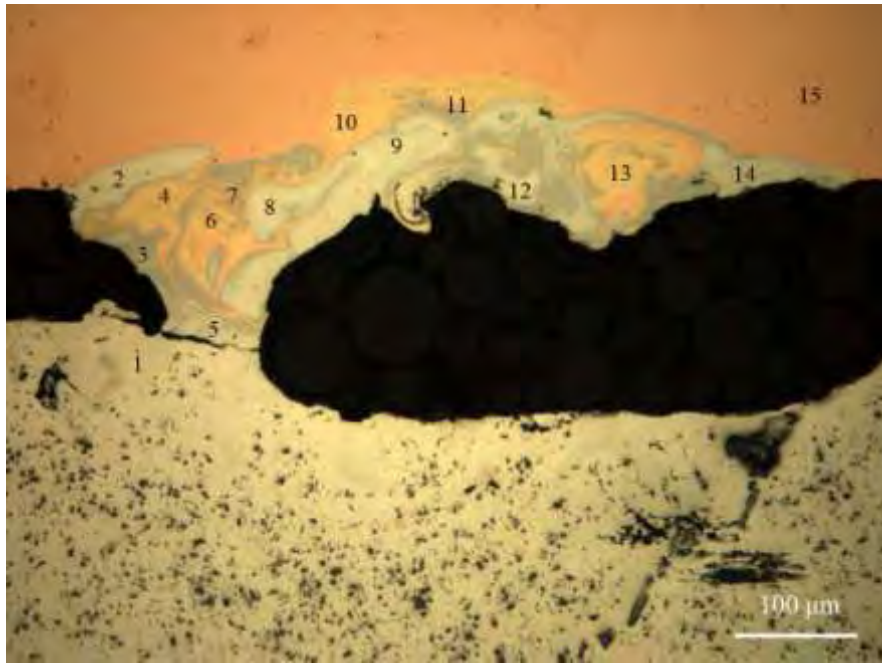


Εικ. 53: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας A, Σημεία μικροσκληρομετρησης

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 53.

Πίν. 9: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας A

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)
1	51,8	8	163,5
2	240,8	9	75,8
3 (πάνω από τη ρωγμή)	693,8	10	171,4
4	108,9	11	185,6
5	185,3	12	173,9
6	56,6	13	190,7
7	228,7	14	124,1



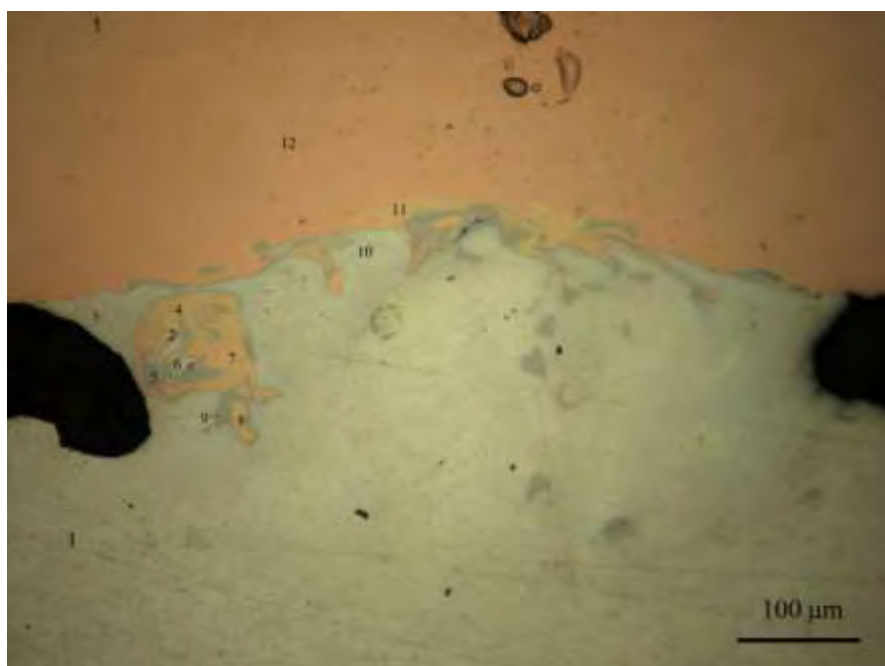
*Εικ. 54: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Α, Σημεία μικροσκληρομετρησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 54.

*Πίν. 10: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας Α*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)
1	57,3	9	194,5
2	208,8	10	112,7
3	452	11	548,4
4	162,4	12	234
5	152,7	13	94,3
6	147,7	14	114,3
7	225,9	15	123,5
8	117,5		

### 5.6.2 Μικροσκληρομετρικής κατηγορίας συγκόλλησης B:

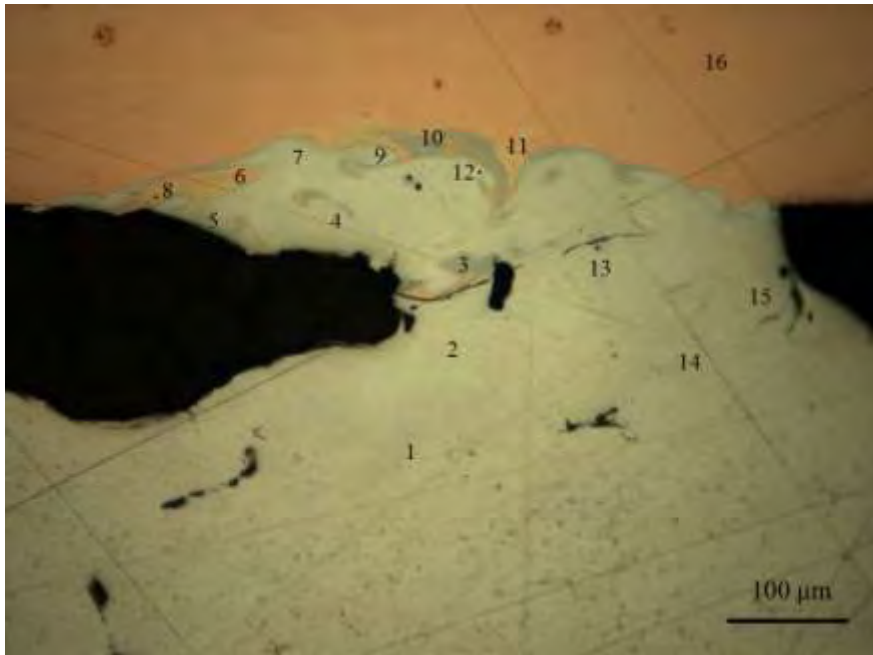


*Εικ. 55: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας B, Σημεία μικροσκληρομετρικής*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 55.

*Πίν. 11: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας B*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)
1	52	7	152,7
2	320	8	177,2
3	55,5	9	353,3
4	129	10	313,6
5	324,5	11	139,6
6	363,2	12	117,7



*Εικ. 56: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Β, Σημεία μικροσκληρομετρησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 56.

*Πίν. 12: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας Β*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0,001)
1	54,6	9	325,4
2	74,9	10	453,4
3	380,5	11	150,2
4	82,3	12	387,8
5	160,7	13	382,3
6	116,5	14	219,3
7	239,2	15	83,2
8	115,3	16	123,2

### 5.6.3 Μικροσκληρομετρικής κατηγορίας συγκόλλησης $A_{new}$ :



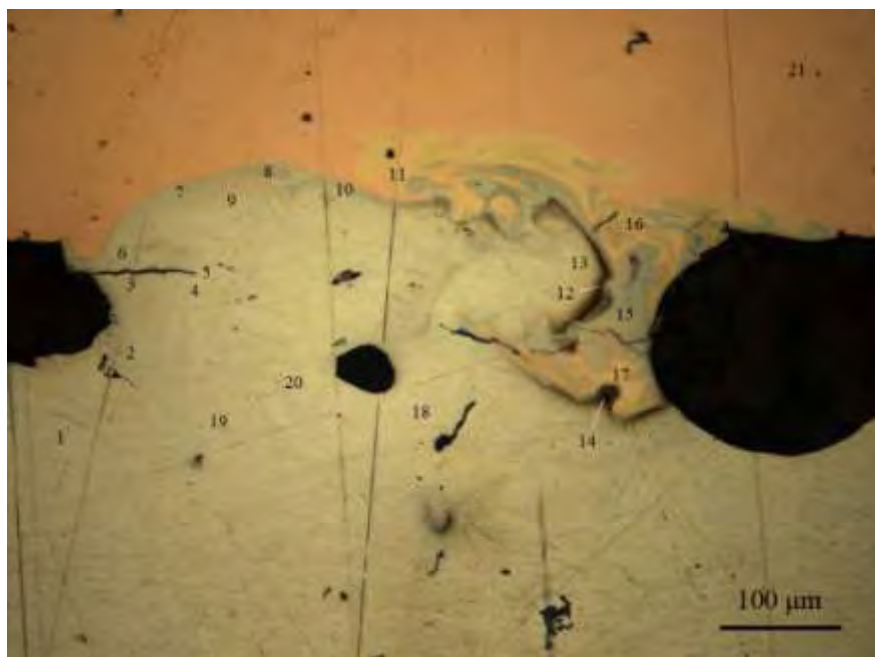
*Εικ. 57: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας  $A_{new}$ , Σημεία μικροσκληρομέτρησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 57.

*Πίν. 13: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας  $A_{new}$*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	48.1	10	173.4
2	49.8	11	97.2
3	53.1	12	81.4
4	168.2	13	80.3
5	134.3	14	536.4
6	204	15	176.7
7	131.6	16	575.8
8	568.8	17	190.2
9	466.5	18	122.9

#### 5.6.4 Μικροσκληρομετρικής κατηγορίας συγκόλλησης B<sub>new</sub>:



Εικ. 58: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας B<sub>new</sub>, Σημεία μικροσκληρομέτρησης

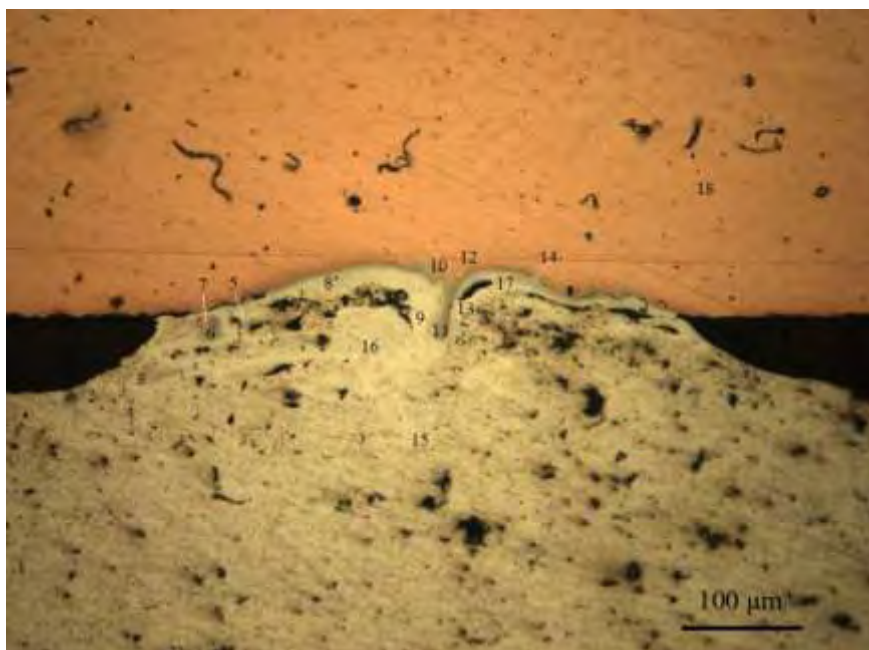
Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 58.

Πίν. 14: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας B<sub>new</sub>

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	43.5	12	321.1
2	39.4	13	94
3	297.1	14	439.6
4	151.1	15	617.5
5	103	16	207.2
6	285.2	17	180
7	269.5	18	90.8
8	183.2	19	86.6
9	96.5	20	121.7
10	196.3	21	116.8
11	121.3		



### 5.6.5 Μικροσκληρομετρήςης κατηγορίας συγκόλλησης Δ:



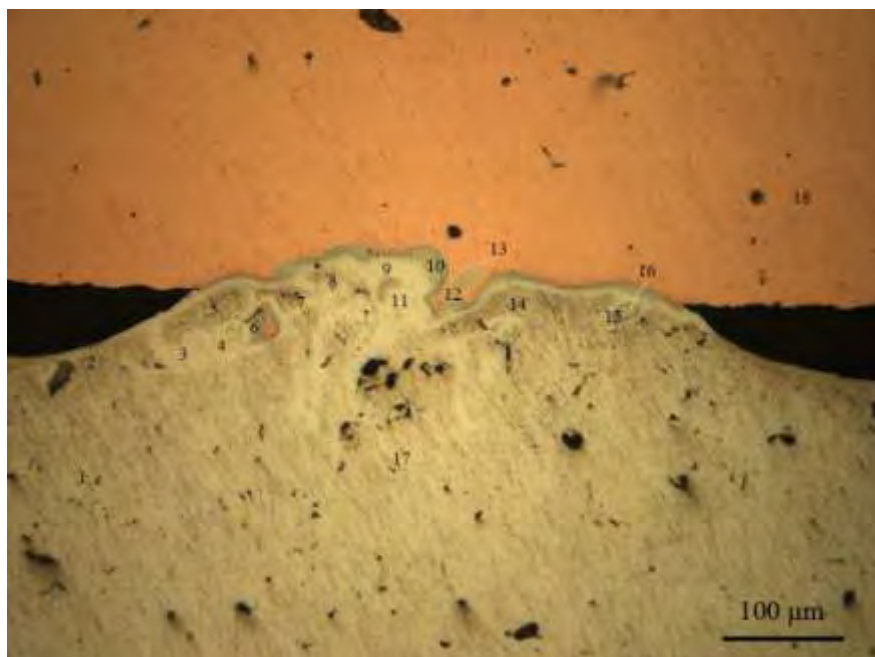
Εικ. 59: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Δ, Σημεία μικροσκληρομέτρησης

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 59.

Πίν. 15: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας Δ

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	40,6	10	404,6
2	44,8	11	402,6
3	53,4	12	95,5
4	42,2	13	410,7
5	54,6	14	48
6	155,2	15	57,6
7	408,8	16	176,2
8	42,6	17	103,7
9	117,6	18	108,4

### 5.6.6 Μικροσκληρομετρήςης κατηγορίας συγκόλλησης E:



*Εικ. 61: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας E, Σημεία μικροσκληρομέτρησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 61.

*Πίν. 16: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας E*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	42.8	10	500.8
2	54.4	11	220.8
3	78.3	12	445.1
4	60	13	517.7
5	48.8	14	53.9
6	335.5	15	526.5
7	51.6	16	250
8	79.3	17	44.1
9	136.3	18	110

### 5.6.7 Μικροσκληρομετρήςης κατηγορίας συγκόλλησης ΣΤ:



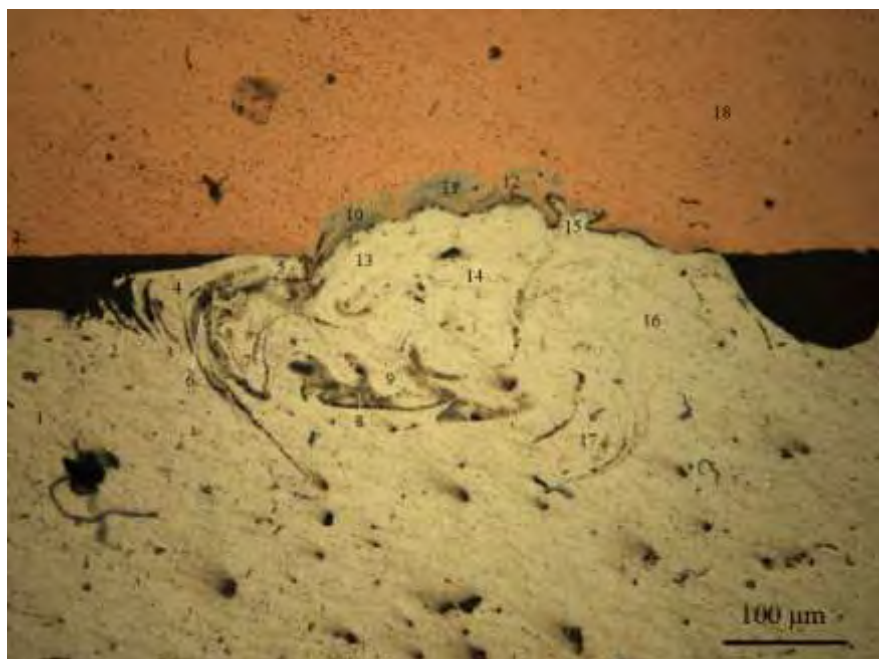
Εικ. 62: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας ΣΤ, Σημεία μικροσκληρομέτρησης

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 62.

Πίν. 17: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας ΣΤ

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	48	9	300
2	53.8	10	111.2
3	79	11	628.9
4	56.7	12	344.7
5	70	13	298.3
6	124.2	14	77.5
7	307.2	15	234.1
8	555.1	16	114.7

### 5.6.8 Μικροσκληρομετρικής κατηγορίας συγκόλλησης Z:



*Εικ. 63: Περιοχή συγκόλλησης κατηγορίας Z, Σημεία μικροσκληρομέτρησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατίθενται οι τιμές μικροσκληρομέτρησης για τις διάφορες περιοχές που φαίνονται στην εικόνα 63.

*Πίν. 18: Τιμές σκληρότητας για τις διάφορες περιοχές της συγκόλλησης κατηγορίας Z*

Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)	Περιοχή	Σκληρότητα (HV 0.01)
1	50.5	10	660.2
2	37.4	11	634.8
3	41.8	12	90.6
4	54	13	50.8
5	153.7	14	58.3
6	240	15	108.9
7	101.3	16	66.2
8	407.6	17	93.5
9	67	18	124.5

## 5.7 Σύνοψη αποτελεσμάτων μικροσκληρομετρήσεων:

Η σκληρότητα του Cu είναι περίπου 120 HV και του Al είναι 50 HV. Στην λίμνη συγκόλλησης αναμένονται τόσο ενδιάμεσες τιμές σκληρότητας λόγω σχηματισμού στερεών διαλυμάτων αλουμινίου και χαλκού, όσο και υψηλότερες τιμές σκληρότητας λόγω του σχηματισμού σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων. Στην λίμνη συγκόλλησης των κατηγοριών συγκόλλησης A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub>, παρατηρούνται κυρίως πολύ υψηλές τιμές σκληρότητας και κατά πολύ λιγότερο ενδιάμεσες τιμές, λόγω του εκτενούς σχηματισμού σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων. Αυτό όμως δεν αποκλείει τον σχηματισμό στερεών διαλυμάτων, με ενδιάμεσες τιμές σκληρότητας, στους διμεταλλικούς συνδέσμους.

Αντιθέτως, οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι των κατηγοριών Δ, Ε, ΣΤ και Ζ, παρουσιάζουν χαμηλές και ενδιάμεσες τιμές σκληρότητας σε όλη τους σχεδόν την έκταση κάτι που υποδηλώνει τον σχηματισμό στερεών διαλυμάτων. Οι υψηλές τιμές σκληρότητας στις κατηγορίες αυτές παρουσιάζονται τοπικά σε σημεία όπου έχουν σχηματιστεί ενδομεταλλικές ενώσεις. Επομένως συμπερένεται ότι ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι λιγότερο εκτεταμένος στις κατηγορίες Δ, Ε, ΣΤ, Ζ σε σύγκριση με τις A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub> κατηγορίες συγκολλήσεων.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί η πιθανότητα σφάλματος κατά τη διάρκεια των σκληρομετρήσεων που οφείλονται σε σφάλματα του χειριστή, στη μη ακριβή εστίαση του οργάνου και σε σφάλματα που οφείλονται στη λειτουργία της συσκευής μικροσκληρομέτρησης. Επομένως οι πραγματικές τιμές σκληρότητας των ενδομεταλλικών ενώσεων είναι θα διαφέρουν από τις πειραματικά μετρήσιμες.

## 5.8 Βάθος διείσδυσης:

Κατά την εξέταση των μικροδομών που εμφανίζουν οι σύνδεσμοι των διμεταλλικών συγκολλήσεων Al-Cu, έγινε και η μέτρηση του βάθους διείσδυσης της λίμνης συγκόλλησης στη περιοχή του αλουμινίου, αλλά και στη περιοχή του χαλκού. Επίσης μετρήθηκε και το πλάτος της συγκόλλησης για τις κατηγορίες A, B, A<sub>new</sub>, B<sub>new</sub>, Δ, E, ΣΤ και Ζ.

Στην παρακάτω εικόνα φαίνεται ενδεικτικά ο τρόπος με τον οποίο έγινε η μέτρηση του βάθους διείσδυσης, και η μέτρηση του πλάτους των διμεταλλικών συγκολλήσεων.



*Εικ. 64: Παρουσίαση τρόπου μέτρησης βάθους διείσδυσης και πλάτους συγκόλλησης*

Στον πίνακα που ακολουθεί παρουσιάζονται οι μετρήσεις του βάθους διείσδυσης της λίμνης συγκόλλησης στην περιοχή του Cu και στην περιοχή του Al καθώς και το πλάτος του διμεταλλικού συνδέσμου για όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων.

**Πίν. 19:** Δεδομένα μέτρησης βάθους διείσδυσης και πλάτους συγκόλλησης (*p.d*= penetration depth)

Κατηγορία	Όνομα αρχείου	Al p.d	Cu p.d	Διάκενο Cu-Al	Μέσο Πλάτος συγκόλλησης
A	1 (100)	150 μm	74.5 μm	120 μm	730 μm
	A'ii_4(100)	160 μm	82.4 μm	140 μm	
	A1' 1(100)	90 μm	75 μm	119 μm	
	A'ii_2(100)	160 μm	86.5 μm	133 μm	
	A'ii_3(100)	158 μm	82 μm	131 μm	
B	1 (100)	175 μm	87 μm	90 μm	560 μm
	12(100)	195 μm	80 μm	120 μm	
	11(100)	170 μm	78 μm	133 μm	
	B'ii_1(100)_2	110 μm	70 μm	110 μm	
	B1_3(100)	160 μm	80 μm	130 μm	
A <sub>new</sub>	A_new1_2(100)	120 μm	70 μm	95 μm	540 μm
	A_new3_2(100)	170 μm	85 μm	110 μm	
	A_new3_7(100)	150 μm	75 μm	125 μm	
	A_new3_8(100)	160 μm	80 μm	130 μm	
B <sub>new</sub>	Bnew_2 (100)	90 μm	65 μm	80 μm	560 μm
	Bnew_3 (100)	120 μm	70 μm	90 μm	
	Bnew2_3 (100)	170 μm	90 μm	120 μm	
	Bnew2_6 (100)	160 μm	80 μm	130 μm	
Δ	Δ_1x100	80 μm	22 μm	50 μm	360 μm
	Δ_2x100	70 μm	25 μm	62 μm	
	Δ_3x100	100 μm	30 μm	50 μm	
	Δ_6x100	120 μm	45 μm	45 μm	
E	E_1x100	100 μm	50 μm	60 μm	500 μm
	E_2x100	70 μm	48 μm	65 μm	
	E_4x100	120 μm	45 μm	55 μm	
	E_5x100	85 μm	50 μm	70 μm	
ΣΤ	ΣΤ_1x100	200 μm	85 μm	60 μm	650 μm
	ΣΤ_2x100	150 μm	80 μm	65 μm	
	ΣΤ_4x100	180 μm	90 μm	70 μm	
	ΣΤ_5x100	170 μm	60 μm	40 μm	
Z	Z_1x100	180 μm	105 μm	65 μm	500 μm
	Z_3x100	190 μm	80 μm	60 μm	
	Z_4x100	160 μm	65 μm	60 μm	
	Z_5x100	130 μm	55 μm	70 μm	

## 5.9 Συνοπτική σύγκριση των κατηγοριών συγκόλλησης A, B, A<sub>new</sub>, B<sub>new</sub>, Δ, E, ΣΤ, Ζ:

Στις διμεταλλικές συγκολλήσεις Al-Cu με laser η διαμόρφωση του παλμού έχει καθοριστικό ρόλο στην τελική διαμόρφωση του διμεταλλικού συνδέσμου, καθορίζοντας έτσι τις ιδιότητες του. Οι κατηγορίες συγκολλήσεων A, B, A<sub>new</sub>, B<sub>new</sub>, Δ, E, ΣΤ και Ζ διαφέρουν ως προς την διαμόρφωση, του παλμού, την ισχύ, την συχνότητα και την τοποθέτηση της δέσμης του laser. Κατά συνέπεια όλες οι κατηγορίες συγκολλήσεων, πέρα από κάποια κοινά βασικά χαρακτηριστικά, παρουσιάζουν σημαντικές διαφορές στην δομή τους, στο βάθος διείσδυσης, στον σχηματισμό ρωγμών, καθώς και στην παρουσία πόρων στην λίκνη συγκόλλησης.

- **Δομή:**

Σε όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων παρατηρούνται οι δίνες ανάμιξης μεταξύ των δύο μετάλλων στη μικροδομή των διμεταλλικών συνδέσμων. Ο σχηματισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων κατά τη συγκόλληση ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης. Επειδή η σύσταση στην λίκνη συγκόλλησης δεν είναι ομογενής, οι ενδομεταλλικές ενώσεις που θα σχηματιστούν θα καλύπτουν όλο το εύρος συστάσεων του διμερούς διαγράμματος φάσεων ισορροπίας Al-Cu.

Οι κατηγορίες συγκόλλησης A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub>, παρουσιάζουν έντονη ανάμιξη μεταξύ των δύο μετάλλων καθώς και εκτεταμένο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων οι οποίες ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης. Ωστόσο οι κατηγορίες Δ και E παρουσιάζουν λιγότερο έντονη ανάμιξη καθώς και λιγότερο εκτενή σχηματισμό σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων, σε σχέση με τις κατηγορίες A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub>. Αυτό φαίνεται και από τις χαμηλότερες τιμές των σκληρότητας που παρουσιάζουν οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι των κατηγοριών Δ και E σε σχέση με τις κατηγορίες A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub>.

Οι κατηγορίες ΣΤ και Ζ παρουσιάζουν πολύ μεγαλύτερο βάθος διείσδυσης και εντονότερη ανάμιξη σε σχέση με τις κατηγορίες A, B, A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub>. Ωστόσο δεν παρουσιάζουν εκτεταμένο σχηματισμό διμεταλλικών ενώσεων και οι τιμές σκληρότητας παρουσιάζουν χαμηλές τιμές σε όλη την έκταση του διμεταλλικού συνδέσμου, όπως και στις κατηγορίες Δ και E. Όπως προαναφέρθηκε, οι χαμηλές τιμές σκληρότητας υποδηλώνουν τον σχηματισμό στερεών διαλυμάτων έναντι των σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων.

Οι κατηγορίες συγκόλλησης A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub> αν και εμφανίζουν την ίδια ανάμιξη με τις κατηγορίες A και B, παρουσιάζουν εκτενέστερο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων. Κατά συνέπεια η μηχανική αντοχή των διμεταλλικών συνδέσμων A<sub>new</sub> και B<sub>new</sub> θα υποβαθμιστεί σε σημαντικά.

Στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu, πέρα από τον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων καθώς και στερεών διαλυμάτων, θα σχηματιστεί και μικρό ποσοστό ευτηκτικής δομής, όπως ακριβώς προβλέπεται και από την προσομοίωση στερεοποίησης με το μοντέλο Scheil. Επιπλέον, εξαιτίας της ταχύτατης στερεοποίησης κατά την συγκόλληση Al-Cu δεν πραγματοποιείται διάχυση στο στερεό, με αποτέλεσμα να προκύψει ο σχηματισμός μη ομογενοποιημένου, ως προς τη σύσταση στερεού. Κατά συνέπεια όλοι οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι Al-Cu, θα παρουσιάζουν χαρακτηριστικά μηροδιαφορισμού.



- **Ρωγμές:**

Στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu είναι εμφανής η παρουσία ρωγμών, οι οποίες διαδίδονται στους διμεταλλικούς συνδέσμους και προκαλούν την θραύση τους. Οι ρωγμές, όπως αποδείχθηκε και από την μεταλλογραφική εξέταση των διμεταλλικών συνδέσμων, διαδίδονται κατά μήκος των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων αποφεύγοντας τις πιο όλκιμες φάσεις, διαδίδονται και συνενώνονται με τους πόρους και σχηματίζονται κατά μήκος της διεπιφάνειας με της λίμνης συγκόλλησης με τον χαλκό.

Οι κατηγορίες συγκολλήσεων A και B παρουσιάζουν ρωγμές στη βάση της συγκόλλησης στην περιοχή του Al και είναι πιθανό να διατρέχουν σημαντικό τμήμα, ή ακόμα και όλο το μήκος του πόδα της συγκόλλησης. Επιπλέον ρωγμές σχηματίζονται και στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στην περιοχή του Cu. Γενικά στις κατηγορίες A και B οι ρωγμές σχηματίζονται κυρίως στη βάση της συγκόλλησης. Σε γενικές γραμμές αν και οι κατηγορίες A και παρουσιάζουν κοινά χαρακτηριστικά, οι ρωγμές εμφανίζονται συχνότερα στη B κατηγορία.

Οι κατηγορίες  $A_{new}$  και  $B_{new}$  παρουσιάζουν παρόμοια χαρακτηριστικά με τις με τις κατηγορίες A και B. Ωστόσο, εξαιτίας του εκτενέστερου σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων, θα παρουσιάζουν υψηλότερη συγκέντρωση ρωγμών σε σχέση με τις A και B. Στους  $A_{new}$  και  $B_{new}$  διμεταλλικούς συνδέσμους οι ρωγμές σχηματίζονται σε όλη την έκταση της λίμνης συγκόλλησης καθώς και στην διεπιφάνεια με τον χαλκό και διαδίδονται διαμέσου των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων. Οι ρωγμές που σχηματίζονται στην διεπιφάνεια με τον χαλκό, διαδίδονται διασχίζοντάς την, προκαλώντας έτσι την θραύση της συγκόλλησης. Κατά συνέπεια εξαιτίας του εκτενέστερου σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων και των περισσότερων ρωγμών, οι διμεταλλικοί σύνδεσμοι των κατηγοριών  $A_{new}$  και  $B_{new}$  παρουσιάζουν υποβαθμισμένες μηχανικές ιδιότητες σε σύγκριση με τις κατηγορίες A και B.

Οι κατηγορίες συγκόλλησης Δ, E, ΣΤ και Ζ παρουσιάζουν σημαντικά λιγότερες ρωγμές σε σύγκριση με τις κατηγορίες A, B,  $A_{new}$  και  $B_{new}$ , οι οποίες περιορίζονται στην διεπιφάνεια των διμεταλλικών συνδέσμων με τον χαλκό. Στην υπόλοιπη έκταση των διμεταλλικών συνδέσμων δεν σχηματίζονται ρωγμές. Το γεγονός αυτό οφείλεται στον λιγότερο εκτενή σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων στις κατηγορίες συγκόλλησης Δ, E, ΣΤ, Ζ.

Στα άκρα της συγκόλλησης και στην περιοχή του Cu, παρατηρείται ότι τα δύο μέταλλα δεν έχουν κολλήσει και σχηματίζεται τοπικά ένα μικρό διάκενο. Τα σημεία αυτά αποτελέσουν σημεία εκκίνησης ρωγμών οι οποίες διαδίδονται κατά μήκος της διεπιφάνειας της συγκόλλησης.

Σε όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων είναι δυνατός ο σχηματισμός θερμορωγμών κατά την συγκόλληση. Οι δημιουργία των θερμορωγμών οφείλεται στο μεγάλο θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης. Σύμφωνα με την καμπύλη θερμοκρασιακού εύρους στερεοποίησης σε συνάρτηση με την σύσταση του χαλκού, σε περιοχές της λίμνης συγκόλλησης όπου που έχουν σύσταση μεταξύ 50 %wt Cu και 84 %wt Cu, είναι πολύ πιθανό να σχηματιστούν τέτοιες ρωγμές και να υποβαθμίσουν την μηχανική συμπεριφορά της συγκόλλησης.

- **Πόροι:**

Όπως ανέφερε ο Z.Sun και οι συνεργάτες του [16], κατά τη συγκόλληση το laser προκαλεί τοπική εξάχνωση και εξαιτίας της συνεχούς ανάκλασης της δέσμης του laser, σχηματίζεται μια στενή κοιλότητα ή πόρος. Η κοιλότητα αυτή αρχικά περιβάλλεται από μία λεπτή στρώση τήγματος, και βρίσκεται σε ισορροπία με την τάση ατμών, την επιφανειακή τάση και την υδροστατική πίεση. Στη συνέχεια το υλικό από την γύρω περιοχή τήκεται και ρέει γύρω από την κοιλότητα και στερεοποιείται σχηματίζοντας έτσι τον πόρο. Η ύπαρξη πόρων επίσης μπορεί να οφείλεται και στον παγιδευμένο αέρα στη λίμνη συγκόλλησης.

Σε όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων εμφανίζονται πόροι οι οποίοι σχηματίζονται κατά την συγκόλληση. Οι πόροι στις κατηγορίες συγκολλήσεων Δ, Ε, ΣΤ και Ζ καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση σε σύγκριση με τις κατηγορίες Α, Β,  $A_{new}$  και  $B_{new}$ . Το γεγονός αυτό οφείλεται στην διαφορετική διαμόρφωση παλμού, καθώς και στην διαφορετική γωνία πρόσπτωσης της δέσμης σε κάθε κατηγορία συγκόλλησης. Επομένως η διαμόρφωση του παλμού και η γωνία πρόσπτωσης της δέσμης καθορίζει την μορφολογία των πόρων στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu.

Γενικά η παρουσία πόρων είναι ανεπιθύμητη στους διμεταλλικούς συνδέσμους καθώς μπορεί να αποτελούν σημεία εκκίνησης ρωγμών, ή και σημεία όπου καταλήγουν οι ρωγμές κατά τη διάδοση τους. Κατά συνέπεια, οι πόροι υποβαθμίζουν την αντοχή του συνδέσμου και με την συνεργατική δράση των ρωγμών διευκολύνουν την τελική θραύση της συγκόλλησης.

Η αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου καθορίζεται από την μορφολογία της μικροδομής, το συνολικό ποσοστό στερεών διαλυμάτων και ενδομεταλλικών ενώσεων, την ανάμιξη μεταξύ των δυο μετάλλων, την ανάπτυξη και την μορφολογία των ρωγμών, το βάθος διείδυσης, καθώς και από την παρουσία πόρων. Οι συνθήκες συγκόλλησης, όπως η διαμόρφωση του παλμού η γωνία πρόσπτωσης και η ισχύς του laser καθορίζουν τους παραπάνω παράγοντες και επηρεάζουν την αντοχή του συνδέσμου.

Ο εκτεταμένος σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων προκαλεί ψαθυροποίηση και υποβαθμίζει την αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου, καθώς διευκολύνει την διάδοση των ρωγμών. Επομένως λιγότερο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων με ταυτόχρονο σχηματισμό στερεών διαλυμάτων θα παρεμπόδιζε την διάδοση των ρωγμών. Ωστόσο, ο λιγότερο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων δεν οδηγεί πάντα σε αύξηση της αντοχής, καθώς μπορεί να συνοδεύεται με παρουσία ρωγμών στη διεπιφάνεια και με μικρό βάθος διείδυσης.

Κατά συνέπεια, η μέγιστη αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου θα επιτευχθεί με τον κατάλληλο συνδυασμό, σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων και στερεών διαλυμάτων, με περιορισμένη παρουσία ρωγμών και πόρων, καθώς και κατάλληλου βάθους διείδυσης. Επομένως ο παλμός του laser και οι συνθήκες συγκόλλησης θα πρέπει να διαμορφωθούν έτσι ώστε να προκύψουν σύνδεσμοι που θα παρουσιάζουν τα παραπάνω χαρακτηριστικά, ώστε να έχουν ικανοποιητική αντοχή.

Τα αποτελέσματα και οι παρατηρήσεις της μεταλλογραφικής εξέτασης όλων των κατηγοριών συγκόλλησης συνοψίζονται στους παρακάτω πίνακες.

**Πιν. 20: Σύνοψη αποτελεσμάτων κατηγοριών A, B**

	<b>Κατηγορία A</b>	<b>Κατηγορία B</b>
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	160 μm	195 μm
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	90 μm	110 μm
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	143,6 μm	162 μm
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	86,5 μm	87 μm
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	74,5 μm	70 μm
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	80,08 μm	79 μm
<i>Μέσο πλάτος συγκόλλησης</i>	730 μm	560 μm
<i>Σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων</i>	-Εκτενής -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης	-Εκτενής -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης
<i>Ανάμιξη</i>	Έντονη	Έντονη
<i>Πόροι</i>	-Μεγάλοι πόροι στο κέντρο της συγκόλλησης -Εμφανίζονται σε όλες τις συγκολλήσεις -Δημιουργούνται κατά τον σχηματισμό της συγκόλλησης	-Μεγάλοι πόροι στο κέντρο της συγκόλλησης -Εμφανίζονται σε όλες τις συγκολλήσεις -Δημιουργούνται κατά τον σχηματισμό της συγκόλλησης
<i>Ρωγμές</i>	- Παρουσιάζονται στη βάση της συγκόλλησης στην περιοχή του Al -Μπορεί να διατρέχουν σημαντικό τμήμα ,ή ακόμα και όλο το μήκος του πόδα της συγκόλλησης -Διαδίδονται κατά μήκος σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών φάσεων -Αποφεύγουν τις πιο όλκιμες φάσεις -Μικρορωγμές εμφανίζονται στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στην περιοχή του Cu. Διαδίδονται δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων και τερματίζουν στην όλκιμη φάση του μεταλλικού χαλκού. - Διαδίδονται και συνενώνονται με τους πόρους -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση (hot cracking) -Εμφανίζονται συχνότερα στη βάση -Η εμφάνιση ρωγμών είναι λιγότερο συχνή στη κατηγορία A	- Παρουσιάζονται στη βάση της συγκόλλησης στην περιοχή του Al -Μπορεί να διατρέχουν σημαντικό τμήμα ,ή ακόμα και όλο το μήκος του πόδα της συγκόλλησης -Διαδίδονται κατά μήκος σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών φάσεων -Αποφεύγουν τις πιο όλκιμες φάσεις -Μικρορωγμές εμφανίζονται στο πάνω μέρος της συγκόλλησης στην περιοχή του Cu. Διαδίδονται δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων και τερματίζουν στην όλκιμη φάση του μεταλλικού χαλκού. - Διαδίδονται και συνενώνονται με τους πόρους (πιο συχνό στη κατηγορία B), οδηγώντας σε αστοχία. -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση (hot cracking) -Εμφανίζονται συχνότερα στη βάση -Η εμφάνιση ρωγμών είναι συχνότερη στη κατηγορία B

**Πιν. 22:** Σύνοψη αποτελεσμάτων κατηγοριών  $A_{new}$   $B_{new}$

	<b>Κατηγορία <math>A_{new}</math></b>	<b>Κατηγορία <math>B_{new}</math></b>
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	170 $\mu\text{m}$	170 $\mu\text{m}$
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	120 $\mu\text{m}$	90 $\mu\text{m}$
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στο Al</i>	150 $\mu\text{m}$	135 $\mu\text{m}$
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	85 $\mu\text{m}$	90 $\mu\text{m}$
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	70 $\mu\text{m}$	65 $\mu\text{m}$
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	77.5 $\mu\text{m}$	76.25 $\mu\text{m}$
<i>Μέσο πλάτος συγκόλλησης</i>	540 $\mu\text{m}$	560 $\mu\text{m}$
<i>Σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων</i>	-Πολύ εκτενής -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης	-Πολύ εκτενής -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης
<i>Ανάμιξη</i>	Έντονη	Έντονη
<i>Πόροι</i>	-Μεγάλοι πόροι στο κέντρο της συγκόλλησης -Εμφανίζονται σε όλες τις συγκολλήσεις -Δημιουργούνται κατά τον σχηματισμό της συγκόλλησης	-Μεγάλοι πόροι στο κέντρο της συγκόλλησης -Εμφανίζονται σε όλες τις συγκολλήσεις -Δημιουργούνται κατά τον σχηματισμό της συγκόλλησης
<i>Ρωγμές</i>	- Διατρέχουν σημαντικό τμήμα της συγκόλλησης -Διαδίδονται κατά μήκος σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Αποφεύγουν τις πιο όλκιμες φάσεις -Σχηματίζονται επίσης στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. Διαδίδονται δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων διασχίζοντας την διεπιφάνεια. - Διαδίδονται και συνενώνονται με τους πόρους -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση -Η εμφάνιση ρωγμών είναι λιγότερο συχνή στη κατηγορία $A_{new}$	- Διατρέχουν σημαντικό τμήμα της συγκόλλησης -Διαδίδονται κατά μήκος σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Αποφεύγουν τις πιο όλκιμες φάσεις -Σχηματίζονται επίσης στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. Διαδίδονται δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων διασχίζοντας την διεπιφάνεια. - Διαδίδονται και συνενώνονται με τους πόρους -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση -Η εμφάνιση ρωγμών είναι συχνότερη στη κατηγορία B

**Πιν. 23:** Σύνοψη αποτελεσμάτων κατηγοριών Δ, Ε, ΣΤ, Ζ

	<b>Κατηγορία Δ</b>	<b>Κατηγορία Ε</b>	<b>Κατηγορία ΣΤ</b>	<b>Κατηγορία Ζ</b>
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στο ΑΙ</i>	120 μm	120 μm	200 μm	190 μm
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στο ΑΙ</i>	70 μm	70 μm	150 μm	130 μm
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στο ΑΙ</i>	92,5 μm	93.75 μm	175 μm	165 μm
<i>Μέγιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	45 μm	50 μm	90 μm	105 μm
<i>Ελάχιστο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	22 μm	45 μm	60 μm	55 μm
<i>Μέσο βάθος διείσδυσης στον Cu</i>	30.5 μm	48.25 μm	78.75 μm	76.25 μm
<i>Μέσο πλάτος συγκόλλησης</i>	360 μm	500 μm	650 μm	500 μm
<i>Σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων</i>	-Περιορισμένος -Κυρίως στην διεπιφάνεια -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης	-Σχετικά εκτενής -Συμβαίνει σε μεγαλύτερη έκταση στην διεπιφάνεια -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης	-Εκτενής -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης	-Περιορισμένος -Κυρίως στην διεπιφάνεια -Ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης
<i>Ανάμιξη</i>	Περιορισμένη	Έντονη	Πολύ έντονη	Έντονη
<i>Πόροι</i>	-Περιορισμένη παρουσία πόρων -Καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση	-Περιορισμένη παρουσία πόρων -Καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση	-Περιορισμένη παρουσία πόρων -Καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση	-Περιορισμένη παρουσία πόρων -Καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση
<i>Ρωγμές</i>	-Περιορισμένη παρουσία ρωγμών -Σχηματίζονται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. - Διασχίζουν την διεπιφάνεια δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση	-Περιορισμένη παρουσία ρωγμών -Σχηματίζονται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. - Διασχίζουν την διεπιφάνεια δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση	-Περιορισμένη παρουσία ρωγμών -Σχηματίζονται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. - Διασχίζουν την διεπιφάνεια δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση	-Περιορισμένη παρουσία ρωγμών -Σχηματίζονται στην διεπιφάνεια της συγκόλλησης με τον Cu. - Διασχίζουν την διεπιφάνεια δια μέσω των σκληρών ενδομεταλλικών ενώσεων -Σχηματίζονται κατά τη συγκόλληση

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6

### ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Σε αυτό το κεφάλαιο παρουσιάζονται συνοπτικά τα συμπεράσματα που εξήχθησαν από την μελέτη των διμεταλλικών συγκολλήσεων Al-Cu για διάφορες κατηγορίες συγκόλλησης, καθώς και από τις προσομοιώσεις στερεοποίησης της διμεταλλικής λίκνης συγκόλλησης με το μοντέλο Scheil.

Τα αποτελέσματα της μεταλλογραφικής εξέτασης των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu οδηγούν στα εξής συμπεράσματα:

- Οι συνθήκες συγκόλλησης, όπως η διαμόρφωση του παλμού η γωνία πρόσπτωσης και η ισχύς του laser καθορίζουν την δομή και τις ιδιότητες των διμεταλλικών συνδέσμων. Επομένως, διαφορετικές συνθήκες συγκόλλησης οδηγούν στον σχηματισμό διμεταλλικών συνδέσμων με διαφορετική δομή και ιδιότητες.
- Στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu παρατηρούνται δίνες ανάμιξης μεταξύ των δυο μετάλλων, καθώς και εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων που ακολουθεί την διεύθυνση ανάμιξης.
- Επειδή η σύσταση στην λίκνη συγκόλλησης δεν είναι ομογενής, οι ενδομεταλλικές ενώσεις που θα σχηματιστούν θα καλύπτουν όλο το εύρος συστάσεων του διμερούς διαγράμματος φάσεων ισορροπίας Al-Cu.
- Στους διμεταλλικούς συνδέσμους είναι εμφανής η παρουσία του μικροδιαφορισμού
- Πέρα από τον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων, είναι δυνατός και ο σχηματισμός στερεών διαλυμάτων Al-Cu και Cu-Al.
- Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται είναι σκληρές και ψαθυρές
- Ο εκτεταμένος σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων προκαλεί ψαθυροποίηση και υποβαθμίζει την αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου και διευκολύνει την διάδοση των ρωγμών. Επομένως λιγότερο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων με ταυτόχρονο σχηματισμό στερεών διαλυμάτων θα παρεμπόδιζε την διάδοση των ρωγμών.
- Ο λιγότερο εκτενής σχηματισμός ενδομεταλλικών ενώσεων όμως, δεν οδηγεί πάντα σε αύξηση της αντοχής, καθώς μπορεί να συνοδεύεται από ρωγμές στη διεπιφάνεια και με μικρό βάθος διείσδυσης.
- Σε όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων είναι εμφανής η παρουσία πόρων και ρωγμών. Οι πόροι και οι ρωγμές σχηματίζονται κατά την συγκόλληση και υποβαθμίζουν την αντοχή των συνδέσμων. Οι πόροι μπορεί να συνενωθούν με τις ρωγμές και να οδηγήσουν στην τελική θραύση της συγκόλλησης.
- Οι ρωγμές διαδίδονται κατά μήκος των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων αποφεύγοντας τις πιο όλκιμες φάσεις. Επιπλέον, μπορεί να διατρέχουν σημαντικό τμήμα της συγκόλλησης.
- Σε όλες τις κατηγορίες συγκολλήσεων είναι δυνατός ο σχηματισμός θερμορωγμών.
- Όλες οι κατηγορίες συγκολλήσεων, πέρα από κάποια κοινά βασικά χαρακτηριστικά, παρουσιάζουν σημαντικές διαφορές στην δομή τους, στο

βάθος διείσδυσης, στον σχηματισμό ρωγμών, καθώς και στην παρουσία πόρων στην λίμνη συγκόλλησης.

- Οι κατηγορίες συγκόλλησης A, B,  $A_{new}$  και  $B_{new}$ , παρουσιάζουν πιο έντονη ανάμιξη, καθώς και πιο εκτεταμένο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με τις κατηγορίες Δ, E, ΣΤ και Ζ.
- Στις κατηγορίες συγκόλλησης A, και B οι ρωγμές παρουσιάζονται στη βάση της συγκόλλησης στην περιοχή του Al. Η παρουσία ρωγμών σε όλη την έκταση της συγκόλλησης είναι επίσης δυνατή.
- Οι κατηγορίες  $A_{new}$  και  $B_{new}$  παρουσιάζουν υψηλότερη συγκέντρωση ρωγμών σε όλη την έκταση της λίμνης συγκόλλησης καθώς και στην διεπιφάνεια με τον χαλκό. Οι ρωγμές που σχηματίζονται στην διεπιφάνεια με τον χαλκό, διαδίδονται διασχίζοντάς την, προκαλώντας έτσι την θραύση της συγκόλλησης.
- Γενικά οι κατηγορίες συγκόλλησης A, B,  $A_{new}$  και  $B_{new}$ , παρουσιάζουν περισσότερες ρωγμές σε σχέση με τις κατηγορίες Δ, E, ΣΤ και Ζ, όπου οι ρωγμές περιορίζονται μόνο στην διεπιφάνεια των διμεταλλικών συνδέσμων με τον χαλκό.
- Το διάκενο που σχηματίζεται μεταξύ των δυο μετάλλων, λόγω ατελούς συγκόλλησης, αποτελεί σημείο εκκίνησης ρωγμών.
- Οι πόροι στις κατηγορίες συγκολλήσεων Δ, E, ΣΤ και Ζ καταλαμβάνουν μικρότερη έκταση σε σύγκριση με τις κατηγορίες A, B,  $A_{new}$  και  $B_{new}$ . Το γεγονός αυτό οφείλεται στην διαφορετική διαμόρφωση παλμού, καθώς και στην διαφορετική γωνία πρόσπτωσης της δέσμης.
- Η διαμόρφωση του παλμού και η γωνία πρόσπτωσης της δέσμης καθορίζει την μορφολογία των πόρων στους διμεταλλικούς συνδέσμους Al-Cu.
- Η αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου καθορίζεται από την μορφολογία της μικροδομής, το συνολικό ποσοστό στερεών διαλυμάτων και ενδομεταλλικών ενώσεων, την ανάμιξη μεταξύ των δυο μετάλλων, την ανάπτυξη και την μορφολογία των ρωγμών, το βάθος διείσδυσης, καθώς και από την παρουσία πόρων.
- Η μέγιστη αντοχή του διμεταλλικού συνδέσμου θα επιτευχθεί με τον κατάλληλο συνδυασμό, σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων και στερεών διαλυμάτων, με περιορισμένη παρουσία ρωγμών και πόρων, καθώς και κατάλληλου βάθους διείσδυσης.
- Ο παλμός του laser και οι συνθήκες συγκόλλησης θα πρέπει να διαμορφωθούν έτσι ώστε να προκύψουν σύνδεσμοι που θα παρουσιάζουν τα παραπάνω χαρακτηριστικά και να έχουν ικανοποιητική αντοχή.

Τα αποτελέσματα της προσομοίωσης στερεοποίησης του διμεταλλικού συνδέσμου Al-Cu οδηγούν στα εξής συμπεράσματα:

- Όταν η στερεοποίηση είναι γρήγορη και δεν πραγματοποιείται διάχυση στο στερεό, το διμερές διάγραμμα φάσεων Al-Cu δεν μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την περιγραφή της στερεοποίησης, καθώς μπορούν να σχηματιστούν φάσεις εκτός ισορροπίας.
- Το μοντέλο Scheil μπορεί να προσομοιώσει με ικανοποιητική ακρίβεια την πορεία στερεοποίησης δίνοντας μια πιο ακριβή εικόνα της στερεοποιημένης λίμνης συγκόλλησης, υπολογίζοντας βηματικά την ποσότητα του υγρού που απομένει για να στερεοποιηθεί.
- Κατά τη στερεοποίηση, όπως προβλέπεται από την εξίσωση Scheil σχηματίζεται μικρό ποσοστό ευτηκτικής δομής ακόμα και αν δεν προβλέπεται από το διάγραμμα φάσεων για δεδομένη σύσταση.
- Κράματα με συστάσεις από 50 έως 84% Cu παρουσιάζουν μεγάλο εύρος στερεοποίησης και κατά συνέπεια είναι πολύ επιδεκτικά σε θερμή ρηγμάτωση. Σε περιοχές της λίμνης συγκόλλησης όπου εμφανίζονται αυτές οι συστάσεις είναι πολύ πιθανό να σχηματιστούν θερμορωγμές.
- Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που θα σχηματιστούν στην λίμνη συγκόλλησης θα είναι αυτές που θα εμφανίζουν την μεγαλύτερη κινούσα δύναμη, ελαχιστοποιώντας έτσι την ελεύθερη ενέργεια.



## ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ

Για τη περαιτέρω μελέτη των laser συγκολλήσεων Al-Cu προτείνονται οι εξής ερευνητικές εργασίες:

- Επίδραση θερμικών κατεργασιών στην μικροδομή και στις ιδιότητες διμεταλλικών συγκολλήσεων Al-Cu.
- Βελτιστοποίηση συνθηκών συγκόλλησης για την αριστοποίηση της μηχανικής συμπεριφοράς των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu.
- Μελέτη της συμπεριφοράς των διμεταλλικών συνδέσμων Al-Cu σε διάβρωση.
- Μελέτη laser συγκολλήσεων Al-Cu με χρήση υλικού πλήρωσης.
- Μοντελοποίηση της 3D δομής laser συγκόλλησης Al-Cu.

## ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] T.A. Mai, A.C. Spowage, *Materials Science and Engineering A* 374 (2004) 224-233
- [2] M.Braunovic, L. Rodrigue, D. Gangon, *IEEE* 987-1-4244-1902-9-08s
- [3] *ASM Metals Handbook*, Vol. 3
- [4] A. Abdollah-Zadeh, T. Saeid, B. Sazgari, *Journal of Alloys and Compounds* 460 (2008) 535–538
- [5] P. Xue, B.L. Xiao, D.R. Ni, Z.Y. Ma, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 5723-5727
- [6] C.Y. Chen, H.L. Chen, W.S. Hwang, *Mater. Trans.* 47 (2006) 1232–1239.
- [7] H.G. Jiang, J.Y. Dai, H.Y. Tong, B.Z. Ding, Q.H. Song, Z.Q. Hu, *J. Appl. Phys.* 74 (1993) 6165–6169.
- [8] X.K. Peng, R. Wuhrer, G. Heness, W.Y. Yeung, *J. Mater. Sci.* 34 (1999) 2029–2038.
- [9] Won-Bae Lee, Kuek-Saeng Bang, Seung-Boo Jung, *Journal of Alloys and Compounds* 390 (2005) 212–219
- [10] M. Abbasi, A.K. Taheri, M.T. Salehi, *J. Alloy Compd.* 319 (2001) 233–241.
- [11] M. Koberna, J. Fiala, *Materials Science and Engineering*, A159 (1992) 231-236
- [12]. D.M. Rabkin, V.R.Ryabov, A.V. Lozovskaya and V.A. Dovzhenko, *Sov. Powder Metall. Ceram.*, No. 8, (92), pp. 695-700, (1970).
- [13] C.L. Bauer and G.G. Lessmann, *Annual Review of Materials Sci.*, pp. 361-387, 1976.
- [14]. Mott, B.W., (1956). Butterworths, London.
- [15] H.J. Kim, J.Y Lee, K.Wook, K.W. Koh, J. Won, S.Choe, J. Lee, J.T. Moon, Y.J Park, *Ieee Transactions On Components and Packaging Technologies*, Vol. 26, no 2, June 2003
- [16] Z. Sun, J.C. Ion, *Journal of Materials Science* 30 (1995) 4205-4214
- [17] C. M. Smithells, *Materials Reference Book*, 5<sup>th</sup> edition, Butterworths, London 1976, p. 940
- [18] U. Dilthey, X. Shu, *Schweissen Schneiden* 45 (6) (1993) E103.
- [19] C. Lampa, I. Sarady, J. Powel, J. Mattson, C. Magnusson, Sonderborg, Forces Inst., Brondby, 1993, p215
- [20] A. C. Lingenfelther, C. N. Westrich, C.N. Anglin, J.R. Murchie, IFS, Bedford, 1988, p69
- [21] I. Mys, M. Schmidt *Laser-based Micropackaging*, *Proceedings of SPIE*, Vol. 6107, 2006
- [22] M. Weigl, M. Schmidt, Bayerisches Laserzentrum GmbH, Konrad-Zuse Str.2-6, 91052 Erlangen GER
- [23] Γρ. Ν. Χαϊδεμενόπουλος, “Φυσική Μεταλλουργία”, Εκδόσεις Τζιόλα, 2007
- [24] [http://en.wikipedia.org/wiki/File:Scheil\\_graphics.gif](http://en.wikipedia.org/wiki/File:Scheil_graphics.gif)
- [25] [http://www.thermocalc.com/res/Manuals/tcc\\_usersguide.pdf](http://www.thermocalc.com/res/Manuals/tcc_usersguide.pdf)
- [26] COST 507, “Definition of Thermomechanical and Thermophysical Properties to Provide a Database of New Light Alloys” Vol.2, European Cooperation in the field of Scientific and Technical Research

## ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ

Στον πίνακα 24 που ακολουθεί παρουσιάζονται οι τρεις μακροεντολές που εισήχθησαν στο Thermo-Calc<sup>®</sup> για την εξαγωγή των αποτελεσμάτων της παρούσας αναφοράς. Με κόκκινο χρώμα εμφανίζονται τα μεταβλητά ορίσματα εισόδου, τα οποία τροποποιούνταν κάθε φορά, κατά την ανάγνωση του κώδικα για κάθε περίπτωση.

*Πιν.3: Αρχεία macro του Thermo-Calc*

Al-Cu Phase Diagram	Scheil Solidification	Driving Force
go data switch ssol4 def-sys al cu get go p-3 s-c t=823.15, p=1e5, w(cu)=4e- 2, n=1 l-c c-e l-e SCREEN VWCS s-c t=423.15 l-c c-e l-e SCREEN VWCS s-a-v 1 T 273.15 1273.15 25 s-a-v 2 w(cu) 0 1 .025 add-initial-eq map post s-d-a x w-p cu s-d-a y t-c plot SCREEN set-interactive exit	go scheil 1 cost2 al Y cu 40 1400 NONE NONE Y N 1 Y NONE N N Y bs t N N N n set-interactive exit	go data switch cost2 def-sys al cu get go poly-3 s-c t=673.15 w(cu)=95e-2 n=1 p=1e5 l-c c-e l-e SCREEN VWCS ch-st PHASES fcc_al dormant c-e l-e SCREEN VWCS l-e file VWCS set-interactive exit

Παρακάτω ακολουθούν τα θερμοδυναμικά δεδομένα και οι εξισώσεις ελεύθερης ενέργειας που χρησιμοποιεί το ThermoCalc για τους υπολογισμούς του και για την πραγματοποίηση της προσομοίωσης στερεοποίησης.

1 OUTPUT FROM GIBBS ENERGY SYSTEM ON PC/WINDOWS NT      DATE 2011- 1-11  
FROM DATABASE: COST2

ALL DATA IN SI UNITS  
FUNCTIONS VALID FOR 298.15<T< 6000.00 K UNLESS OTHER LIMITS STATED

ELEMENT	STABLE ELEMENT	REFERENCE MASS	H298-H0	S298
0 VA	VACUUM	0.0000E+00	0.0000E+00	0.0000E+00
1 AL	FCC_A1	2.6982E+01	4.5773E+03	2.8322E+01
2 CU	FCC_A1	6.3546E+01	5.0041E+03	3.3150E+01

SPECIES	STOICHIOMETRY
1 AL	AL
2 AL1	AL
3 AL2	AL2
4 CU	CU
5 CU2	CU2
6 VA	VA

LIQUID  
EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
CONSTITUENTS: AL,CU

G(LIQUID,AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +GLIQAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
G(LIQUID,CU;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) =  
298.15<T< 1357.77: +5194.277+120.973331\*T-24.112392\*T\*LN(T)  
-.00265684\*T\*\*2+1.29223E-07\*T\*\*3+52478\*T\*\*(-1)-5.8489E-21\*T\*\*7  
1357.77<T< 3200.00: -46.545+173.881484\*T-31.38\*T\*LN(T)  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(LIQUID,AL,CU;0) = -66622+8.1\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(LIQUID,AL,CU;1) = +46800-90.8\*T+10\*T\*LN(T)  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(LIQUID,AL,CU;2) = -2812 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALCE\_AMORPHOUS  
CONSTITUENTS: AL

G(ALCE\_AMORPHOUS,AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +GLIQAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALCUZN\_T  
EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL : CU,VA

G(ALCUZN\_T,AL:CU;0)-H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = -45869.363  
+GBCCAL+GBCCCU

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
G(ALCUZN\_T,AL:VA;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +12000-20842+33.3\*T+GBCCAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(ALCUZN\_T,AL:CU,VA;0) = -15667+16.1\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### ALCU\_DELTA

2 SUBLATTICES, SITES 2: 3  
CONSTITUENTS: AL : CU

G(ALCU\_DELTA,AL:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0)- 3 H298(FCC\_A1,CU;0) =  
-106700+3\*T+2\*GHSERAL+3\*GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### ALCU\_EPSILON

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL,CU : CU

G(ALCU\_EPSILON,AL:CU;0)-H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = -36976  
+1.2\*T+GHSERAL+GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
G(ALCU\_EPSILON,CU:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,CU;0) = +2\*GBCCCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(ALCU\_EPSILON,AL,CU:CU;0) = +7600-24\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(ALCU\_EPSILON,AL,CU:CU;1) = -72000 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### ALCU\_ETA

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL,CU : CU

G(ALCU\_ETA,AL:CU;0)-H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = -40560  
+3.14\*T+GHSERAL+GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
G(ALCU\_ETA,CU:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,CU;0) = +2\*GBCCCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(ALCU\_ETA,AL,CU:CU;0) = -25740-20\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### ALCU\_PRIME

2 SUBLATTICES, SITES 2: 1  
CONSTITUENTS: AL : CU

G(ALCU\_PRIME,AL:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = -46500  
+6.5\*T+2\*GHSERAL+GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### ALCU\_THETA

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
2 SUBLATTICES, SITES 2: 1  
CONSTITUENTS: AL : AL,CU

G(ALCU\_THETA,AL:AL;0)- 3 H298(FCC\_A1,AL;0) = +3\*GBCCAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
G(ALCU\_THETA,AL:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = -47406  
+6.75\*T+2\*GHSERAL+GHSERCU

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
L(ALCU\_THETA,AL:AL,CU;0) = 2211 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALCU\_ZETA

2 SUBLATTICES, SITES 9: 11  
CONSTITUENTS: AL : CU

G(ALCU\_ZETA,AL:CU;0)- 9 H298(FCC\_A1,AL;0)- 11 H298(FCC\_A1,CU;0) =  
-420000+18\*T+9\*GHSERAL+11\*GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALLI

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL : VA

G(ALLI,AL:VA;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +24000+GHSERAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALMO

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL : AL

G(ALMO,AL:AL;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0) = +2\*GBCCAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALM\_D019

ADDITIONAL CONTRIBUTION FROM MAGNETIC ORDERING

Magnetic function below Curie Temperature  
+1-.860338755\*TAO\*\*(-1)-.17449124\*TAO\*\*3-.00775516624\*TAO\*\*9  
-.0017449124\*TAO\*\*15  
Magnetic function above Curie Temperature  
-.0426902268\*TAO\*\*(-5)-.0013552453\*TAO\*\*(-15)  
-2.84601512E-04\*TAO\*\*(-25)

2 SUBLATTICES, SITES 3: 1  
CONSTITUENTS: AL : AL

G(ALM\_D019,AL:AL;0)- 4 H298(FCC\_A1,AL;0) = +4\*GHCPAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

ALND\_AMORPHOUS

CONSTITUENTS: AL

G(ALND\_AMORPHOUS,AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = 0.0

ALTI

ADDITIONAL CONTRIBUTION FROM MAGNETIC ORDERING

Magnetic function below Curie Temperature  
+1-.905299383\*TAO\*\*(-1)-.153008346\*TAO\*\*3-.00680037095\*TAO\*\*9  
-.00153008346\*TAO\*\*15  
Magnetic function above Curie Temperature  
-.0641731208\*TAO\*\*(-5)-.00203724193\*TAO\*\*(-15)  
-4.27820805E-04\*TAO\*\*(-25)

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1  
CONSTITUENTS: AL : AL

G(ALTI,AL:AL;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0) = +2\*GHSERAL+4  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### BCC\_A2

\$ THIS PHASE IS THE DISORDERED PART OF BCC\_B2  
EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU  
ADDITIONAL CONTRIBUTION FROM MAGNETIC ORDERING

Magnetic function below Curie Temperature  
+1-.905299383\*TAO\*\*(-1)-.153008346\*TAO\*\*3-.00680037095\*TAO\*\*9  
-.00153008346\*TAO\*\*15

Magnetic function above Curie Temperature  
-.0641731208\*TAO\*\*(-5)-.00203724193\*TAO\*\*(-15)  
-4.27820805E-04\*TAO\*\*(-25)

2 SUBLATTICES, SITES 1: 3

CONSTITUENTS: AL,CU : VA

G(BCC\_A2,AL:VA;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +GBCCAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

G(BCC\_A2,CU:VA;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = +4017-1.255\*T+GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

L(BCC\_A2,AL,CU:VA;0) = -73554+4\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

L(BCC\_A2,AL,CU:VA;1) = +51500-11.84\*T NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### BCC\_B2

\$ THIS PHASE HAS A DISORDERED CONTRIBUTION FROM BCC\_A2  
EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

3 SUBLATTICES, SITES .5: .5: 3

CONSTITUENTS: AL,CU : AL,CU : VA

G(BCC\_B2,AL:AL:VA;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = 0.0

G(BCC\_B2,CU:AL:VA;0)-0.5 H298(FCC\_A1,AL;0)-0.5 H298(FCC\_A1,CU;0) = 0.0

G(BCC\_B2,AL:CU:VA;0)-0.5 H298(FCC\_A1,AL;0)-0.5 H298(FCC\_A1,CU;0) = 0.0

G(BCC\_B2,CU:CU:VA;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = 0.0

#### BCT\_A5

CONSTITUENTS: AL

G(BCT\_A5,AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +10083-4.813\*T+GHSERAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### CBCC\_A12

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1

CONSTITUENTS: AL : VA

G(CBCC\_A12,AL:VA;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +10083-4.813\*T+GHSERAL  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

#### CU6Y

2 SUBLATTICES, SITES 5: 1

CONSTITUENTS: CU : CU2

G(CU6Y,CU:CU2;0)- 7 H298(FCC\_A1,CU;0) = +35000+7\*GHSERCU  
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### CUB\_A13

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1

CONSTITUENTS: AL : VA

$G(\text{CUB\_A13,AL:VA;0}) - H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +10920.44 - 4.8116 * T + \text{GHSERAL}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### DIAMOND\_A4

CONSTITUENTS: AL

$G(\text{DIAMOND\_A4,AL;0}) - H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +30 * T + \text{GHSERAL}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### FCC\_A1

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

ADDITIONAL CONTRIBUTION FROM MAGNETIC ORDERING

Magnetic function below Curie Temperature

$+1.860338755 * \text{TAO}^{**(-1)} - 1.7449124 * \text{TAO}^{**3} - 0.00775516624 * \text{TAO}^{**9}$   
 $- 0.0017449124 * \text{TAO}^{**15}$

Magnetic function above Curie Temperature

$-0.0426902268 * \text{TAO}^{**(-5)} - 0.0013552453 * \text{TAO}^{**(-15)}$   
 $- 2.84601512\text{E-}04 * \text{TAO}^{**(-25)}$

2 SUBLATTICES, SITES 1: 1

CONSTITUENTS: AL,CU : VA

$G(\text{FCC\_A1,AL:VA;0}) - H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +\text{GHSERAL}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$G(\text{FCC\_A1,CU:VA;0}) - H_{298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +\text{GHSERCU}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$L(\text{FCC\_A1,AL,CU:VA;0}) = -53520 + 2 * T$  NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$L(\text{FCC\_A1,AL,CU:VA;1}) = +38590 - 2 * T$  NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$L(\text{FCC\_A1,AL,CU:VA;2}) = 1170$  NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### GAMMA\_D83

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

3 SUBLATTICES, SITES 4: 1: 8

CONSTITUENTS: AL : AL,CU : CU

$G(\text{GAMMA\_D83,AL:AL:CU;0}) - 5 H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) - 8 H_{298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) =$   
 $-300716 + 390 * T - 52 * T * \text{LN}(T) + 5 * \text{GHSERAL} + 8 * \text{GHSERCU}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$G(\text{GAMMA\_D83,AL:CU:CU;0}) - 4 H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) - 9 H_{298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) =$   
 $-280501 + 379.6 * T - 52 * T * \text{LN}(T) + 4 * \text{GHSERAL} + 9 * \text{GHSERCU}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### GAMMA\_H

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

3 SUBLATTICES, SITES 4: 1: 8

CONSTITUENTS: AL : AL,CU : CU

$G(\text{GAMMA\_H,AL:AL:CU;0}) - 5 H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) - 8 H_{298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) =$   
 $-219258 - 45.5 * T + 5 * \text{GHSERAL} + 8 * \text{GHSERCU}$   
NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$G(\text{GAMMA\_H,AL:CU:CU;0}) - 4 H_{298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) - 9 H_{298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) =$   
 $-200460 - 58.5 * T + 4 * \text{GHSERAL} + 9 * \text{GHSERCU}$



NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### HCP\_A3

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

ADDITIONAL CONTRIBUTION FROM MAGNETIC ORDERING

Magnetic function below Curie Temperature

$$+1-.860338755*\text{TAO}^{**(-1)}-.17449124*\text{TAO}^{**3}-.00775516624*\text{TAO}^{**9}$$

$$-.0017449124*\text{TAO}^{**15}$$

Magnetic function above Curie Temperature

$$-.0426902268*\text{TAO}^{**(-5)}-.0013552453*\text{TAO}^{**(-15)}$$

$$-2.84601512\text{E-}04*\text{TAO}^{**(-25)}$$

2 SUBLATTICES, SITES 1: .5

CONSTITUENTS: AL,CU : VA

$$\text{G}(\text{HCP\_A3,AL:VA;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +5481-1.8*\text{T}+\text{GHSERAL}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{HCP\_A3,CU:VA;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +600+.2*\text{T}+\text{GHSERCU}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{L}(\text{HCP\_A3,AL,CU:VA;0}) = 38107 \text{ NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER}$$

### HCP\_ZN

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

2 SUBLATTICES, SITES 1: .5

CONSTITUENTS: AL,CU : VA

$$\text{G}(\text{HCP\_ZN,AL:VA;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +5482-1.8*\text{T}+\text{GHSERAL}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{HCP\_ZN,CU:VA;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +600+.2*\text{T}+\text{GHSERCU}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

### LAVES\_C14

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

2 SUBLATTICES, SITES 2: 1

CONSTITUENTS: AL,CU : AL,CU

$$\text{G}(\text{LAVES\_C14,AL:AL;0})- 3 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +15000+3*\text{GHSERAL}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{LAVES\_C14,CU:AL;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,AL;0})- 2 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +15000$$

$$+2*\text{GHSERCU}+\text{GHSERAL}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{LAVES\_C14,AL:CU;0})- 2 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,AL;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +15000$$

$$+2*\text{GHSERAL}+\text{GHSERCU}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{LAVES\_C14,CU:CU;0})- 3 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +15000+3*\text{GHSERCU}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{L}(\text{LAVES\_C14,AL,CU:AL;0}) = -24000+2.44*\text{T} \text{ NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER}$$

$$\text{L}(\text{LAVES\_C14,AL,CU:CU;0}) = -24000+2.44*\text{T} \text{ NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER}$$

### LAVES\_C15

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

2 SUBLATTICES, SITES 2: 1

CONSTITUENTS: AL,CU : AL,CU

$$\text{G}(\text{LAVES\_C15,AL:AL;0})- 3 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,AL;0}) = +15000+3*\text{GHSERAL}$$

NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

$$\text{G}(\text{LAVES\_C15,CU:AL;0})-\text{H298}(\text{FCC\_A1,AL;0})- 2 \text{ H298}(\text{FCC\_A1,CU;0}) = +15000$$

+2\*GHSERCU+GHSERAL  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 G(LAVES\_C15,AL:CU;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,CU;0) = +15000  
 +2\*GHSERAL+GHSERCU  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 G(LAVES\_C15,AL:CU;0)- 3 H298(FCC\_A1,AL;0) = +15000+3\*GHSERCU  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 L(LAVES\_C15,AL,AL;0) = -105000-1.615\*T  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 L(LAVES\_C15,AL,AL;0) = -105000-1.615\*T  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

LAVES\_C36

EXCESS MODEL IS REDLICH-KISTER\_MUGGIANU

2 SUBLATTICES, SITES 2: 1

CONSTITUENTS: AL, CU : AL, CU

G(LAVES\_C36,AL:AL;0)- 3 H298(FCC\_A1,AL;0) = +15000+3\*GHSERAL  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 G(LAVES\_C36,AL:AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0) = +15000  
 +2\*GHSERCU+GHSERAL  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 G(LAVES\_C36,AL:AL;0)- 2 H298(FCC\_A1,AL;0)-H298(FCC\_A1,AL;0) = +15000  
 +2\*GHSERAL+GHSERCU  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 G(LAVES\_C36,AL:AL;0)- 3 H298(FCC\_A1,AL;0) = +15000+3\*GHSERCU  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 L(LAVES\_C36,AL,AL;0) = -126169+14.61\*T  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER  
 L(LAVES\_C36,AL,AL;0) = -126169+14.61\*T  
 NO REFERENCE FOR THIS PARAMETER

LIST\_OF\_REFERENCES

NUMBER SOURCE

SYMBOL STATUS VALUE/FUNCTION

1 R 80000000 8.3145100E+00  
 2 RTLNP 20000000 +R\*T\*LN(1E-05\*P)  
 3 GBCCAL 20000000 +10083-4.813\*T+GHSERAL  
 4 GHSERCU 20000000  
 298.15<T< 1357.77: -7770.458+130.485235\*T-24.112392\*T\*LN(T)  
 -.00265684\*T\*\*2+1.29223E-07\*T\*\*3+52478\*T\*\*(-1)  
 1357.77<T< 3200.00: -13542.026+183.803828\*T-31.38\*T\*LN(T)  
 +3.64167E+29\*T\*\*(-9)  
 5 GHSERAL 20000000  
 298.15<T< 700.00: -7976.15+137.093038\*T-24.3671976\*T\*LN(T)  
 -.001884662\*T\*\*2-8.77664E-07\*T\*\*3+74092\*T\*\*(-1)  
 700.00<T< 933.47: -11276.24+223.048446\*T-38.5844296\*T\*LN(T)  
 +.018531982\*T\*\*2-5.764227E-06\*T\*\*3+74092\*T\*\*(-1)  
 933.47<T< 2900.00: -11278.378+188.684153\*T-31.748192\*T\*LN(T)  
 -1.230524E+28\*T\*\*(-9)  
 6 GHCPAL 20000000 +5481-1.8\*T+GHSERAL  
 7 GBCCCU 20000000 +4017-1.255\*T+GHSERCU  
 8 GLIQAL 20000000  
 298.15<T< 933.47: +11005.029-11.841867\*T+7.934E-20\*T\*\*7+GHSERAL  
 933.47<T< 6000.00: +10482.382-11.253974\*T+1.231E+28\*T\*\*(-9)+GHSERAL