

ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΙΑΣ

ΣΤΕΦ/ ΤΕΙ ΠΕΙΡΑΙΑ

«Μελέτη της μικροδομής και της

τριβολογικής συμπεριφοράς επιγομώσεων»

(Πτυχιακή εργασία)

Νικόλαος Γ. Χαϊδεμενόπουλος

A.M. 38898

Αθήνα, Ιούνιος 2013



Περίληψη

Η τεχνική της κλασσικής συγκόλλησης βολταϊκού τόξου χρησιμοποιήθηκε για τη δημιουργία μεταλλικών επιγομώσεων με βάση το σίδηρο, με σκοπό την αύξηση της διάρκειας ζωής σκαπτικών άκρων χωματοουργικών μηχανημάτων. Εξετάσθηκαν τρεις τύποι εναπόθεσης, διαφορετικών χημικών συστάσεων, και ίδιου πάχους ~5 mm.

Καταρχήν χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό Thermocalc[®], για την πρόβλεψη των θερμοδυναμικά σταθερών φάσεων που δημιουργούνται κατά το μετασχηματισμό του τήγματος σε στερεό (Στερεοποίηση), καθώς και κατά την απόψυξη του στερεοποιημένου από υψηλή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (Μετασχηματισμοί σε Στερεή Κατάσταση). Στους υπολογισμούς θεωρήθηκε ότι κατά την εναπόθεση μέρους του μετάλλου βάσης έφτασε επίσης, σε κατάσταση τήξης (10% αραίωση). Τα αποτελέσματα της υπολογιστικής προσέγγισης συγκρίθηκαν με τα εργαστηριακά ευρήματα της μεταλλογραφικής παρατήρησης και σκληρομέτρησης δοκιμών των επιγομώσεων, και βέθηκαν σε ικανοποιητική συμφωνία με αυτά.

Στη συνέχεια, για κάθε επιγώμωση έγιναν δυο σειρές τριβολογικών δοκιμών, προκειμένου να αξιολογηθεί η κατεργασιμότητά τους με κοπτικά άκρα συμβατικών εργαλειομηχανών, καθώς και η απόδοσή τους κατά τη εφαρμογή. Για τους λόγους αυτούς, χρησιμοποιήθηκαν δυο διατάξεις με χρήση διαφορετικών ανταγωνιστικών υλικών:

- Τριγωνικά κοπτικά άκρα με επικάλυψη $\text{TiN-Al}_2\text{O}_3$, που τυπικά χρησιμοποιούνται σε εργασίες τόννευσης, προσαρμόστηκαν σε τριβόμετρο τύπου στυλίσκου-δίσκου, για την προσομοίωση της συμπεριφοράς των επιγομώσεων σε φθορά εκτριβής κατά τη διάρκεια κοπής.
- Σφαίρες Si_3N_4 προσαρμόστηκαν σε διάταξη σφαίρας-δίσκου, για την προσομοίωση της απόδοσης των επιγομώσεων σε οιονεί πραγματικές συνθήκες χρήσης χωματοουργικής εκσκαφής.

Τέλος, τα αποτελέσματα των δοκιμών τριβής ολίσθησης, οι μετρήσεις του όγκου φθοράς και οι μηχανισμοί φθοράς που αναγνωρίστηκαν, χρησιμοποιήθηκαν για την επιλογή του καταλληλότερου υλικού επιγώμωσης για τη συγκεκριμένη εφαρμογή. Η επιλογή αφορούσε το βέλτιστο συνδυασμό των κρίσιμων κριτηρίων: απουσία ελαττωμάτων κρίσιμου μεγέθους, καλή κατεργασιμότητα και αυξημένη διάρκεια ζωής.

Abstract

Traditional arc welding was applied to create surface deposits onto carbon steel substrates used on the edges of excavation equipment in a quarry plant, in order to enhance their service lifetime. Three electrodes of different chemical composition were used to deposit ~5 mm-thick protective over-layers.

Prior to laboratory characterization of the surface-hardened samples, the Thermocalc[®] software was used to predict microstructure features that could be possibly present in the weld metal areas after solidification, taking into account a 10% dissolution of the base metal in the melting pool. The calculation results were compared to the experimental findings from optical microscopy observations and microhardness measurements and found to be in good agreement. Moreover, the width and the associated microstructure of the Heat Affected Zone were determined in all cases.

Subsequently two series of tribological tests were performed to estimate the machinability of these deposits when using conventional machine tool cutting edges, as well as their performance during service. To fulfill these aims, two types of counterbodies were used:

- TiN-Al₂O₃-coated triangular cutting edges, typically used for turning, were adapted to a pin-on-disc apparatus, in order to simulate the deposits' response in abrasive wear during cutting.
- Si₃N₄ spheres were adapted to a ball-on-disc device, in order to simulate the deposits' performance under quasi-real operating conditions of the excavating edge.

After friction testing, the wear volume and the wear mechanisms involved were correlated, in order to select the proper electrode for the given application, as the one presenting the optimum combination of the crucial criteria: absence of critical size defects, machinability and service lifetime.

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Η ανάπτυξη των σύγχρονων κοινωνιών δημιουργεί απαιτήσεις για διαρκή εξέλιξη της τεχνολογίας, προκειμένου αυτή να ικανοποιεί στο μέγιστο βαθμό αιτήματα σχετικά με τα χαρακτηριστικά ποιότητας και την ασφάλεια προϊόντων και μηχανών.

Στην ειδική περίπτωση της βελτιστοποίησης μηχανολογικών κατασκευών με κύριο στόχο την αύξηση της διάρκειας ασφαλούς χρήσης τους, ιδιαίτερη βαρύτητα δίνεται στην επιλογή των χρησιμοποιοούμενων υλικών, με έμφαση στις ιδιότητες της επιφάνειάς τους. Οι τελευταίες είναι εξαιρετικής σπουδαιότητας, διότι μέσω της επιφάνειας το υλικό της κατασκευής αλληλεπιδρά με το περιβάλλον λειτουργίας του.

Εχουν αναπτυχθεί, λοιπόν, μια σειρά τεχνικών με τις οποίες επιτυγχάνεται επιφανειακή μόνο ενίσχυση, κύρια μεταλλικών μερών. Οι συνθέςστερες από αυτές αφορούν την επιφανειακή εναπόθεση υλικού υψηλών ιδιοτήτων, -για τη συγκεκριμένη εφαρμογή,- υψηλότερων εκείνων του μεταλλικού τους υπόβαθρου. Παρότι, πρόκειται για τεχνικές που ήδη βρίσκουν εφαρμογές ευρύτατα, η εξέλιξη των διεργασιών/ τεχνολογιών εναπόθεσης και η σύνθεση υλικών υψηλότερης απόδοσης αποτελούν θέματα κεντρικού ερευνητικού και τεχνολογικού ενδιαφέροντος σε διεθνές επίπεδο.

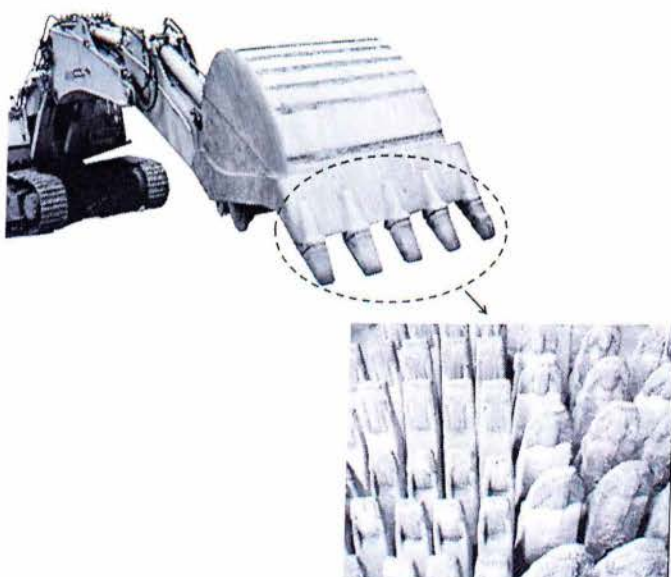
Μεταξύ των τεχνικών επιφανειακής ενίσχυσης, οι **Επιγομώσεις** προσελκύουν το ενδιαφέρον, επιπλέον, λόγω της χρήσης εξοπλισμού και υλικών σχετικά χαμηλού κόστους και των μικρών απαιτήσεων για προσωπικό με ειδική τεχνογνωσία. Στις εφαρμογές των επιγομώσεων χρησιμοποιούνται τεχνικές συγκόλλησης ή θερμικού ψεκασμού για την εναπόθεση υλικού στις φθαρμένες περιοχές και την αποκατάσταση της αρχικής γεωμετρίας, φαίνεται να ικανοποιούν τις απαιτήσεις για ενισχυμένες μηχανικές ιδιότητες με κύριο πεδίο εφαρμογής τριβικά συστήματα που λειτουργούν σε συνθήκες ισχυρής καταπόνησης: υψηλά φορτία και ταχύτητες, σε διαβρωτικό περιβάλλον. Για το λόγο αυτό, η έννοια της επιγόμωσης, σε σχέση με το γενικότερο όρο επικάλυψη, τείνει να υponοεί τη δημιουργία σημαντικού πάχους εναποθέσεων υλικών με υψηλή σκληρότητα, χαμηλό ρυθμό φθοράς ή/και χαμηλής χημικής δραστικότητας σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας. Ωστόσο, όπως όλες οι τεχνικές που συνίστανται στη σταδιακή στερεοποίηση μεταλλικών τηγμάτων, έτσι και η

επιγύμνωση έχει εγγενή μειονεκτήματα σχετιζόμενα με την εμφάνιση πόρων, ρωγμών και περιοχών μικροδιαφορισμού, γεγονός που καθιστά την επιλογή των:

- Βέλτιστων τιμών των παραμέτρων εναπόθεσης
- Υλικών επικάλυψης μεταλλικών υπόβαθρων, που θα λειτουργήσουν σε περιβάλλον δεδομένων συνθηκών
- Θερμικών κατεργασιών του επιφανειακού στρώματος, μετά την εναπόθεση

κεντρικά θέματα περαιτέρω σχετικής επιστημονικής και τεχνολογικής έρευνας..

Η παρούσα εργασία αφορά στη μελέτη της μικροδομής και της συμπεριφοράς σε συνθήκες τριβής ολίσθησης δύο μεταλλικών εναποθέσεων χυτοσιδήρου (υποευτηκτικής και υπερευτηκτικής σύστασης) και μιας μκτής εναπόθεσης καρβιδίων του βολφραμίου σε μήτρα χάλυβα. Η μεταλλογραφική παρατήρηση των εναποθέσεων, ο προσδιορισμός της κατανομής της μικροσκληρότητας και η συνεχής καταγραφή του συντελεστή τριβής επέτρεψαν τη συγκριτική αξιολόγησή τους, με κριτήρια την ελαχιστοποίηση ελαττωμάτων μικροδομής, τη μεγιστοποίηση της σκληρότητας και τη μείωση των συντελεστών τριβής και φθοράς. Τα παραπάνω κριτήρια διασφαλίζουν τη μεγιστοποίηση της κατεργασιμότητας καθώς και της απόδοσης επιγυμώσεων σκαπτικών άκρων μηχανημάτων που χρησιμοποιούνται σε χωματουργικές εργασίες, σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας, όπως αυτό του Σχήματος που ακολουθεί.



Επιγυμώσεις σκαπτικών άκρα μηχανημάτων χωματουργικών εργασιών

Η υλοποίηση της παρούσας πτυχιακής εργασίας πραγματοποιήθηκε κατά ένα μέρος στο Εργαστήριο Τριβολογίας του Τμήματος Μηχανολογίας, ΣΤΕΦ/ ΤΕΙ Πειραιά, και κατά ένα άλλο μέρος στο Εργαστήριο Υλικών, της Πολυτεχνικής Σχολής του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω την σύμβουλο καθηγήτρια μου Δρ. Ψυλλάκη Πανδώρα, για το πραγματικό ενδιαφέρον της και την πολύτιμη επιστημονική και προσωπική της βοήθεια, κατά την διάρκεια υλοποίησης της πτυχιακής.

Θερμές ευχαριστίες οφείλω στη εταιρία *Εργωνία Α.Ε.*, ειδικά στον κύριο *Γεράσιμο Μαρκέτο*, που επιμελήθηκε τόσο την προετοιμασία των επιγομώσεων σε βιομηχανικές συνθήκες, όσο και των πολύμηνων δοκιμών τους σε πραγματικές συνθήκες χρήσης.

Ειλικρινά ευχαριστώ τον Επικεφαλής και το προσωπικό του Εργαστηρίου Υλικών, Πανεπιστημίου Θεσσαλίας για τη διάθεση του εξοπλισμού του Εργαστηρίου και των λογισμικών που χρησιμοποιήθηκαν, καθώς και για την ενθάρρυνση και υποστήριξή τους, καθόλη τη διάρκεια υλοποίησης της εργασίας.

Τέλος, το μεγαλύτερο ευχαριστώ το οφείλω στον πατέρα μου Γρηγόρη, την οικογένεια και τους φίλους μου, για την συναισθηματική και οικονομική στήριξη που μου προσφέρουν.

1. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1 Τεχνικές δημιουργίας προστατευτικών επικαλύψεων.

Η προστασία επιφανειών μέσω μεταλλικών επικαλύψεων ή επιγομώσεων επιτυγχάνεται με σχετικά λεπτές στοιβάδες που εφαρμόζονται στην εκάστοτε επιφάνεια με διάφορους μεθόδους. Σε βιομηχανικές εφαρμογές, οι επιφανειακές κατεργασίες των υλικών έχουν ως κύριο σκοπό την προστασία της συνολικής κατασκευής έναντι:

- Φθοράς, που προκαλείται από την επαφή της επιφάνειας με τις επιφάνειες άλλων αντικειμένων.
- Διάβρωσης, όταν η επιφάνεια φέρεται σε υγρό περιβάλλον που δρα δυσμενώς επ' αυτής.
- Οξειδωσης, όταν η επιφάνεια υπόκειται σε ξηρό περιβάλλον με υψηλές θερμοκρασίες που ενεργοποιεί τη χημική δράση των οξειδωτικών αερίων.

Οι τεχνικές δημιουργίας επικαλύψεων (coatings) περιλαμβάνουν τις επιφανειακές εκείνες κατεργασίες κατά τις οποίες υλικό, διαφορετικής χημικής σύστασης από το μέταλλο βάσης, με ιδιότητες τις επιθυμητές ιδιότητες επιφάνειας του αντικειμένου που εναποτίθεται σχηματίζοντας επιπρόσθετο στρώμα, το οποίο καλείται επίστρωμα ή επικάλυψη. Σύμφωνα με την κατάσταση του υλικού, οι τεχνικές επικάλυψης χωρίζονται σε

- Αέρια κατάσταση (Φυσική εναπόθεση ατμών, Χημική εναπόθεση ατμών)
- Υγρή κατάσταση (Χημική εναπόθεση, Ηλεκτροχημική εναπόθεση, Εναπόθεση από κολλοειδή)
- Κατάσταση τήγματος (Επιγόμωση, Θερμικός Ψεκασμός)

Γενικά, οι τεχνικές εναπόθεσης ατμών χαρακτηρίζονται ως τεχνικές δημιουργίας επιστρωμάτων μικρού πάχους ($<5 \mu\text{m}$), ενώ οι τεχνικές επιγόμωσης και θερμικού ψεκασμού χρησιμοποιούνται για τη δημιουργία επιστρωμάτων μεγάλου πάχους ($>200 \mu\text{m}$). Όλες οι υπόλοιπες τεχνικές χρησιμοποιούνται για τη δημιουργία επικαλύψεων ενδιάμεσου πάχους ($20-80 \mu\text{m}$).

Στην παρούσα εργασία οι τεχνικές επικάλυψης βασίζονται σε κατάσταση τήγματος του υλικού και συγκεκριμένα στις επιγομώσεις[1].

1.1.2 Τεχνικές θερμικού ψεκασμού

Ο όρος **θερμικός ψεκασμός (Plasma spraying)** περιγράφει μια ομάδα κατεργασιών απόθεσης, κατά τις οποίες κεραμικά ή μεταλλικά σωματίδια, ή και το μίγμα τους, σε λεπτομερή διαμερισμό, διοχετεύονται σε ρεύμα αερίου υψηλής θερμοκρασίας και αποτίθενται στην προς επικάλυψη επιφάνεια σε κατάσταση πλήρους ή μερικής τήξης. Εκεί στερεοποιούνται ταχύτατα παρέχοντας το επιδιωκόμενο επίστρωμα. Το υλικό απόθεσης παρέχεται υπό μορφή σκόνης, σύρματος ή ράβδου απ' όπου εξάγονται τα προς απόθεση σωματίδια. Ανάλογα με την πηγή θερμότητας που χρησιμοποιείται, οι τεχνικές θερμικού ψεκασμού διακρίνονται σε τέσσερις κατηγορίες[2]:

- Ψεκασμός με χρήση φλόγας (combustion flame spraying)
- Ψεκασμός με δημιουργία ηλεκτρικού τόξου (arc wire spraying)
- Ψεκασμός υψηλής ταχύτητας με χρήση φλόγα καύσης (HVOF)
- Ψεκασμός με χρήση πλάσματος (Plasma spraying)

1.1.3 Τεχνικές των επιγομώσεων

Επιγόμωση(hardfacing):Είναι η εφαρμογή υλικών ανθεκτικών σε φθορά σε μεταλλικές επιφάνειες με την μέθοδο της συγκόλλησης(weld overlay) ή του θερμικού ψεκασμού. Τα υλικά που εμπίπτουν στο weld overlay ταξινομούνται σε 5 κατηγορίες:

- Αναγομώσεις(build-up)
- Αντιτριβικά κράματα για επαφή μέταλλο/μέταλλο(M/M)
- Αντιτριβικά κράματα για επαφή μέταλλο/έδαφος(M/E)
- Καρβίδια βολφραμίου(WC)
- Μη σιδηρούχα κράματα

Οι αναγομώσεις είναι συνήθως υψηλά κραματωμένοι χάλυβες και δεν σχεδιάζονται για αντιτριβικές χρήσεις αλλά να επιστρέψουν ένα ήδη φθαρμένο μηχανολογικό στοιχείο στις αρχικές διαστάσεις.

Οι επιγομώσεις metal to metal: Πρόκειται για επιγομώσεις που αφορούν μαρτενσιτικούς χάλυβες υψηλής εμβαιπτότητας (βαφή στον αέρα). Οι κύριοι λειτουργοί αντιτριβικών επιγομώσεων (M/E) ή WC είναι η αντίσταση στην φθορά εκτριβής (abrasion).

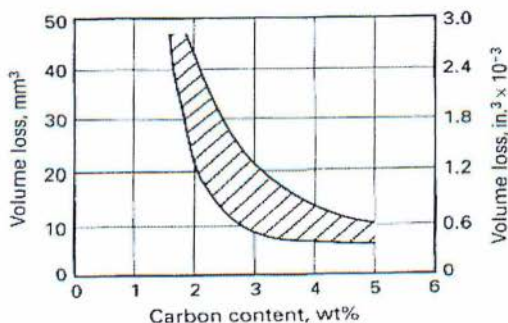
Τα M/E είναι κράματα με υψηλά ποσοστά χρωμίου στα οποία σχηματίζονται καρβίδια του χρωμίου κατά την στερεοποίηση. Αυτά τα κράματα έχουν αντίσταση σε φθορά ολίσθησης (sliding) και σε κρούση (crushing) που αντιστοιχούν σε φθορά κάτω υπό πιο ήπιες συνθήκες.

Τα WC είναι στην ουσία σύνθετα υλικά και αποτελούνται από διακριτά σωματίδια WC τα οποία μεταφέρονται στην λίμνη συγκόλλησης και ενσωματώνονται στην μήτρα από την στερεοποίηση του σωλήνα του ηλεκτροδίου, σε αντίθεση με τα M/E τα WC χρησιμοποιούνται σε συνθήκες που είναι πολύ διαβρωτικές για τα σιδηρούχα.

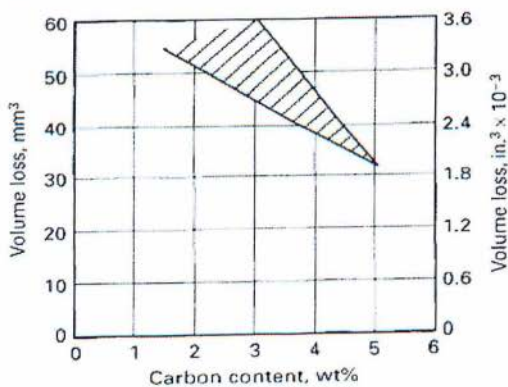
Αντιτριβικά κράματα για επαφή μέταλλο/έδαφος: Σε αυτές τις επιγομώσεις ο άνθρακας κειμένεται μεταξύ 2-6% κ.β και το χρώμιο περίπου από 6-35% κ.β. Άλλα πιθανά κραματικά στοιχεία που μπορεί να περιέχουν τα M/E είναι το πυρίτιο, μολυβδαίνιο και το μαγνήσιο. Το πιο σημαντικό από μικροδομικής άποψης στα M/E είναι το καρβίδιο M_7C_3 που σχηματίζεται κατά την στερεοποίηση και περιέχει κυρίως χρώμιο και μολυβδαίνιο. Η μήτρα γύρω από αυτό το καρβίδιο μπορεί να είναι ωστενιτική, περλιτική ή μαρτενσιτική. Γενικώς τα ωστενιτικά κράματα βασίζονται στο μαγνήσιο για την παραμονή του. Η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι καλή ένδειξη για την αντιτριβική αντίσταση για τα M/E απεικονίζοντας αυτό το γεγονός στο *σχήμα 1.1*. Σε υψηλά επίπεδα άνθρακα και χρωμίου η μικροδομή είναι υπερευκτική στην οποία περιέχονται καρβίδια εξαγωνικού σχήματος. Στα χαμηλά επίπεδα η μικροδομή είναι υποευκτική.

Για να πραγματοποιηθεί μια επιγώμωση με επιτυχία θα πρέπει να ληφθούν υπόψη οι παρακάτω συνθήκες και παράμετροι οι οποίοι είναι:

- Αραίωση συγκόλλησης
- Απόκλιση του βολταϊκού τόξου
- Ρυθμός ψήξης



(a)



(b)

Σχήμα 1.1. Διαγράμματα απόλειας όγκου και περιεκτικότητα σε άνθρακα για αντιτριβικά κράματα για επαφή μέταλλο/έδαφος με υψηλό ποσοστό χρωμίου (a) Συνθήκες χαμηλής τάσης (b) Συνθήκες υψηλής τάσης.

Καρβίδια βολφραμίου(WC): Σε αντίθεση με άλλες επιγομώσεις με την μέθοδο της συγκόλλησης, τα WC δεν βασίζονται στην στερεοποίηση για την δημιουργία σκληρών φάσεων άλλα από την μεταφορά των WC κατά την κατεργασία της συγκόλλησης στο υλικό. Είναι σημαντικό να περιορίζεται η θερμοκρασία της συγκόλλησης για να αποφευχθεί η τήξη των WC, αν τα WC λιώσουν θα αραιωθούν με το μέταλλο βάσης και θα έχει ως αποτέλεσμα να δημιουργηθούν πιο μαλακά καρβίδια σιδήρου-βολφραμίου και θα μειωθεί η αντιτριβική αντίσταση. Για αυτόν τον λόγο η μέθοδος συγκόλλησης με οξυγόνο αποδίδει περισσότερο στην αντιτριβική αντίσταση από τις συγκολλήσεις τόξου κατά την μεταφορά των WC. Τα WC κατασκευάζονται με λιώσιμο βολφραμίου και άνθρακα σε καλούπι γραφίτη. Κατά την διάρκεια της ψύξης αναμεγνύονται οι 2 φάσεις WC και W₂C, μετά από σφυρηλάτηση και επιλογή μεγέθους παράγονται σε σωλήνα που περιβάλετε από χάλυβα(ηλεκτρόδιο). Τα

πιο δημοφιλής ηλεκτρόδια WC είναι με 38,50,55 και 60% κ.β WC, μαζί με το περίβλημα χάλυβα επικρατεί ισορροπία.

Τα WC γενικά έχουν υψηλή αντιτριβική αντίσταση και χαμηλή αντοχή στην κρούση, αυτή η απόδοση εξαρτάται απο:

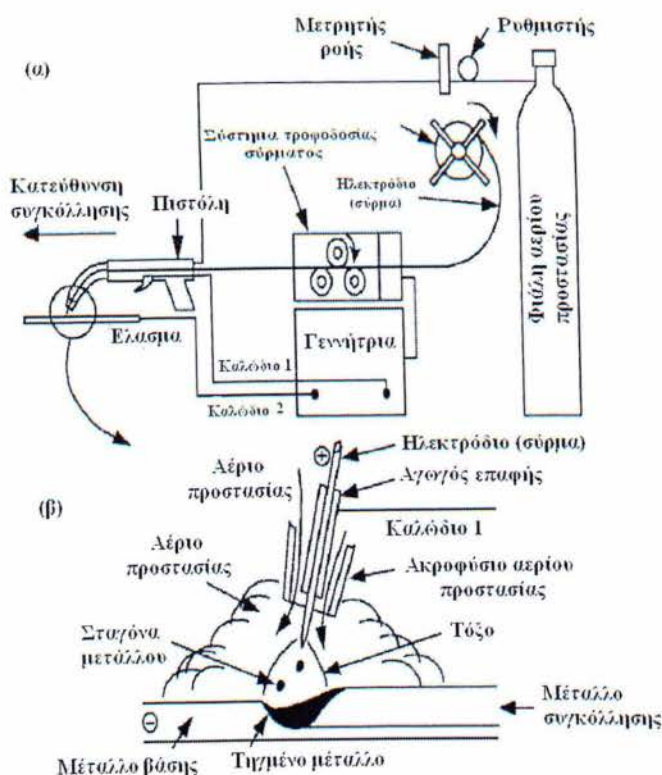
- Μέγεθος καρβιδίου
- Μέθοδος συγκόλλησης
- Σχέση μεγέθους μεταξύ καρβιδίου και αντιτριβής

1.2 Τεχνικές συγκόλλησης

1.2.1 Συγκόλληση με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (Gas Metal ArcWelding, GMAW)

Η συγκόλληση με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (GMAW), είναι μια μέθοδος όπου η απαιτούμενη θερμότητα προέρχεται από ένα τόξο που σχηματίζεται μεταξύ ενός συνεχώς τηκόμενου ηλεκτροδίου (σύρμα χωρίς επένδυση) και του προς συγκόλληση μετάλλου (Σχήμα 1.2). Η προστασία (του τόξου και του τηγμένου μετάλλου της συγκόλλησης) επιτυγχάνεται συνήθως με τη χρησιμοποίηση αδρανών αερίων όπως το αργό και το ήλιο, γι' αυτό η μέθοδος GMAW ονομάζεται και MIG (Metal-Inert Gas). Όμως, επειδή χρησιμοποιούνται και μη αδρανή αέρια, ιδιαίτερα το CO₂, το όνομα GMAW φαίνεται να είναι το πιο κατάλληλο.

Η μέθοδος GMAW χρησιμοποιείται ευρύτατα στη συγκόλληση κραμάτων αλουμινίου. Η ανάστροφη πολικότητα, σε αντίθεση με τη GTAW, χρησιμοποιείται για την επίτευξη σταθερού τόξου, ομαλής μεταφοράς μετάλλου χωρίς απώλειες ή εκτινάξεις (spatter) και καλής διεύθυνσης της συγκόλλησης. Με ορθή πολικότητα ή με εναλλασσόμενο ρεύμα η μεταφορά μετάλλου είναι ασταθής.



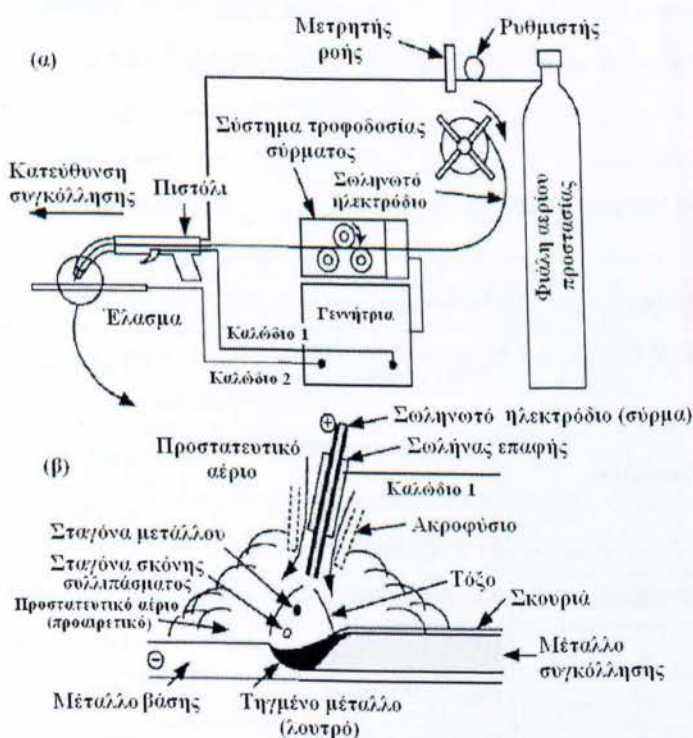
Σχήμα 1.2. Συγκόλληση με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου: (α) συνολική διαδικασία, (β) μεγέθυνση της περιοχής συγκόλλησης.

1.2.2 Συγκόλληση με χρήση σωληνωτών ηλεκτροδίων (Flux-Core Arc Welding, FCAW)

Η συγκόλληση με χρήση σωληνωτών ηλεκτροδίων (FCAW) είναι παρόμοια με τη GMAW, όπως φαίνεται στο (σχήμα 1.3). Όμως, το σωληνωτό ηλεκτρόδιο (σύρμα) περιέχει στον πυρήνα του συλλίπασμα (flux) και δεν είναι συμπαγές όπως και στη GMAW. Δηλαδή το ηλεκτρόδιο είναι ένας μεταλλικός σωλήνας ο οποίος περιέχει τη σκόνη συλλιπάσματος και ενδεχομένως κραματικές προσμίξεις και αποξειδωτικά σιδηροκράματα. Ο ρόλος της σκόνης (flux) είναι παρόμοιος με εκείνο του συλλιπάσματος των επενδεδυμένων ηλεκτροδίων της συγκόλλησης SMAW, δηλαδή η δημιουργία ενός στρώματος σκουριάς πάνω από το λουτρό και η προστασία από την απορρόφηση οξυγόνου και αζώτου από τον αέρα.

Η χρήση πρόσθετου αερίου προστασίας είναι προαιρετική. Έτσι υπάρχουν δύο είδη συγκόλλησης FCAW:

- Με προστατευτική ατμόσφαιρα αερίου:** Η μέθοδος χρησιμοποιείται κυρίως για τη συγκόλληση τεμαχίων χάλυβα μέσου και μεγάλου πάχους σε όλες τις θέσεις. Ο εξοπλισμός της είναι όμοιος με αυτόν που χρησιμοποιείται στη μέθοδο GMAW. Ως ελαφρά πλεονεκτήματα έναντι της μεθόδου GMAW θεωρούνται η μικρότερη ευαισθησία έναντι της παρουσίας οξειδωσης και ακαθαρσιών στα μέταλλα που συγκολλούνται και ότι είναι λιγότερο ευαίσθητη στην παρουσία ρευμάτων αέρα.
- Χωρίς αέριο προστασίας:** Η τεχνική αυτή είναι όμοια με την προηγούμενη, με τη διαφορά ότι τα σωληνωτά ηλεκτροδία περιέχουν μεγαλύτερη ποσότητα συλλιπάσματος, ώστε η σκουριά να επαρκεί για την προστασία της συγκόλλησης, χωρίς να χρειάζεται επιπλέον προστατευτική ατμόσφαιρα αερίου. Βασικό πλεονέκτημα έναντι της μεθόδου GMAW είναι ότι δεν επηρεάζεται από την παρουσία ρευμάτων αέρα.



Σχήμα 1.3. Συγκόλληση με χρήση σωληνωτών ηλεκτροδίων (FCAW): (α) συνολική διαδικασία, (β) μεγέθυνση της περιοχής συγκόλλησης

1.2.3 Σύγκριση της συγκόλλησης FCAW με τη συγκόλληση GMAW

Η συγκόλληση FCAW είναι μία εξέλιξη της GMAW. Με αυτήν επιτυγχάνονται ορισμένες βελτιώσεις, αλλά η GMAW εξακολουθεί να υπερέχει σε αρκετά σημεία, όπως π.χ. στην ικανότητά της να εκτελεί συγκολλήσεις ελασμάτων πολύ μικρού πάχους και στο ότι δεν παράγει πολλές αναθυμιάσεις. Ο (Πίνακας 1.1) δείχνει μία σύγκριση μεταξύ των δύο μεθόδων, προκειμένου να επιλεγεί η πλέον κατάλληλη.

Όπως γίνεται φανερό, η GMAW, σε γενικές γραμμές, παρουσιάζει υπεροχή έναντι της FCAW, αλλά το πλεονέκτημα της δεύτερης είναι ότι με το κατάλληλο σύρμα δεν επηρεάζεται από τα ρεύματα αέρα και γι' αυτό είναι σε θέση, να εκτελέσει και υπαίθριες συγκολλήσεις, κάτι που για τη GMAW είναι πολύ δύσκολο. Ακόμη, φαίνεται η δυσκολία με την οποία η GMAW μπορεί να κολλήσει ελάσματα μεγάλου πάχους με τη μέθοδο βραχυκυκλωμένου τόξου (η οποία συνήθως χρησιμοποιείται σε ανθρακούχους και ελαφρά κραματωμένους χάλυβες), λόγω του κινδύνου να μη γίνει καλή τήξη.

Πίνακας 1.1 Σύγκριση της FCAW με την GMAW

Σημείο σύγκρισης	GMAW	FCAW
Συγκόλληση λεπτών ελασμάτων	Από 0,6 mm	Από 1 mm
Συγκόλληση ελασμάτων λεπτού πάχους	Χρειάζεται προσοχή σε πάχη > 0,6 mm (με βραχυκυκλωμένο τόξο)	Δεν αντιμετωπίζεται κανένα πρόβλημα
Εμφάνιση της ραφής	Καλή εμφάνιση	Μέτρια εμφάνιση
Εκτινάξεις	Λίγες	Πολλές
Αναθυμιάσεις	Περιορισμένες	Πάρα πολλές
Προστασία της ραφής	Πολύ καλή	Άριστη
Ευκολία εκμάθησης χειρισμού	Πολύ εύκολη	Χρειάζεται εξάσκηση και πείρα
Τήρηση αποθήκης αναλώσιμων	Απαιτούνται ελάχιστα είδη συρμάτων	Χρειάζονται αρκετά σύρματα
Προετοιμασία επιφάνειας	Απαιτείται να είναι καλή	Ελάχιστη προετοιμασία
Ευαισθησία σε ρεύματα αέρα	Πολύ μεγάλη	Μικρή
Υπαίθρια συγκόλληση	Μόνο με άπνοια	Ναι, με το κατάλληλο σύρμα

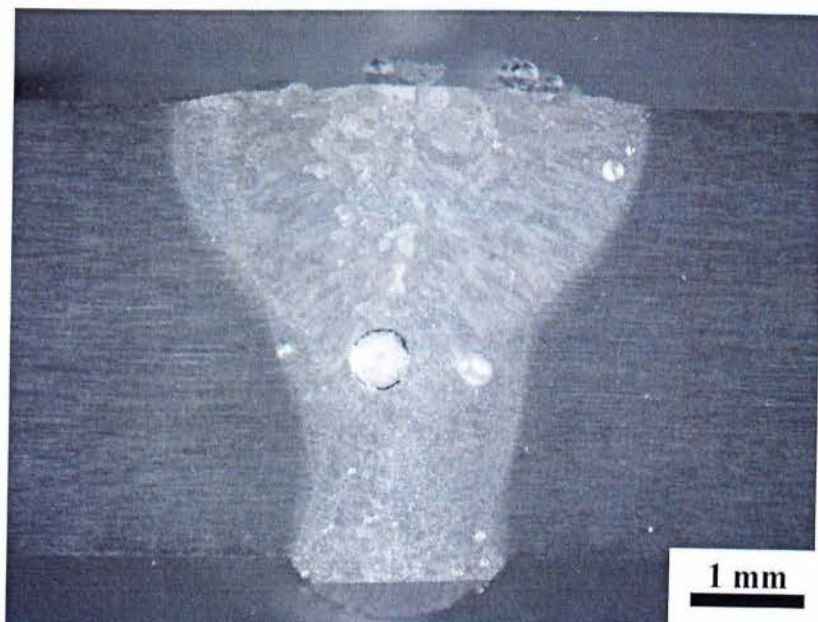
Ανάγκη ακρίβειας στην ρύθμιση των παραμέτρων ηλεκτροσυγκόλλησης	Όχι ιδιαίτερη, τα μικρά λάθη δεν έχουν δυσμενείς επιπτώσεις	Χρειάζεται σχετική ακρίβεια στη ρύθμισή της
---	---	--

1.3 Ασυνέχειες συγκολλήσεων

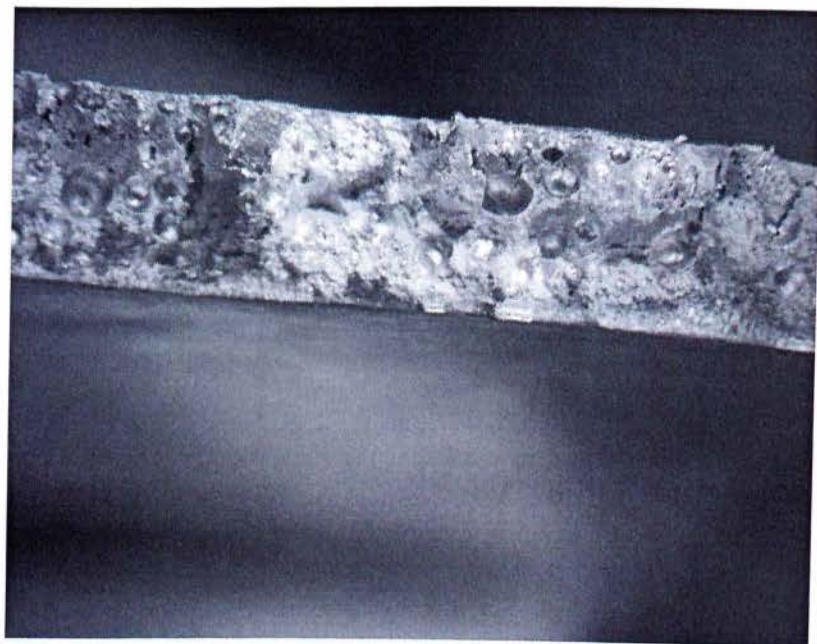
Οι ασυνέχειες των συγκολλήσεων διακρίνονται σε αυτές που οφείλονται στην κατεργασία της συγκόλλησης και στις μεταλλουργικές ασυνέχειες. Οι κυριότερες ασυνέχειες που σχετίζονται με την κατεργασία συγκόλλησης είναι οι εξής:

Πορώδες (porosity). Οι πόροι οφείλονται στην παγίδευση αερίων κατά την διάρκεια της στερεοποίησης του μετάλλου συγκόλλησης. Η υγρασία στο βασικό ή το πρόσθετο μέταλλο (filler metal) και ο ανεπαρκής καθαρισμός πριν την συγκόλληση συμβάλλουν στην δημιουργία πορώδους. Οι πόροι μπορεί να είναι ομοιόμορφα κατανεμημένοι στο μέταλλο συγκόλλησης, να σχηματίζουν ομάδες ή γραμμές. Μπορεί να έχουν σχήμα σφαιρικό, οβάλ, με ή χωρίς γωνίες και μπορεί να συγκεντρώνονται σε μέρη όπως στη ρίζα (weld root) ή στον πόδα της συγκόλλησης (weld toe). Στο Σχ. 1.4 φαίνεται μεταλλογραφία συγκόλλησης αλουμινίου με παρουσία πόρων στο μέταλλο συγκόλλησης. Εδώ πρέπει να τονίσουμε ότι οι συγκολλήσεις αλουμινίου είναι επιρρεπείς στον σχηματισμό πορώδους. Στο Σχ.8.2β φαίνεται επιφάνεια θραύσης από δοκίμιο εφελκυσμού της ίδιας συγκόλλησης. Είναι φανερό ότι οι πόροι καταλαμβάνουν μεγάλο μέρος της διατομής και επομένως είχαν αρνητική επίδραση στην αντοχή της συγκόλλησης.

Εγκλείσματα σκωρίας (slag inclusions). Αφορά κυρίως στις συγκολλήσεις με επικαλυμμένα ηλεκτρόδια (SMAW) η βυθισμένο τόξο (SAW), όπου χρησιμοποιείται κάποιου είδους σκωρία για την προστασία της συγκόλλησης. Τα εγκλείσματα παρουσιάζονται κυρίως στην επιφάνεια και την ρίζα ή μεταξύ των ραφών σε συγκολλήσεις πολλαπλών πάσων.



Σχήμα 1.4. Πορώδες στο μέταλλο συγκόλλησης σε αλουμίνιο

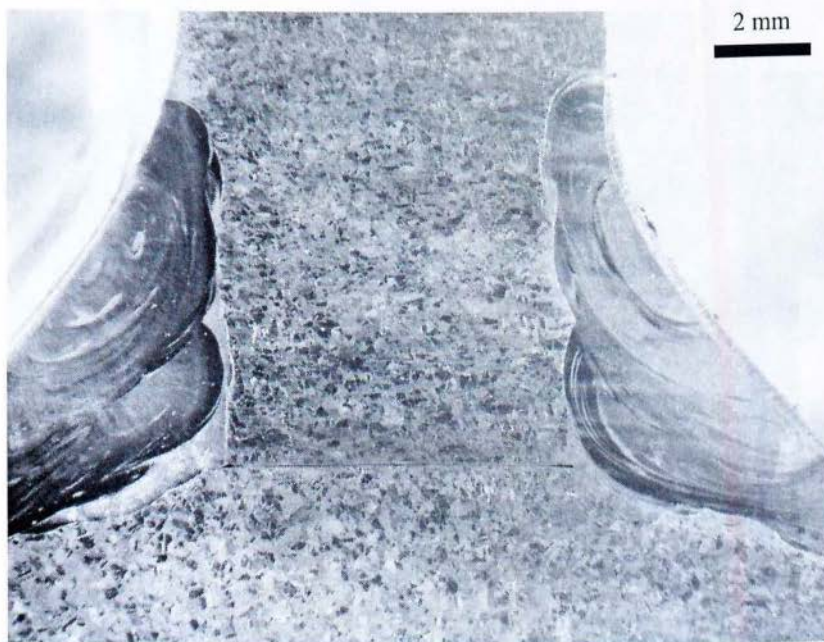


Σχήμα 1.5. Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού της ίδιας συγκόλλησης

Ατελής τήξη (Lack of Fusion). Αφορά στην ατελή τήξη του βασικού μετάλλου και εμφανίζεται συνήθως στις πλευρικές επιφάνειες του μετάλλου συγκόλλησης. Η ατελής τήξη

προκύπτει από κακό χειρισμό του ηλεκτροδίου ή από ακατάλληλες συνθήκες συγκόλλησης, όπως μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης, ανεπαρκής ένταση ρεύματος και ανεπαρκής προετοιμασία ακμών.

Ατελής διείσδυση (Lack of Penetration). Αφορά στην ανεπαρκή σχηματισμό του μετάλλου συγκόλλησης σε όλο το διαθέσιμο πάχος ελάσματος. Στις συγκολλήσεις συμβολής ενός πάσου εμφανίζεται συνήθως στη ρίζα της συγκόλλησης. Στις συγκολλήσεις συμβολής με διπλό V εμφανίζεται μεταξύ των πάσων. Η ατελής διείσδυση προκύπτει από κακό χειρισμό του ηλεκτροδίου ή από ακατάλληλες συνθήκες συγκόλλησης, όπως μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης, ανεπαρκής ένταση ρεύματος, καθώς και από παρουσία επιφανειακών οξειδίων που παρεμποδίζει την τήξη του βασικού μετάλλου. Στο Σχήμα 1.6 φαίνεται μεταλλογραφία από συγκόλληση ελάσματος σε αυλό με ατελή διείσδυση.



Σχήμα 1.6 Ατελής διείσδυση, μεταλλογραφία συγκόλλησης ελάσματος/αυλού

Υποκοπή (Undercut). Γεωμετρική ασυνέχεια με την μορφή εγχοπής που έχει σχηματιστεί με τήξη του βασικού μετάλλου και δεν γέμισε με μέταλλο συγκόλλησης. Η υποκοπή εμφανίζεται στον πόδα (toe) ή την ρίζα της συγκόλλησης. Στο Σχήμα 1.7. φαίνεται υποκοπή στη ρίζα μιας διμεταλλικής συγκόλλησης απλού ανθρακοχάλυβα σε πυρίμαχο χάλυβα.

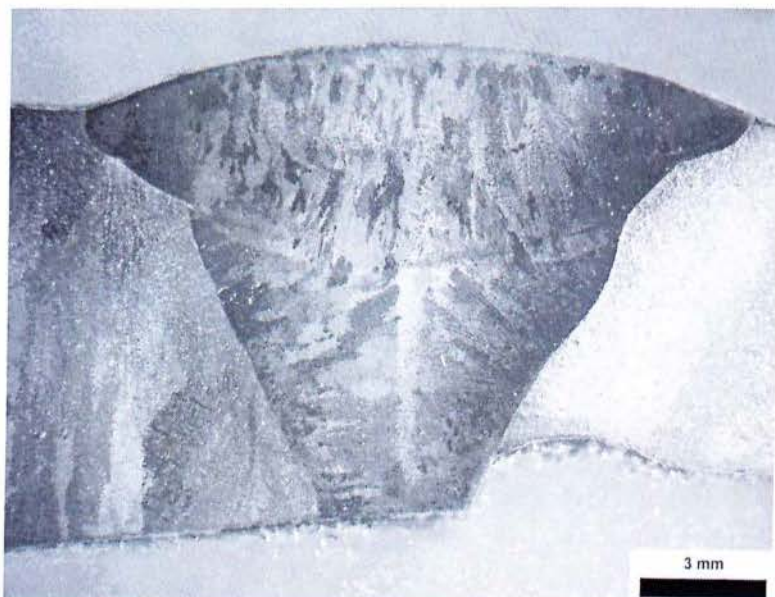
Υποπλήρωση (Underfill). Πρόκειται για μια εντύπωση στο πρόσωπο ή στην ρίζα της συγκόλλησης σε ένα επίπεδο κάτω από την επιφάνεια του βασικού μετάλλου.

Επικάλυψη (Overlap). Πρόκειται για επέκταση του μετάλλου συγκόλλησης πέρα από τον πόδα ή την ρίζα της συγκόλλησης.

Κρατήρας (Crater). Πρόκειται για εντύπωση στον τερματισμό μιας ραφής. Κρατήρες επίσης εμφανίζονται πάνω στο μέταλλο συγκόλλησης.

Εγκάρσιες ρωγμές στο μέταλλο συγκόλλησης (Transverse cracks, Weld Metal). Μπορεί να οφείλονται σε θερμή ρηγμάτωση (περικρυσταλλικές) ή σε τάσεις που υπερβαίνουν την αντοχή του μετάλλου συγκόλλησης (διακρυσταλλικές).

Εγκάρσιες ρωγμές στην ΘΕΖ (Transverse Cracks, HAZ). Οφείλονται σε ψυχρή ρηγμάτωση, δηλαδή σε συνδυασμό υψηλών παραμενουσών τάσεων, υψηλής σκληρότητας της ΘΕΖ και παρουσία υδρογόνου (ψαθυροποίηση υδρογόνου).



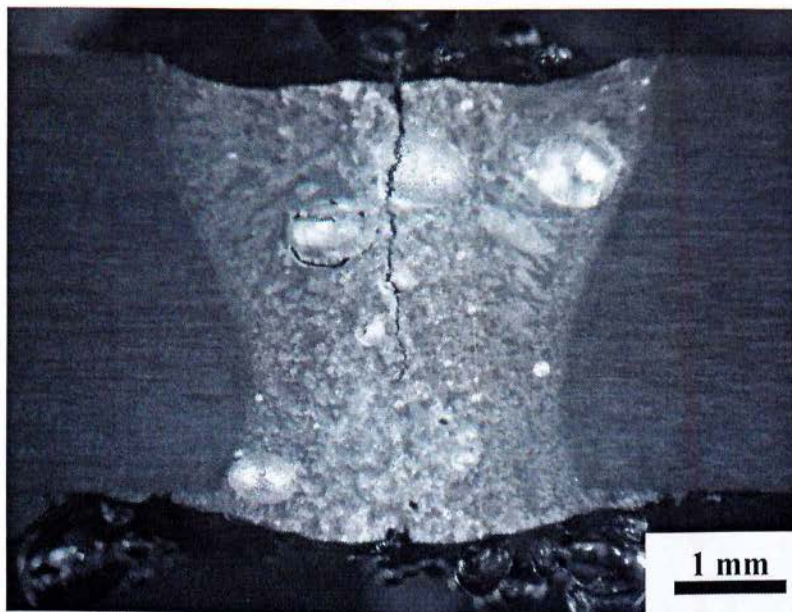
Σχήμα 1.7. Υποκοπή στη ρίζα συγκόλλησης συμβολής

Εξωράφειες ρωγμές (Underbead cracks). Ίδια αίτια με το προηγούμενο, μόνο που ακολουθούν την περίμετρο της ΘΕΖ.

Διαμήκεις ρωγμές στο μέταλλο συγκόλλησης (Longitudinal cracks). Οφείλονται κυρίως σε θερμή ρηγμάτωση. Εμφανίζονται στο πρόσωπο ή στην ρίζα της συγκόλλησης. Στο Σχήμα 1.8. φαίνεται διαμήκης ρωγμή στο μέταλλο συγκόλλησης σε συγκόλληση αλουμινίου.

Ρωγμές στον πόδα ή στην ρίζα (toe or root cracks). Οφείλονται στις υψηλές παραμένουσες τάσεις και στην συγκέντρωση τάσεων λόγω της γεωμετρικής εγχοπής στον πόδα ή στην ρίζα της συγκόλλησης.

Διαστρωματική ρηγμάτωση (Lamellar Tearing). Εμφανίζεται κυρίως σε αυχενικές συγκολλήσεις τύπου T με συγκόλληση και από τις δύο πλευρές. Η ρηγμάτωση συμβαίνει σε επίπεδα παράλληλα με το επίπεδο έλασης στην ΘΕΖ της συγκόλλησης.



Σχήμα 1.8. Διαμήκης ρωγμή στο μέταλλο συγκόλλησης

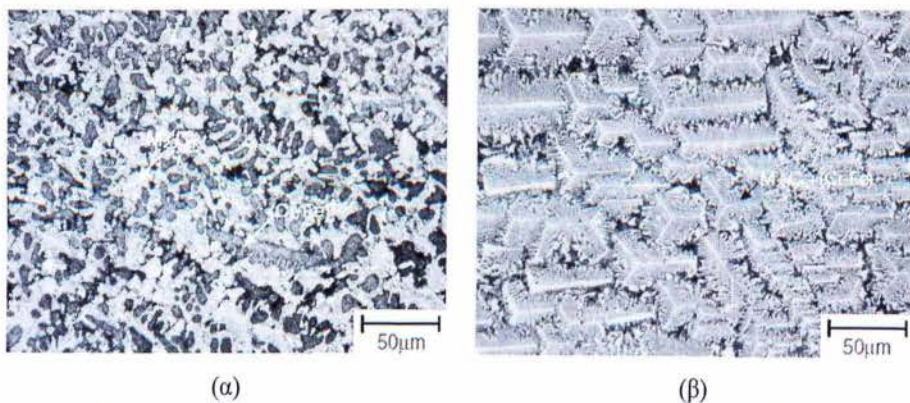
1.3 Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Τα τελευταία χρόνια έχουν πραγματοποιηθεί πολλές μελέτες για κράματα Fe-Cr-C όπου χρησιμοποιούνται σε συνθήκες υπό υψηλές φθορές εκτριβής ή τριβοδιάβρωσης. Υλικά τα οποία έχουν υψηλό κλάσμα όγκου από σκληρά καρβίδια καθώς και σκληρή μήτρα παρουσιάζουν εξαιρετική αντίσταση σε τέτοιου είδους φθορές.

Διάφορες έρευνες έχουν δείξει ότι η μικροδομή των κραμάτων Fe-Cr-C μπορεί να αποτελείται από υποευτηκτική, ευτηκτική ή υπereυτηκτική δομή. Επίσης επιγομώσεις Fe-Cr-C με υψηλό ποσοστό σε χρώμιο χρησιμοποιούνται εμπορικός για συνθήκες υψηλής φθοράς όπου παρουσιάζουν πολλά και μεγάλα καρβίδια $M_{23}C_6$ στην μικροδομή, αυτές οι επιγομώσεις μπορούν να χαρακτηριστούν ως σύνθετες με μεγάλα και σκληρά καρβίδια μέσα σε πιο μαλακή μήτρα Cr-Fe [1].

Όπως προϋπόθηκε και παραπάνω τέτοιου είδους επιγομώσεις μπορούν να παρουσιάσουν προευτηκτική, ευτηκτική ή υπereυτηκτική μικροδομή, έχει αποδειχθεί ότι όσο αυξάνεται το ποσοστό σε χρωμίου και άνθρακα στην χημική σύστασή τους, τόσο αυξάνεται και το κλάσμα όγκου του καρβιδίου $(Cr,Fe)_{7}C_3$ με αποτέλεσμα να μειωθεί το αντίστοιχο κλάσμα όγκου του οστενίτη και παράλληλα να αυξηθεί η σκληρότητα [2].

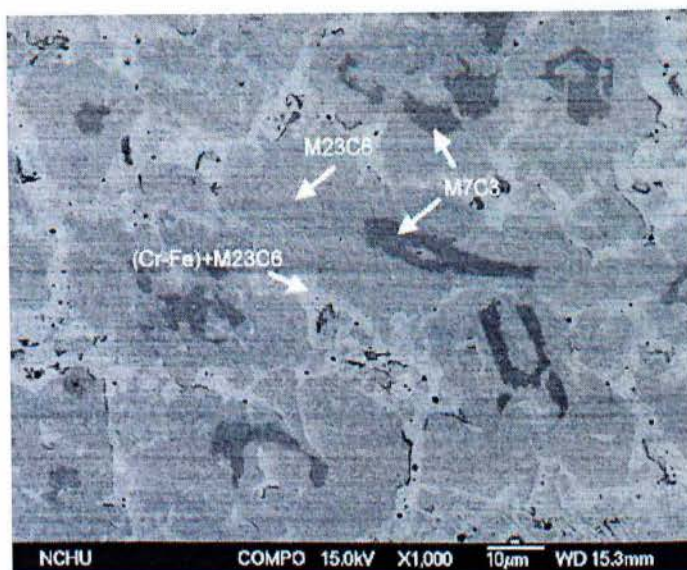
Έρευνες που διεξάχθηκαν για **υποευτηκτικά και ευτηκτικά** κράματα έδειξαν ότι η μικροδομή τους αποτελείται από καρβίδια του χρωμίου $(Cr-Fe)_{23}C_6$, στην υποευτηκτική δομή αυτά τα καρβίδια είναι λαμελοειδή μορφή ενώ αντίστοιχα στην ευτηκτική δομή είναι σε μορφή ισο-αξονικών δενδρίτων (Σχήμα 3.2.) [1].



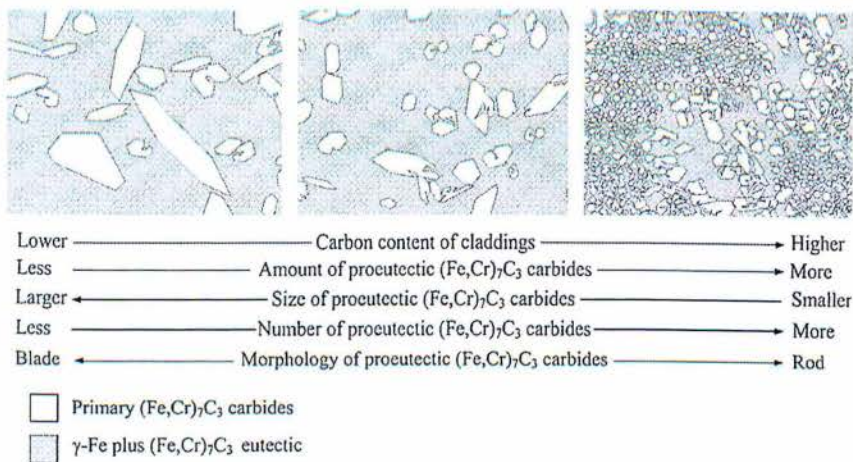
Σχήμα 3.2. Υποευτηκτική και ευτηκτική μικροδομή: (α) Λαμελοειδής μορφή (β) Ισο-αξονικοί δενδρίτες.

Προηγούμενες μελέτες **υπερευτηκτικών** κραμάτων έδειξαν ότι η μικροδομή τους αποτελείται από τρεις φάσεις, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, α και ίχνη από $(Cr,Fe)_{7}C_3$ καλυμμένα από $(Cr,Fe)_{23}C_6$ (Σχήμα 3.3.) [1]. Σε άλλες μελέτες παρατηρήθηκε η μικροδομή των επιγομώσεων να αποτελείται από πρωτογενή καρβίδια $(Cr,Fe)_{7}C_3$ και ευτηκτικό μίγμα $[\gamma-Fe + (Cr,Fe)_{7}C_3]$ καθώς επίσης και ότι η αύξηση του άνθρακα στην χημική σύσταση συμβάλει στην αύξηση των πρωτογενή καρβιδίων $(Cr,Fe)_{7}C_3$ (Σχήμα 3.4.) άλλα και στην

αντίσταση σε διάβρωση [3-4]. Η μορφολογία των καρβιδίων σε αρχική φάση είν πλακίδια με σκληρότητα 1100-1120 Hv, αυξάνοντας όμως και πάλι τον άνθρακα στη σύσταση τα καρβίδια αποκτάνε ραβδοειδή μορφή με σκληρότητα 1300-1350 H_v. ευτηκτική περιοχή η σκληρότητα είναι 750-800 Hv (Πίνακας 3.2.) [4-5].



Σχήμα 3.3. Υπερευτηκτική μικροδομή



Σχήμα 3.4. Μετασχηματισμοί μικροδομής των επιγομώσεων για διαφορετικά ποσοστά άνθρακα

Πίνακας 3.2. Μικροσκληρότητα πρωτογενή καρβιδίων $(Cr,Fe)_7C_3$ και ευτηκτικής περιοχής.

Cladding	Hardness (HV)		
	Primary $(Cr,Fe)_7C_3$ carbides		Eutectic colony
	Blade like	Rod like	
A	1109 ± 21	1324 ± 26	794 ± 36
B	-	1325 ± 17	792 ± 27
C	-	1371 ± 13	797 ± 31

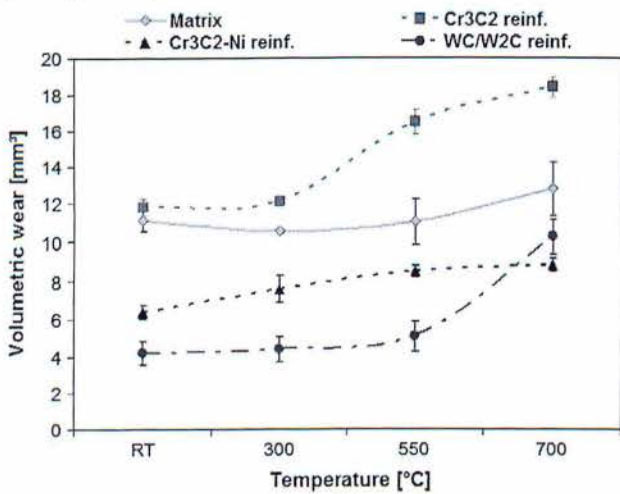
Ο Πίνακας 3.3 συγκεντρώνει τις παραπάνω πληροφορίες που αφορούν την επίδραση των κραματικών στοιχείων στην έκταση του ωστενιτικού πεδίου, τον διαφορισμό τους στο φερρίτη ή στο καρβίδιο κατά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη, τον σχηματισμό καρβιδίων και νιτριδίων στους χάλυβες και την συμμετοχή τους σε σύνθετα καρβίδια[6].

Πίνακας 3.3. Επίδραση κραματικών στοιχείων στο ωστενιτικό πεδίο και στο σχηματισμό καρβιδίων και νιτριδίων

Ωστενιτικό πεδίο		Διαφορισμός κατά την $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	Σχηματισμός Καρβιδίων	Σχηματισμός Νιτρίδιων	Μικτά Καρβίδια
Ni	Ανοικτό, σταθεροποιητής- γ	Φερρίτης	-	-	-
Mn	Ανοικτό, σταθεροποιητής- γ	Φερ./Σεμ.	-		M_{23}C_6 , M_{23}C_6
Si	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερρίτης	-		
Al	Κλειστό, σταθεροποιητής- α		-		
Be	Κλειστό, σταθεροποιητής- α		-		
P	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερρίτης	-		
V	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερ./Σεμ./Καρβ.	VC_x	VN	M_{23}C_6
Cr	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερ./Σεμ./Καρβ.	Cr_{23}C_6 Cr_7C_3	Cr_2N	M_6C , M_3C , M_{23}C_6 , M_2C
Ti	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερ./Σεμ./Καρβ.	TiC	TiN	
Mo	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερ./Σεμ./Καρβ.	Mo_2C		
W	Κλειστό, σταθεροποιητής- α	Φερ./Σεμ./Καρβ.	$\text{W}_2\text{C}/\text{WC}$		M_6C , M_3C , M_{23}C_6 , M_2C
B	Περιορισμένο	-	-		M_6C , M_3C , M_{23}C_6
Ta	Περιορισμένο	Σεμ./Καρβ.	$\text{TaC}/\text{Ta}_2\text{C}$	TaN	
Nb	Περιορισμένο	Φερ./Σεμ./Καρβ.	$\text{NbC}/\text{Nb}_2\text{C}$	NbN	
Zr	Περιορισμένο		ZrC	ZrN	M_{23}C_6
Cu	Εκτεταμένο	Φερρίτης	-		
Zn	Εκτεταμένο	-	-		
Au	Εκτεταμένο	-	-		
C	Εκτεταμένο	Φερ./Σεμ./Καρβ.	-		
N	Εκτεταμένο	Καρβονιτρίδια	-		

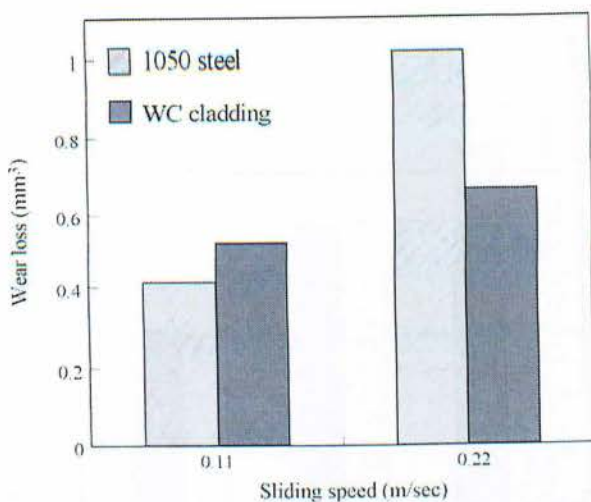
Οι Zikin et al [1] εξέτασαν σύνθετες επιγομώσεις με μήτρα NiCrBSi και ενισχύσεις από καρβίδια Cr_3C_2 , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ και $\text{WC}/\text{W}_2\text{C}$ που κατασκευάστηκαν με την μέθοδο μεταφερόμενου πλάσματος (Plasma transferred arc, PTA). Μελετήθηκε η μικροδομή, οι ιδιότητες και η αντίσταση σε φθορά εκτριβής τόσο σε θερμοκρασία δωματίου όσο και σε

υψηλές θερμοκρασίες. Όπως φαίνεται και από το Σχ. 1, βρέθηκε ότι οι σύνθετες επιγομώσεις με ενίσχυση WC/W2C παρουσίασαν την μεγαλύτερη αντίσταση στην φθορά μέχρι τους 550°C, ενώ οι επιγομώσεις με ενίσχυση Cr3C2-Ni παρουσίασε την μεγαλύτερη αντίσταση σε υψηλές θερμοκρασίες (700°C).



Σχήμα 1. Αντίσταση στη φθορά σε συνάρτηση με την θερμοκρασία για σύνθετες επιγομώσεις [1]

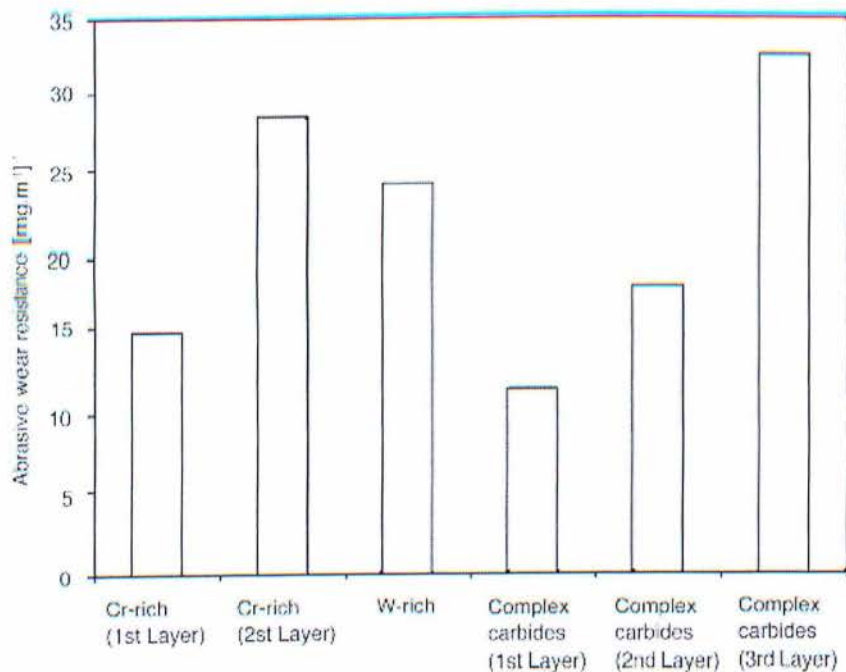
Οι Lin και Chang [2] μελέτησαν την αντίσταση σε φθορά ενός τριβοσυστήματος που αποτελείται από υπόστρωμα χάλυβα 1050 και επιγόμωση WC. Η επιγόμωση εναποτέθηκε με την μέθοδο GTAW. Όπως φαίνεται στο Σχ.2 , σε υψηλές ταχύτητες ολίσθησης η επιγόμωση εμφανίζει μεγαλύτερη αντίσταση στη φθορά από το υπόστρωμα ενώ σε χαμηλές ταχύτητες η αντίσταση στη φθορά της επιγόμωσης μειώνεται δραστικά. Το γεγονός αυτό, σύμφωνα με τους ερευνητές, οφείλεται σε ένα μετασχηματισμό φάσεων κατά την διάρκεια της δοκιμασίας τριβομέτρησης.



Σχήμα 2. Αντίσταση στη φθορά τριβοσυστήματος χάλυβα 1050 – επιγλώσσας WC

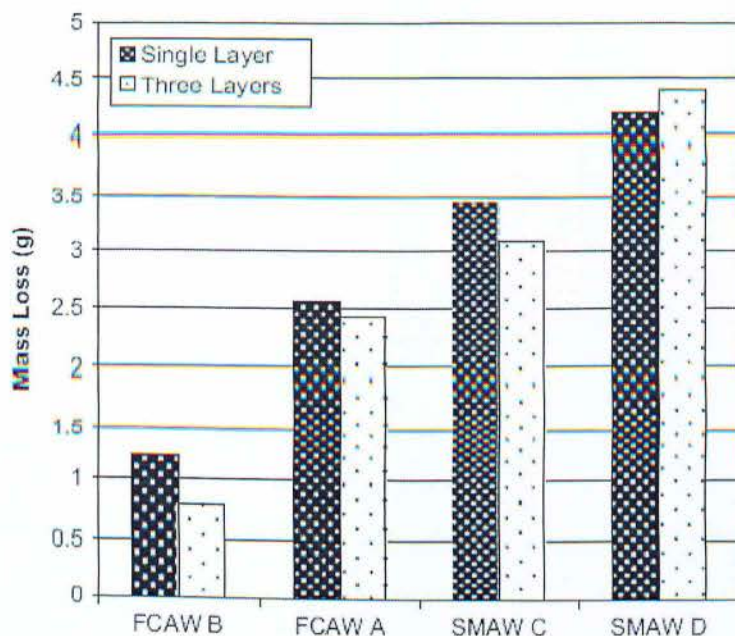
Οι Atamert και Bhadeshia [8] μελέτησαν επιγλώσσες με χημική σύσταση Fe-30Cr-3.8C που εναποτέθηκαν με την μέθοδο MAW και βρέθηκε ότι η μικροδομή της εναπόθεσης αποτελείται από μίγμα καρβιδίου M7C3 και μετασταθες ωστενίτη περιέχοντας υψηλές συγκεντρώσεις χρωμίου. Σύμφωνα με τους ερευνητές οι ιδιότητες του κράματος εξαρτώνται από την σταθεροποίηση του ωστενίτη, για αυτόν το λόγο διεξάχθηκαν πειράματα ανόπτησης για να ερευνηθεί το φαινόμενο μετασχηματισμού του ωστενίτη σε μίγμα φερρίτη και καρβίδια. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι ο ωστενίτης αρχίζει να μετασχηματίζεται ραγδαία στην θερμοκρασία των 750 °C ξεκινώντας παράλληλα η κατακρημνιση των καρβιδίων M23C6.

Οι Buchely et al [9] εξέτασαν την μικροδομή και την αντίσταση σε φθορά εκτριβής τριών εμπορικών επιγλώσσων ενισχυμένες με πρωτογενή καρβίδια του χρωμίου, μικτά καρβίδια και καρβίδια του βολφραμίου αντίστοιχα. Οι επιγλώσσες εναποτέθηκαν με την μέθοδο SMAW σε τυποποιημένη πλάκα ASTM A36. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι το σχήμα, το μέγεθος, η χημική σύσταση των καρβιδίων καθώς και η μήτρα της μικροδομής καθορίζουν την αντίσταση σε φθορά. Την καλύτερη αντίσταση σε φθορά εκτριβής, παρατηρήθηκε σε μικροδομές αποτελούμενες από καρβίδια M7C3 ή MC ενώ την μεγαλύτερη απώλεια μάζας την είχαν οι επιγλώσσες ευτηκτικής δομής (Σχήμα 1...).



Σχήμα 3... Αντίσταση σε φθορά εκτριβής των τριών επιγομώσεων σε διάφορα πάσα.

Ο Coronado et al [10] μελέτησαν την επίδραση σε φθορά εκτριβής για διαφορετικές τεχνικές συγκόλλησης σε επιγομώσεις καθώς και τον αριθμό των εναποθέσεων (πάσα) για κάθε μία από αυτές. Οι τεχνικές συγκόλλησης που εξετάστηκαν ήταν με μεθόδους FCAW και SMAW. Η πρώτη παρουσίασε υψηλότερη αντίσταση σε φθορά εκτριβής από την τελευταία. Τα αποτελέσματα έδειξαν επίσης ότι οι επιγομώσεις με τρία πάσα εμφάνισαν την μεγαλύτερη αντίσταση σε φθορά εκτριβής (Σχήμα 1).



Σχήμα 1...Απώλεια μάζας για διαφορετικές τεχνικές συγκόλλησης,

[7]

[8] S. ATAMERT and H. K. D. H. BHADSHIA (1990). Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys. *Materials Science and Engineering, A* 130 101 111

[9] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. Le'on, A. Toro (2005). The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear* 259 52–61.

[10] John J. Coronado, Holman F. Caicedo, Adolfo L. Gómez (2009). The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribology International* 42 745–749.

2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

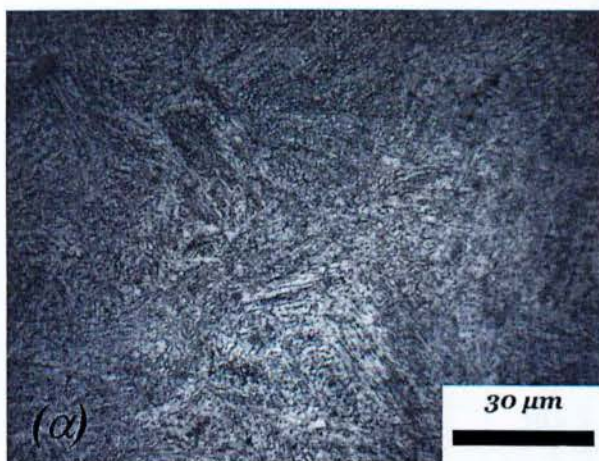
2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1. Μέταλλο βάσης

Το μέταλλο βάσης που χρησιμοποιήθηκε ήταν ίδιας ποιότητας με εκείνο από το οποίο είναι κατασκευασμένα τα εξαρτήματα των εκσκαπτικών μηχανημάτων, των οποίων επιδιώκεται η αντιτριβική ενίσχυση. Η χημική του σύσταση και η μικροδομή παρουσιάζονται στο Πίνακα 2.1 και το Σχήμα 2.1, αντίστοιχα.

Πίνακας 2.1. Χημική σύσταση (% κ.β.) του μετάλλου βάσης.

C	Mn	Cr	Fe
0.302	0.580	1.109	Bal.



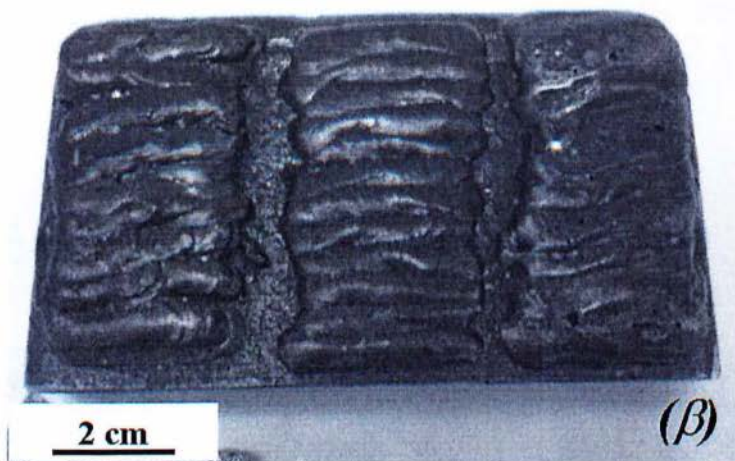
Σχήμα 2.1. Οπτική μικρογραφία μικροδομής του μετάλλου βάσης.

Από τη χημική σύσταση, βγαίνει το συμπέρασμα ότι πρόκειται για κοινό ανθρακούχο χάλυβα (υποευτηκτοειδή), που θα μπορούσε να ταυτοποιηθεί με τον AISI 1030. Στους χάλυβες αυτούς, η προσθήκη χρωμίου προκαλεί σχετική αύξηση της εμβαιπτότητας, καθώς και της δυνατότητας επαναφοράς, καθιστώντας τους επιδεκτικότερους σε θερμικές κατεργασίες [2.1].

Η μικροδομή καθώς και η σκληρότητά του (400 HV), υποδεικνύουν ότι έχει υποστεί θερμική κατεργασία σκλήρυνσης που οδήγησε στη δημιουργία μπαινιτικής δομής (μπαινιτική βαφή).

2.2. Δημιουργία αντιτριβικών εναποθέσεων

Για τη δημιουργία των αντιτριβικών επικαλύψεων, χρησιμοποιήθηκαν τεχνικές συγκόλλησης τόξου χρησιμοποιώντας (α) επενδεδυμένα ηλεκτρόδια και (β) σύρμα υπό προστασία αδρανούς αερίου, ενώ εξετάστηκε η μικροδομή και συμπεριφορά εναποθέσεων τριών διαφορετικών ποιοτήτων, που προέκυψαν από τη χρήση διαφορετικών ηλεκτροδίων. Η χημική σύσταση των ηλεκτροδίων, καθώς και οι ακριβείς συνθήκες εργασίας παρουσιάζονται στους Πίνακες 2.2. και 2.3, αντίστοιχα. Οι συνθήκες εναπόθεσης επιλέχθηκαν, βάσει των οδηγιών της εταιρείας παραγωγής των ηλεκτροδίων, ώστε όλες τα στρώματα να έχουν συγκρίσιμο πάχος, ίσο προς ~5 mm (Σχήμα 2.2.).



Σχήμα 2.2. Μακρογραφία ενδεικτική των εναποθέσεων που πραγματοποιήθηκαν.

2.3. Υπολογιστική πρόβλεψη μικροδομής

Προκειμένου να εκτιμηθεί η μικροδομή που αναμένεται να ληφθεί μετά την εναπόθεση, χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό ThermoCalc, το οποίο επιτρέπει το θερμοδυναμικό υπολογισμό των συστημάτων. Για την υπολογιστική επίλυση του θέματος, έγινε διαδοχική ανάλυση των δυο σταδίων μέσω των οποίων λαμβάνονται οι στερεές εναποθέσεις:

Πίνακας 2.2. Χημική σύσταση ηλεκτροδίων (% κ.β.).

Εμπορική ονομασία		C	Cr	Nb	W	Ni	Mn	Si	WC	Fe
A	EnDotec DO*31	3.5	31.0	-	-	0.22	0.85	1.1		Bal.
B	TeroMatec 4660	5.5	21.0	7.0	-		-	1.3		Bal.
Γ	EnDotec DO*48	0.8	2.2	-	1.8		0.4	1.2	50	Bal.

Πίνακας 2.3. Συνθήκες συγκόλλησης.

ΤΕΧΝΙΚΗ	ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟ	ΕΝΤΑΣΗ ΡΕΥΜΑΤΟΣ (A)	ΤΑΣΗ (V)	ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ ΠΡΟΘΕΡΜΑΝΣΗΣ (°C)	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΟΩΣΗΣ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟΥ (m/min)	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΕΝΑΠΟΘΕΣΗΣ (mm/sec)	“ΠΕΡΑ- ΣΜΑΤΑ»
Τόξου με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια	A	152	20.1	200	3.0	6.1	2
	B	132	23.5	200	3.1	6.1	2
Τόξου σε αδρανή ατμόσφαιρα	Γ	148	17.2	200	3.1	4.4	1

(α) Σε πρώτο στάδιο, έγινε υπολογιστική προσομοίωση των φάσεων που λαμβάνονται κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, η οποία πραγματοποιείται εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας και για το λόγο αυτό θα πρέπει να ληφθεί υπόψη το μοντέλο Scheil, με το οποίο είναι συνδεδεμένο το ThermoCalc. Το μοντέλο Scheil [2.2] χρησιμοποιείται, τυπικά, για την περιγραφή φαινομένων στερεοποίησης, συνήθως σε περιπτώσεις χύτευσης μετάλλων, θεωρώντας τις ακόλουθες τέσσερις παραδοχές:

- Στο σχηματιζόμενο στερεό δε λαμβάνει χώρα μεταφορά μάζας λόγω διάχυση.
- Στο περιβάλλον υγρό η διάχυση είναι ακαριαία, λόγω του υψηλού συντελεστή διάχυσης, της θερμικής συναγωγής και της μεταφοράς μάζας λόγω της βαθμίδας στην τιμή της επιφανειακής τάσης μεταξύ διαδοχικών στρωμάτων του υγρού (θερμο-τριχοειδής αγωγή ή φαινόμενο Marangoni).
- Η διεπιφάνεια υγρού/ στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, βρίσκεται σε κατάσταση ισορροπίας και έτσι η χημική σύσταση κάθε στιγμή είναι η προβλεπόμενη από το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων.
- Οι liquidus και solidus μπορούν να προσεγγισθούν ως ευθύγραμμα τμήματα.

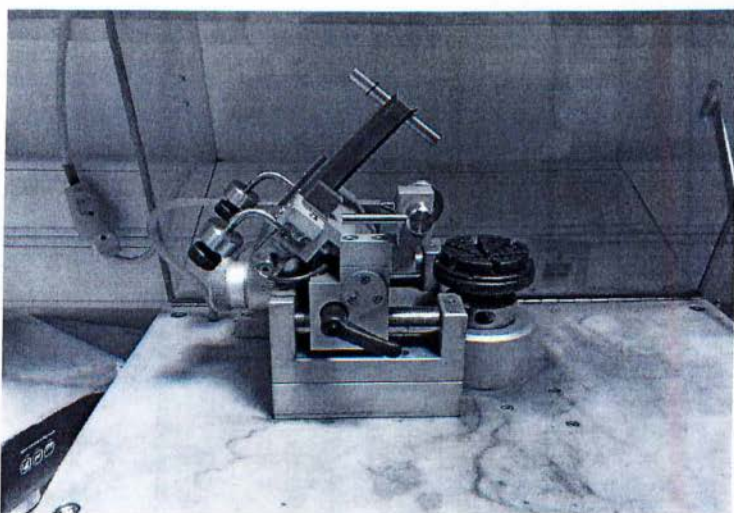
Το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε επιτρέπει τέτοιου είδους υπολογισμούς, εφόσον ο χρήστης εισάγει την χημική σύσταση του μετάλλου συγκόλλησης και τις πιθανές φάσεις που μπορεί να σχηματιστούν κατά την διάρκεια της στερεοποίησης. Το πρόγραμμα υπολογίζει την πορεία της στερεοποίησης, τα ποσοστά των φάσεων σε συνάρτηση με την θερμοκρασία, καθώς και την μεταβολή της χημικής σύστασης των φάσεων.

(β) Σε δεύτερο στάδιο, έγινε υπολογιστική προσομοίωση των φάσεων που λαμβάνονται κατά τη διάρκεια της απόψυξης του στερεοποιημένου πλέον μετάλλου συγκόλλησης. Με το ThermoCalc μπορούν να προβλεφθούν μετασχηματισμοί σε στερεή κατάσταση, ωστόσο, μόνο κάτω από συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας. Για παράδειγμα, κατά την απόψυξη του ωστενίτη (*γνωστής χημικής σύστασης, όπως προέκυψε από την εφαρμογή του μοντέλου Scheil στο πρώτο στάδιο*) δεν είναι δυνατόν να προβλεφθεί ο σχηματισμός μπαινίτη ή μαρτενσίτη. Για τον λόγο αυτό, καθίσταται αναγκαίο να προσφύγουμε σε πειραματικές τεχνικές για την αναγνώριση των φάσεων (μεταλλογραφία, μικροσκοπική μέτρηση, κλπ).

2.3. Δοκιμές τριβής ολίσθησης

Δοκίμια και των τριών συστημάτων υποβλήθηκαν σε δοκιμές ξηράς τριβής ολίσθησης (20°C, 25% RH), με την εφαρμογή κάθετου φορτίου 10 N και ταχύτητας ολίσθησης 0,10 m.s⁻¹, σε τριβόμετρο της εταιρείας CSEM Instruments (Σχήμα 2.3). Σε όλες τις δοκιμές, η τροχιά ολίσθησης ήταν η ίδια: κυκλική με ακτίνα 3 mm, ενώ οι όλες οι δοκιμές έγιναν για συνολικό μήκος ολίσθησης 500 m.

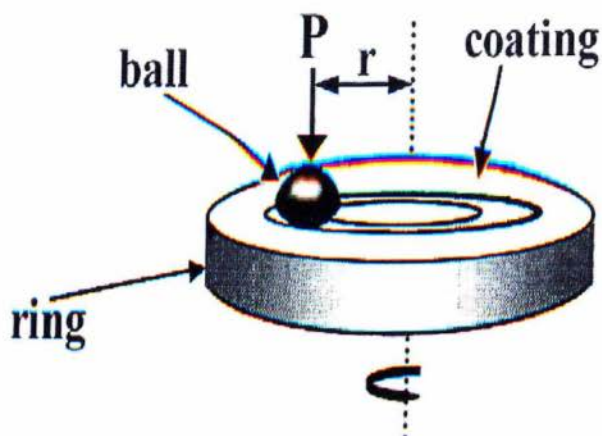
Το τριβόμετρο είναι συνδεδεμένο με υπολογιστή, που επιτρέπει τη συνεχή καταγραφή της δύναμης τριβής, κατά συνέπεια και του συντελεστή τριβής, καθόλη τη διάρκεια της δοκιμής.



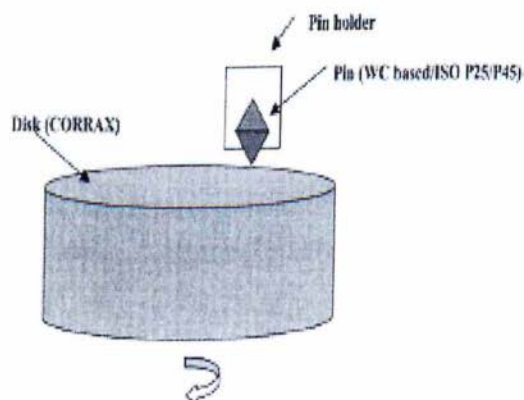
Σχήμα 2.3. Τριβόμετρο CSEM Instruments (ΤΕΙ Πειραιά).

Στην ίδια συσκευή πραγματοποιήθηκαν δοκιμές δυο διατάξεων:

- Τύπου στυλίσκου-δίσκου (pin-on-disc, Σχήμα 2.4α), χρησιμοποιώντας ως ανταγωνιστικό υλικό εμπορικά τριγωνικά κοπτικά άκρα με μικτή επικάλυψη Ti(C,N) και Al₂O₃. Οι δοκιμές αυτές επέτρεψαν την αξιολόγηση των εναποθέσεων, ως προς την μετέπειτα κατεργασιμότητά τους.
- Τύπου σφαίρας-δίσκου (ball-on-disc, Σχήμα 2.4β), χρησιμοποιώντας ως ανταγωνιστικό υλικό σφαίρα από πυροσυσσωματωμένο Si₃N₄. Οι δοκιμές αυτές επέτρεψαν την αξιολόγηση των εναποθέσεων ως προς την αντοχή τους σε φθορά κατά τη χρήση των επικαλυμμένων εξαρτημάτων.



(α)



(β)

Σχήμα 2.4. Τριβικά συστήματα: (α) Pin-on-disc και (β) Ball-on-disc.

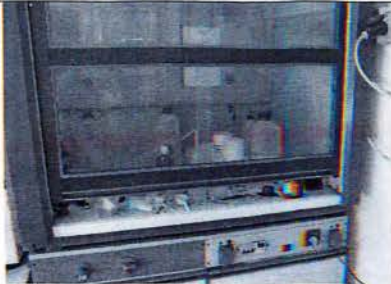
2.3. Τεχνικές διάγνωσης

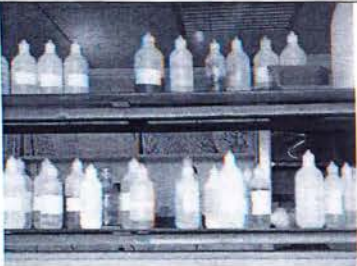
Προκειμένου να αξιολογηθεί πειραματικά η μικροδομή των εναποθέσεων, δοκίμια από όλα τα συστήματα, αφού παρατηρήθηκαν μακροσκοπικά, προετοιμάσθηκαν κατάλληλα (μεταλλογραφική προετοιμασία), προκειμένου να γίνει παρατήρησή τους σε οπτικό μικροσκόπιο, σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης και να προσδιορισθεί η κατανομή της μικροσκληρότητας.

2.3.1. Μεταλλογραφική προετοιμασία

Για να είναι δυνατή η παρατήρηση της μικροδομής μεταλλικών υλικών, με τη χρήση τεχνικών μικροσκοπίας, αυτά είναι απαραίτητο να υποβληθούν σε διαδοχικές εργασίες προετοιμασίας. Στη συγκεκριμένη περίπτωση, οι εναποθέσεις του Σχήματος 2.2. υποβλήθηκαν στις εργασίες που συνοπτικά παρουσιάζονται στον Πίνακα 2.4.

Πίνακας 2.4. Διαδοχικά στάδια μεταλλογραφικής προετοιμασίας δοκιμίων, εξοπλισμός που χρησιμοποιήθηκε (Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας).

	ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ	ΕΞΟΠΛΙΣΜΟΣ
ΚΟΠΗ	Το κοπτικό εργαλείο που χρησιμοποιήθηκε ήταν Struers-unitom 2 spindle speed:2775 rpm, στο οποίο χρησιμοποιήθηκε δίσκος κοπής 53UNI. Σε ειδικές περιπτώσεις που τα δοκίμια ήταν πολύ σκληρά (50%WC) η κοπή πραγματοποιήθηκε σε μηχανουργείο.	
ΕΓΚΙΒΩΤΙΣΜΟΣ	Στο εργαστήριο χρησιμοποιείται η ρητίνη Acryfix. Για την παρασκευή της αναμειγνύονται 2 μέρη σκόνης με 1 μέρος υγρό. Το δοκίμιο τοποθετείται σε ειδικό κυλινδρικό καλούπι, προστίθεται το μίγμα που παρασκευάστηκε, έως ότου στερεοποιηθεί η ρητίνη. Αφαιρείται το καλούπι από το δοκίμιο, το οποίο είναι πλέον έτοιμο για περαιτέρω επεξεργασία/ διαχείριση.	

	ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ	ΕΞΟΠΛΙΣΜΟΣ
ΛΕΙΑΝΣΗ	Για σιδηρούχα υλικά χρησιμοποιούνται χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου (SiC), με διαδοχικά μειούμενο μέγεθος κόκκων και τυποποίηση 120 grit, 320, 500, 800 και 1000 grit, που αντιστοιχεί στον αριθμό κόκκων αποξεστικού υλικού ανά μονάδα επιφάνειας χαρτιού. Κατά την διάρκεια της λείανσης είναι απαραίτητη η συνεχής παροχή νερού, τόσο για την απομάκρυνση των προϊόντων φθοράς, όσο και για την ψύξη του δοκιμίου. Η διάταξη της λείανσης ήταν μοντέλο Struers-Knuth-Rotor-3.	
ΣΤΙΛΒΩΣΗ	Η στίλβωση γίνεται διαδοχικά σε πάνινους τροχούς. Ο πρώτος διαβρέχεται με αιώρημα κόκκων διαμαντιού $\varnothing$ 3 μm, ενώ $\varnothing$ 1 μm Για σιδηρούχα υλικά η στίλβωση απαιτεί μικρό χρόνο, σχετικά υψηλή ασκούμενη δύναμη και μικρή περιστροφική ταχύτητα. Κατά την μετάβαση από τον ένα δίσκο στον άλλο, το δοκίμιο καθαρίζεται απιονισμένο νερό και, εν συνεχεία, αλκοόλη.	
ΧΗΜΙΚΗ ΠΡΟΣΒΟΛΗ	Πρόκειται για σχετικά απλή διαδικασία και στηρίζεται στην επιλεκτική διάβρωση των κόκκων (ενδοκρυσταλλική) ή των ορίων των κόκκων (περικρυσταλλική) μεταλλικών υλικών, με χρήση διαλυμάτων διαφορετικών ανά υλικό, ή/ και ανά λεπτομερειών μικροδομής που επιθυμείται να αναδειχθούν. Στη βιβλιογραφία είναι διαθέσιμη μεγάλη ποικιλία αντιδραστηρίων [2.3] που συνήθως είναι μίγματα οξέων ή/και βάσεων ή/και, αλάτων (ενδεικτικά παραδείγματα στον Πίνακα 2.4).	

Πίνακας 2.4. Χαρακτηριστικά διαλύματα χημικής προσβολής για χάλυβες [2.4].

Table 1 Metallographic reagents for iron and steel

Etchant	Composition	Remarks	Uses
1. Nital	2 mL HNO ₃ and 98 mL ethanol or methanol (95% or absolute; also amyl alcohol)	Not as good as picral for high-resolution work with heat-treated structures; excellent for outlining ferrite grain boundaries; etching time: a few s-1 min	For carbon steels; gives maximum contrast between pearlite and a ferrite or cementite network; reveals ferrite boundaries; differentiates ferrite from martensite
2. Picral	4 g picric acid, 100 mL ethanol or methanol (95% or absolute; use absolute alcohol only when acid contains 10% or more moisture), and 4 or 5 drops 17% zephiran chloride (wetting agent)	Not as good as nital for revealing ferrite grain boundaries; gives superior resolution with fine pearlite, martensite, tempered martensite, and bainitic structures; detects carbides; etching time: a few s-1 min or more	For all grades of carbon steels, annealed, normalized, quenched, quenched and tempered, spheroidized, austempered
3. Sodium metabisulfite	(A) 8 g Na ₂ S ₂ O ₃ and 100 mL distilled H ₂ O (B) 10 g Na ₂ S ₂ O ₃ and 100 mL distilled H ₂ O	General reagent for steel; results similar to picral; etching time: few s-1 min Pre-etch 2 s in 2% nital rinse followed by 20 s in Na ₂ S ₂ O ₃ solution	Darkens as-quenched martensite General uses for dual phase steels; reveals pearlite, darkens martensite, and outlines austenite; a pre-etch of 10-15 s in 2% nital followed by 20 s in Na ₂ S ₂ O ₃ will outline the ferrite grain boundaries and identify pearlite, martensite, and austenite
4. Vilella's reagent	5 mL HCl, 1 g picric acid, and 100 mL ethanol or methanol (95% or absolute)	Best results obtained when martensite is tempered	For revealing austenitic grain size in quenched and quenched and tempered steels
5. Heat tinting	Heat only	Heat by placing specimen face up on a hot plate that has been preheated to 205-370 °C (400-700 °F); time and temperature have decided effects; bath of sand or molten metal may be used	Pearlite first to pass through a given color, followed by ferrite, cementite less affected, iron phosphide still less
6. Picric acid with sodium tridecylbenzene sulfonate	1 g sodium tridecylbenzene in 100 mL saturated aqueous picric acid	Etching time varies with grade, heat treatment, and concentration of the wetting agents; etching time can be reduced and results improved by placing solution with specimen in an ultrasonic cleaner; for steels containing high silicon, add varying amounts of CuCl ₂ to reveal grain boundaries more sharply	Reveals prior austenite grain boundaries in martensitic steels
7. Klemm's reagent	50 mL saturated (in H ₂ O) Na ₂ S ₂ O ₃ solution and 1 g K ₂ S ₂ O ₈ (potassium metabisulfite)	Etching time: 40-120 s; ferrite appears black-brown, but carbides, nitrides, and phosphides remain white; phosphorus distribution can be detected more sensitively than with usual phosphorus reagents based on copper salts	Tint etches pearlite, hardened structures of unalloyed steel, and cast iron

Για τις ανάγκες της παρούσας μελέτης χρησιμοποιήθηκε 4% NitAl (διάλυμα 2% νιτρικού οξέος σε αιθυλική αλκοόλη) και τα δοκίμια εμβαπτίσθηκαν σε αυτό σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (25 °C), για διάφορους χρόνους (10, 20 και 30 sec), ανάλογα με τη χημική σύσταση της εναπόθεσης μέχρι να είναι παρατηρήσιμη η μικροδομή τους.

2.3.2. Οπτική Μικροσκοπία

Το μεταλλογραφικό μικροσκόπιο (Σχήμα 2.5) αποτελεί, ίσως, το βασικότερο εργαλείο μελέτης της μικροδομής υλικών, για ένα μεταλλουργό. Η μεγεθυμένη εικόνα της μικροδομής λαμβάνεται με ανάκλαση δέσμης ακτινοβολίας στην περιοχή του ορατού. Η διακριτική ικανότητα των μικροσκοπίων αυτών είναι σχετικά περιορισμένη, επιτρέποντας την παρατήρηση σε κλίμακα ομάδας κόκκων του υλικού. Έτσι τέτοια μικροσκόπια επιτρέπουν μεγεθύνσεις έως $\times 1000$, οι οποίες επιτρέπουν την ταυτοποίηση δομικών φάσεων του υλικού. Απαραίτητη προϋπόθεση για τη σωστή παρατήρηση είναι η μεταλλογραφική προετοιμασία δοκιμίου του υλικού, όπως περιγράφηκε στην προηγούμενη παράγραφο, προκειμένου να επιτευχθεί πλήρης ανάκλαση της δέσμης (λείανση/ στίλβωση) και ανάδειξη των κόκκων διαφορετικών φάσεων ή των ορίων τους (χημική προσβολή). Με την παρατήρηση σε οπτικό μικροσκόπιο είναι επίσης δυνατός ο εντοπισμός ασυνεχειών μικροδομής (ρωγμές, πόροι) ή/ και παρουσίας φάσεων ξένων προς το μητρικό υλικό (εγκλείσματα).



Σχήμα 2.4. Οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο (Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας).

Στην παρούσα εργασία, ο μικροσκοπικός πραγματοποιήθηκε σε μεταλλογραφικό μικροσκόπιο Leitz με διάφορες μεγεθύνσεις, ενώ είχε προηγηθεί μακροσκοπική παρατήρηση σε στερεοσκοπίου Leica Wilz M3Z.

2.3.3. Μικροσκληρομέτρηση

Ο όρος μικροσκληρομέτρηση αναφέρεται στη μέτρηση της σκληρότητας με χρήση χαμηλών φορτίων (1-1000 g). Ο χρησιμοποιούμενος εντυπωτής είναι αδαμαντοπυραμίδα τετραγωνικής βάσης (μέθοδος Vickers) ή ρομβοεδρική αδαμαντοπυραμίδα με βάση ρόμβο και λόγο διαγωνίων 7:1 και γωνίες κορυφής $172^{\circ}30'$ και 130° (μέθοδος Knoop). Οι διαστάσεις των αποτυπωμάτων που δημιουργούνται είναι της τάξεως των μερικών δεκάδων μm και μετρώνται σε μικροσκόπιο (Σχήμα 2.5).

Στην κλίμακα Vickers η σκληρότητα υπολογίζεται, όπως και στην περίπτωση της μακρο-σκληρομέτρησης [2.5] από τη σχέση:

$$HV = 1.8544 \frac{P}{L^2},$$

Όπου: P, το επιβαλλόμενο φορτίο σε kg και

L, η μέση τιμή των διαγωνίων του αποτυπώματος σε mm.



Σχήμα 2.6. Μικροσκληρόμετρο Woolpert (Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας).

Οι μικροσκληρομετρήσεις για τις ανάγκες της παρούσας εργασίας πραγματοποιήθηκαν στο μικροσκληρόμετρο Woolpert με βάρος 300gr.

2.4. Βιβλιογραφία

- [2.1] Δ. Παντελής, «Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών», Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 1996.
- [2.2] E. Scheil, E., *Z. Metallk.*, 34 (1942) 70.
- [2.3] ASTM E407 – 07Standard Practice for Microetching Metals and Alloys
- [2.4] G.F. Van der Voort, «Metallography. Principles and Practices», ASM International (Ed), Ohio, 1984.
- [2.5] ASTM E384 - 11e1 Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials

3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ

3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ

3.1. Πρόβλεψη μικροδομής εναποθέσεων

Στο κεφάλαιο αυτό, παρουσιάζονται αναλυτικά τα αποτελέσματα της προσομοίωσης της πορείας στερεοποίησης και των μετασχηματισμών σε στερεή κατάσταση, όπως καταρχήν προσδιορίστηκαν από το μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων Fe-C, και εν συνεχεία υπολογίσθηκαν με την χρήση του ThermoCalc και τη συνδυασμένη εφαρμογή της θεωρίας Scheil.

Ο υπολογισμός της χημικής σύστασης των εναποθέσεων έγινε θεωρώντας για όλα τα συστήματα αραίωση 10%. Με τον όρο αραίωση [3.1] εννοείται η συμμετοχή της χημικής σύστασης του μετάλλου βάσης στη συνολική χημική σύσταση του τελικού προϊόντος (Σχήμα 3.1):

$$\frac{\%M.B}{\%M.B. + \%Ηλεκτρόδιο}$$


Σχήμα 3.1. Απλουστευμένη παρουσίαση της προέλευσης του υλικού της τελικής εναπόθεσης.
A: Ηλεκτρόδιο, B: Μέταλλο Βάσης.

Συνοπτικά, τα αποτελέσματα των υπολογισμών για κάθε εξεταζόμενο σύστημα, παρουσιάζονται στον Πίνακα 3.1.

Πίνακας 3.1. Υπολογιζόμενη χημική σύσταση εναποθέσεων (% κ.β.).

	C	Cr	Nb	W	Ni	Mn	Si	WC*	Fe
A	3.18	28	-	-	0.21	0.82	1.03		Bal.
B	4.98	19	7	-	-	-	1.21		Bal.
Γ	0.75	2.1	-	1.8	-	0.42	1.12	50	Bal.

* Το ποσοστό που προϋπάρχει στο ηλεκτρόδιο

Ειδικά στην περίπτωση του συστήματος Γ, στο οποίο το υλικό του ηλεκτροδίου περιέχει σωματίδια καρβιδίου του βολφραμίου σε ποσοστό 50%, στον υπολογισμό της χημικής σύστασης του τήγματος λάβαμε υπόψη μόνο τα σχετικά ποσοστά των μεταλλικών στοιχείων του ηλεκτροδίου και του μετάλλου βάσης. Επειδή το καρβίδιο του βολφραμίου είναι εξαιρετικά δύστηκτο, με σημείο τήξης 2870 °C, θεωρήθηκε ότι τα σωματίδια του καρβιδίου παραμένουν άτηκτα εντός του τήγματος και οι θερμοδυναμικοί υπολογισμοί αφορούν τη μεταλλική φάση της εναπόθεσης και μόνον. Έτσι, η στερεοποίηση του συστήματος Γ αφορά αποκλειστικά τήγμα στο οποίο η %κ.β. σύσταση των μεταλλικών στοιχείων είναι περίπου η διπλάσια αυτής της τελικής εναπόθεσης, αφού μεταλλική και κεραμική φάση μετέχουν κατά 50% στη σύσταση του ηλεκτροδίου.

3.1.1. Διμερές διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-C

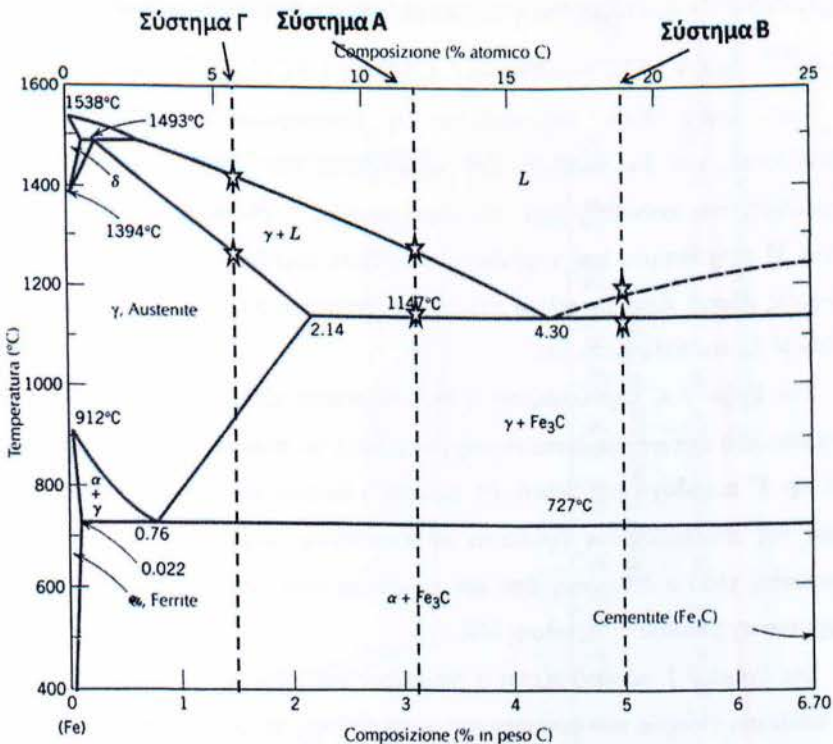
Οι θερμοκρασίες έναρξης και λήξης της στερεοποίησης θα μπορούσαν να προσδιορισθούν από το διμερές διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του συστήματος Fe-C [3.2], (Σχήμα 3.2), για τη χημική σύσταση του τήγματος του μετάλλου εναπόθεσης, όπως υπολογίστηκε βάσει της ανωτέρω σχέσης. Για όλα τα συστήματα, η πίεση (P) θεωρήθηκε ίση προς 10^5 Pa.

Χωρίς να ληφθεί υπόψη η ύπαρξη των λοιπών κραματικών στοιχείων, οι χαρακτηριστικές θερμοκρασιακές περιοχές και οι αντίστοιχοι μετασχηματισμοί φάσεων των τριών συστημάτων έχουν ως εξής [3.1]:

- **Σύστημα Α.** Η περιεκτικότητα 3,18 % κ.β. σε άνθρακα, το κατατάσσει στην κατηγορία των υποευτηκτικών χυτοσιδήρων, με έναρξη στερεοποίησης στους 1279 °C (T_{liquidus}) και ολοκλήρωσή της στους 1147°C (T_{solidus}). Κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, το υγρό μετασχηματίζεται σταδιακά σε *προευτηκτικό ωστενίτη*. Στην ευτηκτική θερμοκρασία (1147 °C), το εναπομείναν υγρό, ευτηκτικής σύστασης, στερεοποιείται βάσει της ευτηκτικής αντίδρασης σε *λεδεμβουρίτη*: μίγμα ευτηκτικού ωστενίτη (γ-φάση) και ευτηκτικού σεμεντίτη (Fe_3C). Κατά την απόψυξη έως την ευτηκτοειδή θερμοκρασία (727 °C), όλος ο ωστενίτης (προευτηκτικός και ευτηκτικός) ωστενίτης μετασχηματίζεται σε περλίτη, ενώ ο ευτηκτικός σεμεντίτης πρακτικά δε μετασχηματίζεται.
- **Σύστημα Β.** Η περιεκτικότητα 4,98 % κ.β. σε άνθρακα, το κατατάσσει στην κατηγορία των υπερευτηκτικών χυτοσιδήρων, με έναρξη στερεοποίησης στους 1191 °C και ολοκλήρωσή της στους 1147 °C. Κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, το υγρό μετασχηματίζεται σταδιακά σε *προευτηκτικό σεμεντίτη*. Στην ευτηκτική

θερμοκρασία, όπως και προηγούμενα, το εναπομένει υγρό, ευτηκτικής σύστασης, στερεοποιείται βάσει της ευτηκτικής αντίδρασης σε λεδεμβουρίτη. Κατά την απόψυξη έως την ευτηκτοειδή θερμοκρασία, δημιουργείται μικρή ποσότητα δευτερογενούς σεμεντίτη, ενώ με τη συνέχιση της απόψυξης ο ωστενίτης μετασχηματίζεται περαιτέρω σε περλίτη.

- Σύστημα Γ.** Η περιεκτικότητα του τήγματος 1,50 % κ.β. σε άνθρακα, το κατατάσσει στην κατηγορία των υπερευτηκτοειδών χαλύβων με έναρξη στερεοποίησης στους 1428 ° και ολοκλήρωσή της στους 1267 °C. Κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, το υγρό μετασχηματίζεται σταδιακά σε ωστενίτη. Με την ολοκλήρωση της στερεοποίησης και έως τους 945 °C, η στερεή φάση αποτελείται αποκλειστικά από ωστενίτη. Καθώς η θερμοκρασία μειώνεται από τους 945 °C έως τους 727 °C, στα όρια των κόκκων του ωστενίτη σχηματίζεται σεμεντίτης, ενώ με την περαιτέρω απόψυξη ως τη θερμοκρασία προθέρμανσης ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε περλίτη.



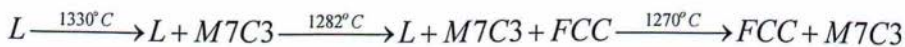
Σχήμα 3.2. Μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων για το σύστημα Fe-C.

3.1.2. Υπολογιστική πρόβλεψη μικροδομής με τη χρήση του ThermoCalc

Παρότι η προηγούμενη ανάλυση μπορεί να δώσει μια προσεγγιστική/ προκαταρκτική εικόνα για τις αναμενόμενες δομές των εναποθέσεων, δε λαμβάνονται υπόψη τροποποιήσεις της μικροδομής που εισάγουν τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία. Επιπλέον, οι μετασχηματισμοί που λαμβάνουν χώρα σε στερεή κατάσταση θα πρέπει να χαρακτηρισθούν, λόγω της ταχύτητάς τους, ως καταστάσεις εκτός ισορροπίας, μη προβλεπόμενες από το διάγραμμα του Σχήματος 3.2. Προκειμένου να αξιολογηθεί η επίδραση των λοιπών κραματικών στοιχείων στις δομές που προκύπτουν στα τρία συστήματα κατά τη στερεοποίηση, χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό ThermoCalc με συνδυασμένη εφαρμογή των παραδοχών της θεωρίας Scheil.

Σύστημα Α

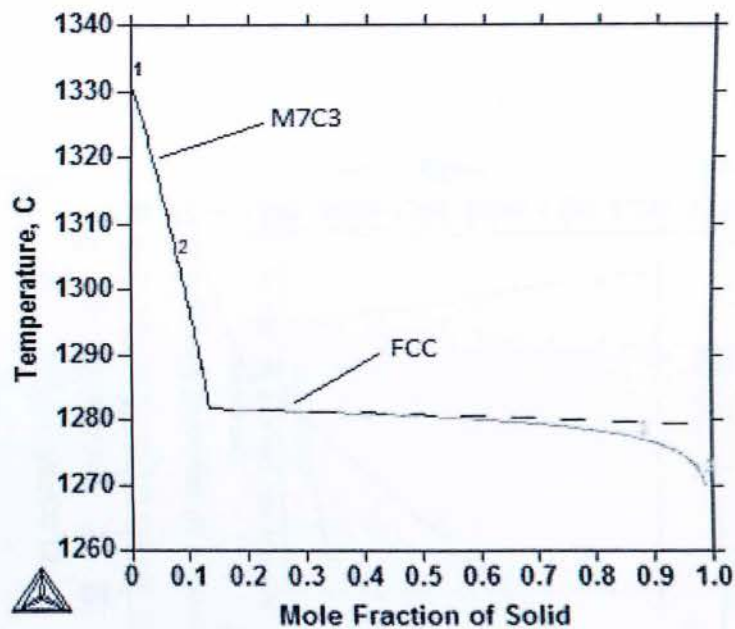
Στο Σχήμα 3.3α, παρουσιάζεται η πορεία στερεοποίησης των φάσεων της υποευτηκτικής εναπόθεσης. Σε θερμοκρασία 1330 °C, εντός του τήγματος δημιουργείται πρωτογενές στερεό καρβίδιο του χρωμίου με τύπο M_7C_3 , ενώ από τη θερμοκρασία των 1282 °C ξεκινά η στερεοποίηση του ωστενίτη με κυβική εδροκεντρωμένη δομή (fcc), η οποία ολοκληρώνεται στους 1270 °C. Η σειρά στερεοποίησης των φάσεων ακολουθεί στο σχήμα:



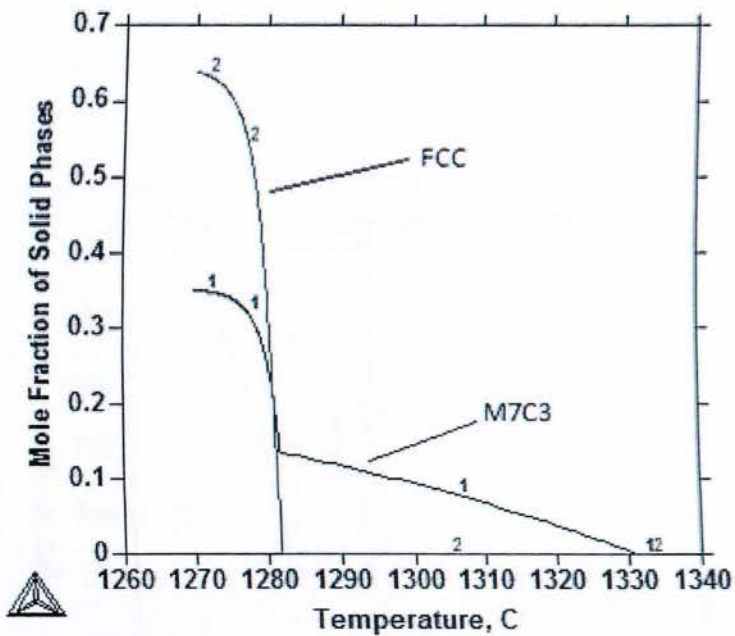
Στο Σχήμα 3.3β, παρουσιάζεται η θερμοκρασιακή εξέλιξη της σχετικής περιεκτικότητας των δυο φάσεων. Στη θερμοκρασία των 1280 °C, οπότε και ξεκινά η στερεοποίηση του ωστενίτη, έχει ήδη δημιουργηθεί ~12% προευτηκτικό καρβίδιο του χρωμίου. Ο σχηματισμός του καρβιδίου συνεχίζεται παράλληλα με τη στερεοποίηση της ωστενιτικής φάσης, ώστε το τελικό στερεό στη θερμοκρασία των 1270 °C να αποτελείται από 35% M_7C_3 και 65% ωστενίτη.

Στο Σχήμα 3.4, παρουσιάζεται η θερμοκρασιακή εξέλιξη των κλασμάτων άνθρακα και χρωμίου στη διεπιφάνεια ωστενίτη-τήγματος, από την πλευρά του στερεού, λαμβάνοντας υπόψη την 3^η παραδοχή του Scheil, ότι δηλαδή η διεπιφάνεια υγρού/ στερεού, καθόλη τη διάρκεια της στερεοποίησης βρίσκεται σε κατάσταση ισορροπίας. Με τη μείωση της θερμοκρασίας τόσο ο άνθρακας, όσο και το χρώμιο στον ωστενίτη μειώνονται, λόγω του ταυτόχρονου σχηματισμού της φάσης M_7C_3 .

Στο Σχήμα 3.5, παρουσιάζεται η θερμοκρασιακή εξέλιξη των ανάλογων κλασμάτων για τα υπόλοιπα στοιχεία που μετέχουν στο σύστημα (Mn, Ni και Si). Με αυτά τα δεδομένα, η κ.β. χημική σύσταση της ωστενιτικής μήτρας με την ολοκλήρωση της στερεοποίησης είναι: 0.66%C, 12%Cr, 2.1%Mn, 0.5%Ni και 2.1%Si.

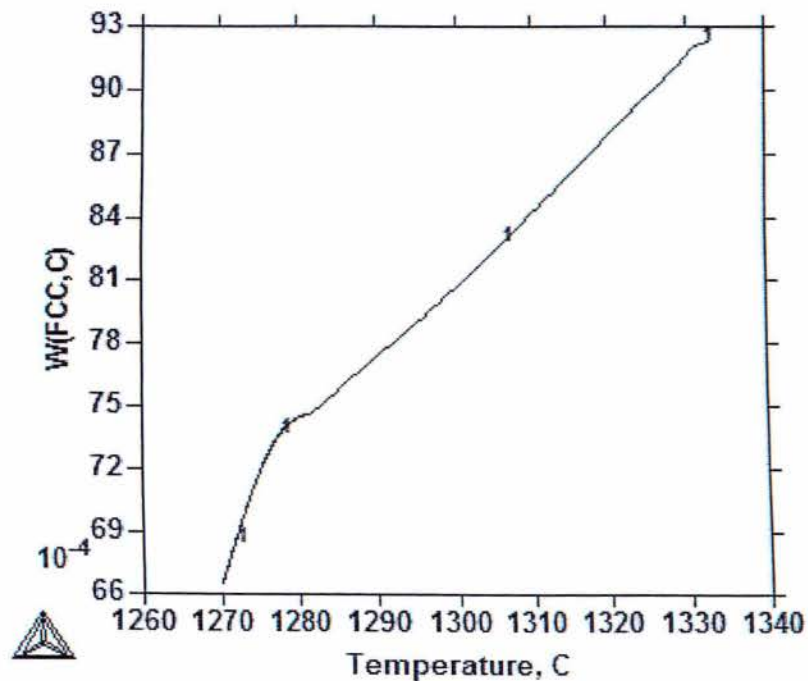


(α)

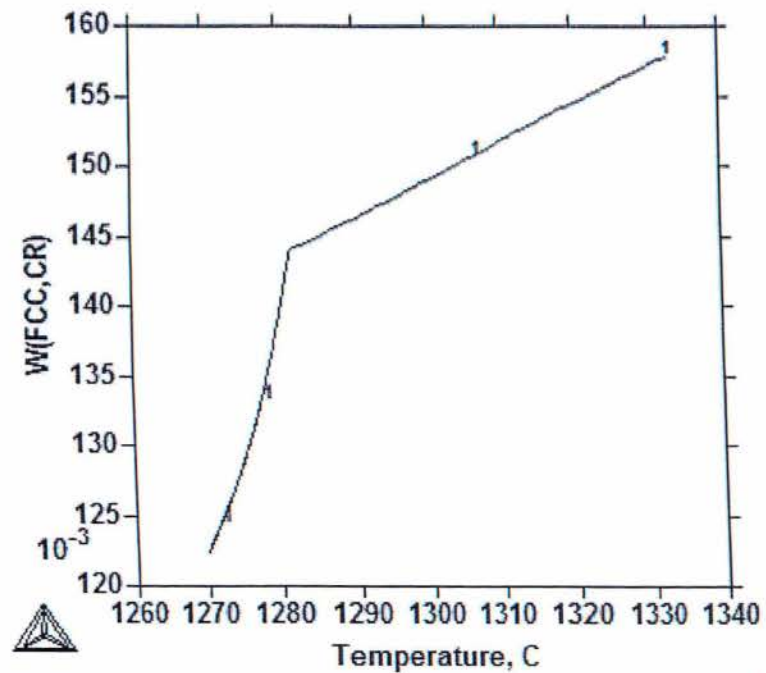


(β)

Σχήμα 3.3. Συνολική εξέλιξη της στερεοποίησης: (α) Θερμοκρασιακό σημείο έναρξης δημιουργίας διακριτών φάσεων και (β) Ποσοστά διακριτών στερεών φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας.

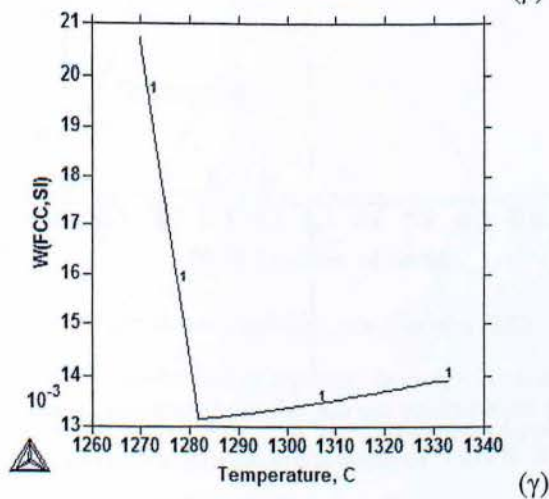
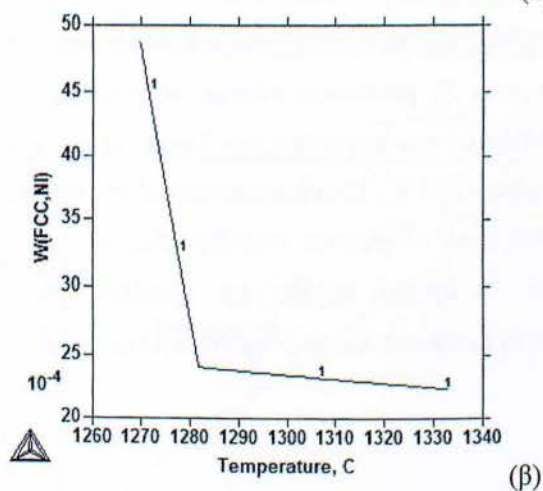
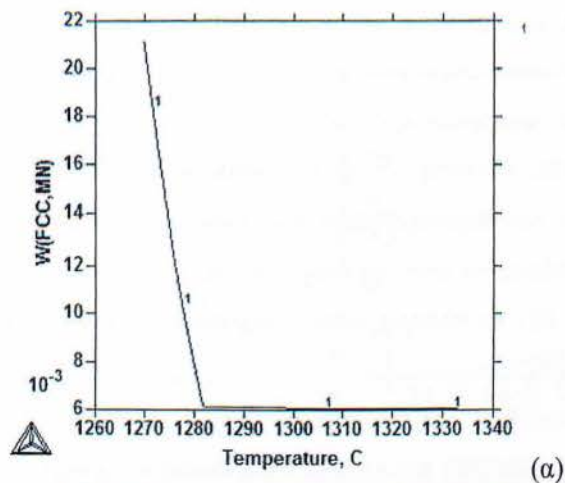


(α)



(β)

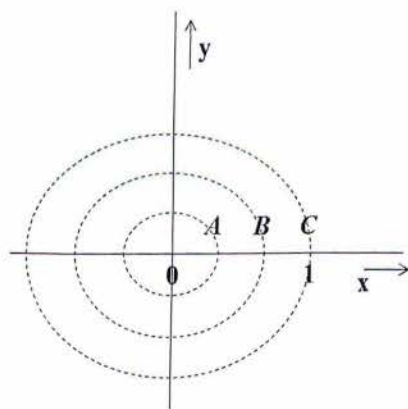
Σχήμα 3.4. Μεταβολή των κλασμάτων (α) άνθρακα και (β) χρωμίου στη διεπιφάνεια ωστενίτη-τήγματος, από την πλευρά του στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης.



Σχήμα 3.5. Μεταβολή των κλασμάτων (α) μαγνησίου, (β) νικελίου και (β) πυριτίου στη διεπιφάνεια ωστενίτη-τήγματος, από την πλευρά του στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης.

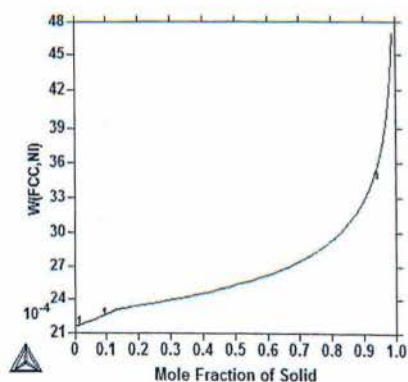
Οι καμπύλες των Σχημάτων 3.4 και 3.5, επιτρέπουν να ποσοτικοποιηθεί και το φαινόμενο του μικροδιαφορισμού στο επίπεδο ενός κόκκου ωστενίτη, ο οποίος αναπτύσσεται σε διάμετρο από το εσωτερικό προς τα περατωτικά του όρια, παρουσιάζοντας βαθμωτή μεταβολή της χημικής σύστασης. Έτσι, ο πρώτος πυρήνας στερεοποίησης βρίσκεται στο κέντρο του κόκκου και δημιουργήθηκε σε θερμοκρασία $1280\text{ }^{\circ}\text{C}$, έχοντας τη χημική σύσταση της διεπιφάνειας σε αυτή τη θερμοκρασία. Κατά την απόψυξη, με την πτώση της θερμοκρασίας κατά dT , το κλάσμα κάθε στοιχείου (i) μεταβάλλεται κατά dC_i , σε φλοιό στοιχειώδους πάχους dz .

Στο Σχήμα 3.6, παρουσιάζεται μια απλουστευμένη προσέγγιση του μικροδιαφορισμού στο επίπεδο του κόκκου, θεωρώντας συμμετρική την ανάπτυξη κατά τον άξονα xx' και yy' . Στη θερμοκρασία έναρξης (σημείο 0) και στη θερμοκρασία ολοκλήρωσης της στερεοποίησης (σημείο 1), μοναδιαίος κόκκος ωστενίτη έχει τη χημική σύσταση που προκύπτει από το συνδυασμό των καμπυλών των Σχημάτων 3.4 και 3.5, για τις αντίστοιχες θερμοκρασίες $1280\text{ }^{\circ}\text{C}$ και $1270\text{ }^{\circ}\text{C}$. Το ενδιάμεσο στερεό συνίσταται στη διαδοχή «φλοιών», που έχουν στερεοποιηθεί σε ενδιάμεσες θερμοκρασίες, με επακόλουθο τη διαφορετική χημική τους σύσταση. Το σχετικό μέγεθος των ημιαξόνων ενός ελλειπτικού σχήματος κόκκου εξαρτάται από τη διεύθυνση και το ρυθμό υπόψυξης του τήγματος.

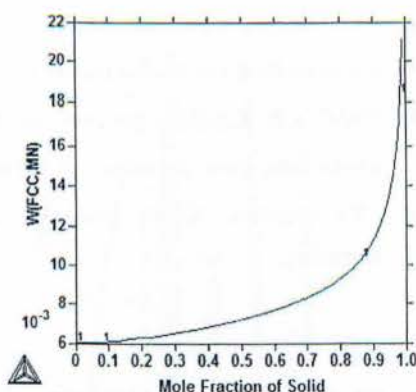


Σχήμα 3.6. Σχηματική παρουσίαση του μικροδιαφορισμού στο επίπεδο ενός στερεοποιούμενου κόκκου. Οι καμπύλες A, B και C αναπαριστούν φλοιούς στοιχειώδους πάχους dz , διαφορετικής χημικής σύστασης, που στερεοποιήθηκαν σε διαφορετική θερμοκρασία/ χρόνο με $T_A > T_B > T_C$.

Στα Σχήματα 3.7 και 3.8, παρουσιάζεται, ενδεικτικά η εξέλιξη του μικροδιαφορισμού στο επίπεδο ενός κόκκου ωστενίτη και καρβιδίου του χρωμίου, αντίστοιχα, για το εξεταζόμενο Σύστημα A υποευτηκτικού χυτοσιδήρου.

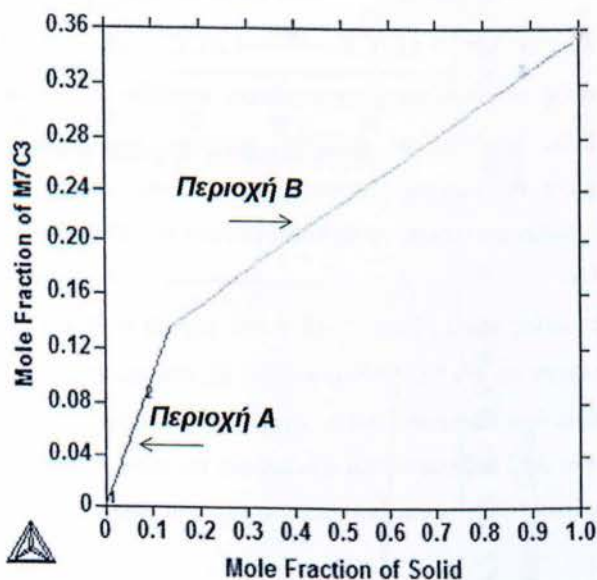


(α)



(β)

Σχήμα 3.7. Μεταβολή της χημικής σύστασης (α) νικελίου και (β) μαγγανίου σε κόκκο ωστενίτη ανηγμένων διαστάσεων, τη στιγμή της ολοκλήρωσης της στερεοποίησης της εναπόθεσης.



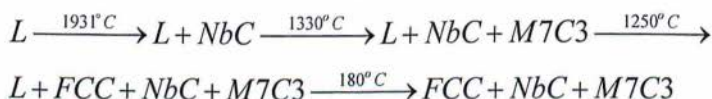
Σχήμα 3.8. Μεταβολή του ποσοστού του καρβιδίου του χρωμίου ($M7C3$) στο συνολικό όγκο του σχηματιζόμενου στερεού. Διακρίνονται οι περιοχές δημιουργίας πρωτογενών καρβιδίων: Α: κατακρήμνιση σε υγρό και Β: κατακρήμνιση με παράλληλη δημιουργία ωστενιτικής φάσης.

Με την ολοκλήρωση της στερεοποίησης, ο ωστενίτης με χημική σύσταση όπως προσδιορίστηκε προηγουμένως, αποψύχεται ως τη θερμοκρασία προθέρμανσης. Κατά τη διάρκεια της απόψυξης, ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε φερρίτη και καρβίδιο του χρωμίου με στοιχειομετρία $Cr_{23}C_6$ και τα ποσοστά φάσεων του τελικού στερεού είναι:

- 35% M7C3: Πρωτογενές καρβίδιο του χρωμίου, που σχηματίστηκε κατά τη στερεοποίηση και παρέμεινε αμετάβλητο κατά τη διάρκεια της απόψυξης.
- 9%M23C6: Καρβίδιο του χρωμίου, που προκύπτει από το μετασχηματισμό σε στερεή κατάσταση, κατά την απόψυξη του ωστενίτη.
- 56% φερρίτης: Κύρια μεταλλική μήτρα, που προκύπτει από την απόψυξη του ωστενίτη.

Σύστημα Β

Όπως για το Σύστημα Α, υπολογίστηκε η πορεία στερεοποίησης της υπερευθηκτικής Εναπόθεσης Β, από τις καμπύλες της θερμοκρασιακής και χημικής εξέλιξης των φάσεων (Σχήμα 3.9). Αυτή βρέθηκε να ακολουθεί το σχήμα:

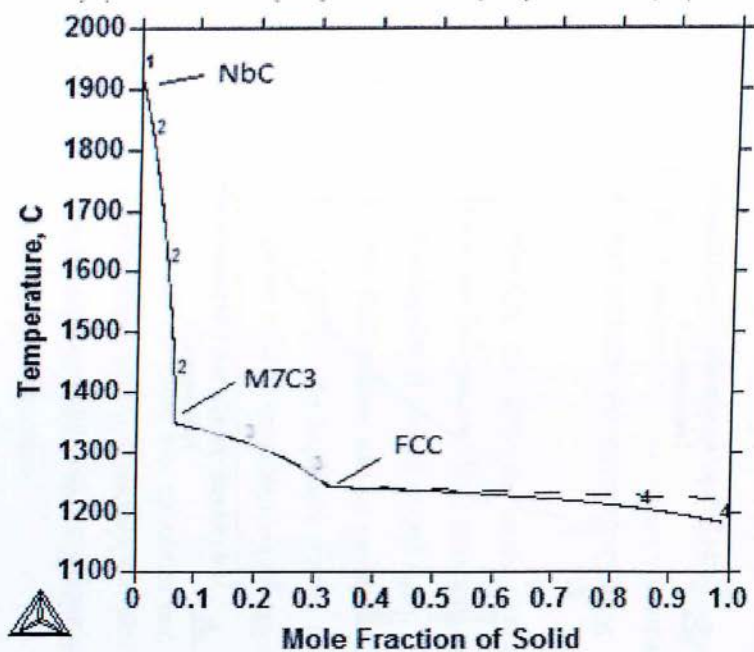


Αρχικά, εντός του τήγματος σχηματίζεται καρβίδιο του νιοβίου, στη συνέχεια ταυτόχρονα καρβίδιο νιοβίου και καρβίδιο χρωμίου, των οποίων η κατακρήμνιση συνεχίζεται και κατά τη διάρκεια στερεοποίησης της ωστενιτικής δομής, ώστε με την ολοκλήρωση του μετασχηματισμού, το ποσοστό φάσεων στο στερεό να είναι 7% NbC, 40% M7C3 και 53% FCC.

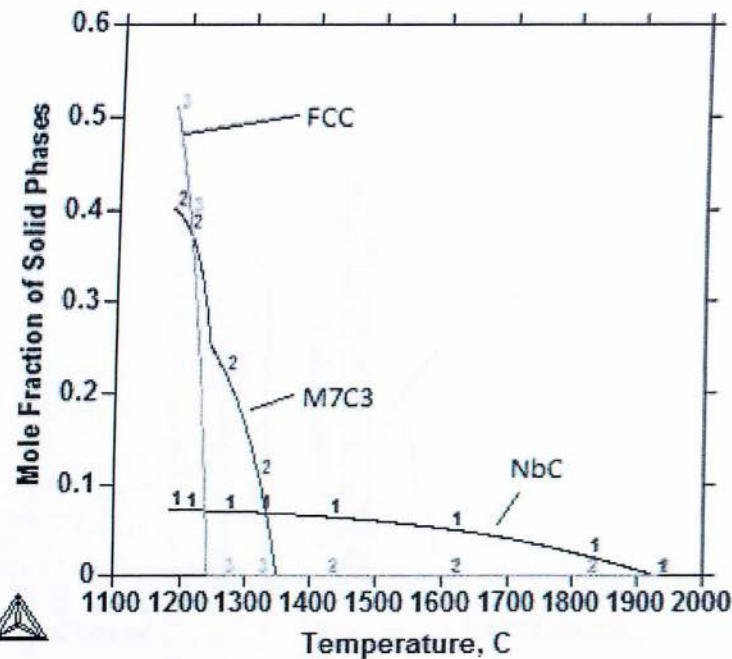
Από τις καμπύλες του Σχήματος 3.10, η κ.β. χημική σύσταση του στερεοποιημένου ωστενίτη υπολογίστηκε σε 4% Cr, 1.6% C και 2% Si, ενώ αξιοσημείωτο είναι ότι το ολικό ποσοστό του νιοβίου έχει δεσμευθεί για το σχηματισμό του πρωτογενούς καρβιδίου NbC. Επιπλέον, στο Σχήμα 3.11 παρουσιάζεται η μεταβολή της περιεκτικότητας του άνθρακα που είναι διαλυτοποιημένος στον ωστενίτη συναρτήσει του ποσοστού του σχηματιζόμενου στερεού.

Κατά την απόψυξη του στερεού, ο ωστενίτης με τη χημική σύσταση που προσδιορίστηκε προηγουμένα, αποψύχεται μετασχηματιζόμενος σε φερρίτη και σεμεντίτη. Έτσι, τα τελικά ποσοστά φάσεων που περιέχονται στη στερεή εναπόθεση είναι:

- 7% NbC: Πρωτογενές καρβίδιο του νιοβίου, που σχηματίστηκε εντός του τήγματος και παρέμεινε αμετάβλητο κατά τη διάρκεια της απόψυξης.
- 43,7% M7C3: πρωτογενές του χρωμίου, που σχηματίστηκε εντός του τήγματος και παρέμεινε αμετάβλητο κατά τη διάρκεια της απόψυξης.
- 38,7% φερρίτης με 10,6% σεμεντίτη: Κύρια μεταλλική φάση, που προκύπτει κατά την απόψυξη του ωστενίτη.

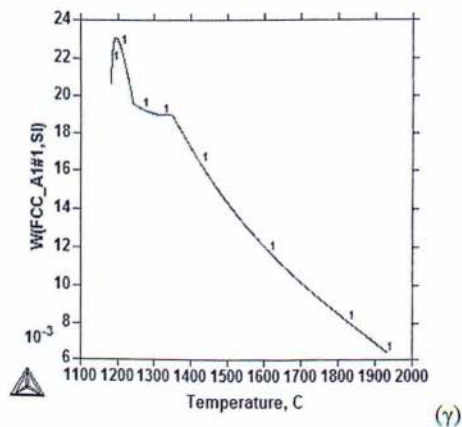
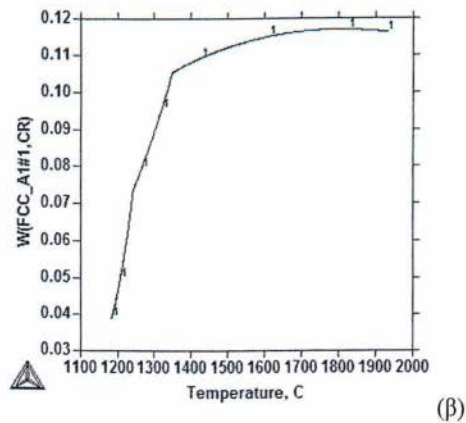
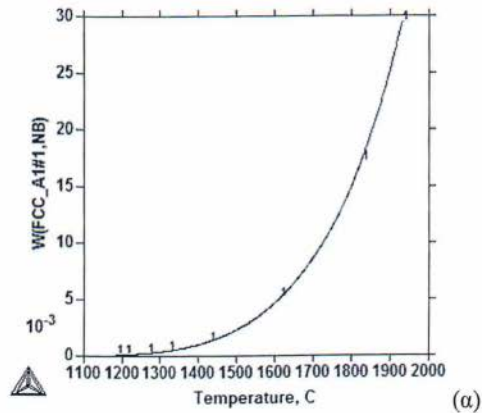


(α)

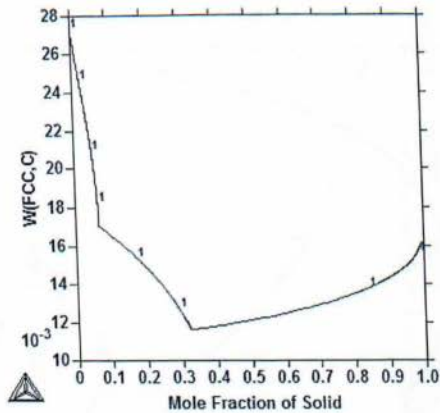


(β)

Σχήμα 3.9. Συνολική εξέλιξη της στερεοποίησης: (α) Θερμοκρασιακό σημείο έναρξης δημιουργίας διακριτών φάσεων και (β) Ποσοστά διακριτών στερεών φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας.



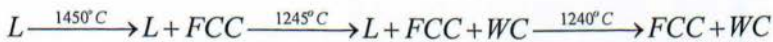
Σχήμα 3.10. Μεταβολή των κλασμάτων (α) νιοβίου, (β) χρωμίου και (β) πυριτίου στη διεπιφάνεια ωστενίτη-τήγματος, από την πλευρά του στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης



Σχήμα 3.11. Μεταβολή της περιεκτικότητας του διαλυτοποιημένου στον ωστενίτη άνθρακα, συναρτήσει του ποσοστού του σχηματιζόμενου στερεού.

Σύστημα Γ

Όπως γίνεται αντιληπτό από το Σχήμα 3.12α, η πορεία στερεοποίησης του τήγματος ακολουθεί το σχήμα:

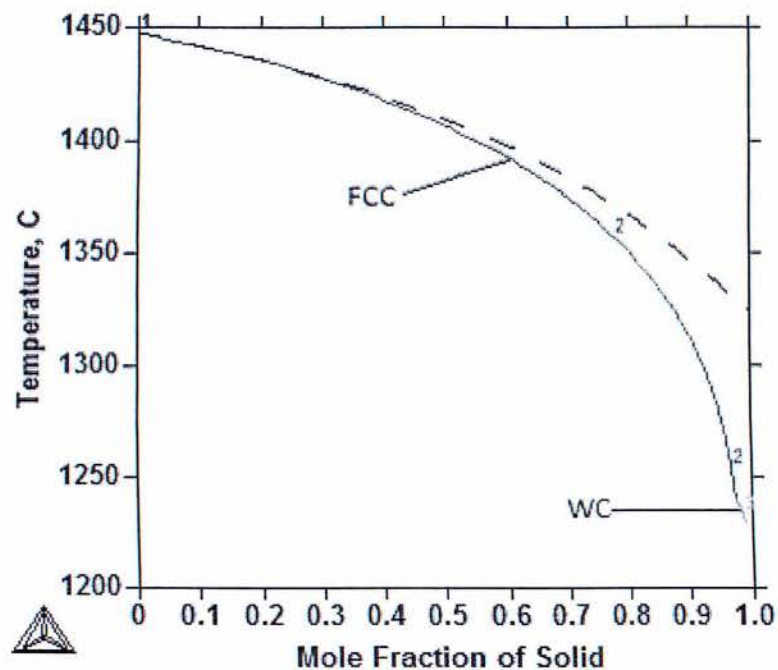


Με την ολοκλήρωση της στερεοποίησης, το τήγμα έχει μετασχηματιστεί σε 1% κ.β. WC και 99% κ.β. FCC (Σχήμα 3.12β). Ο υπολογισμός των λοιπών κραματικών στοιχείων (Σχήματα 3.13 και 3.14) έδωσε κ.β. χημική σύσταση της ωστενιτικής δομής: 4.5% Cr, 0.65% C, 5% WC, 1,2% Mn και 2.5% Si.

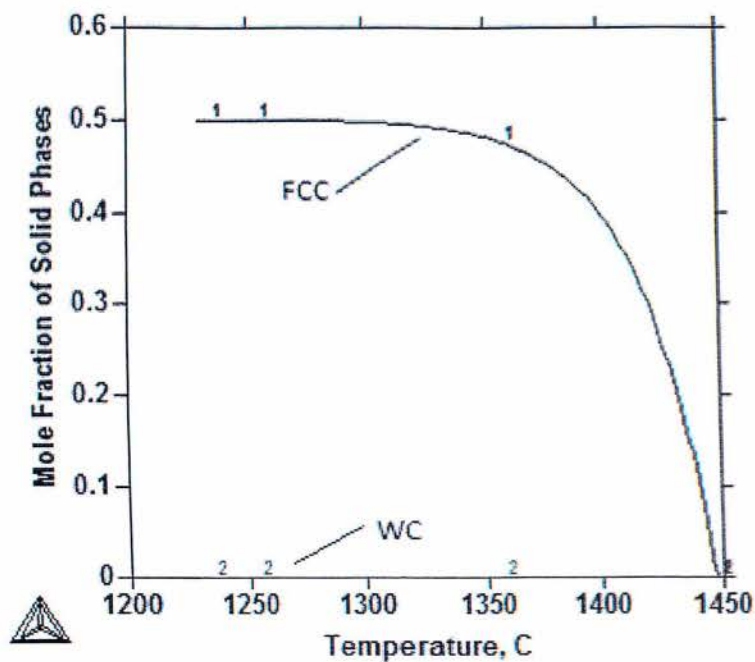
Κατά τη διάρκεια απόψυξης του ωστενίτη, αυτός μετασχηματίζεται σε στερεή κατάσταση σε φερρίτη, καρβίδιο του βολφραμίου (WC) και καρβίδιο του χρωμίου (M23C6).

Τα ποσοστά των φάσεων που περιέχονται στο τελικό στερεό είναι:

- 52,5% WC: Καρβίδιο του βολφραμίου, από το οποίο το 50% προέρχεται από την αρχική σύσταση του ηλεκτροδίου και παρέμεινε άθικτο κατά την εναπόθεση, ενώ ποσοστό 2,5% σχηματίστηκε κατά τη στερεοποίηση και παρέμεινε αμετάβλητο κατά τη διάρκεια της απόψυξης.
- 3,66%M23C6: Καρβίδιο του χρωμίου, που προκύπτει από το μετασχηματισμό σε στερεή κατάσταση του ωστενίτη, κατά την απόψυξη.
- 45% φερρίτης: Κύρια μεταλλική φάση, που σχηματίζεται κατά την απόψυξη υπερευθηκτοειδούς ωστενίτη.

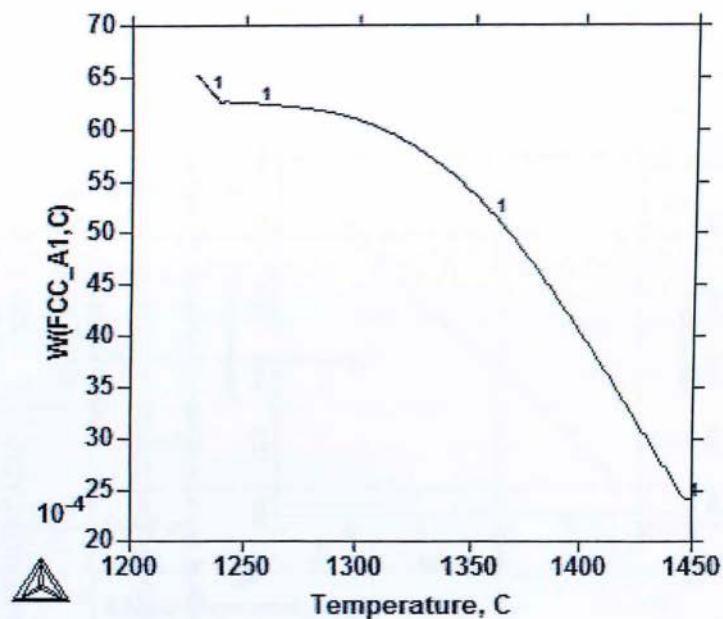


(α)

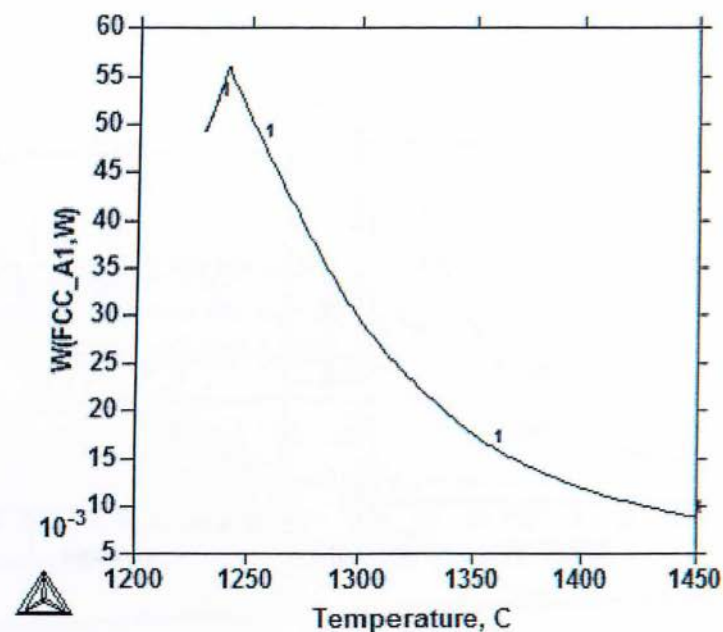


(β)

Σχήμα 3.12. Συνολική εξέλιξη της στερεοποίησης: (α) Θερμοκρασιακό σημείο έναρξης δημιουργίας διακριτών φάσεων και (β) Ποσοστά διακριτών στερεών φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας.

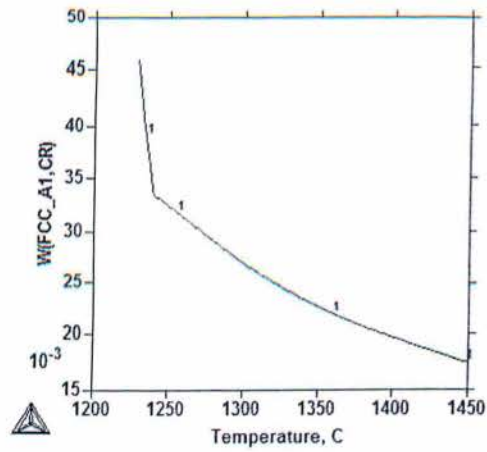


(α)

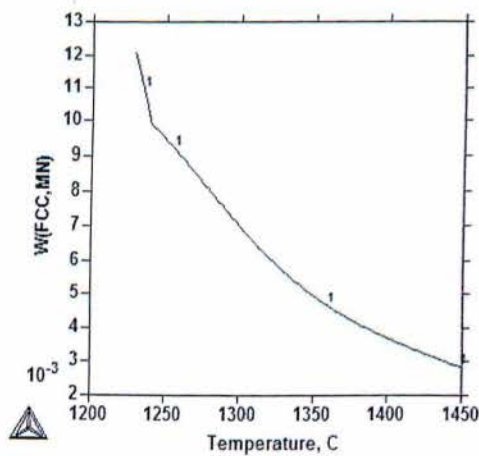


(β)

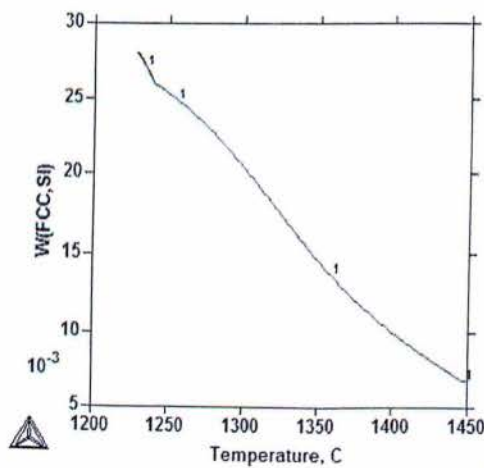
Σχήμα 3.13. Μεταβολή των κλασμάτων (α) άνθρακα και (β) βολφραμίου εντός της ωστενιτικής δομής, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης.



(α)



(β)



(γ)

Σχήμα 3.14. Μεταβολή των κλασμάτων (α) χρωμίου, (β) μαγγανίου και (β) πυριτίου στη διεπιφάνεια ωστενίτη-τήγματος, από την πλευρά του στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης

Πίνακας 3.2. Συγκεντρωτικός πίνακας θερμοδυναμικών υπολογισμών με τη χρήση του λογισμικού ThermoCalc.

ΣΥΣΤΗΜΑ		A	B	Γ
ΔΕΔΟΜΕΝΑ				
ΧΗΜΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ (% κ.β.)	Ηλεκτρόδιο	3.5C-31Cr-0.22Ni-0.85Mn- 1.1Si	5.5C-21Cr-7Nb-1.3Si	0.8C-2.2Cr-1.8W -0.4Mn- 1.2Si-50wc
	Μέταλλο βάσης	0,302 C, 0,580 Mn 1,109 Cr	0,302 C, 0,580 Mn 1,109 Cr	0,302 C, 0,580 Mn 1,109 Cr
	Μέταλλο συγκόλλησης*	3.18C-28Cr-0.21Ni- 0.82Mn-1.03Si	4.98C-19Cr-7Nb-1.21Si	0.75C-2.1Cr-1.8W -0.42Mn- 1.12Si
ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ (°C)	Liquidus	1332	1931	1450
	Solidus	1270	1180	1230
	Εύρος στερεοποίησης	62	751	220

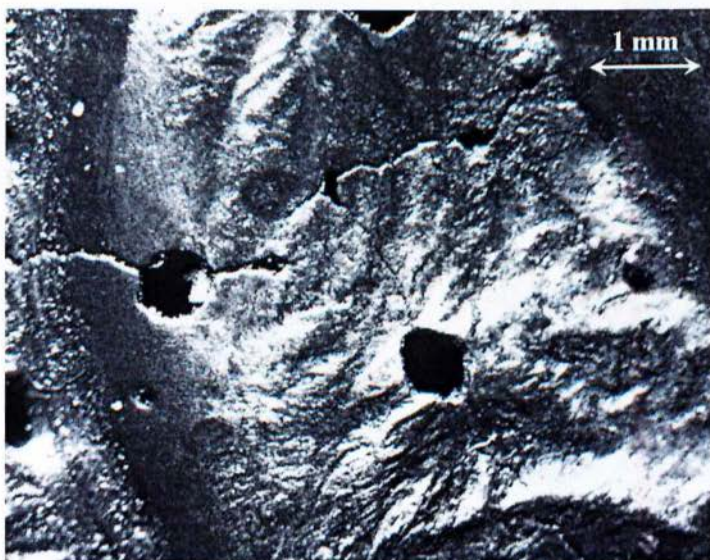
ΣΥΣΤΗΜΑ		A	B	Γ
ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ				
ΣΤΕΡΕΟΠΟΙΗΣΗ	Φάσεις με την ολοκλήρωση της στερεοποίησης	35%M7C3-65%FCC	7%NBC-40%M7C3-53%FCC	99%FCC-1%WC
	Πορεία στερεοποίησης	$L \rightarrow L+M7C3 \rightarrow L+M7C3 + FCC \rightarrow FCC+M7C3$	$L \rightarrow L+NBC \rightarrow L+NBC+M7C3 \rightarrow L+FCC+NBC+M7C3 \rightarrow FCC+NBC+M7C3$	$L \rightarrow L+FCC \rightarrow L+FCC+WC \rightarrow FCC+WC$
ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΣΕ ΣΤΕΡΗ ΚΑΤΑΣΤΑΣΗ	Χημική σύσταση ωστενίτη (% κ.β.)	0.66C-12Cr-0.5Ni-2.1Mn-2.1Si	4Cr-1.6C-2Si	4.5Cr-5W-0.65C-1.2Mn-2.75Si
	Κρυσταλλικές φάσεις μετά την απόψυξη**	35%M7C3-56%BCC-9%M23C6	7%NBC-43.7%M7C3-38.7%BCC-10.6%CEM	45%BCC-51.4%WC-3.66%M23C6

* Θεωρώντας 10% αραίωση

** Θεωρώντας $\theta_0 = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$

3.2. Πειραματική ανάλυση της μικροδομής

Για τα τρία εξετασθέντα συστήματα, παρατηρήθηκαν παρόμοια χαρακτηριστικά ελαττώματα, τα οποία τυπικά σχετίζονται με την τεχνική της συγκόλλησης με χρήση βολταϊκού τόξου. Στην επιφάνεια παρατηρήθηκαν πόροι μέσης διαμέτρου $\sim 0,5$ mm (μακροπορώδες), καθώς και ρωγμές (Σχήμα 3.15). Τέτοια ελαττώματα μπορούν να αντιμετωπισθούν με την κατάλληλη επιλογή των τιμών των κρίσιμων παραμέτρων εναπόθεσης: ταχύτητα μετακίνησης ηλεκτροδίου και θερμοκρασία προθέρμανσης.

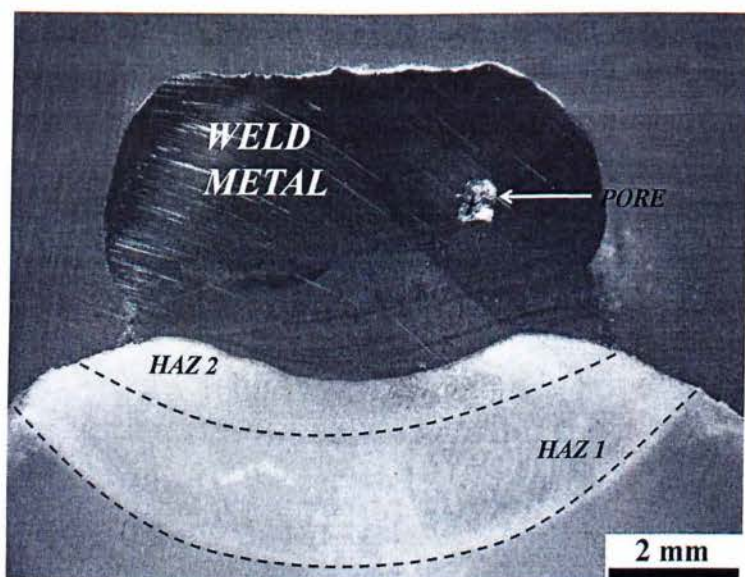


Σχήμα 3.15. Μακρογραφία επιφανειακών ελαττωμάτων: Διακρίνονται στην επιφάνεια ρηγματώσεις και μακροπορώδες.

Στο εσωτερικό των εναποθέσεων, παρατηρήθηκε η δημιουργία δενδριτικών δομών που αναπτύσσονται κατά φορά αντίθετη εκείνης της απαγωγής της θερμότητας, κατά τη στερεοποίηση. Τέτοιες περιοχές μικροδιαφορισμού σε κλίμακα κόκκου είναι ενδεικτικές ανομοιογένειας στην κατανομή των κραματικών στοιχείων και, ανάλογα με την έκτασή τους, ενδέχεται να επηρεάσουν τη μηχανική συμπεριφορά της εναπόθεσης. Στην περίπτωση αυτή, η αρνητική επίδραση του μικροδιαφορισμού μπορεί να αντιμετωπισθεί με θερμική κατεργασία ανόπτησης της εναπόθεσης. Αντιπροσωπευτικές μικρογραφίες θα παρουσιαστούν στη συνέχεια.

3.2.1. Μικροδομή εναπόθεσης υποευτηκτικού χυτοσιδήρου – Σύστημα Α

Στο Σχήμα 3.16, παρουσιάζεται μακρογραφία στερεοσκοπίου του συστήματος Α. Όπως έχει αναφερθεί πρόκειται για επιγώμωση διπλής εναπόθεσης υλικού με χημική σύσταση που το κατατάσσει στην κατηγορία των υποευτηκτικών χυτοσιδήρων.

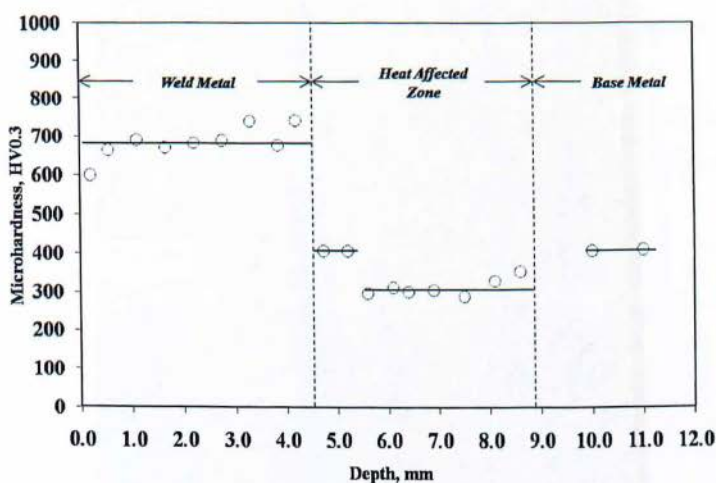


Σχήμα 3.16. Μακρογραφία του συστήματος Α.

Διακρίνεται σαφώς η εναπόθεση, πάχους ~ 5 mm, στο εσωτερικό της οποίας παρατηρήθηκαν πόροι της ίδιας τάξεως μεγέθους με τους επιφανειακούς, δηλαδή ~ 500 μm (μακροπορώδες). Κάτω από την εναπόθεση διακρίνεται η δημιουργία δυο Θερμικά Επηρεασμένων Ζωνών (ΘΕΖ):

- Η πρώτη (HAZ 1) έχει πλάτος ~ 2 mm και δεν είναι σε επαφή με την επιγώμωση. Είναι αυτή που δημιουργήθηκε κατά την πρώτη εναπόθεση υλικού (πρώτο «πέραςμα») στην επιφάνεια του υποστρώματος και αναθερμάνθηκε λόγω των θερμικών φορτίων, που δέχθηκε κατά τη δεύτερη εναπόθεση.
- Η δεύτερη (HAZ 2) έχει πλάτος ~ 2 mm και δεν είναι σε επαφή με το μέταλλο βάσης. Είναι αυτή που δημιουργήθηκε κατά τη δεύτερη εναπόθεση υλικού (δεύτερο «πέραςμα»).

Στο Σχήμα 3.17, παρουσιάζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας στο σύστημα, κατά μήκος ευθείας κάθετης στη διεπιφάνεια εναπόθεσης/ HAZ 2, που περνά από το ήμισυ του πλάτους της επιγόμωσης.

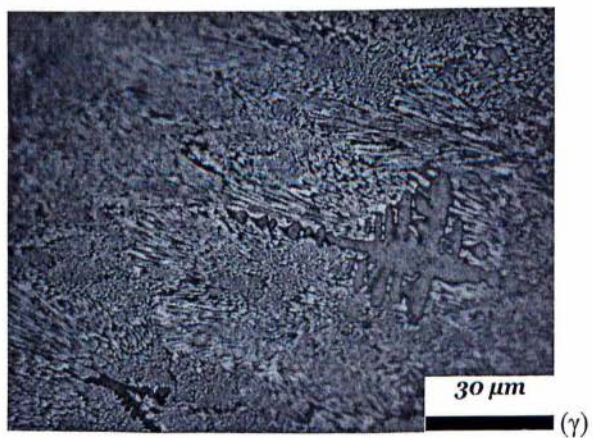
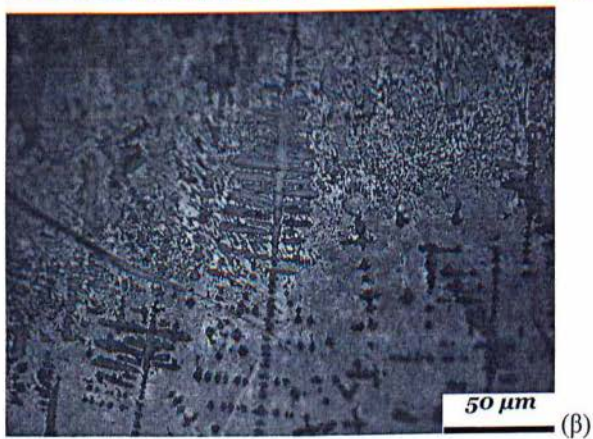
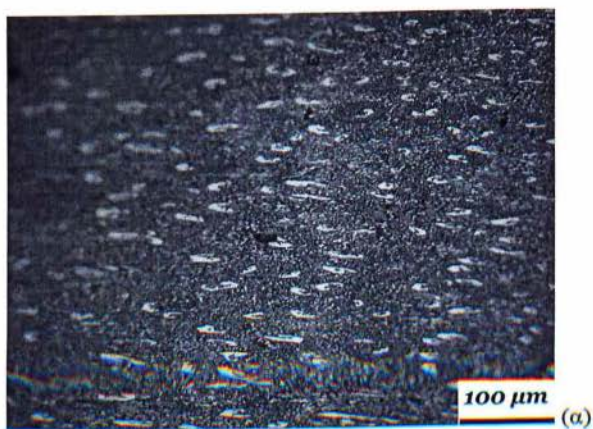


Σχήμα 3.17. Κατανομή μικροσκληρότητας για το σύστημα A.

Η σκληρότητα της εναπόθεσης βρέθηκε σταθερή σε όλο της το πάχος και ίση προς $\sim 700 \pm 50$ HV0.3. Οι τιμές που βρέθηκαν για τις δυο θερμικά επηρεασμένες ζώνες υποδεικνύουν μικρή διαφοροποίηση μεταξύ τους. Η πρώτη, που αναθερμάνθηκε κατά τη διπλή εναπόθεση εμφανίζει σταθερή τιμή μικροσκληρότητας $\sim 310 \pm 50$ HV0.3, ενώ η δεύτερη σταθερή τιμή ~ 400 HV0.3, υψηλότερη της πρώτης κατά ~ 70 HV0.3.

Στο Σχήμα 3.18, παρουσιάζονται περιοχές της εναπόθεσης, στις οποίες η μικροδομή παρουσιάζει διαφορετικά μορφολογικά χαρακτηριστικά:

- Καρβίδια, που σχηματίστηκαν κατά τη στερεοποίηση (λευκές περιοχές, Σχήμα 3.18α) και εμφανίζουν επίμηκες σχήμα, μορφολογία που απασχόλησε κι άλλους ερευνητές [3.4]. Η εφαρμογή του ThermoCalc, για το σύστημα A, υπέδειξε ως θερμοδυναμικά εφικτή τη δημιουργία Cr_7C_3 σε ποσοστό 35%, κατά τη στερεοποίηση του τήγματος και Cr_{23}C_6 σε ποσοστό 9%, κατά την απόψυξη του ωστενίτη.
- Δενδριτική ανάπτυξη της μεταλλικής φάσης στο τήγμα (Σχήμα 3.18β), που συνδέεται με φαινόμενα μικροδιαφορισμού όπως προβλέφθηκε και από το ThermoCalc.
- Λεδεμβουριτική δομή (Σχήμα 3.18), δηλαδή ευτηκτικός σεμεντίτης και περλίτης προερχόμενος από το μετασχηματισμό του ωστενίτη.

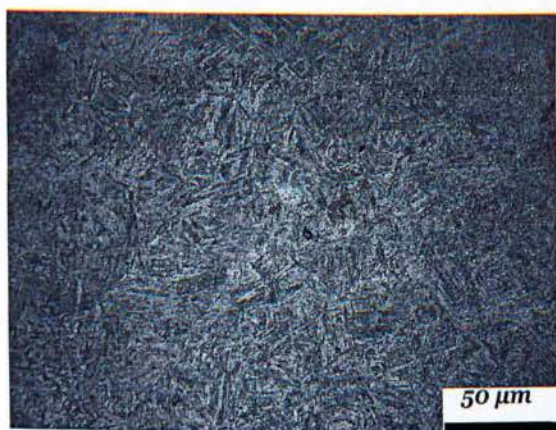


Σχήμα 3.18. Μικροδομή της εναπόθεσης του συστήματος Α:

- (α) Ομοιογενής διασπορά καρβιδίων στη μεταλλική μήτρα, (β) Δενδριτική ανάπτυξη και
(γ) Λεδεμβουριτική μορφή (μικροδομή ευτηκτικής σύστασης)

Στο Σχήμα 3.19, παρουσιάζεται η μεταβολή της μικροδομής του μετάλλου βάσης, λόγω των θερμικών φορτίων που έχουν δεχθεί οι δύο Θερμικά Επηρεασμένες Ζώνες:

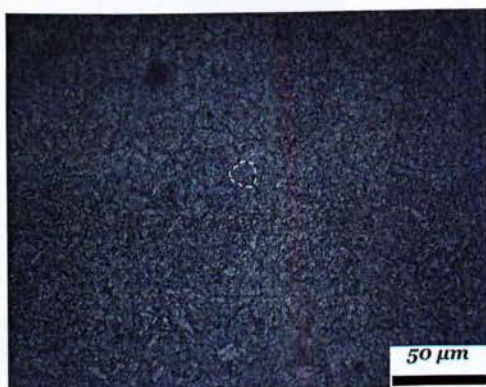
- Το μέταλλο βάσης έχει μπεινιτική μικροδομή. Διακρίνεται καθαρά η ανάπτυξη μπεινιτικών πλακιδίων (Σχήμα 3.19α).
- Στην πρώτη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ 1), η οποία έχει αναθερμανθεί από τη διπλή εναπόθεση, παρατηρείται μεγέθυνση κόκκων (Σχήμα 3.19β).
- Στη δεύτερη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ 2), η οποία έχει δεχθεί το θερμικό φορτίο της δεύτερης μόνον εναπόθεσης, παρατηρείται σχετική εκλέπτυνση κόκκων (Σχήμα 3.19γ).



(α)



(β)



(γ)

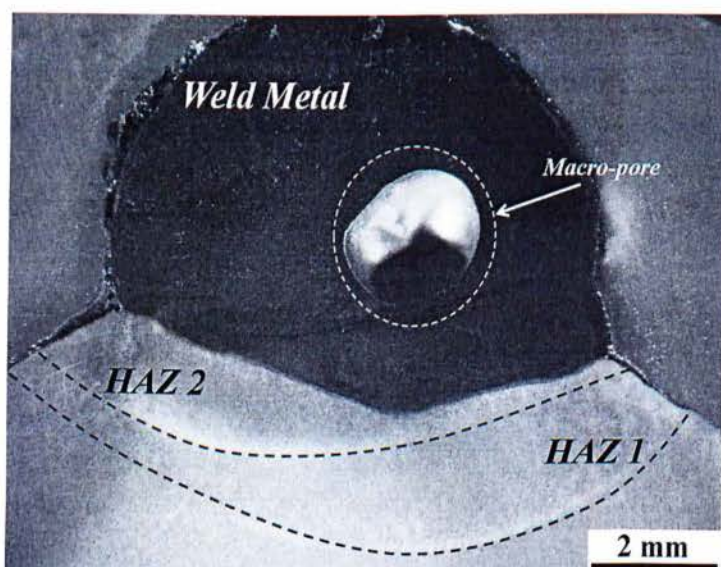
Σχήμα 3.19. Μεταβολή της μικροδομής του μετάλλου βάσης, λόγω θερμικών φορτίων:

(α) Αρχική μπεινιτική δομή, (β) Μεγέθυνση κόκκων, HAZ 1, (γ) Εκλέπτυνση κόκκων, HAZ 2.

Το περίγραμμα μοναδιαίου κόκκων υποδηλώνεται διακεκομμένες, στις περιπτώσεις (β) και (γ).

3.2.2. Μικροδομή εναπόθεσης υπερευθηκτικού χυτοσιδήρου - Σύστημα Β

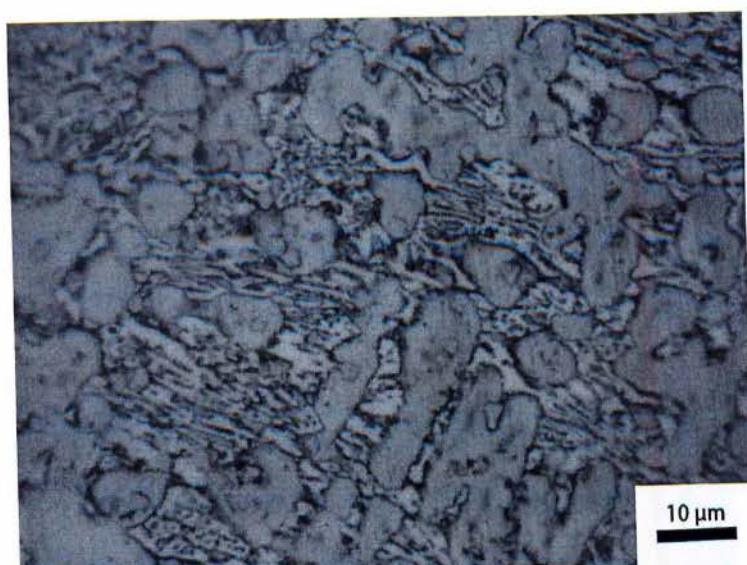
Στο Σχήμα 3.20, παρουσιάζεται μακρογραφία στερεοσκοπίου του συστήματος Β. Όπως έχει αναφερθεί πρόκειται για επιγύμωση διπλής εναπόθεσης υλικού με χημική σύσταση που το κατατάσσει στην κατηγορία των υπερευθηκτικών χυτοσιδέρων. Όπως και στο Σύστημα Α, στο εσωτερικό της εναπόθεσης, διακρίνεται η παρουσία πόρων μεγάλων διαστάσεων, που αναπτύχθηκαν κατά τη στερεοποίησης του τήγματος και κάτω από την επιγύμωση διακρίνεται, επίσης, η δημιουργία δυο Θερμικά Επηρεασμένων Ζωνών, λόγω της διπλής εναπόθεσης.



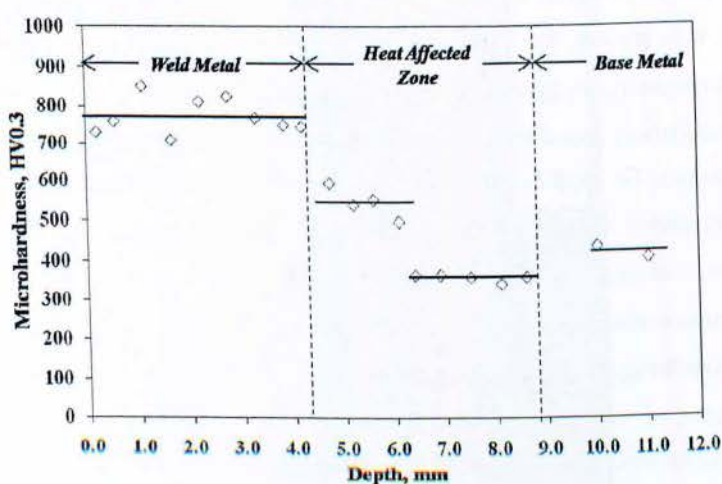
Σχήμα 3.20. Μακρογραφία του συστήματος Β.

Στο Σχήμα 3.21, παρουσιάζεται η μικροδομή της εναπόθεσης και διακρίνονται:

- Πυκνή διασπορά καρβιδίων (λευκές περιοχές). Η εφαρμογή του ThermoCalc, για το σύστημα Β, υπέδειξε ως θερμοδυναμικά εφικτή τη δημιουργία, κατά τη στερεοποίηση, πρωτογενών καρβιδίων νιοβίου (NbC) και χρωμίου (M7C3), σε ποσοστά 7% και 44%, αντίστοιχα
- Μεταλλική μήτρα ευτηκτικής σύστασης, με εμφανώς διακριτά πλακίδια σεμεντίτη, για τον οποίο η υπολογιστική πρόβλεψη έδωσε ποσοστό συμμετοχής στο τελικό στερεό 11 % κ.β.



Σχήμα 3.21. Μικροδομή συστήματος Β: Καρβίδια σε μεταλλική μήτρα εντηκτικής σύστασης.



Σχήμα 3.22. Κατανομή μικροσκληρότητας.

Στο Σχήμα 3.22, παρουσιάζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας στο σύστημα. Η εναπόθεση, συγκρινόμενη με εκείνη του συστήματος Α, εμφανίζει υψηλότερη τιμή μέσης μικροσκληρότητας ~780 HV0.3, με υψηλότερη ωστόσο διακύμανση (από ~700 ως 850 HV0.3), γεγονός που μπορεί να αποδοθεί στο υψηλό ποσοστό πρωτογενών καρβιδίων

νιοβίου και χρωμίου, καθώς και στην ανάπτυξη πλακιδίων σεμεντίτη εντός της μεταλλικής μήτρας. Οι δυο θερμικά επηρεασμένες ζώνες, όπως και στο σύστημα Α, παρουσιάζουν διαφορετικές τιμές μικροσκληρότητας. Η HAZ 1, όπως και προηγούμενα, εμφανίζει σταθερή τιμή μικροσκληρότητας $\sim 310 \pm 20$ HV0.3. Ωστόσο, η HAZ 2 παρουσιάζει πολύ υψηλότερες τιμές 550 ± 20 HV0.3, που μπορούν μόνο να αποδοθούν στο ύψος των θερμικών φορτίων που δέχθηκε και το ρυθμό απόψυξής της, και οδήγησαν σε μετασχηματισμό φάσεων σε στερεή κατάσταση. Η παρατήρηση της μικροδομής των θερμικά επηρεασμένων ζωνών σε οπτικό μικροσκόπιο δεν ήταν ικανή να αναδείξει την ύπαρξη μεταβολών που θα ερμήνευαν ικανοποιητικά τη συμπεριφορά αυτή.

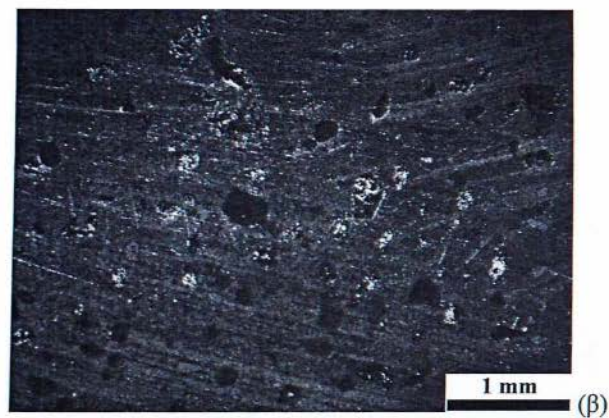
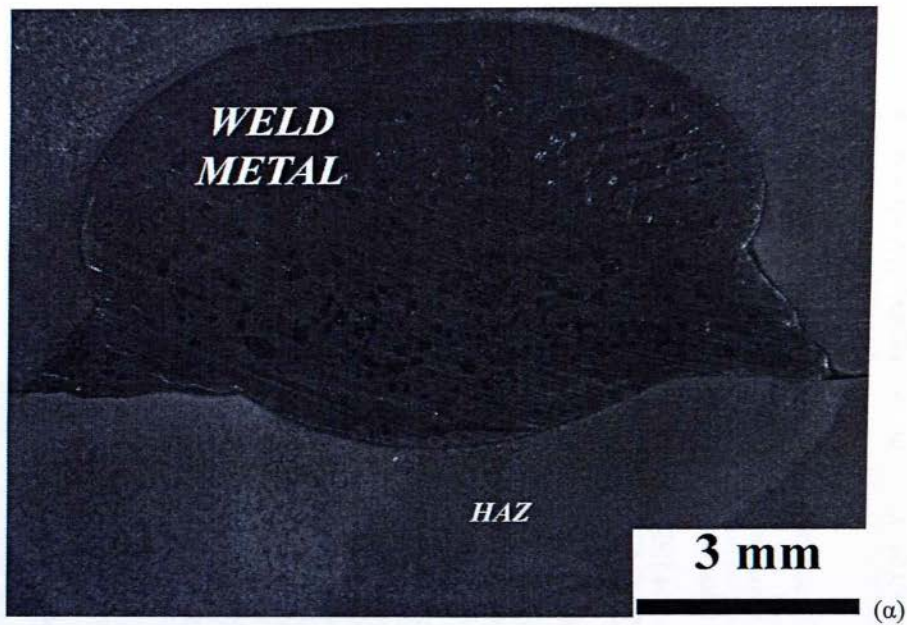
3.2.3 Μικροδομή μικτής κεραμικής/ μεταλλικής εναπόθεσης - Σύστημα Γ

Στο Σχήμα 3.23α, παρουσιάζεται μακρογραφία στερεοσκοπίου του συστήματος Γ. Όπως έχει αναφερθεί πρόκειται για επιγύμωση μονής εναπόθεσης υλικού μικτής σύστασης: κατά 50% κ.β. αποτελείται από κεραμικά σωματίδια (WC), με ειδικό βάρος $\sim 15,5 \text{ g/mm}^3$ και κατά 50% κ.β. από μεταλλική φάση, η χημική σύσταση της οποίας την κατατάσσει στην κατηγορία των υπερεικτοειδών χαλύβων, με ειδικό βάρος $\sim 7,8 \text{ g/mm}^3$. Αντίθετα με τα δυο προηγούμενα συστήματα, η επιγύμωση δεν παρουσίασε πόρους ή ρωγμές, ενώ στο σύστημα εμφανίζεται μια θερμικά επηρεασμένη ζώνη, λόγω της μονής εναπόθεσης, πάχους 2 mm (Σχήμα 3.23γ).

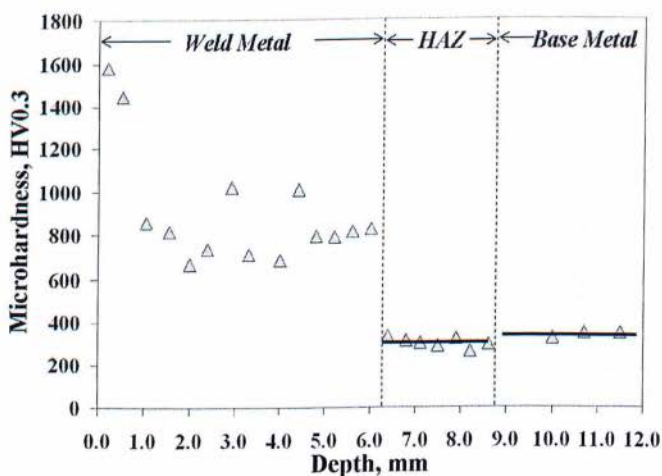
Η επιγύμωση χαρακτηρίζεται από τη διασπορά καρβιδίων του βολφραμίου στη μεταλλική μήτρα. Τα καρβίδια αυτά, μεγέθους από ~ 150 έως 500 μm , παρέμειναν άηχτα κατά την εναπόθεση (Σχήμα 3.23β), χωρίς ωστόσο να κατανέμονται ομοιόμορφα μέσα στη μήτρα. Όπως φαίνεται στο Σχήμα 3.23α, τα μεγάλου μεγέθους και βάρους σωματίδια καρβίδια συγκεντρώνονται στην κεντρική περιοχή και στα «βαθύτερα» σημεία της απόθεσης. Αντιθέτως, τα μικρότερου μεγέθους σωματίδια συγκεντρώνονται σε επιφανειακό στρώμα, πάχους $\sim 1 \text{ mm}$. Μπορεί, λοιπόν, ασφαλώς να υποτεθεί ότι κατά τη στερεοποίηση του τήγματος λαμβάνει χώρα βαρυτομετρικός διαφορισμός:

- Τα μεγάλου μεγέθους και ειδικού βάρους άηχτα σωματίδια καθιζάνουν ταχέως σε υγρό υποδιπλάσιον ειδικού βάρους,
- Τα μικρού μεγέθους άηχτα σωματίδια επιπλέουν στο τήγμα, για το σύντομο χρονικό διάστημα που διαρκεί η στερεοποίηση.

Ο μηχανισμός αυτός οδηγεί σε μακροδιαφορισμό του συστήματος και σε αναμενόμενη ισχυρή διακύμανση της σκληρότητας στις διάφορες περιοχές της επιγύμωσης, χωρίς αυτό να είναι κατ' ανάγκη επιβλαβές, για αντιτριβικές εφαρμογές.



Σχήμα 3.23. (α) Μακρογραφία του συστήματος Γ, (β) Μακροδομή κεντρικής περιοχής της επιγόμωσης, (γ) Θερμικά επηρεασμένη ζώνη.



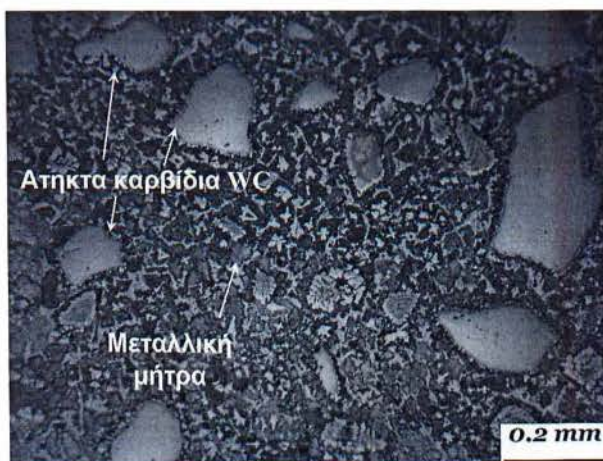
Σχήμα 3.24. Κατανομή μικροσκληρότητας στο Σύστημα Γ.

Στο Σχήμα 3.24 παρουσιάζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας του συστήματος, που είναι σε απόλυτη σύγκλιση με όσα περιγράφηκαν για τη μακροδομή:

- Σε ένα επιφανειακό στρώμα της τάξης του ~1 mm, οι τιμές μικροσκληρότητας εγγίζουν τα 1500 HV0.3
- Στο εσωτερικό της επιγόμωσης, η μικροσκληρότητα τείνει προς μια μέση τιμή ~800 HV0.3, με τις μεμονωμένες τιμές να παρουσιάζουν ισχυρή διακύμανση, από 600 έως 1000 HV0.3
- Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη έχει σταθερή τιμή, ελαφρώς χαμηλότερη εκείνης του μετάλλου βάσης, όπως ήταν αναμενόμενο.

Με αυτά τα δεδομένα μακροδομής και μικροσκληρότητας, σε συνδυασμό με την απουσία ελαττωμάτων όπως είναι οι πόροι και οι ρωγμές, το σύστημα Γ αναμένεται να έχει την καλύτερη συμπεριφορά έναντι φθοράς, από τα τρία συστήματα που εξετάστηκαν, αφού θα μπορούσε να προσεγγισθεί ως υπόστρωμα που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία ισχυροποίησης σε βάθος 1000 μm.

Στη συνέχεια, γίνεται ανάλυση της μικροδομής των δυο διακριτών φάσεων της εναπόθεσης (Σχήμα 3.25): μεταλλικής και κεραμικής, και προσπάθεια συσχέτισής της με πιθανούς μηχανισμούς που ενεργοποιούνται, κατά τη στερεοποίηση του τήγματος και την απόψυξή του στη θερμοκρασία προθέρμανσης.

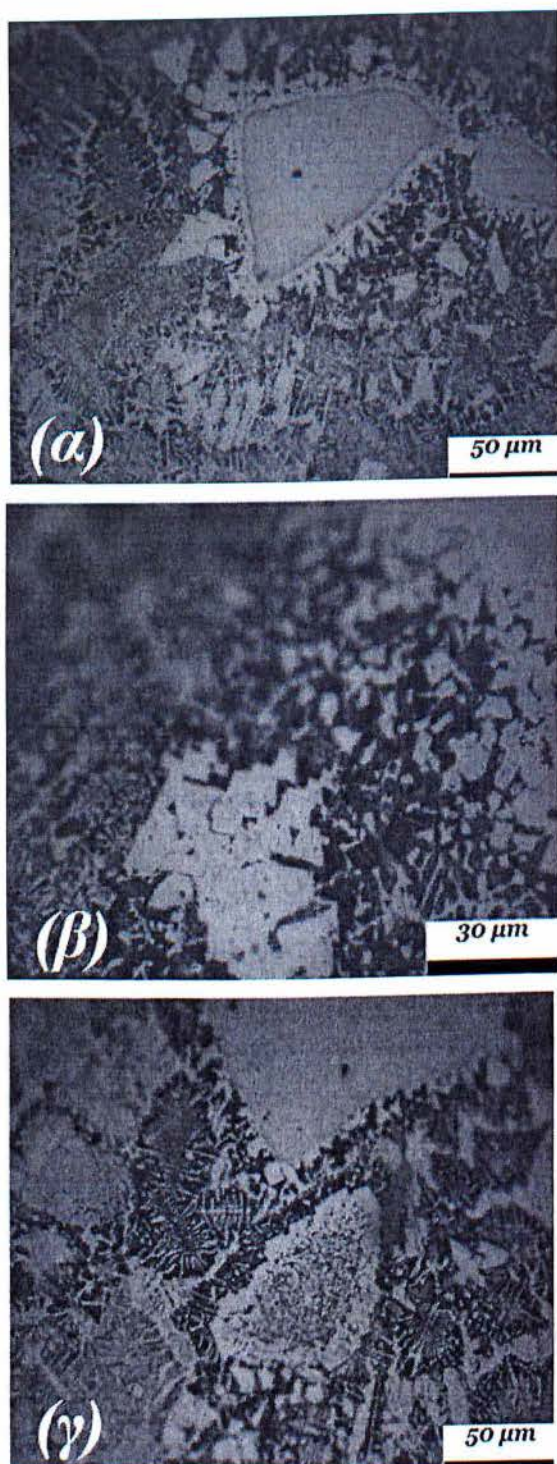


Σχήμα 3.25. Μικροδομή της εναπόθεσης του Συστήματος Γ.

Στο Σχήμα 2.26 παρουσιάζονται τρία στιγμιότυπα της «ζωής» των άττητων σωματιδίων WC εντός του σιδηρούχου τήγματος, τα οποία είναι ενδεικτικά της εξέλιξης ενός μηχανισμού διαλυτοποίησής τους:

- Στην έναρξή της, η διαλυτοποίηση ξεκινά από την εξωτερική επιφάνεια του καρβιδίου (Σχήμα 2.26α), ενώ ταυτόχρονα οι γειτονικές περιοχές της μεταλλικής φάσης εμπλουτίζονται σε άνθρακα και βολφράμιο.
- Στην εξέλιξή της, τμήματα του καρβιδίου αποκόπτονται από το αρχικό σωματίδιο (Σχήμα 2.26β).
- Στο τελικό της στάδιο, τα μικρού μεγέθους καρβίδια, καθώς και τα τμήματα που αποκόπηκαν από σωματίδια μεγαλύτερων διαστάσεων διαλυτοποιούνται πλήρως στη μεταλλική μήτρα (Σχήμα 2.26γ).

Πιθανολογείται το φαινόμενο να λαμβάνει χώρα κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, και όχι της απόψυξης, λόγω της υψηλής δραστηριότητας που εμφανίζουν τα τηγμένα μέταλλα. Επιπλέον, το καρβίδιο του βολφραμίου είναι εξαιρετικά «ευαίσθητο» σε δραστικό περιβάλλον υψηλών θερμοκρασιών. Είναι γνωστό, για παράδειγμα, ότι σε περιπτώσεις δημιουργίας επικαλύψεων θερμικού ψεκασμού, διασπάται προς υποστοιχειομετρικό W_2C ή/και W , με μηχανισμούς θερμικής διάσπασης, χημικής αντίδρασης ή διαλυτοποίησης. Στη συγκεκριμένη περίπτωση του Συστήματος Γ, η εξέλιξη της διαλυτοποίησης ενός μεμονωμένου σωματιδίου εξαρτάται από το μέγεθός του, το ρυθμό στερεοποίησης, καθώς και από τη δραστικότητα/ χημική σύσταση του τήγματος.



Σχήμα 3.26. Διαλυτοποίηση καρβιδίων στη μεταλλική μήτρα κατά τη στερεοποίηση της εναπόθεσης.

Στο Σχήμα 3.27 παρουσιάζεται η μικροδομή της μεταλλικής φάσης. Αυτή χαρακτηρίζεται από την ανάπτυξη δενδριτικών δομών, -παρατηρήθηκε η ύπαρξη τριτογενών δενδριτών. Η ανάλυση με τη χρήση του ThermoCalc υπέδειξε ως θερμοδυναμικά δυνατή τη δημιουργία WC, κατά τη φάση της στερεοποίησης, M23C6, κατά τη φάση της απόψυξης του ωστενίτη, σε ποσοστά 3% και 7%, αντίστοιχα, εντός φερριτικής μήτρας.

3.3. Αξιολόγηση θεωρητικών προβλέψεων και πειραματικών παρατηρήσεων

Στον Πίνακα 3.3 συνοψίζονται οι αδυναμίες των τριών μεθοδολογιών που ακολουθήθηκαν για την ταυτοποίηση της μικροδομής των επιγομώσεων που μελετήθηκαν

Πίνακας 3.3. Συγκριτική αξιολόγηση των τριών μεθοδολογιών προσδιορισμού της μικροδομής.

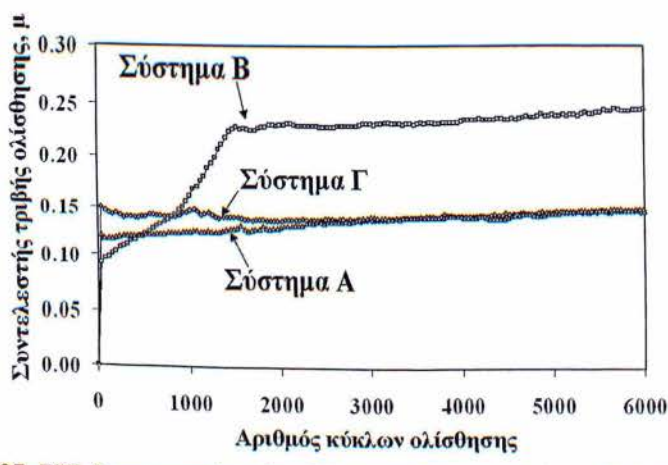
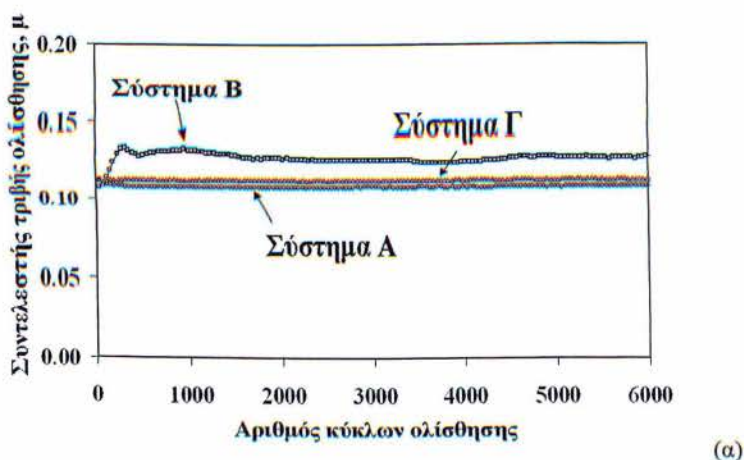
ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ	ΑΔΥΝΑΜΙΕΣ ΕΡΜΗΝΕΙΑΣ
Διμερές διάγραμμα Fe-C	• Πρόκειται για διάγραμμα ισορροπίας φάσεων και δε μπορεί να προβλέψει δομές που λαμβάνονται, κατά τη διάρκεια ταχέων μετασχηματισμών. • Δε λαμβάνεται υπόψη η ύπαρξη των λοιπών κραματικών στοιχείων, τα οποία επηρεάζουν τις χαρακτηριστικές θερμοκρασίες έναρξης και ολοκλήρωσης μετασχηματισμών. • Δε λαμβάνεται υπόψη η συμμετοχή των λοιπών κραματικών στοιχείων στην τελική μικροδομή.
Χρήση ThermoCalc	• Κατά τη στερεοποίηση, δεν μπορούν να προβλεφθούν φαινόμενα βαρυτομετρικού μακροδιαφορισμού και διαλυτοποίησης άτηκτων σωματιδίων σε μικτές εναποθέσεις, όπως στην περίπτωση του συστήματος Γ. • Κατά την απόψυξη σε στερεή κατάσταση, επίσης δε μπορεί να προσδιορίσει τη δημιουργία φάσεων εκτός ισορροπίας.
Μεταλλογραφική παρατήρηση	Η ταυτοποίηση των φάσεων σε οπτικό μικροσκόπιο, θα πρέπει να υποστηρίζεται από ανάλυση με περίθλαση ακτίνων Χ και στοιχειακή μικροανάλυση σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, προκειμένου να επιβεβαιωθεί και να ποσοτικοποιηθεί.

3.4 Μελέτη της αντιτριβικής συμπεριφοράς των τριών συστημάτων

Όπως περιγράφηκε στο πειραματικό μέρος έγιναν δύο τύποι δοκιμών τριβής ολίσθησης χρησιμοποιώντας δύο ανταγωνιστικά υλικά διαφορετικής γεωμετρίας και χημικής σύστασης, προκειμένου να αξιολογηθεί αφενός η κατεργασιμότητα των επιγομώσεων, και αφετέρου η αντοχή τους σε φθορά κατά τη χρήση.

3.4.1. Εξέλιξη συντελεστή τριβής

Στο Σχήμα 3.27, παρουσιάζεται η εξέλιξη του συντελεστή τριβής για τις δυο διατάξεις και τις τρεις επιγομώσεις.

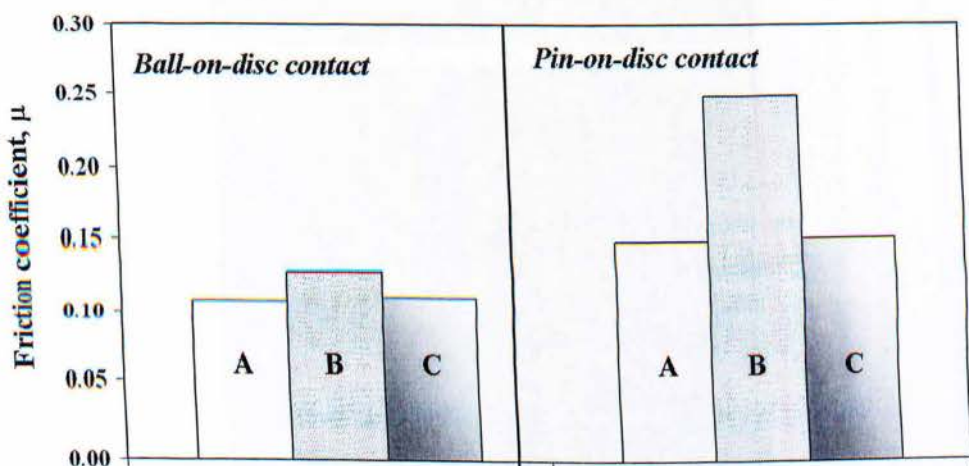


Σχήμα 3.27. Εξέλιξη του συντελεστή τριβής συναρτήσει των κύκλων ολίσθησης (α) σφαίρας Si_3N_4 και (β) τριγωνικού κοπτικού άκρου εργαλειομηχανής, επί των τριών εναποθέσεων.

Στην περίπτωση διάταξης σφαίρας-δίσκου, ο συντελεστής τριβής και για τα τρία τριβοσυστήματα έτεινε προς την ίδια πρακτικά, για ξηρή τριβή, τιμή 0,10-0,14, με ελαφρά υψηλότερη εκείνη που καταγράφηκε για το σύστημα Β.

Στην περίπτωση διάταξης στυλίσκου-δίσκου, το σύστημα Β είχε σαφώς χειρότερη συμπεριφορά, αφού ο συντελεστής τριβής ήταν σχεδόν διπλάσιος (0,25) αυτού των δύο άλλων συστημάτων (0,14). Η υψηλή αυτή τιμή μπορεί να αποδοθεί στη δημιουργία υψηλών ποσοστών σεμεντίτη, που μειώνουν την κατεργασιμότητα της εναπόθεσης.

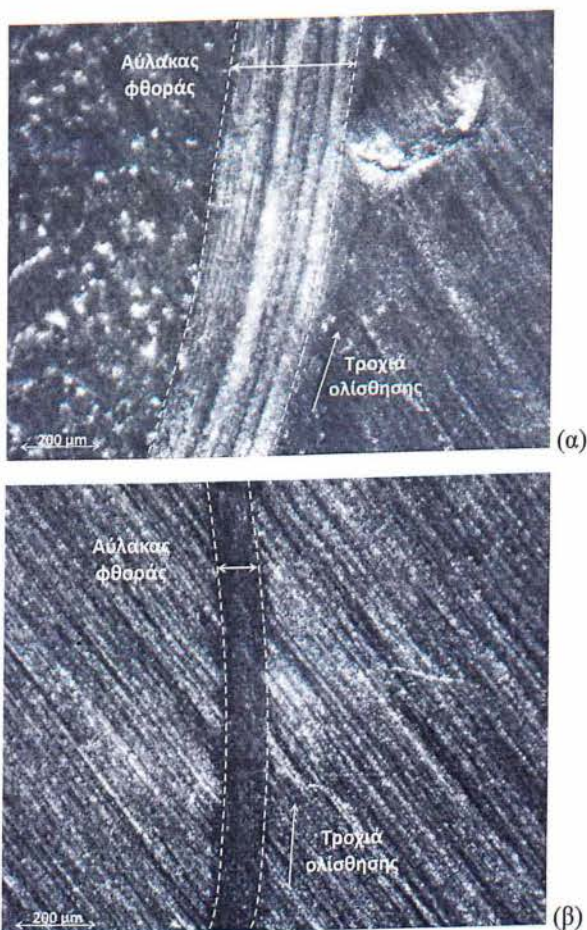
Τα σχετικά αποτελέσματα παρουσιάζονται συγκεντρωτικά στο Σχήμα 3.28.



Σχήμα 3.28. Μέσοι συντελεστές τριβής των τριών εξεταζόμενων συστημάτων, για δύο πειραματικές διατάξεις.

3.4.2. Εξέλιξη συντελεστή φθοράς

Ο προσδιορισμός του ρυθμού φθοράς, κατά συνέπεια και του συντελεστή φθοράς, για τις συνθήκες διεξαγωγής των δοκιμών (500 m, 10 N) στάθηκε αδύνατος, δεδομένης της πρακτικά μη μετρούμενης ποσότητας αποβαλλόμενου υλικού, και για τις δυο διατάξεις. Έτσι λοιπόν έγιναν δοκιμές στα ίδια δοκίμια και στη διάταξη στυλίσκου-δίσκου για άλλα 3500 m με ίδιο φορτίο. Ωστόσο, για το σύστημα Α παρέμεινε αδύνατη η μέτρηση ποσότητας αποβαλλόμενου υλικού με τη χρήση μηχανικού τραχύμετρου. Στο Σχήμα 3.29 παρουσιάζονται τα αβαθή ίχνη φθοράς στην επιφάνεια της επιγόμωσης.



Σχήμα 3.29. Αβαθείς αύλακες φθοράς για την pin-on-disc δοκιμή της εναπόθεσης A με ταχύτητες ολίσθησης (α) $0,05 \text{ m.s}^{-1}$ και (β) $0,10 \text{ m.s}^{-1}$

Στην περίπτωση του συστήματος B, ο όγκος του αποβαλλόμενου υλικού επέτρεψε τη μέτρηση της γεωμετρίας της αύλακας φθοράς (Σχήμα 3.30) και τον προσδιορισμό του αντίστοιχου συντελεστή φθοράς από τη σχέση:

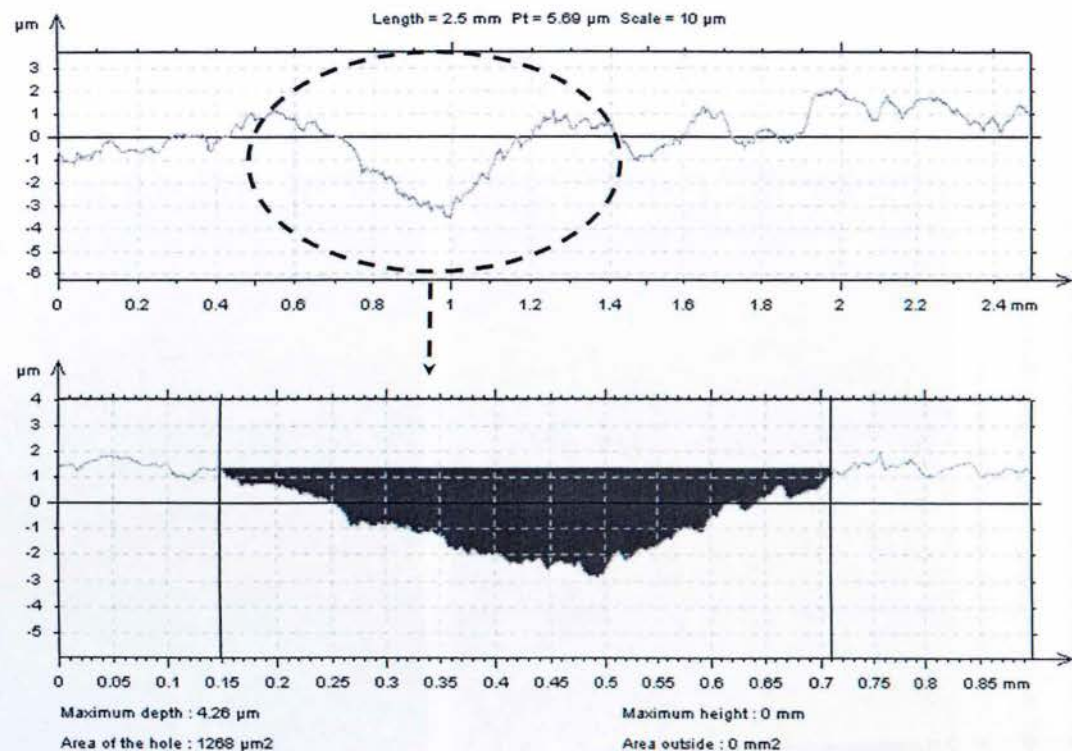
$$K = \frac{V}{F * S}$$

Όπου: V, ο όγκος φθοράς σε (mm^3)

F, το επιβαλλόμενο φορτίο σε (N)

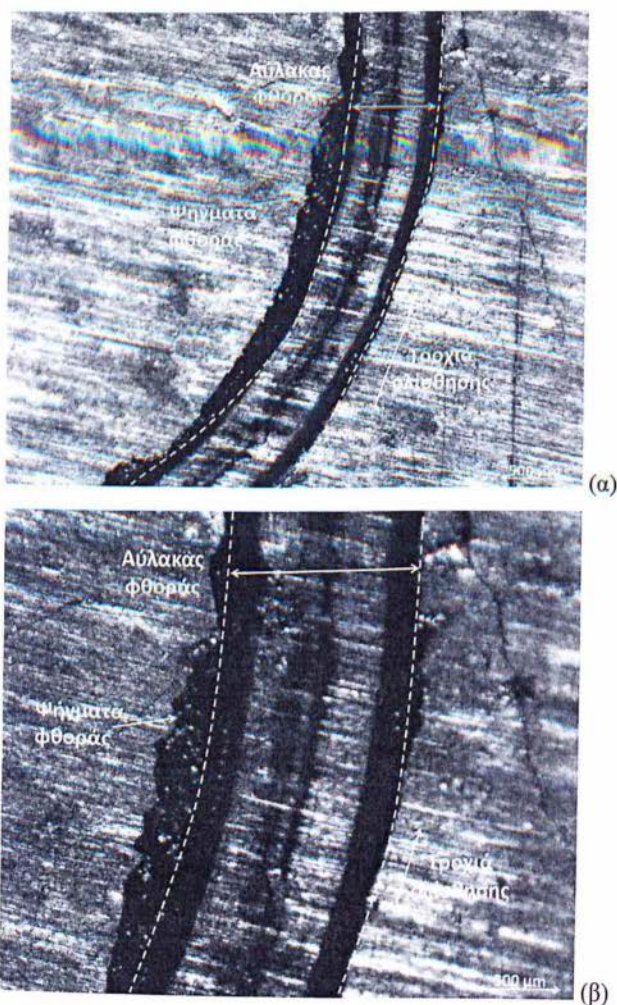
S, η συνολική απόσταση ολίσθησης σε (m)

Βρέθηκε ότι ο **συντελεστής φθοράς του συστήματος B** είναι $7,9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$.



Σχήμα 3.30. Μέτρηση του αποβαλλόμενου όγκου υλικού με χρήση μηχανικού τραχύμετρου. Η γεωμετρία της αύλακας φθοράς αντιστοιχεί στη γεωμετρία του κοπτικού άκρου που χρησιμοποιήθηκε στη δοκιμή ολίσθησης.

Στο Σχήμα 3.31 παρουσιάζεται κάτοψη τόξου της τροχιάς ολίσθησης στην επιφάνεια επιγόμεσης B και αντίστοιχη μεγέθυνση. Παρατηρείται συσσωρευση των ψηγμάτων φθοράς στο χείλος της αύλακας, καθώς και το ίχνος του αποτυπώματος της «μύτης» του κοπτικού στο κέντρο της. Προϋπάρχουσες ρωγμές στην επιγόμενη δε φαίνεται να συμμετέχουν στη φθορά, ενεργοποιώντας, για παράδειγμα φαινόμενα αποφλοιώσης, ενώ επίσης δεν παρατηρήθηκαν ίχνη πλαστικής παραμόρφωσης. Ως μηχανισμός φθοράς της επιγόμεσης, αναγνωρίστηκε εκείνος της «καθαρής» απόξεσης/ λείανσης.



Σχήμα 3.31. (α) Φωτογραφία στερεοσκοπίου της αύλακας φθοράς της επιγόμεσης B μετά από ολίσθηση τριγωνικού κοπτικού άκρου για 4000 m και (β) μεγέθυνση περιοχής της (α).

3.4.3. Μηχανισμοί φθοράς μετά από χρήση σε πραγματικές συνθήκες

Οι επιφάνειες επιγομώσεων των τριών συστημάτων μετά από πολύμηνη χρήση τους σε πραγματικές συνθήκες για την εκσκαφή σαθρών εδαφών υψηλής υγρασίας, με περιστασιακή παρουσία ορυκτών σωματιδίων, παρατηρήθηκαν σε στερεοσκόπιο για την προκαταρκτική αναγνώριση των μηχανισμών φθοράς.

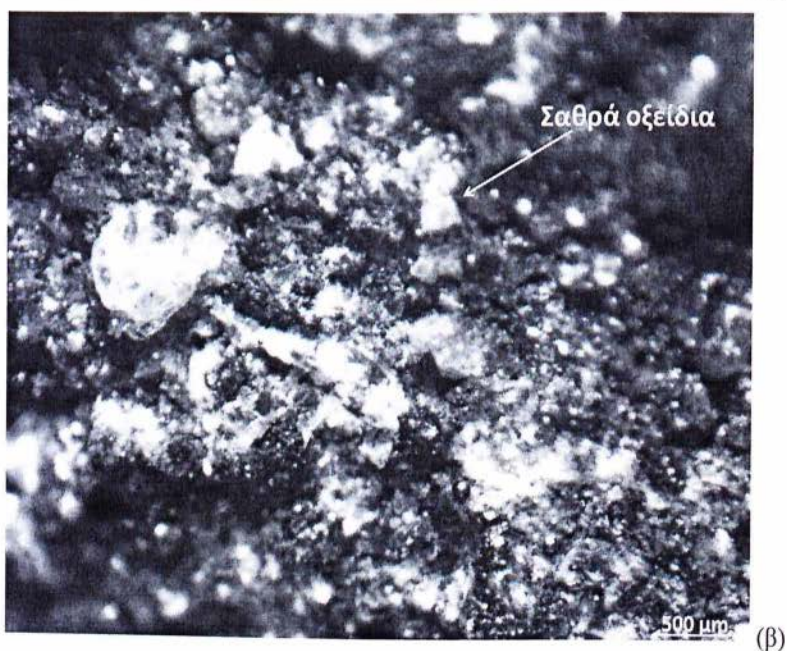
Στην επιφάνεια φθοράς της επιγομώσης Α (Σχήμα 3.32), παρατηρήθηκαν περιοχές καλυμμένες με σαθρά οξείδια του σιδήρου (κόκκινου χρώματος), ενδεικτικό της εκτεταμένης οξείδωσης του μετάλλου, λόγω της υγρασίας του εδάφους. Επίσης, παρατηρήθηκαν προσκολλημένα στην επιφάνεια ίχνη χρώματος (πράσινου χρώματος).

Στην επιφάνεια φθοράς της επιγομώσης Β (Σχήμα 3.33), παρατηρήθηκε η ύπαρξη πολυάριθμων κρατήρων διαμέτρου ~1 mm, παρόμοιων σε μορφολογία με τα ίχνη φθοράς λόγω σπηλαίωσης. Είναι ενδεικτικά, πιθανά, της χαμηλής αντοχής της επιγομώσης σε κρουστικά φορτία που αναπτύσσονται κατά την πρόσκρουση σε ορυκτά σωματίδια.

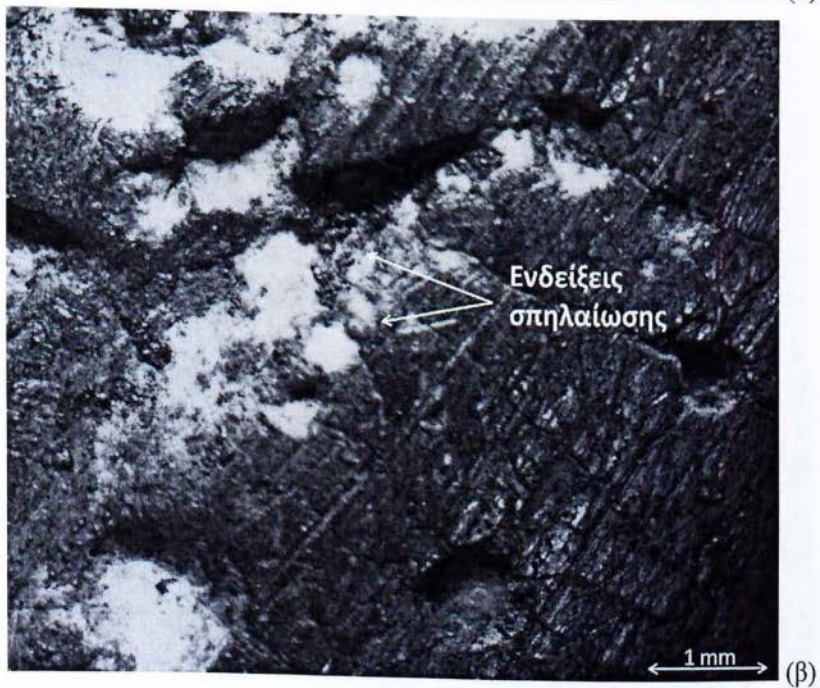
Στην επιφάνεια φθοράς της επιγομώσης Γ (Σχήμα 3.343), παρατηρήθηκαν ρωγμές, που όπως στην περίπτωση της εργαστηριακής διερεύνησης δεν παρεμβαίνουν στο μηχανισμό φθοράς. Παρατηρήθηκαν, επίσης, περιοχές εκτεταμένης οξείδωσης του μετάλλου και προσκόλλησης συσσωματωμάτων εδάφους, προφανώς λόγω της υψηλής υγρασίας.

3.5. Βιβλιογραφία

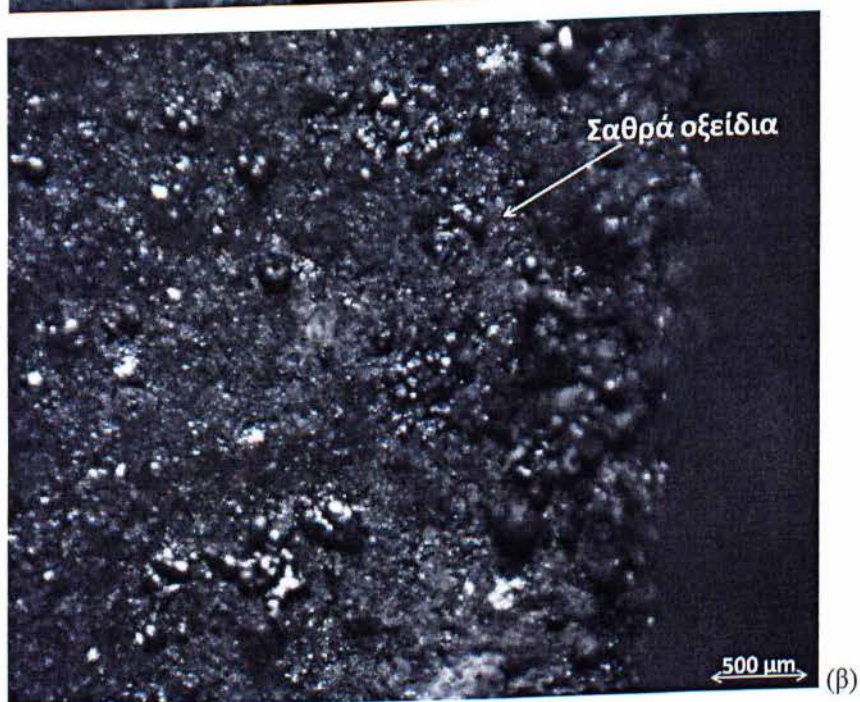
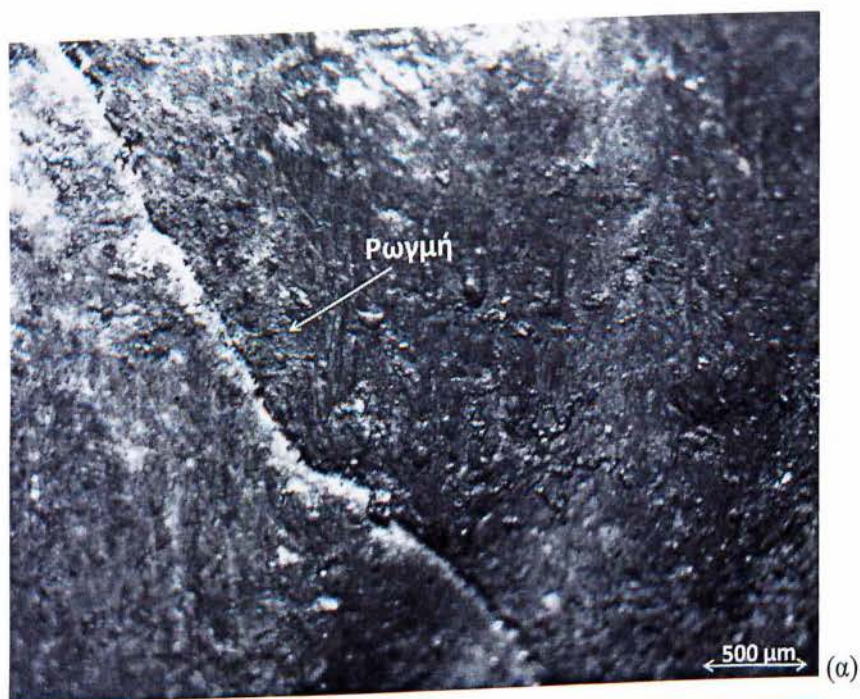
- [3.1] Β. Παπάζογλου, «Επιστήμη και Τεχνική των συγκολλήσεων», Εκδ. ΕΜΠ, Αθήνα, 1989.
- [3.2] Κ. Κονοφάγος, «Μεταλλογνωσία», Τόμος ΙΙ, Αθήνα, 1973.
- [3.3] Δ. Παντελής, «Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών», Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 1996.
- [3.4] C.-M. Chang, Y.-C. Chen, W. Wu, "Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy", Tribology International , 43(5-6) (2010) 929-934.



Σχήμα 3.32. Επιφάνεια φθοράς επιγύμωσης Α, μετά από χρήση σε πραγματικές συνθήκες. Διακρίνεται η ύπαρξη (α) Σαθρών οξειδίων του σιδήρου και (β) Συνσσωματωμάτων του ανταγωνιστικού υλικού, προσκολλημένων στην επιφάνεια.



Σχήμα 3.33. Επιφάνεια φθοράς επιγύμωσης Β, μετά από χρήση σε πραγματικές συνθήκες. Διακρίνεται η ύπαρξη (α) Σαθρών οξειδίων του σιδήρου και (β) Επιφανειακών κρατήρων «σπηλαιώσης».



Σχήμα 3.34. Επιφάνεια φθοράς επιγόμεωσης Γ, μετά από χρήση σε πραγματικές συνθήκες. Διακρίνεται η ύπαρξη (α) «Ακίνδυνων» ρωγμών και (β) Περιοχών εκτεταμένης οξείδωσης και προσκόλλησης συσσωματωμάτων εδάφους.

4. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

4. Συμπεράσματα

Η παρούσα πτυχιακή εργασία αφορά στη μελέτη της μικροδομής και της συμπεριφοράς σε συνθήκες τριβής ολίσθησης τριών επιγομώσεων, που εναποτέθηκαν με τεχνική βολταϊκού τόξου στην επιφάνεια χάλυβα κατασκευής σκαπτικών άκρων χωματουργικών μηχανημάτων. Η μεταλλογραφική παρατήρηση των εναποθέσεων, ο προσδιορισμός της κατανομής της μικροσκληρότητας και η συνεχής καταγραφή του συντελεστή τριβής επέτρεψαν τη συγκριτική αξιολόγησή τους, με κριτήρια την ελαχιστοποίηση ελαττωμάτων μικροδομής, τη μεγιστοποίηση της σκληρότητας και τη μείωση των συντελεστών τριβής και φθοράς. Τα παραπάνω κριτήρια διασφαλίζουν τη μεγιστοποίηση της κατεργασιμότητας καθώς και της απόδοσης επιγομώσεων σκαπτικών άκρων μηχανημάτων που χρησιμοποιούνται σε χωματοургικές εργασίες, σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας. Τα κύρια συμπεράσματα, που προέκυψαν συνοψίζονται παρακάτω:

- Η πρόβλεψη της μικροδομής των επιγομώσεων με ανάλυση του διαγράμματος ισορροπίας των φάσεων του *διμερούς συστήματος Fe-C* θα μπορούσε να δώσει μια προσεγγιστική εκτίμηση των αναμενόμενων δομών. Ωστόσο, πρόκειται για διάγραμμα ισορροπίας φάσεων και δε μπορεί να προβλέψει δομές που λαμβάνονται, κατά τη διάρκεια ταχέων μετασχηματισμών, όπως στην περίπτωση των επιγομώσεων. Επιπλέον αποκλίσεις εισάγονται στην περίπτωση πολυστοιχειακών συστημάτων, στα οποία οι χαρακτηριστικές θερμοκρασίες έναρξης και ολοκλήρωσης μετασχηματισμών και η τελική μικροδομή επηρεάζονται από την ύπαρξη των λοιπών κραματικών στοιχείων.
- Η χρήση του λογισμικού υπολογισμού των θερμοδυναμικά σταθερών φάσεων *ThermoCalc* με τη συνδυασμένη χρήση των παραδοχών της θεωρίας Scheil, μπορεί να δώσει πολύ καλές ποσοτικές εκτιμήσεις για την πορεία στερεοποίησης της επιγώμωσης και τη δημιουργία καρβιδίων. Ωστόσο, σε περιπτώσεις μικτών εναποθέσεων, όπως εκείνης του συστήματος Γ, δεν μπορούν να προβλεφθούν φαινόμενα βαρυτομετρικού μακροδιαφορισμού και διαλυτοποίησης άηκτων σωματιδίων, που λαμβάνουν χώρα κατά τη στερεοποίηση. Επι πλέον, φάσεις εκτός ισορροπίας που δημιουργούνται σε στερεή κατάσταση, λόγω ταχείας απόψυξης, όπως π.χ. μαρτενσίτης ή μπαινίτης, επίσης δε μπορούν να προβλεφθούν.

- Στην περίπτωση του *Συστήματος Α*, στερεοποίησης και απόψυξης δηλαδή υποευθηκτικής σύστασης χυτοσιδήρου με περιεκτικότητα σε καρβιδιογόνα στοιχεία, υπολογίσθηκε και επιβεβαιώθηκε μεταλλογραφικά η δημιουργία καρβιδίων του χρωμίου του τύπου M_7C_3 και $M_{23}C_6$, σε μεταλλική μήτρα δενδριτών. Η επιγώμωση παρουσίασε καλή κατεργασιμότητα, εμφανίζοντας σταθερό συντελεστή τριβής ξηρής ολίσθησης ~ 0.12 , και υψηλή αντοχή σε φθορά, με αμελητέα ποσότητα απομακρυνόμενου υλικού, κατά τη διάρκεια των εργαστηριακών δοκιμών. Η δοκιμή της σε πραγματικές συνθήκες χρήσης ανέδειξε εκτεταμένη οξείδωση της επιφάνειας προς σαθρά οξείδια που σιδήρου, γεγονός αναμενόμενο όταν κοινά σιδηρούχα κράματα χρησιμοποιούνται σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας.
- Στην περίπτωση του *Συστήματος Β*, στερεοποίησης και απόψυξης δηλαδή υπερευθηκτικής σύστασης χυτοσιδήρου με περιεκτικότητα σε καρβιδιογόνα στοιχεία, υπολογίσθηκε και επιβεβαιώθηκε μεταλλογραφικά η δημιουργία καρβιδίων NbC και M_7C_3 , σε μήτρα λεδεμβουριτικής μορφής με εμφανή την ανάπτυξη πλακιδίων σεμεντίτη. Η επιγώμωση παρουσίασε χαμηλή κατεργασιμότητα, πιθανά λόγω της ύπαρξης των πλακιδίων του σεμεντίτη στη μεταλλική μήτρα, εμφανίζοντας σταθερό συντελεστή τριβής ξηρής ολίσθησης ~ 0.25 , και μετρήσιμη φθορά, με συντελεστή φθοράς $7.9 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, κατά τη διάρκεια των εργαστηριακών δοκιμών. Η δοκιμή της σε πραγματικές συνθήκες χρήσης ανέδειξε εκτός από την οξείδωση της επιφάνειας, την αποκοπή επιφανειακών τμημάτων υλικού προς σχηματισμό πολυπληθών μεγάλων, κρατήρων σπλαιώσεως, που αποδόθηκε στην ύπαρξη εσωτερικού μακροπορώδους.
- Στην περίπτωση του *Συστήματος Γ*, στερεοποίησης και απόψυξης δηλαδή μικτής επιγώμωσης καρβιδίων του χρωμίου WC σε μεταλλική μήτρα υπερευθηκτοειδούς χάλυβα, εκτιμήθηκε υπολογιστικά η δημιουργία WC και $M_{23}C_6$, από τους μετασχηματισμούς που υφίσταται η μεταλλική μήτρα. Η μεταλλογραφική παρατήρηση αποκάλυψε φαινόμενα μακροδιαφορισμού των άτηκτων σωματιδίων WC του υλικού επιγώμωσης. Τα σωματίδια μικρών διαστάσεων συγκεντρώθηκαν σε επιφανειακό στρώμα της επιγώμωσης πάχους $\sim 1 \text{ mm}$, προσδίδοντάς του μέση σκληρότητα $\sim 1500 \text{ HV}0.3$. Τα σωματίδια μεγάλων διαστάσεων συγκεντρώθηκαν στη βάση της επιγώμωσης, όπου παρατηρήθηκαν φαινόμενα σταδιακής διαλυτοποίησής τους στη μεταλλική μήτρα. Η επιγώμωση παρουσίασε υψηλή κατεργασιμότητα, εμφανίζοντας σταθερό συντελεστή τριβής ξηρής ολίσθησης ~ 0.15 , υψηλή αντοχή σε

φθορά, με αμελητέα ποσότητα απομακρυνόμενου υλικού, κατά τη διάρκεια των εργαστηριακών δοκιμών. Η δοκιμή της σε πραγματικές συνθήκες χρήσης ανέδειξε, όπως και στην περίπτωση του Συστήματος Α, εκτεταμένη οξείδωση της επιφάνειας προς σαθρά οξειδία του σιδήρου.

- Σε όλα τα συστήματα που εξετάστηκαν, η *Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη* «αποτύπωσε» τα στάδια εναπόθεσης, παρουσιάζοντας ένα ή δύο διαδοχικά στρώματα διαφορετικής μικροδομής, στην περίπτωσης μονής ή διπλής εναπόθεσης, αντίστοιχα. Η μικροδομή ήταν αυτή του μετάλλου βάσης, δηλαδή μπαινιτική, με ενδείξεις ανακρυστάλλωσης και μεγέθυνσης των κόκκων.
- Τα *μακροσκοπικά ελαττώματα* που παρατηρήθηκαν ήταν τα συνήθη ελατώματα που εμφανίζονται σε διεργασίες στερεοποίησης, δηλαδή πόροι και ρωγμές, με τις τελευταίες να μην επηρεάζουν σημαντικά τη λειτουργικότητα της επιγώμωσης. Αντίθετα, οι πόροι που παρατηρήθηκαν ήταν μεγάλων διαστάσεων και ειδικά στην περίπτωση του Συστήματος Β μειώνουν σημαντικά την αντοχή της επιγώμωσης σε φθορά.

Οι παρατηρήσεις αυτές επιτρέπουν να αξιολογηθεί η επιγώμωση Γ, ως αυτή που εμφάνισε το βέλτιστο συνδυασμό μικροδομής, κατεργασιμότητας και αντοχής σε φθορά. Αντίθετα, το χειρότερο συνδυασμό χαρακτηριστικών και απόδοσης παρουσιάζει η επιγώμωση Β.

Η συνέχιση της πειραματικής προσπάθειας στο αντικείμενο της πτυχιακής περιλαμβάνει την:

- ✓ *Τεχνολογική επίλυση* των προβλημάτων που εντοπίστηκαν, όπως η δημιουργία μακροπορώδους. Σε αυτή την κατεύθυνση, θα επανεξετασθεί η επιλογή της τεχνικής, καθώς και των τιμών των παραμέτρων εναπόθεσης. Ειδικά στην περίπτωση του Συστήματος Β, του οποίου η χαμηλή απόδοση αποδόθηκε στη δημιουργία πλακιδίων σεμεντίτη, θα εξετασθεί η δυνατότητα θερμικής κατεργασίας προς διάσπασή του και ταυτόχρονη σφαιροποίηση του γραφίτη.
- ✓ *Ερευνητική επίλυση* των φαινομένων που λαμβάνουν χώρα, όπως η δημιουργία δενδριτών και διαλυτοποίησης των άτηκτων σωματιδίων, σε μικτά συστήματα.

Μελέτη της Μικροδομής και της Αντιτριβικής Συμπεριφοράς Επιγομώσεων Σκαπτικών Άκρων

Ν.Γ. Χαϊδεμενόπουλος, Π.Π. Ψυλλάκη

Εργαστήριο Τριβολογίας, Τμήμα Μηχανολογίας, ΣΤΕΦ/ ΤΕΙ Πειραιά, Θηβών 250 & Π. Ράλλη,
122 44 Αιγάλεω, Ελλάδα

Περίληψη

Στην παρούσα εργασία, η τεχνική της συγκόλλησης τόξου με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια χρησιμοποιήθηκε για τη δημιουργία επιγομώσεων τριών ποιοτήτων σε κοινό ανθρακούχο χάλυβα. Τα τρία συστήματα που προέκυψαν εξετάστηκαν μεταλλογραφικά, προκειμένου να προσδιορισθούν η μικροδομή των αποθέσεων και η έκταση της ζώνης του μετάλλου βάσης που επηρεάστηκε θερμικά, και μετρήθηκε η κατά πάχος κατανομή της μικροσκληρότητας. Εν συνεχεία, οι επιγομώσεις χαρακτηρίστηκαν ως προς την τριβική τους συμπεριφορά, με χρήση δύο διατάξεων, τύπου στυλίσκου-δίσκου και σφαίρας-δίσκου. Προκειμένου η δοκιμή να προσεγγίζει τις πραγματικές συνθήκες της συγκεκριμένης εφαρμογής, ως υλικά αναφοράς επιλέχθηκαν κοπτικά άκρα με επικάλυψη $Ti(C,N)$ και Al_2O_3 , και σφαίρες Si_3N_4 . Προσδιορίστηκε η επίδραση του κάθετου φορτίου στην εξέλιξη του συντελεστή τριβής και του ρυθμού φθοράς. Οι μηχανισμοί απομάκρυνσης υλικού εκτιμήθηκαν με παρατήρηση των επιφανειών φθοράς σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Η συν-αξιολόγηση όλων των εργαστηριακών δεδομένων επέτρεψε τον προσδιορισμό του βέλτιστου τύπου επιγομωσης για την αύξηση της διάρκειας ζωής των σκαπτικών άκρων.

Λέξεις-κλειδιά: Συγκόλληση τόξου, Επιγομωση, Επιφανειακή φόρτιση, Μηχανισμοί φθοράς

1. Εισαγωγή

Η επιγομωση (hardfacing) αποτελεί συνήθη πρακτική για την επισκευή μεταλλικών μερών, τα οποία κατά τη χρήση τους έχουν υποστεί υψηλή φθορά, όπως σπילάιωση, σε σημείο που καθίσταται δυσλειτουργική η περαιτέρω χρήση τους [1]. Τυπικά, χρησιμοποιούνται τεχνικές συγκόλλησης ή θερμικού ψεκασμού για την εναπόθεση υλικού στις φθαρμένες περιοχές και την αποκατάσταση της αρχικής γεωμετρίας, με κύριο πεδίο εφαρμογής τριβικά συστήματα που λειτουργούν σε συνθήκες ισχυρής καταπόνησης: υψηλά φορτία και ταχύτητες, σε διαβρωτικό περιβάλλον. Για το λόγο αυτό, η έννοια της επιγομωσης, σε σχέση με το γενικότερο όρο επικάλυψη, τείνει να υπονοεί τη δημιουργία σημαντικού πάχους εναποθέσεων υλικών με υψηλή σκληρότητα, χαμηλό ρυθμό φθοράς ή/και χαμηλής χημικής δραστηριότητας σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας. Έτσι, το σχετικό ερευνητικό ενδιαφέρον διεθνώς εστιάζεται στη δημιουργία επιγομώσεων χυτοσιδήρου [2,3], καρβιδίων βολφραμίου και τιτανίου [4,5] και κραμάτων του νικελίου [6], με χρήση συμβατικών και μη πηγών ενέργειας, όπως βολταϊκού τόξου και laser αντιστοίχως, καθώς και στη βελτιστοποίηση των παραμέτρων εναπόθεσης με κριτήριο τη βέλτιστη απόκριση των επιγομώσεων σε πραγματικές συνθήκες μετέπειτα χρήσης. Ωστόσο, όπως όλες οι τεχνικές που συνίστανται στη σταδιακή στερεοποίηση μεταλλικών τηγμάτων, έτσι και η επιγομωση έχει εγγενή μειονεκτήματα σχετιζόμενα με την εμφάνιση πόρων, ρωγμών και περιοχών μικροδιαφορισμού, γεγονός που καθιστά την επιλογή της καταλληλότερης θερμικής κατεργασίας μετά την εναπόθεση θέμα υψηλού τεχνολογικού ενδιαφέροντος.

Η παρούσα εργασία αφορά στη μελέτη της μικροδομής και της συμπεριφοράς σε συνθήκες τριβής ολίσθησης δύο μεταλλικών εναποθέσεων χυτοσιδήρου (υποευθηκτικής και υπερευθηκτικής σύστασης) και μιας μκτής εναπόθεσης καρβιδίων του βολφραμίου σε μήτρα χάλυβα. Η μεταλλογραφική παρατήρηση των εναποθέσεων, ο προσδιορισμός της κατανομής της μικροσκληρότητας και η συνεχής καταγραφή του συντελεστή τριβής επέτρεψαν τη συγκριτική αξιολόγησή τους, με κριτήρια την ελαχιστοποίηση ελαττωμάτων μικροδομής, τη μεγιστοποίηση της σκληρότητας και τη μείωση των συντελεστών τριβής και φθοράς. Τα παραπάνω κριτήρια διασφαλίζουν τη μεγιστοποίηση της κατασκευασιμότητας καθώς και της απόδοσης επιγομώσεων σκαπτικών άκρων μηχανημάτων που χρησιμοποιούνται σε χωματουργικές εργασίες, σε περιβάλλον υψηλής υγρασίας.

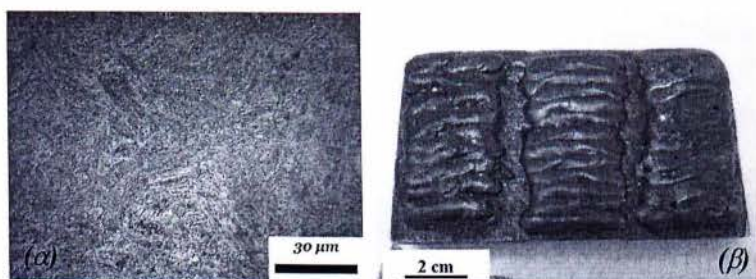
2. Πειραματικό μέρος

2.1 Δημιουργία εναποθέσεων

Τα εξαρτήματα, των οποίων η αντιτριβική προστασία επιδιώκεται με τη δημιουργία επιγλώωσης, είναι κατασκευασμένα από κοινό ανθρακούχο χάλυβα, με % περιεκτικότητα 0,302 C, 0,580 Mn και 1,109 Cr (κ.β.), που μετά από θερμική κατεργασία απέκτησε μπεινιτική μικροδομή (Σχ. 1α), σκληρότητας ~400 HV0,3. Πραγματοποιήθηκαν εναποθέσεις τριών διαφορετικών ποιοτήτων (Πίνακας 1, Σχ. 1β) με τεχνικές συγκόλλησης τόξου χρησιμοποιώντας (α) επενδεδυμένα ηλεκτρόδια και (β) σύρμα υπό προστασία αδρανούς αερίου. Οι παράμετροι εναπόθεσης ήταν οι προτεινόμενες από τον προμηθευτή των ηλεκτροδίων και κυμάνθηκαν μεταξύ 130-155 A και 17-24 V, για το ρεύμα και την τάση αντίστοιχα, ενώ η ταχύτητα μετακίνησης του ηλεκτροδίου ήταν 4-6 mm.s⁻¹. Η θερμοκρασία προθέρμανσης του μετάλλου βάσης διατηρήθηκε στους 100 °C. Στην περίπτωση των συστημάτων Α και Β έλαβε χώρα διπλή εναπόθεση, ενώ στην περίπτωση του συστήματος Γ απλή, προκειμένου οι λαμβανόμενες εναποθέσεις να έχουν παρόμοιο πάχος, της τάξης των 5 mm.

Πίνακας 1: Χημική σύσταση ηλεκτροδίων (% κ.β.)

Εμπορική ονομασία	C	Cr	Nb	W	Ni	Mn	Si	WC
A EnDotec DO*31	3.5	31.0	-	-	0.22	0.85	1.1	
B TeroMatec 4660	5.5	21.0	7.0	-	-	-	1.3	
Γ EnDotec DO*48	0.8	2.2	-	1.8	-	0.4	1.2	50



Σχ.1 (α) Μικρογραφία μετάλλου βάσης (β) Ενδεικτική μακρογραφία των τριών εναποθέσεων.

2.2 Μελέτη τριβικής συμπεριφοράς

Δοκίμια και των τριών συστημάτων υποβλήθηκαν σε δοκιμές ξηράς τριβής ολίσθησης (20°C, 25% RH), με την εφαρμογή κάθετου φορτίου 10 N και ταχύτητας ολίσθησης 0,10 m.s⁻¹. Χρησιμοποιήθηκαν δυο πειραματικές διατάξεις: (α) Τύπου στυλίσκου-δίσκου (pin-on-disc), χρησιμοποιώντας ως ανταγωνιστικό υλικό εμπορικά τριγωνικά κοπτικά άκρα με μκτική επικάλυψη Ti(C,N) και Al₂O₃, προκειμένου να αξιολογηθεί η κατεργασιμότητα των εναποθέσεων, και (β) Τύπου σφαίρας-δίσκου (ball-on-disc), χρησιμοποιώντας ως ανταγωνιστικό υλικό σφαίρα από πυρσοσυσσωματωμένο Si₃N₄, προκειμένου να αξιολογηθεί η αντοχή σε φθορά κατά τη χρήση των επικαλυμμένων εξαρτημάτων.

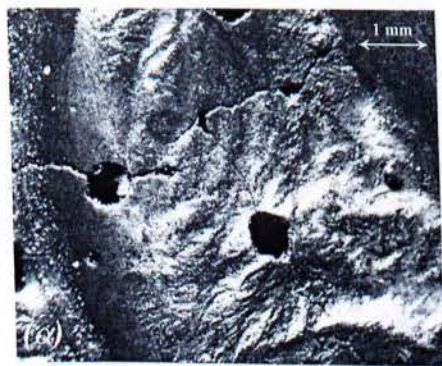
2.3 Τεχνικές χαρακτηρισμού

Ο χαρακτηρισμός των εναποθέσεων περιλάμβανε την παρατήρηση της επιφάνειας, για τον εντοπισμό μακροσκοπικών επιφανειακών ελαττωμάτων και κάθετων τομών για τον εντοπισμό εσωτερικών ελαττωμάτων και την αναγνώριση των λαμβανόμενων μικροδομών. Για το σκοπό αυτό, χρησιμοποιήθηκε στερεοσκόπιο (Leica Wilz M3Z), καθώς και οπτικό μικροσκόπιο (Leitz) μετά από μεταλλογραφική προετοιμασία των τομών και χημική προσβολή (2% Nital και Marbles). Συμπληρωματικά, χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό Thermo-Calc, θεωρώντας 10% αραίωση, προκειμένου να γίνει προκαταρκτική αξιολόγηση των θερμοδυναμικά σταθερών φάσεων που προκύπτουν κατά τη στερεοποίηση. Τέλος, πραγματοποιήθηκαν μικροσκληρομετρήσεις (Woolpert, HV0,3), για τον προσδιορισμό πιθανής διακύμανσης της σκληρότητας στο εσωτερικό των εναποθέσεων.

3. Αποτελέσματα και αξιολόγηση

3.1 Μελέτη μικροδομής

Για τα τρία εξετασθέντα συστήματα, παρατηρήθηκαν κοινά χαρακτηριστικά ελαττώματα, τα οποία τυπικά σχετίζονται με την τεχνική της συγκόλλησης με χρήση βολταϊκού τόξου. Στην επιφάνεια παρατηρήθηκαν πόροι μέσης διαμέτρου $\sim 0,5$ mm (μακροπορώδες), καθώς και ρωγμές (Σχ. 2α). Τέτοια ελαττώματα μπορούν να αντιμετωπισθούν με την κατάλληλη επιλογή των τιμών των κρίσιμων παραμέτρων εναπόθεσης: ταχύτητα μετακίνησης ηλεκτροδίου και θερμοκρασία προθέρμανσης. Στο εσωτερικό των εναποθέσεων, παρατηρήθηκε η δημιουργία δενδριτικών δομών (Σχ. 2β), που αναπτύσσονται κατά φορά αντίθετη εκείνης της απαγωγής της θερμότητας, κατά τη στερεοποίηση. Τέτοιες περιοχές μικροδιαφορισμού σε κλίμακα κόκκου είναι ενδεικτικές ανομοιογένειας στην κατανομή των κραματικών στοιχείων και, ανάλογα με την έκτασή τους, ενδέχεται να επηρεάσουν τη μηχανική συμπεριφορά της εναπόθεσης. Στην περίπτωση αυτή, η αρνητική επίδραση του μικροδιαφορισμού μπορεί να αντιμετωπισθεί με θερμική κατεργασία ανόπτησης της εναπόθεσης.

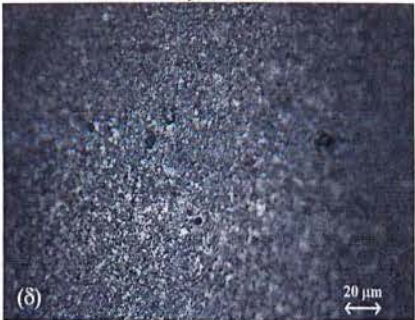
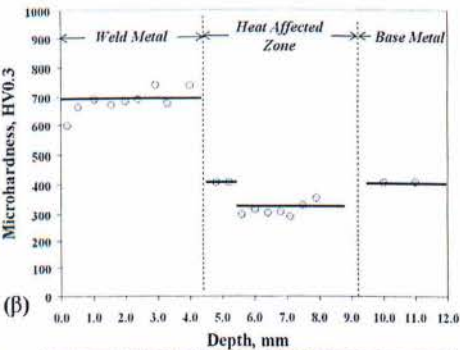
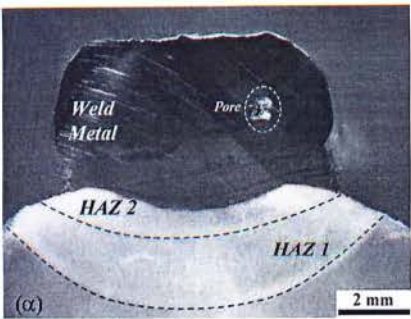


Σχ.2 (α) Μακρογραφία επιφανειακών ελαττωμάτων. (β) Οπτική μικρογραφία δενδριτικής ανάπτυξης.

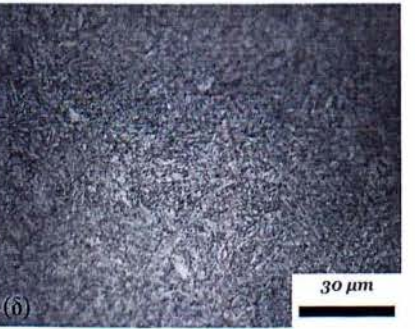
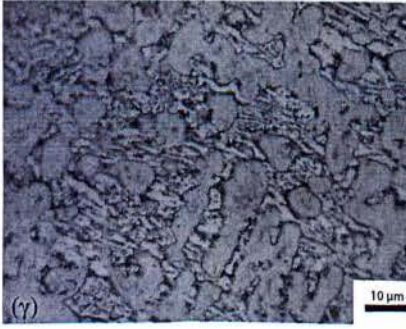
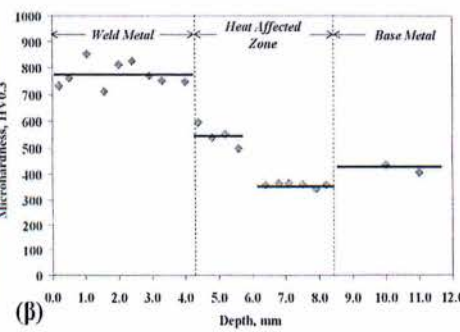
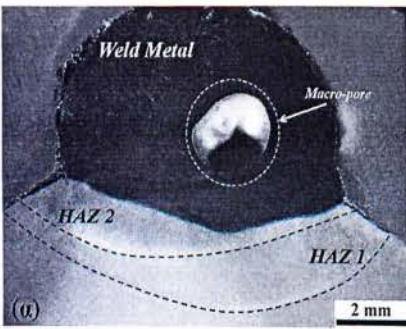
3.1.1 Μεταλλικές εναποθέσεις

Στο Σχ. 3, παρουσιάζονται, συγκεντρωτικά τα πειραματικά αποτελέσματα για το σύστημα Α. Διακρίνεται η παρουσία εσωτερικών πόρων με διαστάσεις της ίδιας τάξεως με τους επιφανειακούς, καθώς και η δημιουργία δύο Θερμικά Επηρεασμένων Ζωνών (ΘΕΖ), λόγω της διπλής εναπόθεσης (Σχ. 3α). Η σκληρότητα της εναπόθεσης βρέθηκε σταθερή σε όλο το πάχος της ($\sim 700 \pm 50$ HV0,3), ενώ διπλή εναπόθεση οδήγησε σε μικρή διαφοροποίηση της σκληρότητας των δύο ΘΕΖ, με αυτή της δεύτερης κατά ~ 70 HV0,3 υψηλότερη της πρώτης (Σχ. 3β). Η μικροδομή της εναπόθεσης χαρακτηρίζεται από την παρουσία μεγάλου αριθμού καρβιδίων μικρού μεγέθους σε ομοιόμορφη διασπορά εντός της μεταλλικής μήτρας (Σχ. 3γ). Η χρήση του λογισμικού Thermo-Calc υπέδειξε ως θερμοδυναμικά εφικτή τη δημιουργία Cr_7C_3 και Cr_{23}C_6 , σε ποσοστά 35% και 9%, αντίστοιχα. Η μικροδομή της ΘΕΖ χαρακτηρίζεται από εκλέπτυνση κόκκων (Σχ. 3δ).

Στο Σχ. 4, παρουσιάζονται συγκεντρωτικά τα πειραματικά αποτελέσματα για το σύστημα Β. Διακρίνεται επίσης η παρουσία εσωτερικών πόρων με διαστάσεις της ίδιας τάξεως με τους επιφανειακούς, καθώς και η δημιουργία δύο ΘΕΖ, λόγω της διπλής εναπόθεσης (Σχ. 4α). Η σκληρότητα της εναπόθεσης βρέθηκε σταθερή σε όλο το πάχος της ($\sim 780 \pm 50$ HV0,3), ενώ η διπλή εναπόθεση οδήγησε σε σημαντική διαφοροποίηση της σκληρότητας των δύο ΘΕΖ, με αυτή της δεύτερης κατά ~ 200 HV0,3 υψηλότερη της πρώτης (Σχ. 4β). Από τη σύγκριση αυτών των παρατηρήσεων με εκείνες για το σύστημα Α, διαπιστώνεται ότι εναποθέσεις με χημική σύσταση που αντιστοιχεί στην υπερευθηκτική περιοχή (σύστημα Β) οδηγούν σε μικροδομή υψηλότερης συγκέντρωσης «σκληρών φάσεων». Η μεταλλογραφική παρατήρηση έδειξε την παρουσία μεγάλου μεγέθους και υψηλής συγκέντρωσης καρβιδίων εντός της μεταλλικής μήτρας (Σχ. 4γ). Συμπληρωματικά, ο θερμοδυναμικός υπολογισμός υπέδειξε την δημιουργία NbC , Cr_7C_3 και Fe_3C , σε ποσοστά 7%, 44% και 11% αντίστοιχα. Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη εμφανίζει μαινιτική μικροδομή (Σχ. 4δ), αντίστοιχη εκείνης του μετάλλου βάσης.



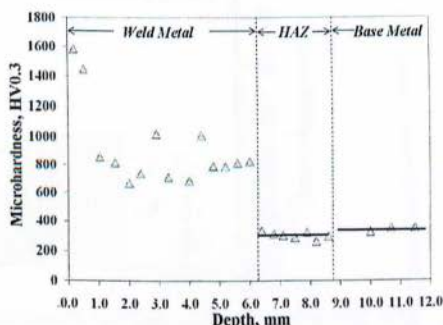
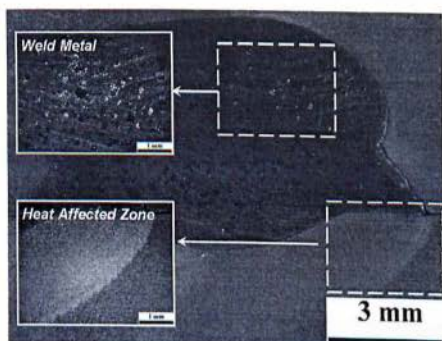
Σχ.3 Σύστημα Α: (α) Μακρογραφία, (β) Κατανομή μικροσκληρότητας, (γ) Μικροδομή εναπόθεσης, (δ) Μικροδομή πρώτης Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης.



Σχ.4 Σύστημα Β: (α) Μακρογραφία, (β) Κατανομή μικροσκληρότητας, (γ) Μικροδομή εναπόθεσης, (δ) Μικροδομή πρώτης Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης.

3.1.2 Μεικτές εναποθέσεις

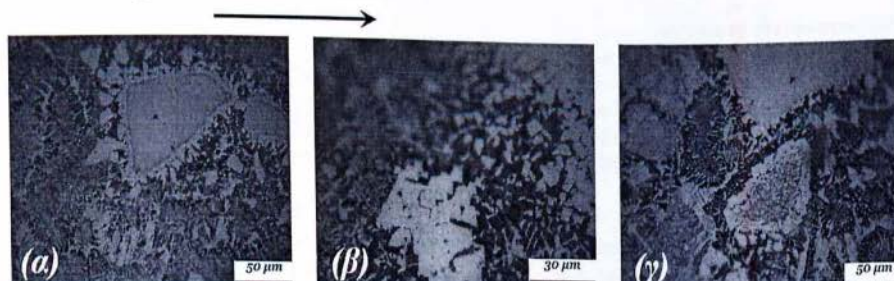
Η τρίτη εναπόθεση που μελετήθηκε ήταν μια μεικτή κεραμική-μεταλλική, στην οποία καρβίδια του βολφραμίου έχουν διασπαρεί σε μήτρα χάλυβα (Σχ 5α). Σε αντίθεση με τα μεταλλικά συστήματα, η εναπόθεση αυτή δεν εμφάνισε εσωτερικό πορώδες, ενώ παρουσιάζει υψηλή διακύμανση τιμών μικροσκληρότητας, οι οποίες μάλιστα, σε ένα επιφανειακό στρώμα της τάξης του ~1 mm εγγίζουν τα 1500 HV0,3 (Σχ 5β). Η μεταλλογραφική παρατήρηση των περιοχών αυτών έδειξε απουσία μεγάλων μεγέθους καρβιδίων του βολφραμίου, τα οποία φαίνεται να συσσωρεύονται στην κεντρική περιοχή της εναπόθεσης που είναι σε επαφή με το μέταλλο βάσης. Οι τιμές μικροσκληρότητας που μετρήθηκαν εκεί ήταν της τάξης των 800 HV0,3. Ο διαφορισμός αυτός μπορεί να αποδοθεί στη διαφορά του ειδικού βάρους μεταξύ κεραμικής και μεταλλικής φάσης, που ευνόησε την καθίζηση των άπικτων κεραμικών σωματιδίων εντός της υγρής μεταλλικής φάσης.



Σχ.5 Σύστημα Γ: (α) Μικροδομή εναπόθεσης και (β) Κατανομή μικροσκληρότητας.

Στο συγκεκριμένο σύστημα, η χρήση του λογισμικού Thermo-Calc, που υπέδειξε ως θερμοδυναμικά εφικτή την ύπαρξη μετά τη στερεοποίηση WC και Cr₂₃C₆, σε ποσοστά 51% και 4%, αντίστοιχα, δε μπορεί να ερμηνεύσει τα φαινόμενα διαφορισμού που παρατηρήθηκαν, ούτε και την παρουσία του επιφανειακού στρώματος υψηλής σκληρότητας. Λεπτομερέστερη παρατήρηση της εναπόθεσης, ανέδειξε φαινόμενα διαλυτοποίησης των καρβιδίων του βολφραμίου στη μεταλλική μήτρα (Σχ 6), που ξεκινώντας από τα όρια του καρβιδίου (Σχ 6α) μπορεί να οδηγήσει σε πλήρη διάλυσή του (Σχ 6β), με ταυτόχρονο εμπλουτισμό σε άνθρακα των γειτονικών περιοχών της μεταλλικής φάσης. Άλλωστε, είναι γνωστό ότι το καρβίδιο του βολφραμίου, σε περιπτώσεις δημιουργίας επικαλύψεων θερμικού ψεκασμού, διασπάται σε υποστοιχειομετρικό W₂C ή/και W, με μηχανισμούς θερμικής διάσπασης, χημικής αντίδρασης ή διαλυτοποίησης. Τέλος, η υποκείμενη ΘΕΖ χαρακτηρίζεται από μπεινιτική μικροδομή, αντίστοιχη του μετάλλου βάσης.

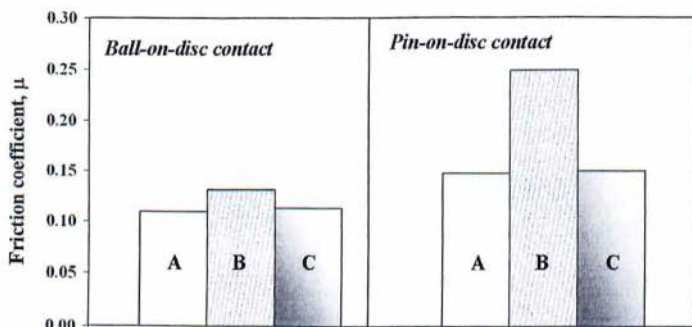
Evolution of carbides dissolution



Σχ.6 Διαλυτοποίηση καρβιδίων στη μεταλλική μήτρα κατά τη στερεοποίηση/ απόψυξη της εναπόθεσης.

3.2 Μελέτη αντιτριβικής συμπεριφοράς

Στο Σχ. 7 παρουσιάζονται οι τιμές του συντελεστή τριβής στις οποίες τείνουν σε κατάσταση σταθερής ολίσθησης τα τρία συστήματα εξεταζόμενα σε δύο τριβικές διατάξεις. Στην περίπτωση διάταξης σφαίρας-δίσκου, ο συντελεστής τριβής και για τα τρία τριβοσυστήματα έτεινε προς την ίδια πρακτικά, για ξηρή τριβή, τιμή 0,10-0,14, με ελαφρά υψηλότερη εκείνη που παρατηρήθηκε για το σύστημα Β. Ωστόσο στην περίπτωση διάταξης στυλίσκου-δίσκου, το σύστημα Β είχε σαφώς χειρότερη συμπεριφορά, αφού ο συντελεστής τριβής ήταν σχεδόν διπλάσιος (0,25) αυτού των δύο άλλων συστημάτων (0,14). Η υψηλή αυτή τιμή μπορεί να αποδοθεί στη δημιουργία υψηλών ποσοστών σεμεντίτη, που μειώνουν την κατεργασιμότητα της εναπόθεσης.



Σχ.7. Μέσοι συντελεστές τριβής των εξεταζόμενων συστημάτων, για δύο πειραματικές διατάξεις.

4. Συμπεράσματα

Η προκαταρκτική συγκριτική αξιολόγηση εναποθέσεων χυτοσιδήρου υποευνηκτικής και υπερευνηκτικής σύστασης, καθώς και μεικτών κεραμικών-μεταλλικών επικαλύψεων, ανέδειξε τις τελευταίες ως τις καταλληλότερες για την επιγώμωση σκαπτικών άκρων εργαλείων, λόγω της απουσίας εσωτερικών πόρων και των καταγραφόμενων χαμηλών συντελεστών τριβής, που είναι ενδεικτικοί της ευκολίας κατά την κατεργασία και τη χρήση τους. Τα φαινόμενα διαφορισμού που παρατηρήθηκαν δε φαίνεται να επηρεάζουν σημαντικά τη λειτουργικότητά τους, χρήζουν ωστόσο περαιτέρω διερεύνησης για τη βελτιστοποίηση των τιμών των παραμέτρων εναπόθεσης. Τη χειρότερη συμπεριφορά εμφάνισαν οι εναποθέσεις υπερευνηκτικού χυτοσιδήρου, τόσο λόγω του εσωτερικού πορώδους που παρατηρήθηκε, όσο και λόγω της κακής τους κατεργασιμότητας.

Ευχαριστίες

Οι συγγραφείς επιθυμούν να ευχαριστήσουν τον Επικεφαλής και το προσωπικό του Εργαστηρίου Υλικών, του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας για τη διάθεση του εξοπλισμού, την ενθάρρυνση και υποστήριξη καθόλη τη διάρκεια υλοποίησης της εργασίας.

Βιβλιογραφικές αναφορές

1. ASM Handbook (1993). Vol. 6: *Welding, Brazing and Soldering*. ASM International, Ohio, USA.2.
2. Kwok CT, Cheng FT, Man HC (2001). Laser-fabricated Fe-Ni-Co-Cr-B austenitic alloy on steels. Part II. Corrosion behaviour and corrosion-erosion synergism. *Surf Coat Tech*, 145, 206-214.
3. Badisch E, Katsich C, Winkelmann H, Franek F, ManishRoy (2010). Wear behavior of hardfaced Fe-Cr-C alloy and austenitic steel under 2-body and 3-body conditions at elevated temperature. *Tribol Int*, 43, 1234-1244.
4. Lee M-W, Kim Y-K, Oh Y-M, Kim Y, Lee S-H, Hong H-S, Kim S-J (2003). Study on the cavitation erosion behavior of hardfacing alloys for nuclear power industry. *Wear*, 255, 157-161.
5. Zhoua YF, Yanga YL, Jianga YW, Yanga J, Renb XJ, Yanga QX (2012). Fe-24 wt.%Cr-4.1 wt.%C hardfacing alloy: Microstructure and carbide refinement mechanisms with ceria additive. *Mater Charact*, 72, 77-86.
6. Hemmati I, Ocelik V, DeHosson JThM (2012) Dilution effects in laser cladding of Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys. *Mater Lett*, 84, 69-72.