

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑΣ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΥΛΙΚΩΝ

Διπλωματική Εργασία

ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΝΕΟΥ ΤΥΠΟΥ ΑΝΤΙΤΡΙΒΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΔΙΝΩΝ
ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΙΚΩΝ ΕΞΑΡΤΗΜΑΤΩΝ
ΜΕ ΤΗ ΔΙΕΡΓΑΣΙΑ ΤΗΣ ΔΙΠΛΗΣ ΧΥΤΕΥΣΗΣ



Επιμέλεια : Ιωάννης Ε. Χαρανάς

Επιβλέπων : Δρ. Γρηγόριος Ν. Χαΐδεμενόπουλος

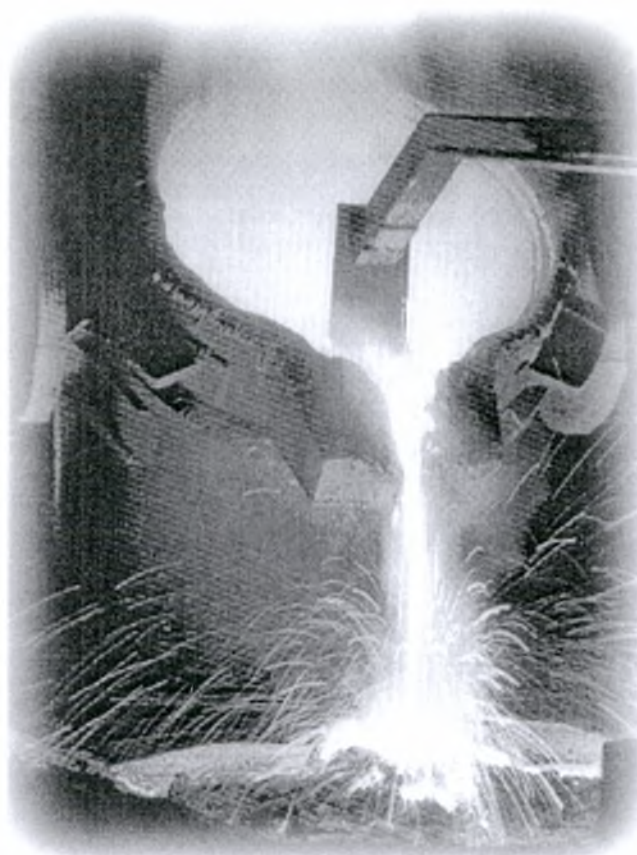
Εξεταστική Επιτροπή : Δρ. Νικόλαος Δ. Χασιώτης, Δρ. Γεώργιος Π. Πετρόπουλος

Βόλος, Οκτώβριος 2002

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑΣ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΥΛΙΚΩΝ

Διπλωματική Εργασία

ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΝΕΟΥ ΤΥΠΟΥ ΑΝΤΙΤΡΙΒΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΔΙΝΩΝ
ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΙΚΩΝ ΕΞΑΡΤΗΜΑΤΩΝ
ΜΕ ΤΗ ΔΙΕΡΓΑΣΙΑ ΤΗΣ ΔΙΠΛΗΣ ΧΥΤΕΥΣΗΣ



Επιμέλεια : Ιωάννης Ε. Χαρανάς

Επιβλέπων : Δρ. Γρηγόριος Ν. Χαϊδεμενόπουλος

Εξεταστική Επιτροπή : Δρ. Νικόλαος Δ. Χασιώτης, Δρ. Γεώργιος Π. Πετρόπουλος

Βόλος, Οκτώβριος 2002



**ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΥΠΗΡΕΣΙΑ ΒΙΒΛΙΟΘΗΚΗΣ & ΠΛΗΡΟΦΟΡΗΣΗΣ
ΕΙΔΙΚΗ ΣΥΛΛΟΓΗ «ΓΚΡΙΖΑ ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ»**

Αριθ. Εισ.: 1832/1
Ημερ. Εισ.: 27-02-2004
Δωρεά: _____
Ταξιθετικός Κωδικός: ΠΤ ΜΜΒ
2002
ΧΑΡ

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ
ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ



004000070548

Ευχαριστίες

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας. Για τη διεξαγωγή της συνεργάστηκα με αρκετά άτομα, τα οποία αισθάνομαι την ανάγκη να ευχαριστήσω. Πρώτον απ' όλους οφείλω να ευχαριστήσω το Διευθυντή του Εργαστηρίου Υλικών Καθηγητή Γρηγόριο Χαϊδεμενόπουλο, επειδή με εμπιστεύθηκε αναθέτοντάς μου αυτή την εργασία. Επίσης, θα ήθελα να τον ευχαριστήσω για τη βοήθεια και τις συμβουλές του, τόσο στα πλαίσια της εργασίας όσο και σε άλλα ακαδημαϊκά θέματα.

Επιπλέον, οφείλω να ευχαριστήσω το Δρ. Αντώνη Κατσαμά για τη συμβολή του στο υπολογιστικό μέρος της εργασίας, καθώς μου δίδαξε τη χρήση του Thermo-Calc και την ερμηνεία των αποτελεσμάτων του.

Μετά από “άπειρες” ώρες συν-εργασίας στο Εργαστήριο Υλικών, αισθάνομαι την ανάγκη να ευχαριστήσω τον Επιστημονικό Υπεύθυνο του Εργαστηρίου Δρ. Νικόλαο Χασιώτη, που με βοήθησε με τις χρησιμότητες συμβουλές του κατά τη δύσκολη φάση της επιλογής τομέα και εργαστηρίου διεξαγωγής της διπλωματικής μου εργασίας. Επίσης, θα ήθελα να τον ευχαριστήσω για τη βοήθεια και τις γνώσεις που μου παρείχε γύρω από την εργασία, αλλά και για τις συμβουλές που μου έδωσε για τη μετέπειτα επαγγελματική μου εξέλιξη. Οφείλω να ομολογήσω ότι μου επέδειξε απεριόριστη εμπιστοσύνη σε πολλά και διάφορα θέματα, ενώ αξέχαστες θα μου μείνουν οι ενημερωτικές και άκρως ενδιαφέρουσες συζητήσεις που κάναμε κατά τη διάρκεια των διαλειμμάτων από την εργασία μας.

Στο σημείο αυτό, οφείλω να ευχαριστήσω τους υποψηφίους διδάκτορες Σπύρο Σαμαρά, Ελένη Καμούτση και Άννα Ζερβάκη για την εκπαίδευσή μου στη χρήση του εργαστηριακού εξοπλισμού και στην ερμηνεία των πειραματικών αποτελεσμάτων.

Τέλος, το μέγιστο ευχαριστώ θα ήθελα να εκφράσω προς την οικογένειά μου, και ιδιαιτέρως στους γονείς μου, που με την παρότρυνση αλλά και την αμέριστη συμπαράσταση με βοήθησαν να διαμορφώσω τις βάσεις για την επαγγελματική μου εξέλιξη. Το ελάχιστο που έχω τη δυνατότητα να κάνω για να τους ανταποδώσω αυτή τη συμπαράσταση είναι να τους αφιερώσω αυτή την εργασία.

Περίληψη

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στα πλαίσια του Επιχειρησιακού Προγράμματος Έρευνας και Τεχνολογίας Π.Α.Β.Ε. με τίτλο “Παραγωγή Νέου Τύπου Αντιτριβικών Χαλύβδινων Μηχανολογικών Εξαρτημάτων με τη Διεργασία της Διπλής Χύτευσης” σε συνεργασία με την εταιρεία G.M.C. A.B.E.E. (Greek Modern Castings – Special Alloys Industry). Στόχος της εργασίας ήταν η διερεύνηση των επιστημονικών παραμέτρων της παραγωγής χυτών διμεταλλικών μηχανολογικών εξαρτημάτων και προϊόντων από λευκό χυτοσίδηρο και συνήθη χάλυβα. Σκοπός του ανωτέρω Π.Α.Β.Ε. ήταν η διερεύνηση των δυνατοτήτων αντικατάστασης των υπάρχοντων εξαρτημάτων με τα εξαρτήματα νέου τύπου, που θα έχουν μεγαλύτερη διάρκεια λειτουργικής ζωής από τα υπάρχοντα, ενώ το κόστος παραγωγής και λειτουργίας τους θα κυμαίνεται σε χαμηλότερα επίπεδα. Τέτοια μηχανολογικά εξαρτήματα αποτελούν οι πλάκες στροφείων άλεσης λιγνίτη, οι πλάκες μύλων άλεσης τσιμέντου αλλά και οποιοδήποτε εξάρτημα υποβάλλεται σε εκτριβή (απόξεση της επιφάνειας) και κρουστικά φορτία.

Η εργασία ξεκινά με τη μελέτη της ελληνικής και ξένης βιβλιογραφίας ως προς τα κράματα του σιδήρου και τις ιδιότητές τους. Συγκεκριμένα, γίνεται αναφορά στους κοινούς υποευθηκτοειδείς χάλυβες και εκτενής παρουσίαση των ιδιοτήτων των αντιτριβικών λευκών χυτοσιδήρων. Ταυτόχρονα, μελετάται και η διεργασία της χύτευσης και της στερεοποίησης γενικότερα. Στη συνέχεια, περιγράφονται τα κράματα σιδήρου, που χρησιμοποιήθηκαν για τη διπλή χύτευση, και η ίδια η διεργασία της διπλής χύτευσης. Ακολούθως, παρουσιάζονται και αναπτύσσονται οι υπολογισμοί θερμοδυναμικής, που έγιναν για τη μελέτη των διαγραμμάτων ισορροπίας των φάσεων, των πορειών στερεοποίησης και των πιθανών φαινομένων μικροδιαφορισμού των συγκεκριμένων κραμάτων σιδήρου. Σειρά έχει η μεταλλογραφική ανάλυση των πειραματικών δοκιμών που χυτεύθηκαν στην εταιρεία G.M.C. A.B.E.E., για τη μελέτη των μικροδομών που απέκτησαν τα κράματα αυτά και η μεταξύ τους διεπιφάνεια. Η πειραματική διαδικασία κλείνει με τον έλεγχο της μικροσκληρότητας των χυτών δοκιμών σε διεύθυνση κάθετη στη διεπιφάνειά τους. Η

έκθεση ολοκληρώνεται με το σχολιασμό των αποτελεσμάτων της πειραματικής διαδικασίας και τις προτάσεις για μελλοντική έρευνα, καθώς η τεχνολογία της διπλής χύτευσης κραμάτων σιδήρου αποτελεί ένα ανεξερεύνητο ή ελάχιστα εξερευνημένο επιστημονικό πεδίο. Συνεπώς, η μελέτη αυτή έχει πολλαπλά οικονομικά, τεχνολογικά και επιστημονικά οφέλη τόσο σε ερευνητικό όσο και σε βιομηχανικό επίπεδο.

Περιεχόμενα

Ευχαριστίες.....	i
Περίληψη.....	ii
Περιεχόμενα.....	iv
1. Εισαγωγή.....	1
2. Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	3
2.1 Εισαγωγή στο σίδηρο και τα κράματά του.....	3
2.1.1 Ιστορική αναδρομή.....	3
2.1.2 Ορυκτά και μεταλλουργία σιδήρου.....	3
2.1.3 Κράματα σιδήρου.....	4
2.2 Λευκοί χυτοσίδηροι.....	5
2.3 Στοιχεία κραμάτωσης χυτοσιδήρων.....	7
2.3.1 Άνθρακας.....	7
2.3.2 Πυρίτιο.....	8
2.3.3 Μαγγάνιο και θείο.....	8
2.3.4 Φώσφορος.....	9
2.3.5 Χρώμιο.....	9
2.3.6 Μολυβδαίνιο.....	11
2.4 Αντιτριβικοί χυτοσίδηροι.....	11
2.4.1 Ενδεικτικές συστάσεις.....	12
2.4.2 Μικροδομή.....	14
2.4.3 Μηχανικές ιδιότητες.....	15
2.4.4 Φυσικές ιδιότητες.....	16
2.4.5 Αντοχή εκτριβής.....	16
2.5 Λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου.....	19
2.5.1 Μέθοδοι τήξης.....	19
2.5.2 Μέθοδοι έγχυσης.....	20

2.5.3	Τύποι, μοντέλα και σχεδιασμός χύτευσης.....	21
2.5.4	Μέθοδος εξαγωγής από τον τύπο.....	22
2.5.5	Θερμική κατεργασία.....	22
2.5.5.1.1	Ωστενιτοποίηση.....	23
2.5.5.1.2	Βαφή.....	23
2.5.5.1.3	Επαναφορά.....	24
2.5.5.1.4	Υποκρίσιμη θερμική κατεργασία.....	24
2.5.5.1.5	Ανόπτηση.....	24
2.6	Εισαγωγή στη χύτευση.....	25
2.7	Διεργασία στερεοποίησης.....	27
2.7.1	Πυρήνωση και ανάπτυξη.....	27
2.7.2	Προσομοίωση στερεοποίησης Scheil.....	28
2.7.3	Μικροδομή και διαφορισμός.....	30
3.	Διεργασία διπλής χύτευσης.....	33
3.1	Επιλογή κραμάτων σιδήρου.....	33
3.2	Περιγραφή διεργασίας διπλής χύτευσης.....	34
4.	Υπολογισμοί θερμοδυναμικής κραμάτων.....	39
4.1	Εισαγωγή.....	39
4.2	Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681).....	40
4.3	Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr).....	41
4.4	Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr).....	42
5.	Μεταλλογραφική ανάλυση.....	72
5.1	Προετοιμασία των χυτών δοκιμίων.....	72
5.2	Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681) – Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr).....	74
5.3	Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr).....	83
6.	Έλεγχος μικροσκληρότητας.....	92
6.1	Εισαγωγή.....	92

6.2 Δοκίμιο κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) – Πρώτου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου (20% Cr).....	94
6.3 Δοκίμιο κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) – Δεύτερου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου (27% Cr).....	95
7. Σχολιασμός αποτελεσμάτων.....	98
7.1 Σύγκριση αποτελεσμάτων – Συμπεράσματα.....	98
7.1.1 Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681).....	98
7.1.2 Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr).....	99
7.1.3 Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr).....	99
7.1.4 Διεπιφάνειες.....	100
7.2 Προτάσεις μελλοντικής έρευνας.....	100
Βιβλιογραφία.....	101

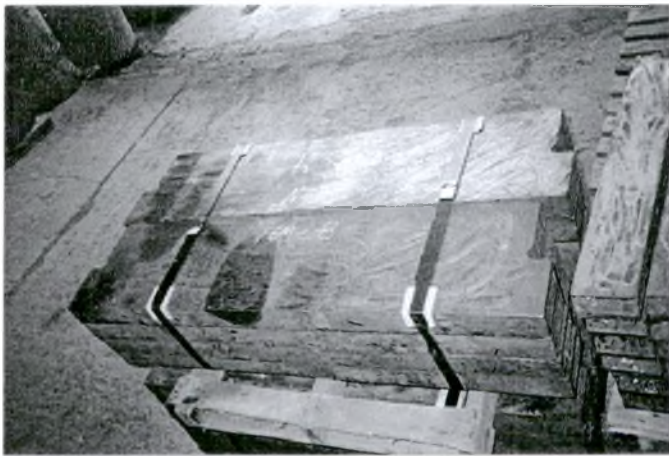
1 Εισαγωγή

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στα πλαίσια του Επιχειρησιακού Προγράμματος Έρευνας και Τεχνολογίας Π.Α.Β.Ε. με τίτλο “Παραγωγή Νέου Τύπου Αντιτριβικών Χαλύβδινων Μηχανολογικών Εξαρτημάτων με τη Διεργασία της Διπλής Χύτευσης” σε συνεργασία με την εταιρεία G.M.C. A.B.E.E. (Greek Modern Castings – Special Alloys Industry) με στόχο τη διερεύνηση των δυνατοτήτων παραγωγής διπλοχτυεμένων μηχανολογικών εξαρτημάτων και προϊόντων από λευκό χυτοσίδηρο και συνήθη χάλυβα.

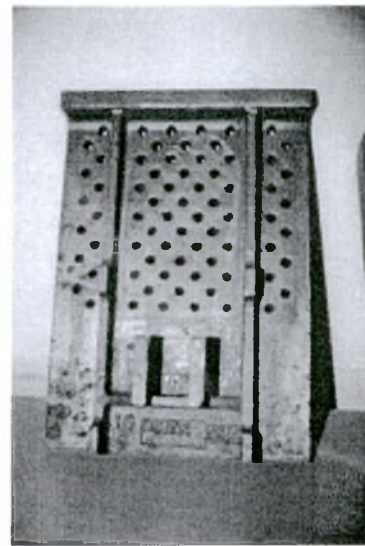
Η παραγωγή μηχανολογικών εξαρτημάτων νέου τύπου πηγάζει από αντικειμενικές ανάγκες βιομηχανιών τόσο σε εθνικό όσο και σε ευρωπαϊκό και διεθνές επίπεδο. Κύριος και μεγάλος χρήστης αυτών των εξαρτημάτων είναι η Δ.Ε.Η. Τα διπλοχτυεμένα εξαρτήματα (πλάκες) μπορούν να τοποθετηθούν σε στροφεία άλεσης λιγνίτη, γεγονός ιδιαίτερα σημαντικό για τους ατμοηλεκτρικούς σταθμούς παραγωγής ενέργειας της Δ.Ε.Η. (εικ. 1α). Σήμερα χρησιμοποιούνται πλάκες από μαγγανιούχο χάλυβα με διάρκεια ζωής 2500-3000 ώρες ή πλάκες με επικάλυψη καρβιδίων με διάρκεια ζωής 3000-3500 ώρες. Εκτιμάται ότι η χρήση μηχανολογικών εξαρτημάτων νέου τύπου στις ίδιες συνθήκες λειτουργίας θα έχει διάρκεια ζωής 5500-6000 ώρες. Επίσης τα εξαρτήματα αυτά είναι δυνατό να χρησιμοποιηθούν σε βιομηχανίες παραγωγής τσιμέντου για τη θωράκιση των μύλων άλεσης του τσιμέντου και σε μεταλλευτικές βιομηχανίες για την πρωτογενή θραύση μεταλλευμάτων, ορυκτών και πετρωμάτων (εικ. 1β).

Η τεχνολογία της διπλής χύτευσης αποτελεί μία νέα και πρωτοποριακή μεθοδολογία παραγωγής μηχανολογικών εξαρτημάτων με αναβαθμισμένες τις λειτουργικές τους ιδιότητες και συνεπώς με αυξημένη προστιθέμενη αξία. Η πρωτοτυπία των εξαρτημάτων νέου τύπου και η καινοτομία της διεργασίας της διπλής χύτευσης εντοπίζονται στο γεγονός ότι το σώμα των προϊόντων αποτελείται από δύο διακριτά μεταλλικά (σιδηρούχα) στρώματα διαφορετικής χημικής σύστασης και ιδιοτήτων. Η διεργασία της διπλής χύτευσης, συνεπώς, οδηγεί στη δημιουργία ενός

σύνθετου διμεταλλικού υλικού. Το πρώτο συνθετικό του υλικού (υπόστρωμα) είναι ένας συνήθης υποευτηκτοειδής χάλυβας χαμηλού κόστους. Το δεύτερο συνθετικό του υλικού (επίστρωμα) είναι λευκός χυτοσίδηρος υψηλής περιεκτικότητας σε χρώμιο, ο οποίος θεωρείται ένα από τα πιο αποτελεσματικά μεταλλικά υλικά όταν απαιτείται υψηλή αντιτριβική ικανότητα. Οι λόγοι της μεγάλης αντοχής σε εκτριβή συνίστανται στο σχηματισμό πρωτογενών και δευτερογενών καρβιδίων μέσα στη μαρτενσιτική μήτρα σαν αποτέλεσμα της χύτευσης και της επακόλουθης θερμικής κατεργασίας (σκλήρυνσης). Το ανωτέρω πλεονέκτημα αντισταθμίζεται από την εξαιρετικά χαμηλή δυσθραυστότητα του χυτοσιδήρου. Ο συνδυασμός του σκληρού και αντιτριβικού επιστρώματος με το μαλακό και όλκιμο υπόστρωμα οδηγεί στη δημιουργία ενός διμεταλλικού προϊόντος και επιτυγχάνει διπλό αποτέλεσμα. Αφ' ενός μειώνεται δραστικά το συνολικό κόστος παραγωγής (άρα και διάθεσης) των προϊόντων καθώς η βάση τους είναι ένας συνήθης χάλυβας χαμηλού κόστους, αφ' ετέρου τα προϊόντα παρουσιάζουν αντιτριβική αντοχή στην επιφάνεια εργασίας τους και ταυτόχρονα βέλτιστη δυσθραυστότητα σε όλο τον όγκο τους.



(α)



(β)

Εικόνα 1. Εφαρμογές των αντιτριβικών χαλύβδινων μηχανολογικών εξαρτημάτων νέου τύπου:

(α) πλάκες στροφείων άλεσης λιγνίτη, (β) πλάκα μύλων άλεσης τσιμέντου

2 Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

2.1 Εισαγωγή στο σίδηρο και τα κράματά του

Χαρακτηριστικά καθαρού σιδήρου

- Σημείο τήξης : 1535 °C
- Σημείο βρασμού : 2800 °C
- Πυκνότητα (20 °C) : $7,86 \cdot 10^3 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$
- Θερμική αγωγιμότητα : $67 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- Ηλεκτρική αγωγιμότητα : $9,93 \cdot 10^6 \text{ Ohm}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$
- Κρυσταλλική δομή : Κυβική χωροκεντρωμένη (B.C.C.)

2.1.1 Ιστορική αναδρομή

Ο σίδηρος εμφανίζεται στα ιστορικά δεδομένα το 2800 π.Χ. περίπου, πιθανότατα με τη μορφή σπογγώδους σιδήρου. Από τότε όμως πέρασαν πολλά χρόνια ώσπου ο άνθρωπος να καταφέρει να τήξει το σπογγώδη σίδηρο και να απελευθερώσει το μέταλλο από τη σκουριά. Προφανώς, η δυσκολία αυτή οφειλόταν κυρίως στις υψηλές θερμοκρασίες που έπρεπε να αναπτυχθούν (περίπου 1200 °C), πράγμα αδύνατον για τα πρωτόγονα καμίνια. Ο χάλυβας (κράμα σιδήρου – άνθρακα) προέκυψε με την ενανθράκωση του σιδήρου στην Ασία περί το 1400 π.Χ. και στην Ελλάδα περί το 1000 π.Χ. Η ικανότητα του χάλυβα να σκληραίνει με την απότομη ψύξη του (βαφή) στο νερό έδωσε τη δυνατότητα κατασκευής πληθώρας εργαλείων και όπλων. Ένα χαρακτηριστικό παράδειγμα ενανθράκωσης και θερμικής κατεργασίας του χάλυβα αποτελούν τα περίφημα δαμασκηνά σπαθιά.

2.1.2 Ορυκτά και μεταλλουργία σιδήρου

Ο σίδηρος (Fe) είναι το δεύτερο πιο διαδεδομένο μέταλλο μετά το αργίλιο και το τέταρτο κατά σειρά αφθονίας στοιχείο. Αποτελεί το 5% περίπου του στερεού φλοιού της Γης. Επίσης, βρίσκεται στο εσωτερικό της Γης, στη σιδηρονικελόσφαιρα,

της οποίας αποτελεί το κύριο συστατικό. Αυτοφύης ο σίδηρος βρίσκεται στους μετεωρίτες ή σιδηρίτες, οι οποίοι σχεδόν πάντοτε περιέχουν νικέλιο και κοβάλτιο και σε πολύ μικρά ποσοστά μαγγάνιο, χαλκό, άνθρακα κλπ. Τα σπουδαιότερα ορυκτά του σιδήρου είναι ο αιματίτης (Fe_2O_3), ο μαγνητίτης (Fe_3O_4), ο λειμωνίτης ($\text{Fe}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2\text{O}$), ο σιδηρίτης (FeCO_3) και ο σιδηροπυρίτης (FeS_2).

Η μεταλλουργία του σιδήρου περιλαμβάνει κατ' αρχήν την αναγωγή των ορυκτών του προς ακατέργαστο σίδηρο με τροφοδοσία άνθρακα σε μορφή κοκ σε υψικαμίνους. Ο ακάθατος (ακατέργαστος) σίδηρος που λαμβάνεται περιέχει πολλές προσμείξεις (πέρα από τη σκουριά που επιπλέει) όπως περίπου 5% C, S, Si, P, Mn και ενώσεις αυτών σε μικρότερα ποσοστά. Έτσι, απαιτείται ειδική επεξεργασία για τη μετατροπή του σε χυτοσίδηρο ή χάλυβα.

2.1.3 Κράματα σιδήρου

Ο καθαρός σίδηρος υστερεί σημαντικά ως προς τις φυσικές και χημικές του ιδιότητες, γι' αυτό και δεν χρησιμοποιείται τόσο πολύ στις διάφορες εφαρμογές. Με την προσθήκη, όμως, διαφόρων άλλων χημικών στοιχείων προκύπτουν τα σιδηροκράματα που διαθέτουν ιδιαίτερες αυξημένες κάποιες συγκεκριμένες ιδιότητές τους (π.χ. σκληρότητα, αντοχή εφελκυσμού, αντοχή στην εκτριβή, αντοχή στη διάβρωση, σημείο τήξης κλπ.). Ο άνθρακας αποτελεί το φθηνότερο και αποτελεσματικότερο στοιχείο κραματοποίησης του σιδήρου προκειμένου να επιτύχουμε σημαντική αύξηση της σκληρότητας του σιδήρου. Προστίθεται σε ποσοστά από 0,02% έως 4% κ.β. περίπου και κατ' αυτόν τον τρόπο παράγονται οι χάλυβες που περιέχουν χαμηλό, μέσο και υψηλό ποσοστό σε άνθρακα καθώς και οι χυτοσίδηροι.

Ο χάλυβας είναι το σημαντικότερο και πιο διαδεδομένο υλικό μηχανολογικών κατασκευών. Η παραγωγή των χαλύβων σε μεγάλη κλίμακα αναπτύχθηκε μόλις κατά τη διάρκεια του εικοστού αιώνα. Σήμερα οι χάλυβες αποτελούν περισσότερο από το 80% των βιομηχανικών κραμάτων. Αυτό οφείλεται βασικά στο χαμηλό κόστος και τη σχετική ευκολία παραγωγής σε μεγάλες ποσότητες με ακριβείς προδιαγραφές. Από τους χάλυβες, το 90% της παραγωγής τους καταλαμβάνουν τα κράματα Fe-C ενώ στο υπόλοιπο 10% συγκαταλέγονται οι μαλακοί, ελαφρώς κραματωμένοι χάλυβες, οι ανοξείδωτοι χάλυβες, οι εργαλειοχάλυβες, οι ισχυρώς κραματωμένοι χάλυβες κλπ.

Ανάλογα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα τα κράματα Fe-C χωρίζονται σε τρεις κατηγορίες. Ο καθαρός σίδηρος του εμπορίου περιέχει λιγότερο από 0,008% C

και η δομή του στη θερμοκρασία περιβάλλοντος αποτελείται αποκλειστικά από φερρίτη (α -Fe). Τα κράματα του σιδήρου με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0,008% έως 2,11% ονομάζονται χάλυβες. Στην πράξη το ποσοστό του άνθρακα στους χάλυβες δεν υπερβαίνει το 1,0%. Τα κράματα που περιέχουν από 2,11% έως 6,7% C ονομάζονται χυτοσίδηροι.

Οι χάλυβες, ανάλογα με τη χημική τους σύσταση διακρίνονται σε κοινούς ή ανθρακούχους χάλυβες και σε κραματωμένους ή ειδικούς χάλυβες. Κοινοί ή ανθρακούχοι χάλυβες καλούνται τα κράματα Fe-C που εκτός από τις συνήθεις ακαθαρσίες (έως 0,04% P και 0,05% S) δεν περιέχουν άλλα στοιχεία κραμάτωσης εκτός από μικρά ποσοστά Mn.

Ανάλογα με την περιεκτικότητά τους σε άνθρακα, οι κοινοί ή ανθρακούχοι χάλυβες διακρίνονται σε υποευτηκτοειδείς, όταν περιέχουν λιγότερο από 0,80%, ευτηκτοειδείς, όταν περιέχουν 0,80%, και υπereυτηκτοειδείς, όταν περιέχουν από 0,80% έως 2,00%. Επιπλέον, οι υποευτηκτοειδείς χάλυβες διακρίνονται σε μαλακούς χάλυβες, όταν περιέχουν από 0,10% έως 0,25% C, χάλυβες μετρίου άνθρακα, όταν περιέχουν από 0,25% έως 0,50% C, και χάλυβες υψηλού άνθρακα, όταν περιέχουν από 0,50% έως 0,80% C.

Όταν το ποσοστό του άνθρακα είναι μεγαλύτερο από 2% περίπου, τα εν λόγω κράματα ονομάζονται χυτοσίδηροι επειδή μορφοποιούνται, κατά κύριο λόγο, με χύτευση. Οι χυτοσίδηροι διακρίνονται σε λευκούς, φαιούς ή γκρίζους, μαλακούς, ελατούς ή σφαιροειδούς γραφίτη και ισχυρώς κραματωμένους. Οι λευκοί χυτοσίδηροι περιέχουν πυρίτιο (Si) το ποσοστό του οποίου δεν ξεπερνά το 0,5% ενώ οι φαιοί χυτοσίδηροι περιέχουν περισσότερο από 0,7% Si (πρακτικά ισχύει $1\% < \text{Si} < 3\%$).

2.2 Λευκοί χυτοσίδηροι

Ως κραματωμένοι χυτοσίδηροι θεωρούνται εκείνα τα χυτά κράματα που, βασιζόμενα στο σύστημα Fe-C-Si, περιέχουν ένα ή περισσότερα κραματικά στοιχεία τα οποία προστίθενται για την επαύξηση μιας ή περισσότερων χρήσιμων ιδιοτήτων. Χωρίζονται σε λευκούς, αντιδιαβρωτικούς (ανοξειδωτους) και πυρίμαχους χυτοσιδήρους.

Οι λευκοί χυτοσίδηροι ονομάζονται έτσι εξαιτίας των χαρακτηριστικών λευκών και λαμπερών επιφανειών θραύσης. Η μικροδομή των λευκών χυτοσιδήρων

περιλαμβάνει ως κύριο συστατικό το σεμεντίτη (Fe_3C), μέσα σε περλιτική μήτρα, σε μορφή κυρίως δενδριτική ενώ δεν περιέχει γραφίτη. Αντίθετα, η μικροδομή των φαιών χυτοσιδήρων περιλαμβάνει ως κύριο συστατικό το γραφίτη σε μορφή φυλλιδίων. Λόγω του περιεχομένου σεμεντίτη, οι λευκοί χυτοσίδηροι έχουν εξαιρετική αντοχή εκτριβής, υψηλή σκληρότητα (400-550 HB), είναι όμως ψαθυροί και έχουν κακή κατεργασιμότητα. Το όριο θραύσης τους κυμαίνεται από 250 έως 500 MPa. Χρησιμοποιούνται στην κατασκευή κυλίνδρων ελάστρων και τμημάτων θραυστήρων ή μύλων.

Ο λευκός χυτοσίδηρος μπορεί να παραχθεί είτε σε ολόκληρο τον όγκο του τεμαχίου (κυρίως ρυθμίζοντας τη σύσταση) ή μόνο εν μέρει από την επιφάνεια προς τα μέσα (κυρίως χυτεύοντας μέσα σε ψυχρό καλούπι (chill)). Το χυτό της δεύτερης περίπτωσης μερικές φορές ονομάζεται “τραχύς χυτοσίδηρος” (chilled iron) για να διαχωρίζεται από το χυτό που είναι σε ολόκληρο τον όγκο του λευκός χυτοσίδηρος.

Με την προσθήκη χρωμίου, νικελίου ή μολυβδαινίου, στοιχεία τα οποία μετασχηματίζουν κατά την απόψυξη την ωστενιτική δομή των λευκών χυτοσιδήρων σε μαρτενσιτική, προκύπτουν οι υψηλά κραματωμένοι λευκοί χυτοσίδηροι, οι οποίοι έχουν ακόμη υψηλότερη αντοχή εκτριβής (abrasion resistance).

Οι υψηλά κραματωμένοι λευκοί χυτοσίδηροι αποτελούν μια σημαντική κατηγορία υλικών των οποίων η παραγωγή μελετάται ανεξάρτητα από την παραγωγή των συνηθισμένων χυτοσιδήρων. Περιέχουν τουλάχιστον 4% κ.β. κραματικά στοιχεία και συνεπώς δεν μπορούν να παραχθούν με προσθήκη κραματικών στοιχείων στον κάδο που περιέχει μη-κραματωμένο χυτοσίδηρο. Συνήθως παράγονται σε χυτήρια που διαθέτουν εξειδικευμένο εξοπλισμό γι’ αυτά τα κράματα. Κατά κανόνα, τήκονται σε ηλεκτρικούς κλιβάνους, συγκεκριμένα σε κλιβάνους ηλεκτρικού τόξου και επαγωγικούς κλιβάνους, στους οποίους μπορεί να επιτευχθεί ακριβής έλεγχος της σύστασης και της θερμοκρασίας. Τα χυτήρια συνήθως διαθέτουν και τον εξοπλισμό που απαιτείται για τη διεξαγωγή θερμικών κατεργασιών και άλλων θερμικών διεργασιών, μοναδικών στην παραγωγή αυτών των κραμάτων.

Οι υψηλά κραματωμένοι λευκοί χυτοσίδηροι χρησιμοποιούνται κυρίως σε εφαρμογές που απαιτείται αντοχή εκτριβής και χυτεύονται εύκολα σε εξαρτήματα μηχανημάτων σύνθλιψης, άλεσης και διαχείρισης αποξεστικών υλικών. Η περιεκτικότητα σε χρώμιο επαυξάνει επίσης την αντιδιαβρωτική αντοχή αυτών των εξαρτημάτων. Το μεγάλο κλάσμα όγκου των πρωτογενών και/ή των ευτηκτικών καρβιδίων στις μικροδομές τους παρέχει την υψηλή σκληρότητα που απαιτείται κατά

τη σύνθλιψη και άλεση άλλων υλικών. Η μεταλλική μήτρα που εμπεριέχει τα καρβίδια αυτά μπορεί να προσαρμοσθεί με τη σύσταση του κράματος και τη θερμική κατεργασία για την επίτευξη της κατάλληλης ισορροπίας μεταξύ της αντοχής εκτριβής και της δυσθραυστότητας που απαιτούνται για την αντίσταση σε επαναλαμβανόμενη κρούση.

Όλοι οι υψηλά κραματωμένοι λευκοί χυτοσίδηροι περιέχουν χρώμιο για την παρεμπόδιση σχηματισμού γραφίτη κατά τη στερεοποίηση και για την εξασφάλιση της ευστάθειας των καρβιδίων του τύπου Fe_3C και Cr_7C_3 . Πολλές κατηγορίες αυτών των κραμάτων περιέχουν σύνθετα ευτηκτικά καρβίδια του τύπου M_7C_3 , όπως το $(Cr,Fe)_7C_3$, τα οποία είναι ουσιαστικά σκληρότερα από τα καρβίδια του τύπου M_3C , όπως το $(Fe,Cr)_3C$, που περιέχουν οι χαμηλά κραματωμένοι χυτοσίδηροι. Οι περισσότερες κατηγορίες περιέχουν και νικέλιο, μολυβδαίνιο, χαλκό ή συνδυασμούς αυτών για την παρεμπόδιση σχηματισμού περλίτη στη μικροδομή.

2.3 Στοιχεία κραμάτωσης χυτοσιδήρων

Τη μεγαλύτερη επίδραση στις ιδιότητες των περισσοτέρων χυτοσιδήρων έχει η αλληλεπίδραση μεταξύ των στοιχείων κραμάτωσης, συμπεριλαμβανομένων του άνθρακα και του πυριτίου. Αυτή η επιρροή ασκείται κατά μεγάλο μέρος από την επίδραση της ποσότητας και του σχήματος του γραφιτικού άνθρακα που υπάρχει στο χυτό. Κραματικά στοιχεία όπως νικέλιο, χρώμιο και μολυβδαίνιο χρησιμοποιούνται, μεμονωμένα ή σε συνδυασμό, για την εξειδικευμένη βελτίωση των ιδιοτήτων των μη-κραματωμένων χυτοσιδήρων. Επειδή η χρήση τέτοιων στοιχείων συνεπάγεται υψηλότερο κόστος, η βελτίωση της λειτουργικής υπηρεσίας πρέπει να είναι ικανή να δικαιολογεί το αυξημένο κόστος.

2.3.1 Άνθρακας

Όπως είδαμε, με την αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα, αυξάνεται και η σκληρότητα των λευκών χυτοσιδήρων. Οι λευκοί χυτοσίδηροι χαμηλού άνθρακα (2,50% C περίπου) έχουν σκληρότητα που κυμαίνεται στα 375 HB, ενώ οι λευκοί χυτοσίδηροι με αρκετά υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα (3,50% C και άνω) έχουν σκληρότητα της τάξης των 600 HB. Στους μη-κραματωμένους λευκούς χυτοσιδήρους, η υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι ουσιώδης για υψηλή

σκληρότητα και μέγιστη αντοχή στη φθορά. Ο άνθρακας ελαττώνει την αντοχή σε εγκάρσια θραύση και αυξάνει την ψαθυρότητα. Επίσης, αυξάνει την τάση σχηματισμού του γραφίτη κατά τη στερεοποίηση, ιδιαιτέρως όταν η περιεκτικότητα σε πυρίτιο είναι επίσης υψηλή. Γι' αυτό είναι πολύ σημαντικό να διατηρείται σε χαμηλά επίπεδα η περιεκτικότητα σε πυρίτιο στους λευκούς χυτοσιδήρους υψηλού άνθρακα. Το σύνηθες εύρος της περιεκτικότητας σε άνθρακα για μη-κραματωμένους ή χαμηλά κραματωμένους λευκούς χυτοσιδήρους είναι από 2,2% έως 3,6% περίπου. Για λευκούς χυτοσιδήρους υψηλού χρωμίου, το σύνηθες εύρος είναι από 2,2% C περίπου έως την περιεκτικότητα του άνθρακα της ευτηκτικής σύστασης, η οποία είναι περίπου 3,5% C για χυτοσιδήρους με 15% Cr και περίπου 2,7% C για χυτοσιδήρους με 27% Cr.

2.3.2 Πυρίτιο

Το πυρίτιο εμφανίζεται σε όλους τους χυτοσιδήρους. Είναι ο κύριος παράγοντας που προκαθορίζει την περιεκτικότητα σε άνθρακα της ευτηκτικής. Αυξάνοντας την ποσότητα του πυριτίου ελατώνεται η ποσότητα του άνθρακα της ευτηκτικής και προωθείται ο σχηματισμός γραφίτη κατά τη στερεοποίηση. Στους υψηλά κραματωμένους λευκούς χυτοσιδήρους, το πυρίτιο προκαλεί αρνητικά αποτελέσματα στη σκληρότητα, καθώς έχει την τάση να προωθεί το σχηματισμό περλίτη στους μαρτενσιτικούς χυτοσιδήρους. Η ποσότητα του πυριτίου στους λευκούς χυτοσιδήρους είναι συνήθως από 0,3% έως 2,2%.

2.3.3 Μαγγάνιο και Θείο

Το μαγγάνιο και το θείο πρέπει να ληφθούν υπόψη μαζί κατά τη μελέτη των επιδράσεών τους στους λευκούς και φαιούς χυτοσιδήρους. Γενικά, το θείο είναι το παραμένον στοιχείο και η περίσσεια μαγγανίου χρησιμοποιείται για την αύξηση της σκληρότητας. Επιπλέον, το μαγγάνιο συχνά προτιμάται για την ελάττωση ή την παρεμπόδιση δημιουργίας στιγμάτων σε ογκώδη χυτά.

Όταν το μαγγάνιο βρίσκεται σε ποσότητα μεγαλύτερη απ' αυτή που απαιτείται για την εξάλειψη του θείου, παρεμποδίζει σχετικά το σχηματισμό περλίτη. Επίσης, είναι ένας σχετικά ισχυρός σταθεροποιητής του ωστενίτη και περιέχεται στους μαρτενσιτικούς λευκούς χυτοσιδήρους σε ποσοστά, κατά κανόνα, μικρότερα του 0,7%. Σε μερικούς περλιτικούς ή φερριτικούς κραματωμένους χυτοσιδήρους μπορεί να προστεθεί μέχρι και 1,5% Mn περίπου, ώστε να είμαστε σίγουροι ότι θα

επιτευχθούν τα προδιαγεγραμμένα επίπεδα αντοχής. Όταν η περιεκτικότητα σε μαγγάνιο υπερβαίνει το 1,5% περίπου, η αντοχή και η δυσθραυστότητα των μαρτενσιτικών χυτοσιδήρων αρχίζουν να ελαττώνονται. Η αντοχή εκτριβής επίσης ελαττώνεται, κυρίως εξαιτίας της παρακράτησης ωστενίτη. Ο τηγμένος χυτοσίδηρος που περιέχει υψηλό ποσοστό μαγγανίου έχει την τάση να προσβάλλει την πυρίμαχη ύλη του κλιβάνου και του κάδου. Συνεπώς, η χρήση μαγγανίου είναι περιορισμένη στους χυτοσιδήρους, παρά το γεγονός ότι αποτελεί ένα από τα λιγότερο ακριβά κραματικά στοιχεία.

Οι συνήθεις ποσότητες θείου αδρανοποιούνται από το μαγγάνιο, αλλά η περιεκτικότητα σε θείο διατηρείται σε χαμηλά ποσοστά στους περισσότερους κραματωμένους χυτοσιδήρους. Στους αντιτριβικούς χυτοσιδήρους, πρέπει η περιεκτικότητα σε θείο να τόσο χαμηλή όσο είναι εμπορικά εφικτό, επειδή διάφορες έρευνες έχουν δείξει ότι τα σουλφίδια στη μικροδομή υποβαθμίζουν την αντοχή εκτριβής. Όταν απαιτείται βέλτιστη αντοχή εκτριβής, η μέγιστη περιεκτικότητα σε θείο προκύπτει ότι είναι 0,03%.

2.3.4 Φώσφορος

Ο φώσφορος είναι ένα ήπιο γραφιτίζον στοιχείο, στους μη-κραματωμένους χυτοσιδήρους. Στους κραματωμένους χυτοσιδήρους τα αποτελέσματα είναι κάπως ασαφή. Υπάρχουν ενδείξεις ότι ελαττώνει τη δυσθραυστότητα των μαρτενσιτικών λευκών χυτοσιδήρων. Η επίδραση, αν υπάρχει, στην αντοχή εκτριβής δεν έχει ακόμη αποδειχθεί αναμφισβήτητα. Σε ογκώδη χυτά που παράγονται από μολυβδαινιούχους χυτοσιδήρους, τα υψηλά ποσοστά φωσφόρου θεωρούνται επιζήμια επειδή αδρανοποιούν μέρος της ικανότητας του μολυβδαινίου να σκληραίνει σε βάθος το κράμα. Θεωρείται επιθυμητή η διατήρηση της περιεκτικότητας σε φώσφορο σε ποσοστό χαμηλότερο του 0,3% περίπου ενώ μερικές προδιαγραφές απαιτούν λιγότερο από 0,1%.

2.3.5 Χρώμιο

Το χρώμιο προστίθεται στους χυτοσιδήρους επειδή σχηματίζει καρβίδια, παρέχει αντοχή στη διάβρωση και σταθεροποιεί τη δομή τους σε εφαρμογές υψηλών θερμοκρασιών. Σε μικρές ποσότητες στους λευκούς χυτοσιδήρους με πυρίτιο λιγότερο από 1%, το χρώμιο εξασφαλίζει δομή χωρίς γραφίτη. Επίσης, το χρώμιο

επηρεάζει τη λεπτότητα και τη σκληρότητα του περλίτη και έχει την τάση να αυξάνει την ποσότητα και τη σκληρότητα των ευτηκτικών καρβιδίων.

Όταν η περιεκτικότητα των χυτοσιδήρων σε χρώμιο είναι μεγαλύτερη από 10% περίπου, σχηματίζονται ευτηκτικά καρβίδια του τύπου M_7C_3 , έναντι του τύπου M_3C που κυριαρχεί σε κράματα με μικρότερα ποσοστά χρωμίου. Πιο σημαντικό, όμως, είναι το γεγονός ότι το μεγαλύτερο ποσοστό χρωμίου επιβαρύνει τη διαδικασία της στερεοποίησης δημιουργώντας δομή στην οποία τα καρβίδια M_7C_3 περιβάλλονται μέσα σε μήτρα ωστενίτη ή προϊόντων μετασχηματισμού αυτού. Σε μικρότερα ποσοστά χρωμίου, το καρβίδιο M_3C σχηματίζει τη μήτρα. Εξαιτίας των χαρακτηριστικών της στερεοποίησης, οι υποευτηκτικοί χυτοσίδηροι που περιέχουν καρβίδια M_7C_3 είναι κατά κανόνα πιο σκληροί και δύσθραυστοι σε σύγκριση με τους χυτοσιδήρους που περιέχουν καρβίδια M_3C .

Η σχετικά μεγάλη αντοχή εκτριβής, η δυσθραυστότητα και η αντοχή στη διάβρωση που εμφανίζουν οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου έχουν οδηγήσει στην ανάπτυξη μιας σειράς εμπορικών μαρτενσιτικών και ωστενιτικών λευκών χυτοσιδήρων με περιεκτικότητες σε χρώμιο από 12% έως 28%. Επειδή μεγάλη ποσότητα χρωμίου σ' αυτούς τους χυτοσιδήρους εμφανίζεται σε μορφή καρβιδίων, το χρώμιο είναι πολύ λιγότερο αποτελεσματικό από το μολυβδαίνιο, το νικέλιο, το μαγγάνιο ή το χαλκό στην παρεμπόδιση του ευτηκτοειδούς μετασχηματισμού σε περλίτη και συνεπώς έχει μικρότερη επίδραση στην εμβαπτότητά τους απ' ό,τι έχει στους χάλυβες. Οι μαρτενσιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι συνήθως περιέχουν ένα ή και περισσότερα εκ των στοιχείων μολυβδαίνιο, νικέλιο, μαγγάνιο, χαλκός για την απόδοση της απαιτούμενης εμβαπτότητας. Αυτά τα στοιχεία εξασφαλίζουν το σχηματισμό μαρτενσίτη κατά την απόψυξη από θερμοκρασίες μεγαλύτερες του ανωτέρω μετασχηματισμού, είτε όταν το χυτό ψύχεται μέσα στο καλούπι ή κατά τη διάρκεια μεταγενέστερης θερμικής κατεργασίας.

Είναι δύσκολο να διατηρηθεί σε χαμηλά επίπεδα η περιεκτικότητα σε πυρίτιο των χυτοσιδήρων υψηλού χρωμίου εξαιτίας της ποσότητας πυριτίου που προστίθεται μέσω του σιδηροχρωμίου υψηλού άνθρακα και άλλων πρώτων υλών. Μικρό ποσοστό πυριτίου έχει το πλεονέκτημα ότι παρέχει άμεση απόκριση του κράματος στην ανόπτηση και αποδίδει υψηλή σκληρότητα όταν το κράμα υπόκειται σε βαφή σε ρεύμα αέρα από υψηλές θερμοκρασίες. Αντίθετα, υψηλό ποσοστό πυριτίου ελαττώνει την απόκριση σ' αυτή τη θερμική κατεργασία. Αν και οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου χρησιμοποιούνται μερικές φορές όπως χυτεύθηκαν (as-cast, χωρίς θερμική

κατεργασία), οι βέλτιστες ιδιότητές τους επιτυγχάνονται ύστερα από θερμική κατεργασία.

2.3.6 Μολυβδαίνιο

Στους λευκούς χυτοσιδήρους το μολυβδαίνιο κατανέμεται ανάμεσα στα ευτηκτικά καρβίδια και τη μήτρα. Όταν απαιτείται ένας λευκός χυτοσίδηρος με ανώτερη αντοχή εκτριβής, προσθήκη από 0,5% έως 3,0% Mo παρεμποδίζει αποτελεσματικά το σχηματισμό περλίτη και άλλων προϊόντων μετασχηματισμών υψηλών θερμοκρασιών. Το μολυβδαίνιο είναι ακόμη πιο αποτελεσματικό όταν χρησιμοποιείται σε συνδυασμό με χαλκό, χρώμιο, νικέλιο, ή χρώμιο και νικέλιο μαζί. Έχει ένα σημαντικό πλεονέκτημα έναντι του νικελίου, του χαλκού και του μαγγανίου ως προς το ότι αυξάνει το βάθος σκλήρυνσης χωρίς να υπερσταθεροποιεί αισθητά τον ωστενίτη, αποτρέποντας, έτσι, την παρακράτηση ανεπιθύμητα μεγάλων ποσοτήτων ωστενίτη στην τελική δομή.

2.4 Αντιτριβικοί λευκοί χυτοσίδηροι

Όπως γνωρίζουμε, εξαρτήματα που υποβάλλονται σε εκτριβή φθείρονται σε σημαντικό βαθμό και συνεπώς απαιτείται η αντικατάστασή τους ανά κάποια χρονική περίοδο. Επίσης, για αρκετές εφαρμογές υπάρχουν ένας ή περισσότεροι τύποι σχετικά φθινών υλικών που έχουν επαρκή αντοχή σε φθορά και, αντιστρόφως, ένας ή περισσότεροι τύποι σχετικά ακριβών υλικών που έχουν συγκριτικά υψηλότερη αντοχή σε φθορά. Και για τις δύο περιπτώσεις, πρέπει να εκτιμηθεί ο λόγος του ρυθμού φθοράς προς το κόστος αντικατάστασης. Αυτή η αναλογία μπορεί να αποτελέσει ένα πολύ αποτελεσματικό μέσο αξιολόγησης της πιο οικονομικά επωφελούς χρήσης των υλικών. Συχνά είναι πιο επωφελής η χρήση ενός λιγότερο ανθεκτικού στη φθορά υλικού και η συχνότερη αντικατάστασή του. Ωστόσο, σε μερικές περιπτώσεις, όπως όταν δεν είναι δυνατό να ανεχθούμε συχνά περιστατικά διακοπής λειτουργίας του εξαρτήματος, η οικονομία είναι λιγότερο σημαντική από τη διάρκεια λειτουργικής ζωής του. Η αποδοτικότητα ως προς το ολικό κόστος πρέπει να λαμβάνει υπόψη το πραγματικό κόστος των υλικών, τη θερμική κατεργασία, το χρόνο απομάκρυνσης των φθαρμένων εξαρτημάτων και τοποθέτησης των καινούριων, και άλλους χαμένους χρόνους παραγωγής.

Γενικά οι μη-κραματωμένοι λευκοί χυτοσίδηροι είναι λιγότερο δαπανηροί από τους κραματωμένους. Είναι όμως και λιγότερο ανθεκτικοί στη φθορά. Ωστόσο, η αντοχή εκτριβής τους είναι πλήρως επαρκής για πολλές εφαρμογές. Μόνο όταν οι κραματωμένοι χυτοσίδηροι μπορούν αποδεδειγμένα να αποδώσουν καλύτερα από τους μη-κραματωμένους, θα αποκτήσουν και οικονομικό πλεονέκτημα έναντι αυτών. Για παράδειγμα, σε έναν ετήσιο έλεγχο σε ένα μύλο άλεσης κλίνκερ τσιμέντου, οι σφαίρες άλεσης που ήταν κατασκευασμένες από μαρτενσιτικό νικελιοχρωμιούχο λευκό χυτοσίδηρο έπρεπε να αντικαθίστανται μόνο κατά το ένα πέμπτο της συχνότητας αντικατάστασης των σφαιρών που ήταν κατασκευασμένες από σφυρήλατο και σκληρυμένο κραματωμένο χάλυβα. Είναι προφανές ότι ο μαρτενσιτικός νικελιοχρωμιούχος λευκός χυτοσίδηρος αποδείχθηκε σημαντικά πιο οικονομικός και πιο αποδοτικός έναντι του άλλου υλικού.

2.4.1 Ενδεικτικές συστάσεις

Στον πίνακα 2.1 φαίνονται οι συστάσεις τυπικών εμπορικών μη-κραματωμένων και χαμηλά κραματωμένων λευκών και τραχειών (chilled) χυτοσιδήρων που χρησιμοποιούνται σε αντιτριβικά εξαρτήματα. Αυτά τα κράματα κατατάσσονται ως περλιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι. Ιστορικά, οι περισσότεροι από τους πρώιμους λευκούς χυτοσιδήρους που χρησιμοποιούνταν για την παραγωγή αντιτριβικών χυτών εξαρτημάτων ήταν χαμηλού άνθρακα, με 1,0% έως 1,6% Si, μη-κραματωμένοι οι οποίοι χρησιμοποιούνταν επίσης για την παραγωγή χυτών από μαλακό χυτοσίδηρο. Καθώς όμως η ζήτηση και οι πιο εξειδικευμένες εφαρμογές επέφεραν αλλαγές, η τάση είναι να παράγεται ένα κράμα μεγαλύτερης αντιτριβικής αντοχής με 2,8% έως 3,6% C και χαμηλό ποσοστό πυριτίου, στο οποίο συνήθως προστίθεται χρώμιο για την παρεμπόδιση του γραφίτη και την αύξηση της λεπτότητας και της σκληρότητας του περλίτη. Άλλα στοιχεία όπως νικέλιο, μολυβδαίνιο, χαλκός και μαγγάνιο χρησιμοποιούνται πρωτίστως για την αύξηση της εμβαιότητας με σκοπό τη δημιουργία ωστενιτικής ή μαρτενσιτικής δομής.

Οι μαρτενσιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι έχουν “εκτοπίσει” σε μεγάλο ποσοστό τους περλιτικούς λευκούς χυτοσιδήρους στην κατασκευή πολλών τύπων αντιτριβικών χυτών, εξαιρώντας πιθανότατα τα έλαστρα και τις σφαίρες άλεσης που κατασκευάζονται από τραχύ χυτοσίδηρο. Αν και οι μαρτενσιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι είναι ακριβότεροι από τους περλιτικούς λευκούς χυτοσιδήρους, η σημαντικά ανώτερη αντοχή εκτριβής τους, συνδυασμένη με τα αυξανόμενα κόστη όλων των χυτών, κάνει

Είδος	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
Λευκός χυτοσίδηρος χαμηλού άνθρακα:	2,2-2,8	0,2-0,6	0,15(*)	0,15	1,0-1,6	1,5	1,0	0,5	(**)
Λευκός χυτοσίδηρος υψηλού άνθρακα, χαμηλού πυριτίου	2,8-3,6	0,3-2,0	0,30	0,15	0,3-1,0	2,5	3,0	1,0	(**)
Μαρτενσιτικός χυτοσίδηρος νικελίου-χρωμίου	2,5-3,7	1,3	0,30	0,15	0,8	2,7-5,0	1,1-4,0	1,0	...
Μαρτενσιτικός χυτοσίδηρος νικελίου-υψηλού χρωμίου	2,5-3,6	1,3	0,10	0,15	1,0-2,2	5-7	7-11	1,0	...
Μαρτενσιτικός χυτοσίδηρος χρωμίου-μολυβδανίου	2,0-3,6	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	1,5	11-23	0,5-3,5	1,2
Χυτοσίδηρος υψηλού χρωμίου	2,3-3,0	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	1,5	23-28	1,5	1,2

(*) Όπου δίνεται μία τιμή έναντι ενός πεδίου τιμών, η τιμή αυτή αποτελεί το μέγιστο όριο.

(**) Ο χαλκός μπορεί να αντικαταστήσει εσλοκάλιου ή εν μέρει το νικέλιο.

Πίνακας 2.1. Συστάσεις (% κ.β.) διαφόρων ειδών αντιτριβικών λευκών χυτοσιδήρων

Κατηγορία	Τύπος	Συμβολισμός	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
I	A	Ni-Cr-HC	3,0-3,6	1,3	0,30	0,15	0,8	1,4-4,0	3,3-5,0	1,0	...
I	B	Ni-Cr-LC	2,5-3,0	1,3	0,30	0,15	0,8	1,4-4,0	3,3-5,0	1,0	...
I	C	Ni-Cr-GB	2,9-3,7	1,3	0,30	0,15	0,8	1,1-1,5	2,7-4,0	1,0	...
I	D	Ni-Hi Cr	2,5-3,6	1,3	0,10	0,15	1,0-2,2	7-11	5-7	1,0	...
II	A	12% Cr	2,4-2,8	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	11-14	0,5	0,5-1,0	1,2
II	B	15% Cr-Mo-LC	2,4-2,8	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	14-18	0,5	1,0-3,0	1,2
II	C	15% Cr-Mo-HC	2,8-3,6	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	14-18	0,5	2,3-3,5	1,2
II	D	20% Cr-Mo-LC	2,0-2,6	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	18-23	1,5	1,5	1,2
II	E	20% Cr-Mo-HC	2,6-3,2	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	18-23	1,5	1,0-2,0	1,2
III	A	25% Cr	2,3-3,0	0,5-1,5	0,10	0,06	1,0	23-28	1,5	1,5	1,2

(*) Όπου δίνεται μία τιμή έναντι ενός πεδίου τιμών, η τιμή αυτή αποτελεί το μέγιστο όριο.

Πίνακας 2.2. Συστάσεις (% κ.β.) προτύπων μαρτενσιτικών λευκών χυτοσιδήρων

ελκυστικούς τους μαρτενσιτικούς κραματωμένους λευκούς χυτοσιδήρους από οικονομικής άποψης. Η καλύτερη αντοχή και δυσθραυστότητα των μαρτενσιτικών χυτοσιδήρων ευνοούν τη χρήση τους, ενώ η τάση αντικατάστασης της τήξης σε ορθοκάμινο με την τήξη σε ηλεκτρικό κλίβανο κάνει σχετικά πιο εύκολη τη χύτευση των μαρτενσιτικών λευκών χυτοσιδήρων.

Στον πίνακα 2.2 φαίνονται οι συστάσεις των μαρτενσιτικών λευκών χυτοσιδήρων του εμπορίου. Οι χυτοσίδηροι της κατηγορίας I έχουν σχεδιαστεί να είναι κατά μεγάλο μέρος μαρτενσιτικοί από τη χύτευση (as-cast). Η μόνη θερμική κατεργασία στην οποία συνήθως υποβάλλονται είναι η επαναφορά. Οι χυτοσίδηροι των κατηγοριών II και III είναι είτε περλιτικοί ή ωστενιτικοί από τη χύτευση, εκτός από τα ογκώδη τεμάχια που ψύχονται αργά, τα οποία μπορεί να είναι εν μέρει μαρτενσιτικά. Συνήθως υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία. Υπάρχουν ορισμένες περιπτώσεις στις οποίες η αντοχή εκτριβής των ωστενιτικών από τη χύτευση χυτών είναι πολύ καλή. Στις περιπτώσεις αυτές δεν υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία.

2.4.2 Μικροδομή

Αφότου ένα χυτό από λευκό χυτοσίδηρο έχει στερεοποιηθεί και συνεχίζει να αποψύχεται σε θερμοκρασία δωματίου, η φάση των καρβιδίων μπορεί να αποσυντεθεί σε γραφίτη συν φερρίτη ή ωστενίτη. Αυτή η τάση σχηματισμού γραφίτη μπορεί να παρεμποδισθεί με ταχεία απόψυξη ή με την προσθήκη κραματικών στοιχείων που σταθεροποιούν τα καρβίδια (συνήθως χρώμιο). Ο ωστενίτης στη δομή του στερεοποιημένου λευκού χυτοσιδήρου κατά κανόνα υφίσταται διάφορες αλλαγές καθώς αποψύχεται στη θερμοκρασία περιβάλλοντος. Αν αποψύχεται με αρκετά αργό ρυθμό, τείνει να απορρίπτει τον υπερευθηκτοειδή άνθρακα, είτε στα υπάρχοντα ευτηκτικά καρβίδια ή ως σωματίδια, πετάλια ή βελόνες εντός των κόκκων του ωστενίτη. Αυτή η καθίζηση λαμβάνει χώρα κυρίως μεταξύ 1040 και 760 °C περίπου. Ο ρυθμός καθίζησης εξαρτάται εξίσου από το χρόνο και τη θερμοκρασία.

Καθώς ο ωστενίτης συνεχίζει να αποψύχεται, εντός του πεδίου από 705 έως 540 °C, τείνει να μετασχηματίζεται σε περλίτη. Αυτός ο μετασχηματισμός, ωστόσο, μπορεί να παρεμποδισθεί με ταχεία απόψυξη ή/και με την προσθήκη κραματικών στοιχείων που παρεμποδίζουν τη δημιουργία περλίτη.

Το νικέλιο, το μαγγάνιο και ο χαλκός είναι τα κύρια κραματικά στοιχεία με αυτή την ιδιότητα. Το χρώμιο δεν συνεισφέρει σημαντικά σ' αυτό τον τομέα (εμβαπτότητα) σε πολλούς λευκούς χυτοσιδήρους, επειδή το μεγαλύτερο ποσοστό

του είναι δεσμευμένο στα καρβίδια. Το μολυβδαίνιο, που ευνοεί ισχυρά το σχηματισμό καρβιδίων, είναι επίσης δεσμευμένο στα καρβίδια. Εν τούτοις, στους χυτοσιδήρους υψηλού χρωμίου υπάρχει αρκετό χρώμιο και μολυβδαίνιο που παραμένουν στη μήτρα για να συνεισφέρουν σημαντικά στην εμβαπτότητα.

Κατά την απόψυξη κάτω από τους 540 °C, ο ωστενίτης μπορεί να μετασχηματισθεί σε μαινίτη ή μαρτενσίτη, και κατά συνέπεια να παράγει μαρτενσιτικό λευκό χυτοσίδηρο, ο οποίος είναι, υπό τις παρούσες συνθήκες, ο πιο ευρέως χρησιμοποιούμενος τύπος αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου. Οι μαρτενσιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι περιέχουν παραμένοντα ωστενίτη, ο οποίος δεν θεωρείται μη-αποδεκτός εκτός αν υπερβαίνει το 15% περίπου. Ο παραμένων ωστενίτης είναι μετασταθής και μπορεί να μετασχηματισθεί σε μαρτενσίτη όταν παραμορφώνεται πλαστικά στην φθειρόμενη επιφάνεια του χυτού.

2.4.3 Μηχανικές ιδιότητες

Η σκληρότητα αποτελεί την κύρια μηχανική ιδιότητα των λευκών χυτοσιδήρων που συνήθως προσδιορίζεται και αναφέρεται στις μελέτες. Στον πίνακα 2.3 φαίνονται τα προδιαγεγραμμένα επίπεδα σκληρότητας για τους πρότυπους μαρτενσιτικούς λευκούς χυτοσιδήρους του πίνακα 2.2.

Οι μετατροπές τιμών σκληρότητας των λευκών χυτοσιδήρων είναι κάπως διαφορετικές από τα δημοσιευμένα δεδομένα σκληρότητας για χάλυβες. Στον πίνακα 2.4 φαίνονται δεδομένα μετατροπής για δύο κατηγορίες λευκών χυτοσιδήρων, υψηλού χρωμίου και νικελιοχρωμιούχους. Εξαιτίας εγγενών παραλλαγών στη δομή πολλών λευκών χυτοσιδήρων, η μετατροπή τιμών σκληρότητας πρέπει να γίνεται με ιδιαίτερη προσοχή. Για παράδειγμα, οι δοκιμές σκληρότητας Brinell, είναι πιο συνεπείς και αξιόπιστες για χονδροειδείς δομές όπως αυτές των ογκωδών τεμαχίων.

Η αντοχή εφελκυσμού των μαρτενσιτικών χυτοσιδήρων με καρβίδια M_3C κυμαίνεται από 345 έως 415 MPa περίπου, ενώ οι χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου με καρβίδια M_7C_3 συνήθως έχουν αντοχή εφελκυσμού της τάξης των 415 έως 550 MPa. Το μέτρο ελαστικότητας ενός λευκού χυτοσιδήρου επηρεάζεται αξιόλογα από τη δομή των καρβιδίων του. Ένας χυτοσίδηρος με ευτηκτικά καρβίδια M_3C έχει μέτρο ελαστικότητας από 165 έως 195 GPa, ανεξάρτητα από το αν είναι περλιτικός ή μαρτενσιτικός, ενώ ένας χυτοσίδηρος με ευτηκτικά καρβίδια M_7C_3 έχει μέτρο ελαστικότητας από 205 έως 220 GPa.

Κατηγορία	Τύπος	Συμβολισμός	Χύτευση σε άμμο (*)	Χύτευση σε ψυχρό καλούπι (*)	Κατόπιν θερμικής κατεργασίας (**)	Κατόπιν ανόπτησης (**)
I	A	Ni-Cr-HC	550	600
I	B	Ni-Cr-LC	550	600
I	C	Ni-Cr-GB	550	600
I	D	Ni-Hi Cr	550	500	600	...
II	A	12% Cr	550	...	600	400
II	B	15% Cr-Mo- LC	450	...	600	400
II	C	15% Cr-Mo- HC	550	...	600	400
II	D	20% Cr-Mo- LC	450	...	600	400
II	E	20% Cr-Mo- HC	450	...	600	400
III	A	25% Cr	450	...	600	400

(*) Ελάχιστες τιμές.

(**) Μέγιστες τιμές.

Πίνακας 2.3. Σκληρότητα HB προτύπων μαρτενσιτικών λευκών χυτοσιδήρων του πίνακα 2.2

2.4.4 Φυσικές ιδιότητες

Η πυκνότητα των λευκών χυτοσιδήρων κυμαίνεται από 7,50 έως 7,75 g/cm³. Αυξάνοντας την περιεκτικότητα σε άνθρακα, η πυκνότητα τείνει να μειώνεται, ενώ αυξάνοντας την ποσότητα του παραμένουτος ωστενίτη στη δομή, η πυκνότητα τείνει να αυξάνεται.

2.4.5 Αντοχή εκτριβής

Γενικά, οι μαρτενσιτικοί λευκοί χυτοσίδηροι διαθέτουν σημαντικά καλύτερη αντοχή εκτριβής σε σύγκριση με τους περλιτικούς ή τους ωστενιτικούς λευκούς χυτοσιδήρους. Μεταξύ των διαφόρων μαρτενσιτικών χυτοσιδήρων μπορούν να υπάρχουν ουσιαστικές διαφορές στην αντοχή εκτριβής. Ο βαθμός ανωτερότητας ενός τύπου έναντι ενός άλλου μπορεί επίσης να κυμαίνεται σημαντικά, εξαρτώμενος από την εφαρμογή και από το κατά πόσο η φθορά εκτριβής οφείλεται σε εκσκαφή (gouging), εκτριβή υψηλών τάσεων (grinding - άλεση), χάραξη (scratching) χαμηλών τάσεων ή διάβρωση (erosion). Επιπροσθέτως, η λειτουργία σε υγρό περιβάλλον μπορεί να είναι εντελώς διαφορετική από τη λειτουργία σε ξηρό περιβάλλον.

HB	HV	HRC	Σκληροσκόπιο
Χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου			
815	1000	68,5	...
800	975	68	...
790	950	67,5	...
775	925	67	...
760	900	66	...
745	875	65	...
730	850	64,5	...
720	825	63,5	...
700	800	62,5	...
680	775	61,5	...
660	750	61	...
640	725	59,5	...
625	700	58	...
610	675	57	...
585	650	56	...
560	625	54,5	...
540	600	53	...
520	575	51,5	...
490	550	50	...
475	525	48,5	...
440	500	47	...
420	475	45,5	...
395	450	43,5	...
370	425	41,5	...
...	400	40	...
Χρωμονικελιούχοι χυτοσίδηροι			
750	830-860	...	90-93
700	740-770	...	84-87
650	690-720	...	79-82
600	630-660	...	75-78
550	570-610	...	70-73
500	510-540	...	67-70

Πίνακας 2.4. Μετατροπές τιμών σκληρότητας λευκών χυτοσιδήρων (από προσεγγιστικά δεδομένα)

Η σκληρότητα του υλικού εκτριβής έχει αξιοσημείωτη επίδραση στους σχετικούς ρυθμούς εκτριβής. Για παράδειγμα, όταν το υλικό εκτριβής είναι καρβίδιο

του πυριτίου, το οποίο είναι αρκετά σκληρό για να χαράξει τα καρβίδια M_3C και M_7C_3 καθώς και το μαρτενσίτη και τον περλίτη, μπορούν να υπάρξουν μόνο μικρές διαφορές στους σχετικούς ρυθμούς φθοράς μεταξύ των λευκών χυτοσιδήρων. Ωστόσο, με την πυριτία (διοξείδιο του πυριτίου, το υλικό εκτριβής που συναντάται πιο συχνά στην πράξη), η οποία δεν είναι αρκετά σκληρή για να χαράξει τα καρβίδια M_7C_3 αλλά μπορεί να χαράξει τα καρβίδια M_3C και αναμφίβολα το μαρτενσίτη και τον περλίτη, οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου που περιέχουν καρβίδια M_7C_3 , έχουν ανώτερη απόδοση κατά την εφαρμογή τους. Αν το ορυκτό εκτριβής είναι πυριτικό άλας ενδιάμεσης σκληρότητας όπως ο άστριος, ο οποίος θεωρητικά δεν χαράζει τον τελείως σκληρό μαρτενσίτη αλλά χαράζει τον περλίτη, οποιοσδήποτε μαρτενσιτικός λευκός χυτοσίδηρος θα έχει πολύ καλύτερη απόδοση από οποιοδήποτε περλιτικό λευκό χυτοσίδηρο. Μια ένδειξη της σχετικής αντοχής εκτριβής μπορεί να προκύψει από τη σύγκριση της σκληρότητας των ορυκτών εκτριβής που συναντώνται πιο συχνά στην πράξη με τη σκληρότητα των συστατικών μικροδομής των λευκών χυτοσιδήρων, όπως φαίνονται στον πίνακα 2.5.

	Κλίμακα Mohs	HRC	HV
Διαμάντι	10	...	8000
Καρβίδιο πυριτίου (SiC)	2500
Καρβίδιο βολφραμίου (WC)	2400
Κορούνδιο (Al_2O_3)	9	...	2000
Καρβίδια M_7C_3 σε χυτοσίδηρους υψηλού χρωμίου	1500-1800
Τοπάζι	8	...	1300
Καρβίδια M_3C σε χυτοσίδηρους χαμηλού χρωμίου	1060-1240
Χαλαζίας (πυριτία)	7	...	800-1000
Γρανάτης	7	...	800-1000
Μαρτενσίτης υψηλού άνθρακα	6,5	62	770-800
Άστριος	6	...	500-600
Ωστενίτης σε χυτοσίδηρους υψηλού χρωμίου	...	35-40	350-400
Περλίτης υψηλού άνθρακα	...	20-43	240-425

Πίνακας 2.5. Σκληρότητα HRC και HV διαφόρων ορυκτών εκτριβής και συστατικών μικροδομής λευκών χυτοσιδήρων

Η σχετικά χαμηλή σκληρότητα του παραμένοντος ωστενίτη στους χυτοσίδηρους υψηλού άνθρακα δικαιούται ειδική μελέτη. Επειδή αυτός ο ωστενίτης

έχει την τάση να εργοσκληραίνει γρήγορα και μπορεί επίσης να μετασχηματισθεί σε μαρτενσίτη, είναι αρκετά ανθεκτικός σε εκτριβή όταν υποβάλλεται σε υψηλά φορτία. Ωστόσο, οι περισσότεροι έλεγχοι εκτριβής και η εμπειρία στο συγκεκριμένο πεδίο υποδεικνύουν ότι χυτοσίδηροι που περιέχουν αρκετά μεγάλα ποσοστά παραμένουτος ωστενίτη δεν έχουν τόσο μεγάλη αντοχή εκτριβής όσο αυτοί με πλήρως μαρτενσιτική μικροδομή.

2.5 Λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου

Οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου διαθέτουν εξαιρετική αντοχή εκτριβής και χρησιμοποιούνται αποτελεσματικά σε περωτές και έλικες αντλιών πηλού τροχίσματος, σε πτερύγια περωτών και επενδύσεις εξοπλισμού εκτόξευσης υλών (π.χ. αμμοβολής), σε πλίνθινα καλούπια, σε μύλους άλεσης λιγνίτη, και σε εξαρτήματα ορυχείων και μεταλλείων σκληρών πετρωμάτων. Σε μερικές εφαρμογές πρέπει να αντέχουν και σε μεγάλα κρουστικά φορτία, όπως σε σφύρες κρούσης, τμήματα ελάστρων, τμήματα δακτυλίων μύλων άλεσης λιγνίτη και κυλίνδρους τριβείων. Αυτοί οι χυτοσίδηροι παρέχουν τον βέλτιστο συνδυασμό δυσθραυστότητας και αντοχής εκτριβής που μπορεί να επιτευχθεί μεταξύ όλων των λευκών χυτοσιδήρων. Αλλά και εδώ υπάρχει μια ανταλλαγή μεταξύ της αντοχής εκτριβής και της δυσθραυστότητας, καθώς οι δύο αυτές ιδιότητες είναι αντιστρόφως ανάλογες.

Ως κατηγορία των κραματομένων χυτοσιδήρων, οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου διακρίνονται από την ύπαρξη στη μικροδομή των σκληρών και σχετικά ασυνεχών ευτηκτικών καρβιδίων M_7C_3 , σε αντίθεση με τους χαμηλότερα κραματομένους σε χρώμιο χυτοσιδήρους που περιέχουν τα πιο συνεχή καρβίδια M_3C .

2.5.1 Μέθοδος τήξης

Η υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα και χρώμιο αυτών των κραμάτων αποκλείουν τη χρήση ορθοκάμινου για την τήξη. Συνεπώς, χρησιμοποιούνται κατά κανόνα κλίβανοι ηλεκτρικού τόξου και επαγωγικοί κλίβανοι. Τα κράματα αυτά παράγονται εύκολα σε ηλεκτρικούς κλιβάνους με όξινη, ουδέτερη ή βασική επένδυση. Κανονικά, τήκονται πλήρως χωρίς να υπάρχει λόγος χρήσης οξυγόνου παρά μόνο σαν μέσο ελαφράς αναγωγής του περιεχόμενου άνθρακα. Παρά την ταχεία

φθορά λόγω υψηλών θερμοκρασιών που οφείλεται στην χρωμιούχα σκουριά, οι όξινες επενδύσεις είναι γενικώς πιο οικονομικές από τις βασικές.

Οι συνήθεις πρώτες ύλες είναι διάφορα είδη παλαιοσιδήρου (scrap), υπόλοιπα χυτεύσεων από χυτήρια ή εξαρτήματα παρόμοιας σύστασης που αποσύρθηκαν από τη λειτουργία. Ο άνθρακας προέρχεται από γραφίτη, κωκ πετρελαίου και άλλες πηγές. Εάν για την ενανθράκωση του τήγματος χρησιμοποιηθεί σίδηρος χελώνης (pig iron) θα πρέπει να έχει χαμηλό ποσοστό πυριτίου. Το ιδανικό ποσοστό πυριτίου είναι 0,6%. Λιγότερο από 0,4% Si στο τήγμα μπορεί να δημιουργήσει προβλήματα με την ιξώδη σκουριά, ενώ υψηλότερο ποσοστό πυριτίου μπορεί να προάγει το σχηματισμό περλίτη. Το μαγγάνιο σε υψηλά ποσοστά μπορεί να διαβρώσει την όξινη επένδυση των κλιβάνων. Έτσι, το ποσοστό του μαγγανίου διατηρείται στο 1,0%. Το μολυβδαίνιο συνήθως προστίθεται με τη μορφή σιδηρομολυβδαινίου. Στην περίπτωση των κλιβάνων ηλεκτρικού τόξου μπορεί να χρησιμοποιηθεί οξειδίο του μολυβδαινίου. Το θείο διατηρείται στο 0,06%, ενώ ο φώσφορος διατηρείται στο 0,1%.

Όταν η τήξη γίνεται σε επαγωγικούς κλιβάνους που διαθέτουν διάταξη ανάδευσης, δεν απαιτείται η επίτευξη υψηλών θερμοκρασιών υπερθέρμανσης, καθώς η θερμοκρασία των 1480 °C είναι συνήθως αρκετή για χυτά μεγάλου πάχους. Στους κλιβάνους ηλεκτρικού τόξου, συνήθως αναπτύσσονται θερμοκρασίες μέχρι 1565 °C για την εξασφάλιση της ομοιογένειας της σύστασης του τήγματος και για την επιτάχυνση της διάλυσης του άνθρακα, που προστίθεται μετά την τήξη, και των τελευταίων κραματικών στοιχείων.

2.5.2 Μέθοδοι έγχυσης

Οι υψηλές θερμοκρασίες έγχυσης επιδεινώνουν τις συστολές κάτω από τις κεφαλές των τροφοδοτών και άλλων θερμών σημείων και μπορούν να οδηγήσουν σε μικροσυστολές και χονδροειδείς δενδριτικές δομές. Απαιτείται προσεκτικός έλεγχος της θερμοκρασίας έγχυσης ιδιαίτερα στη διαδοχική παραγωγή χυτών μεγάλου πάχους. Οι χαμηλές θερμοκρασίες, αντιθέτως, αποκλείουν τη δημιουργία αστοχιών λόγω συστολής και εμποδίζουν τη διείδυση του μετάλλου και την ανάφλεξη της άμμου. Επίσης, οι χαμηλές θερμοκρασίες βοηθούν αποτελεσματικά στον έλεγχο του μεγέθους των δενδριτών και στην χονδρότητα της δομής των ευτηκτικών καρβιδίων.

Η ευτηκτική θερμοκρασία για διάφορους λευκούς χυτοσιδήρους υψηλού χρωμίου κυμαίνεται από 1230 έως 1270 °C και η στερεοποίηση ξεκινά σε

θερμοκρασίες έως 1350 °C, ανάλογα με τη σύσταση. Οι θερμοκρασίες έγχυσης είναι σπάνια χαμηλότερες από 100 °C πάνω από τη θερμοκρασία liquidus. Τα χυτά με πάχος μεγαλύτερο από 102 mm συνήθως χυτεύονται σε θερμοκρασίες μεταξύ 1345 και 1400 °C.

Μέσα στον κάδο ή κατά τη διάρκεια της έγχυσης, το μέταλλο δείχνει παγωμένο και παχύρευστο επειδή στην επιφάνεια σχηματίζεται αμέσως ένας υμένας (φιλμ) οξειδίου. Ωστόσο, είναι ουσιαστικά αρκετά ρευστό και μπορεί να χυτευθεί σε περίπλοκα σχήματα. Αυτό το μάλλον ιξώδες επιφανειακό οξείδιο είναι λιγότερο υπεύθυνο για τη δημιουργία επιφανειακών αστοχιών σε χυτά που χυτεύονται γρήγορα.

2.5.3 Τύποι, μοντέλα και σχεδιασμός χύτευσης

Οι τύποι πρέπει να είναι δύσκαμπτοι για την ελαχιστοποίηση των αστοχιών λόγω συστολής. Μπορούν να κατασκευασθούν από πράσινη, ξηρή ή ελαιώδη άμμο ή από άμμο χύτευσης χαλύβων. Συχνά χρησιμοποιείται άμμος από ρητίνη που πήζει στον αέρα ή από ρητίνη που πήζει με θέρμανση.

Οι λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου είναι πιο επιρρεπείς στην ανάπτυξη ρηγμάτων στο χυτήριο σε σχέση με τους χαμηλά κραματωμένους. Περιστασιακά, τα χυτά εμφανίζουν ρηγματώσεις όταν εξάγονται από τον τύπο. Όταν ο τύπος είναι υπερβολικά στιβαρός και δεν επιτρέπει τις φυσιολογικές θερμικές συστολές του χυτού κατά την απόψυξή του, αναπτύσσονται τάσεις τόσο μεγάλες που μπορούν να προκαλέσουν θραύση. Τα μοντέλα θα πρέπει να έχουν μεγάλες ακτίνες καμπής, ενώ θα πρέπει να αποφεύγονται οι απότομες αλλαγές στη διατομή για την αποφυγή έναρξης ρηγμάτων κατά τη στερεοποίηση και την περαιτέρω απόψυξη.

Αυτά τα κράματα εμφανίζουν σχετικά υψηλή συστολή κατά τη μετάβαση από την υγρή στη στερεά κατάσταση. Συνεπώς, απαιτούνται μεγάλες θύρες και προσεπιχωνεύματα για την τροφοδοσία. Ειδικά για τις ακριανές θύρες και τα προσεπιχωνεύματα πρέπει να δοθεί ιδιαίτερη έμφαση κατά το σχεδιασμό, ώστε να είναι εύκολη και άμεση η απομάκρυνσή τους. Συχνά, τα προσεπιχωνεύματα χαράσσονται ή σχεδιάζονται με λαιμό κοντά στον τύπο ώστε να διευκολύνεται η απομάκρυνσή τους με κρούση.

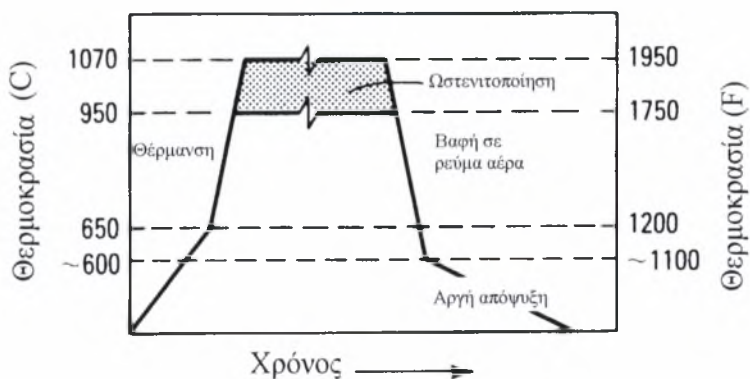
2.5.4 Μέθοδος εξαγωγής από τον τύπο

Η μέθοδος εξαγωγής από τον τύπο είναι πιθανότατα το πιο κρίσιμο βήμα για μια επιτυχή παραγωγή χυτών υψηλού χρωμίου. Μία συχνή αιτία ανάπτυξης παραμενουσών τάσεων και ρηγματώσης είναι η κοινή πρακτική εξαγωγής των χυτών από τον τύπο σε υψηλές θερμοκρασίες. Η απόψυξη μέσα στον τύπο μέχρι τη θερμοκρασία δωματίου είναι ιδιαίτερα επιθυμητή και μπορεί να αποτελέσει προϋπόθεση για την αποφυγή ρηγματώσεων, ειδικά αν ο μαρτενσίτης σχηματίζεται στα τελευταία στάδια της απόψυξης. Αυτή η προφύλαξη είναι επιτακτική σε ογκώδη χυτά τεμάχια που θα χρησιμοποιηθούν όπως χυτεύθηκαν (as-cast), όπου η επιθυμητή δομή κατόπιν απόψυξης στον τύπο είναι ένα μίγμα ωστενίτη και μαρτενσίτη.

Για χυτοσιδήρους που πρόκειται να υποστούν θερμική κατεργασία, η επιθυμητή δομή κατόπιν απόψυξης στον τύπο είναι συχνά περλιτική. Αυτή η λιγότερο σκληρή δομή διευκολύνει την απομάκρυνση των θυρών και των προσεπιχωνευμάτων, ελαχιστοποιεί τις τάσεις λόγω μετασχηματισμών και τις θερμικές τάσεις που επιφέρουν ρηγματώση και ελαττώνει την απόκριση σε θερμικές κατεργασίες.

2.5.5 Θερμική κατεργασία

Η δυσθραυστότητα και η αντοχή εκτριβής βελτιώνονται με θερμική κατεργασία που θα μετασχηματίσει τη δομή σε μαρτενσιτική. Στο σχήμα 2.1, όπου παρουσιάζεται η διαδικασία της θερμικής κατεργασίας, φαίνεται η αναγκαιότητα αργής θέρμανσης στους 650 °C για την αποφυγή ρηγματώσεων. Για περίπλοκα σχήματα, προτείνεται μέγιστος ρυθμός θέρμανσης 30 °C/h. Τα απλά σχήματα και τα πλήρως περλιτικά χυτά μπορούν να θερμανθούν με μεγαλύτερους ρυθμούς.



Σχήμα 2.1. Σχεδιάγραμμα θερμικής κατεργασίας για σκλήρυνση χυτοσιδήρων υψηλού χρωμίου

2.5.5.1 Ωστενιτοποίηση

Υπάρχει μια βέλτιστη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης για την απόκτηση της μέγιστης δυνατής σκληρότητας, η οποία εξαρτάται από τη σύσταση του κράματος. Η θερμοκρασία αυτή καθορίζει το ποσοστό του άνθρακα που παραμένει διαλυμένος στην ωστενιτική μήτρα. Όταν η θερμοκρασία αυτή είναι πολύ υψηλή, αυξάνεται η ευστάθεια του ωστενίτη, ενώ το υψηλότερο ποσοστό του παραμένουστος ωστενίτη ελαττώνει τη σκληρότητα. Χαμηλότερη θερμοκρασία έχει σαν αποτέλεσμα τη δημιουργία μαρτενσίτη χαμηλού άνθρακα, ελαττώνοντας ταυτόχρονα τη σκληρότητα και την αντοχή εκτριβής. Εξαιτίας αυτής της ευαισθησίας στη θερμοκρασία, προτιμώνται πιο πολύ οι κλίβανοι που μπορούν να παρέχουν ακριβή και ομοιόμορφη κατανομή θερμοκρασιών. Η επιτυχής θερμική κατεργασία παράγει δομή στην οποία ο ωστενίτης αποσταθεροποιείται εξαιτίας της καθίζησης τέλειων δευτερογενών καρβιδίων M_7C_3 εντός της ωστενιτικής μήτρας. Οι χυτοσίδηροι της κατηγορίας II του πίνακα 2.2 ωστενιτοποιούνται σε θερμοκρασίες από 955 έως 1010 °C. Οι χυτοσίδηροι της κατηγορίας III ωστενιτοποιούνται σε θερμοκρασίες από 1010 έως 1095 °C. Τα ογκώδη χυτά συνήθως απαιτούν ωστενιτοποίηση στα άνω όρια των ανωτέρω πεδίων.

Τα χυτά θα πρέπει να διατηρούνται στην προκαθορισμένη θερμοκρασία για αρκετό χρονικό διάστημα ώστε να επιτευχθεί η ισορροπημένη διαλυτοποίηση των καρβιδίων χρωμίου και να εξασφαλιστεί η απαιτούμενη απόκριση σε σκλήρυνση. Κρίνεται ως απαραίτητη η διατήρηση για τουλάχιστον 4 ώρες. Για χυτά που είναι πλήρως περλιτικά πριν από τη θερμική κατεργασία, η διάρκεια αυτή μπορεί να ελαττωθεί.

2.5.5.2 Βαφή

Για τη σκλήρυνση των χυτών, προτείνεται η βαφή σε ρεύμα αέρα (ψύξη με ισχυρούς ανεμιστήρες) από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης έως κάτω από το θερμοκρασιακό πεδίο του περλιτικού μετασχηματισμού, το οποίο είναι από 550 έως 600 °C. Ο επακόλουθος ρυθμός ψύξης θα πρέπει να μειωθεί για την ελαχιστοποίηση των τάσεων. Μία κοινή πρακτική είναι η απόψυξη στον ατμοσφαιρικό (ακίνητο) αέρα ή ακόμη και μέσα στον κλίβανο έως τη θερμοκρασία περιβάλλοντος. Τα περίπλοκα και ογκώδη χυτά συνήθως επανατοποθετούνται στον κλίβανο, ο οποίος βρίσκεται σε θερμοκρασίες από 550 έως 600 °C, και αφήνονται για αρκετό χρονικό διάστημα να αποκτήσουν ομοιόμορφη κατανομή θερμοκρασίας. Αφότου η θερμοκρασία έχει

εξισωθεί, τα χυτά παραμένουν μέσα στον κλίβανο ή εξάγονται στον ατμοσφαιρικό (ακίνητο) αέρα και αποψύχονται έως τη θερμοκρασία περιβάλλοντος.

2.5.5.3 Επαναφορά

Τα χυτά εξαρτήματα μπορούν να τεθούν σε λειτουργία σε κατάσταση αυξημένης σκληρότητας (as-cooled) δίχως περαιτέρω επαναφορά ή υποκρίσιμες θερμικές κατεργασίες. Ωστόσο, η επαναφορά σε θερμοκρασίες από 205 έως 230 °C διάρκειας 2 έως 4 ωρών συστήνεται για την αποκατάσταση της δυσθραυστότητας της μαρτενσιτικής μήτρας και για την περαιτέρω ανακούφιση των παραμενουσών τάσεων. Η μικροδομή μετά από σκλήρυνση περιέχει πάντοτε παραμένοντα ωστενίτη από 10 έως 30%. Κάποιο ποσοστό παραμένοντος ωστενίτη μετασχηματίζεται με την ακόλουθη επαναφορά σε χαμηλές θερμοκρασίες, αλλά αν υπάρχει πιθανότητα να συμβεί θρυμματισμός, τότε μπορεί να γίνει επαναφορά σε υψηλότερες θερμοκρασίες για την περαιτέρω μείωση του ποσοστού του παραμένοντος ωστενίτη.

2.5.5.4 Υποκρίσιμη θερμική κατεργασία

Μερικές φορές τα χυτά υποβάλλονται σε υποκρίσιμη θερμική κατεργασία (επαναφορά), ιδιαιτέρως τα μεγάλα θερμικώς κατεργασμένα μαρτενσιτικά χυτά, για τη μείωση του ποσοστού του παραμένοντος ωστενίτη και την αύξηση της αντοχής σε θρυμματισμό. Οι παράμετροι επαναφοράς που απαιτούνται για την εξάλειψη του παραμένοντος ωστενίτη εξαρτώνται σε μεγάλο βαθμό από το χρόνο, τη θερμοκρασία, τη χημική σύσταση του χυτού και την πρότερή του θερμική ιστορία. Τυπικές θερμοκρασίες επαναφοράς κυμαίνονται από 480 έως 540 °C, ενώ τα χρονικά διαστήματα κυμαίνονται από 8 έως 12 ώρες. Η υπέρβαση του χρονικού διαστήματος και της θερμοκρασίας που προτείνονται έχει σαν αποτέλεσμα την ελάττωση της σκληρότητας (μαλάκωμα) και τη δραστική μείωση της αντοχής εκτριβής. Η ανεπαρκής επαναφορά έχει σαν αποτέλεσμα την ατελή εξάλειψη του παραμένοντος ωστενίτη. Αξίζει να σημειωθεί ότι το ποσοστό του παραμένοντος ωστενίτη δεν είναι δυνατό να προσδιορισθεί με μεταλλογραφική ανάλυση.

2.5.5.5 Ανόπτηση

Τα χυτά εξαρτήματα μπορούν να υποβληθούν σε ανόπτηση για να αυξηθεί η κατεργασιμότητά τους, είτε σε υποκρίσιμη ή σε πλήρη ανόπτηση. Η υποκρίσιμη ανόπτηση επιτυγχάνεται με περλιτοποίηση μέσω εμπότισης (soaking) σε

θερμοκρασίες από 695 έως 705 °C για 4 έως 12 ώρες, η οποία προσδίδει σκληρότητα της τάξης των 400 έως 450 HB. Μικρότερες σκληρότητες συχνά μπορούν να επιτευχθούν με πλήρη ανόπτηση, στην οποία τα χυτά θερμαίνονται σε θερμοκρασίες από 955 έως 1010 °C, ακολουθούμενη από αργή απόψυξη στους 760 °C, και διατήρηση στη θερμοκρασία αυτή για 10 έως 50 ώρες, ανάλογα με τη χημική σύσταση. Η ανόπτηση δεν επηρεάζει ούτε τα πρωτογενή καρβίδια ούτε το δυναμικό για επακόλουθη σκλήρυνση. Οι οδηγίες για τη σκλήρυνση των στερεοποιημένων χυτών (as-cast) εφαρμόζονται και στα χυτά που έχουν υποστεί ανόπτηση.

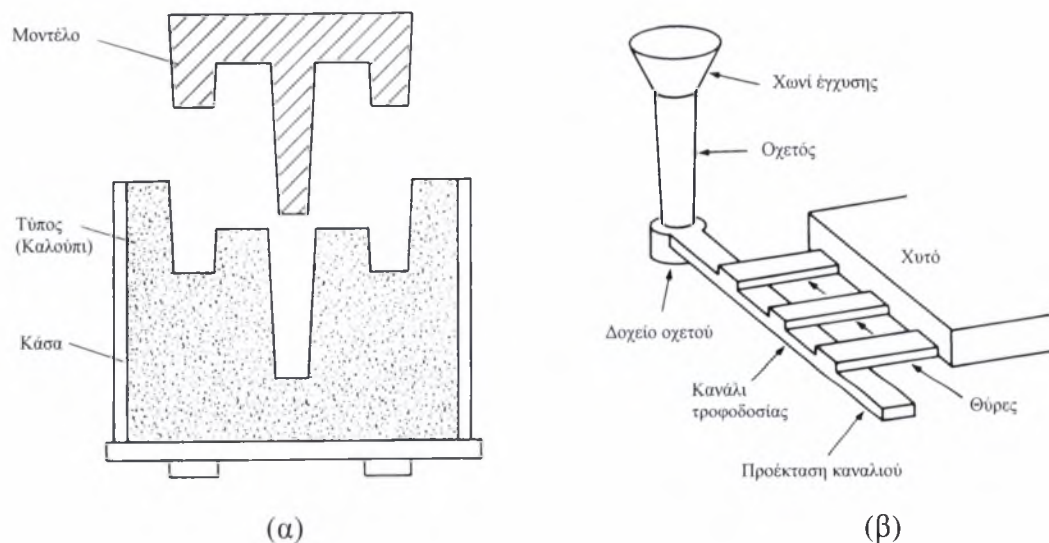
2.6 Εισαγωγή στη χύτευση

Η χύτευση των μετάλλων αποτελεί προϊστορική τεχνολογία μορφοποίησης αλλά εμφανίζεται κάπως αργά στα αρχαιολογικά δεδομένα. Πριν απ' αυτήν υπήρχαν πολλές τεχνολογίες που χρησιμοποιούσαν τη φωτιά, τις οποίες ο Wertime ονομάζει “πυροτεχνολογίες”, και οι οποίες αποτέλεσαν τη βάση για την ανάπτυξη της χύτευσης των μετάλλων. Μεταξύ αυτών ήταν η θερμική κατεργασία του λίθου που τον έκανε πιο ευκατέργαστο μηχανικά, η πύρωση της ασβέστου για την παραγωγή ασβεστοκονίας (γύψου) και η ανάφλεξη του αργίλου (πηλού) για την παραγωγή κεραμικών. Στην αρχή, δεν συμπεριλαμβανόταν εξαγωγή των μετάλλων από τα μεταλλεύματα καθώς τα μέταλλα των πρώιμων χυτών φαίνεται ότι ήταν καθαρά (αμιγή).

Η χύτευση βασίζεται στη θεμελιώδη αρχή σύμφωνα με την οποία τα ρευστά υλικά (υγρά και αέρια) καταλαμβάνουν ολόκληρο τον όγκο του δοχείου ή γενικότερα της κοιλότητας μέσα στην οποία τοποθετούνται και προσλαμβάνουν το σχήμα αυτής. Συνεπώς, φέρνοντας το στερεό μέταλλο σε ρευστή (υγρή) μορφή με υπερθέρμανση, μπορούμε να το εισάγουμε σε μία κοιλότητα απλού ή περίπλοκου σχήματος και γεωμετρίας και να του προσδώσουμε αυτό το συγκεκριμένο και προκαθορισμένο σχήμα αφήνοντάς το να αποψυχθεί στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, μεταβαίνοντας ξανά στη στερεά κατάσταση. Αυτή η μετάβαση ονομάζεται στερεοποίηση και αποτελεί τη βασική διεργασία, πάνω στην οποία στηρίζονται όλες οι διαθέσιμες κατεργασίες χύτευσης.

Η πιο απλή μέθοδος χύτευσης είναι η χύτευση σε καλούπι από άμμο. Συγκεκριμένα, μέσα σε μία μεταλλική κάσα διασκορπίζεται άμμος ειδικής μορφής

και ιδιοτήτων (σχ. 2.2α). Στη συνέχεια, διεισδύει στην άμμο το μοντέλο, που αποτελεί πιστό αντίγραφο (ουσιαστικά πρωτότυπο) του χυτού που θέλουμε να παράγουμε. Αφαιρώντας το μοντέλο, προκύπτει μία κοιλότητα στην άμμο η οποία αποτελεί και το καλούπι (τύπος). Αν το χυτό πρέπει να έχει εσωτερική κοιλότητα, τότε μαζί με το μοντέλο τοποθετείται και ο πυρήνας, ο οποίος είναι κατασκευασμένος από άμμο. Μία επιπλέον κοιλότητα που γεμίζει με υγρό μέταλλο είναι το προσεπιχώνευμα (τροφοδότης). Αυτή η κοιλότητα χρησιμοποιείται σαν αποθήκη τήγματος που τροφοδοτεί συνεχώς το καλούπι με τήγμα εξαιτίας της συνεχούς συστολής που υποβάλλεται το στερεοποιούμενο τήγμα. Αν το τήγμα του προσεπιχωνεύματος στερεοποιηθεί τελευταίο, οι συστολές θα έχουν περιοριστεί μόνο σ' αυτό και όχι στο χυτό. Για την παροχή του υγρού μετάλλου χρησιμοποιείται ένα δίκτυο καναλιών που ονομάζεται σύστημα τροφοδοσίας (σχ. 2.2β). Η είσοδος του συστήματος ονομάζεται χωνί έγχυσης και τροφοδοτείται από τον κάδο με το τήγμα. Από το χωνί έγχυσης, το τήγμα εισρέει στον κατακόρυφο οχετό χύτευσης και εν συνεχεία στα οριζόντια κανάλια τροφοδοσίας. Από εκεί διανέμεται στις ελεγχόμενες εισόδους, που ονομάζονται θύρες, και εισέρχεται τελικά στο καλούπι.



Σχήμα 2.2. Τυπική διάταξη χύτευσης σε άμμο: (α) δημιουργία καλουπιού από άμμο, (β) απλό σύστημα τροφοδοσίας

2.7 Διεργασία στερεοποίησης

Η στερεοποίηση των κραμάτων αποτελεί μία διεργασία ανταλλαγής ύλης και ενέργειας μεταξύ της υγρής και της στερεάς φάσης τους. Κατά τη διάρκειά της το στερεοποιούμενο μέταλλο αποκτά τα χαρακτηριστικά της τελικής δομής του και συνεπώς τις τελικές ιδιότητές του. Αυτά τα χαρακτηριστικά είναι οι διάφορες φάσεις του, τα τυχόν εγκλωβισμένα αέρια, οι διάφορες ατέλειες (εγκλείσματα, ρήγματα, πόροι κλπ) και οι πιθανές παραμένουσες τάσεις. Σε αντίθεση με τα καθαρά μέταλλα που στερεοποιούνται σε μία συγκεκριμένη θερμοκρασία (σημείο τήξης), τα κράματα στερεοποιούνται σ' ένα πεδίο θερμοκρασιών που καθορίζεται από τις θερμοκρασίες solidus και liquidus.

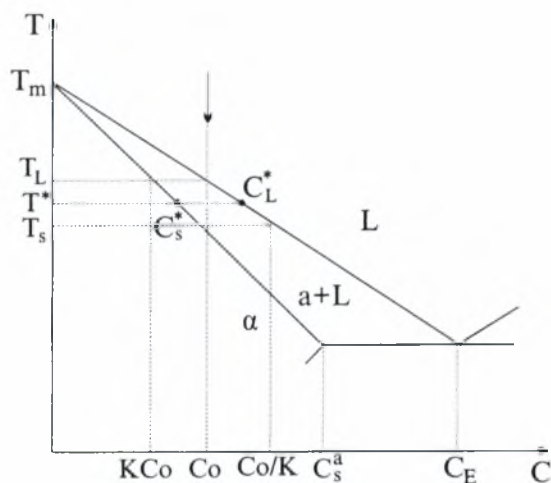
2.7.1 Πυρήνωση και ανάπτυξη

Η στερεοποίηση πραγματοποιείται σε δύο στάδια, πυρήνωση και ανάπτυξη, που επηρεάζουν εξίσου την τελική δομή. Η πυρήνωση πραγματοποιείται σε μία θερμοκρασία λίγο χαμηλότερη από τη θερμοκρασία liquidus, όταν μέσα στο τήγμα σχηματίζεται ένα στερεό σωματίδιο, το οποίο πλέον έχει μειωμένη ελεύθερη ενέργεια. Ταυτόχρονα προκύπτουν αλληλεπιδράσεις στη διεπιφάνεια μεταξύ του στερεού σωματιδίου και του υγρού τήγματος. Συνήθως, η πυρήνωση ξεκινά σε ήδη υπάρχουσες στερεές επιφάνειες, όπως τα τοιχώματα του καλουπιού ή διάφορες δομικές ατέλειες (οπές, αταξίες, εγκλείσματα κλπ) στο τήγμα, οπότε ονομάζεται ετερογενής. Όταν ξεκινά με τη δημιουργία σωματιδίων φάσεων της μικροδομής ονομάζεται ομογενής. Από κάθε πυρήνα προκύπτει ένας κόκκος ή κρύσταλλος. Στη συνέχεια, οι κρύσταλλοι αυτοί αναπτύσσονται τόσο όσο τους επιτρέπει η ελεύθερη ενέργειά τους επειδή η ανάπτυξη των σχηματισμένων κρυστάλλων αποτελεί διεργασία μεγάλης και απότομης μείωσης της κινητικότητας των ατόμων, καθώς το τήγμα αποβάλλει συνεχώς θερμότητα στο περιβάλλον και ελαττώνει την ελεύθερη ενέργειά του. Ανάλογα με το μέγεθος και το πλήθος των κρυστάλλων προκύπτουν λεπτόκοκκες και χονδρόκοκκες δομές. Έχει αποδειχθεί ότι όταν η μικροδομή έχει πολλούς και μικρούς κρυστάλλους (λεπτόκοκκη), το κράμα παρουσιάζει αυξημένες μηχανικές ιδιότητες σε σχέση με τη χονδρόκοκκη μικροδομή. Έτσι, όταν χυτεύουμε κράμα που θέλουμε να έχει αυξημένες μηχανικές ιδιότητες, είτε παρεμβαίνουμε στη στερεοποίηση προσθέτοντας στερεά σωματίδια γύρω από τα οποία θα ξεκινήσει

πυρήνωση κρυστάλλων ή αποψύχουμε με μεγάλο ρυθμό το κράμα για την ταυτόχρονη και ταχεία πυρήνωση και ανάπτυξη πολλών κρυστάλλων.

2.7.2 Προσομοίωση στερεοποίησης Scheil

Η στερεοποίηση ενός χυτού που θέλουμε να αποκτήσει τη μικροδομή και τις συστάσεις που επιβάλλει το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του προϋποθέτει την αργή απόψυξη και ανάπτυξη του στερεού, δηλαδή τη συνεχή ύπαρξη συνθηκών θερμοδυναμικής ισορροπίας (σχ. 2.3 και 2.4α). Μόνο τότε η διάχυση τόσο στο υγρό όσο και στο στερεό θα είναι πλήρης. Πολλές φορές, όμως, ο ρυθμός απόψυξης κατά τη στερεοποίηση είναι αρκετά μεγάλος με αποτέλεσμα η διάχυση να μην μπορεί να ομογενοποιήσει το στερεό.



Σχήμα 2.3. Τμήμα διμερούς διαγράμματος φάσεων με συντελεστή διαχωρισμού $K = C_s^*/C_L^* < 1$

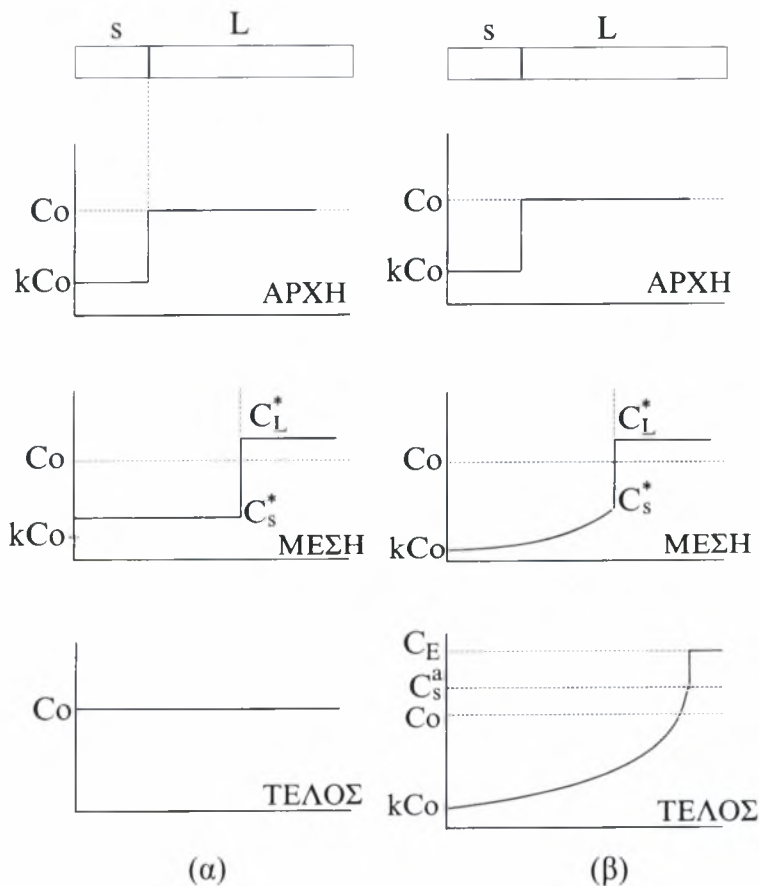
Η προσομοίωση στερεοποίησης Scheil κάνει την παραδοχή ότι δεν συμβαίνει διάχυση στο στερεό, ενώ το υγρό ομογενοποιείται κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης. Στο σχήμα 2.4β η στερεοποίηση του κράματος με σύσταση C_0 αρχίζει από τη θερμοκρασία T_L και το πρώτο στερεό που σχηματίζεται έχει σύσταση KC_0 . Σε μία ενδιάμεση θερμοκρασία T^* οι συστάσεις του υγρού και του στερεού στη μεταξύ τους διεπιφάνεια δίδονται από το διάγραμμα φάσεων του σχήματος 2.3 ως C_L^* και C_s^* αντίστοιχα. Το υγρό επομένως εμπλουτίζεται και ομογενοποιείται στη σύσταση C_L^* , ενώ η σύσταση του στερεού μεταβάλλεται από την αρχική KC_0 έως τη

σύσταση C_s^* στη διεπιφάνεια. Δηλαδή, λόγω της απουσίας διάχυσης στο στερεό δεν υπάρχει ομογενοποίηση και η σύσταση στο στερεό είναι μικρότερη αυτής που θα είχε αν η στερεοποίηση γινόταν κάτω από συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας. Μπορούμε να υπολογίσουμε τη σύσταση του στερεού στη διεπιφάνεια C_s^* σαν συνάρτηση του ποσοστού του στερεού f_s που έχει σχηματισθεί θεωρώντας ένα ισοζύγιο μάζας. Εξισώνουμε το ποσό του συστατικού που αποβάλλεται στο στερεό με την επακόλουθη αύξηση της σύστασης του υγρού dC_L^* , όταν σχηματίζεται μία μικρή ποσότητα στερεού df_s

$$(C_L^* - C_s^*)df_s = (1 - f_s)dC_L^* \quad (I)$$

Ολοκληρώνοντας από $C_s^* = KC_0$, για $f_s = 0$, έως $C_s^* = C_s^*$, για $f_s = f_s$, παίρνουμε

$$C_s^* = KC_0(1 - f_s)^{K-1} \quad (II)$$

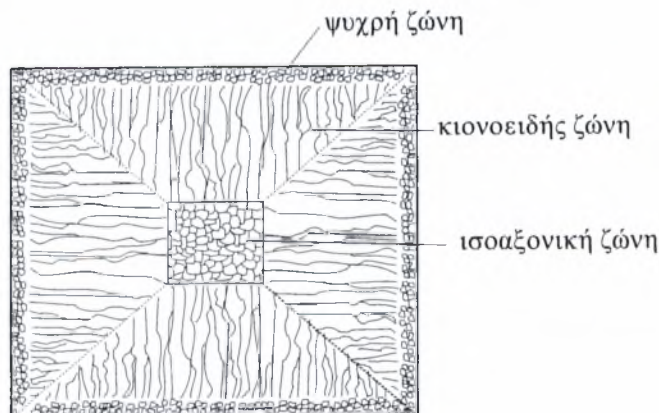


Σχήμα 2.4. Μεταβολή των συστάσεων του στερεού και του υγρού κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης διμερούς κράματος με σύσταση C_0 : (α) κάτω από συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας, (β) με απουσία διάχυσης στο στερεό (προσομοίωση στερεοποίησης Scheil)

Η εξίσωση (II) ονομάζεται “εξίσωση του Scheil”. Η εξίσωση αυτή προβλέπει ότι η σύσταση του στερεού είναι μικρότερη από αυτή που προβλέπει η εξίσωση που προκύπτει από τη θερμοδυναμική ισορροπία. Επίσης προβλέπει μεγαλύτερη ποσότητα υγρού που απομένει να στερεοποιηθεί. Όταν το στερεό αποκτήσει σύσταση C_s^a , το υγρό αποκτά την ευτηκτική σύσταση C_E και το υπόλοιπο υγρό στερεοποιείται με βάση την ευτηκτική αντίδραση. Συγκρίνοντας τις δύο περιπτώσεις (α) και (β) στο σχήμα 2.4, παρατηρούμε ότι η απουσία διάχυσης στο στερεό κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης οδηγεί σε σχηματισμό μη ομογενοποιημένου στερεού με σημαντική μεταβολή της σύστασης από KC_0 σε C_E κατά μήκος του δοκιμίου.

2.7.3 Μικροδομή και διαφορισμός

Μελετώντας ένα χυτό μετά την πλήρη απόψυξή του, παρατηρούμε ότι η μικροδομή του αποτελείται από τρεις διακριτές ζώνες (σχ. 2.5): την εξωτερική ψυχρή ζώνη (chill zone), την κιονοειδή ζώνη (columnar zone) και την κεντρική ισοαξονική ζώνη (equiaxed zone). Η ψυχρή ζώνη διακρίνεται από το γεγονός ότι το υγρό από το οποίο σχηματίστηκε ήρθε σε άμεση επαφή με τα (κατά πολύ) ψυχρότερα τοιχώματα του καλουπιού, με αποτέλεσμα να μεγιστοποιηθεί η ταχύτητα πυρήνωσης κρυστάλλων και να σχηματιστούν πολλοί και μικροί κρύσταλλοι.



Σχήμα 2.5. Οι τρεις ζώνες (ψυχρή, κιονοειδής και ισοαξονική) που δημιουργούνται στη μικροδομή ενός αποψυγμένου χυτού

Εάν η θερμοκρασία έγχυσης είναι μικρή, τότε όλο το υγρό είναι δυνατόν να βρεθεί κάτω από τη θερμοκρασία liquidus, οπότε αναπτύσσονται οι μικροί

κρύσταλλοι της ψυχρής ζώνης, ενώ ταυτόχρονα σχηματίζονται νέοι κρύσταλλοι σε όλη τη μάζα του υγρού. Σ' αυτή την περίπτωση όλο το χυτό θα έχει ισοαξονική δομή. Αντιθέτως, εάν η θερμοκρασία έγχυσης είναι μεγάλη, τότε στο κέντρο του χυτού η θερμοκρασία υπερβαίνει τη liquidus, γεγονός που δεν επιτρέπει την πυρήνωση νέων κρυστάλλων. Έτσι σχηματίζονται μόνο οι κρύσταλλοι της ψυχρής ζώνης. Εν συνεχεία, αυτοί οι κρύσταλλοι αναπτύσσονται δενδριτικά. Με το δεδομένο ότι οι κρύσταλλοι προτιμούν να αναπτύσσονται σε συγκεκριμένες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις, αυτοί των οποίων η διεύθυνση ανάπτυξης συμπίπτει με τη διεύθυνση της θερμοροής (δηλαδή κάθετα στα τοιχώματα του καλουπιού) αναπτύσσονται γρηγορότερα από τους δενδρίτες άλλων κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων. Έτσι σχηματίζεται η κιονοειδής δομή. Ο σχηματισμός της ισοαξονικής ζώνης στο κέντρο του χυτού δεν οφείλεται σε διεργασίες πυρήνωσης νέων κρυστάλλων αλλά σε ένα μηχανισμό πολλαπλασιασμού κρυστάλλων. Ο μηχανισμός αυτός περιλαμβάνει την αποκοπή δευτερογενών ή τριτογενών κλάδων των δενδριτών και τη μεταφορά τους από ρεύματα συναγωγής στο κεντρικό τμήμα του χυτού. Αυτά τα αποκομμένα τμήματα των δενδριτών αναπτύσσονται και δημιουργούν την κεντρική ισοαξονική ζώνη. Στην προκειμένη περίπτωση η συναγωγή συμβάλλει σημαντικά, καθώς και μεταφέρει τα αποκομμένα τμήματα των δενδριτών, και διασκορπίζει τη θερμότητα του υπέρθερμου υγρού έτσι ώστε να είναι δυνατή η ανάπτυξη των κρυστάλλων στο κέντρο του χυτού.

Σε πολλά βιομηχανικά κράματα είναι δυνατόν μία από τις τρεις ζώνες να απουσιάζει, όπως συμβαίνει στους ανοξειδωτους χάλυβες που συνήθως έχουν κιονοειδή μικροδομή. Στους χαμηλά κραματωμένους χάλυβες παρατηρούνται και οι τρεις ζώνες. Εδώ, θα πρέπει να σημειωθεί ότι η ανωτέρω περιγραφή της μικροδομής αφορά τα χυτά αμέσως μετά τη στερεοποίησή τους (as-cast), καθώς η τελική δομή των χυτών που χρησιμοποιούνται στην πράξη συνήθως προέρχεται από κάποια θερμική κατεργασία.

Ένα σημαντικό επακόλουθο της στερεοποίησης ενός χυτού είναι η ανομοιόμορφη κατανομή της χημικής του σύστασης από σημείο σε σημείο. Αυτή η ανομοιομορφία ονομάζεται διαφορισμός (segregation). Εάν η ανομοιομορφία εμφανίζεται στην κλίμακα των διαστάσεων του χυτού, τότε ονομάζεται μακροδιαφορισμός, ενώ εάν εστιάζεται στην κλίμακα των δενδριτικών περιοχών, τότε ονομάζεται μικροδιαφορισμός.

Ο μικροδιαφορισμός οφείλεται σε διάφορους παράγοντες κυριότεροι των οποίων είναι η συστολή του χυτού λόγω της στερεοποίησης, οι διαφορές πυκνότητας στο ενδοδενδρικό υγρό καθώς και τα ρεύματα συναγωγής, που προκαλούνται από τις θερμοκρασιακές διαφορές στο υγρό. Αυτοί οι παράγοντες προκαλούν ροή υγρού μετάλλου σε μεγάλες αποστάσεις κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης. Ένας άλλος παράγοντας, που προκαλεί ροή ενδοδενδρικού υγρού, είναι η βαρύτητα. Ο μικροδιαφορισμός είναι πιο έντονος στα όρια των κόκκων της κιονοειδούς ζώνης και είναι δυνατόν να περιγραφεί από την προσομοίωση Scheil, που περιγράφηκε προηγουμένως.

3 Διεργασία Διπλής Χύτευσης

3.1 Επιλογή κραμάτων σιδήρου

Στα πλαίσια της εκτέλεσης του Επιχειρησιακού Προγράμματος Έρευνας και Τεχνολογίας Π.Α.Β.Ε. με τίτλο “Παραγωγή Νέου Τύπου Αντιτριβικών Χαλύβδινων Μηχανολογικών Εξαρτημάτων με τη Διεργασία της Διπλής Χύτευσης” έπρεπε να γίνουν πειραματικές και βιομηχανικές χυτεύσεις για την εργαστηριακή μελέτη των δοκιμίων που θα λαμβάνονταν από τα χυτά προϊόντα ως προς την κρυσταλλική δομή τους και τις μηχανικές τους ιδιότητες. Έτσι επιλέχθηκαν ένας υποευθηκτοειδής κοινός χάλυβας και δύο αντιτριβικοί λευκοί χυτοσίδηροι υψηλού χρωμίου των οποίων οι χημικές συστάσεις (% κ.β.) φαίνονται στον πίνακα 3.1.

Κράμα Σιδήρου	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo
GS-45 (DIN1681)	0,23	0,3-0,6	0,6-1,0	0,3	0,035	0,035	...
Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr)	2,4-2,6	0,4	0,5-1,0	20	0,035	0,035	...
Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr)	2,4-2,6	0,4	0,5-1,0	27	0,035	0,035	1,5-2,0

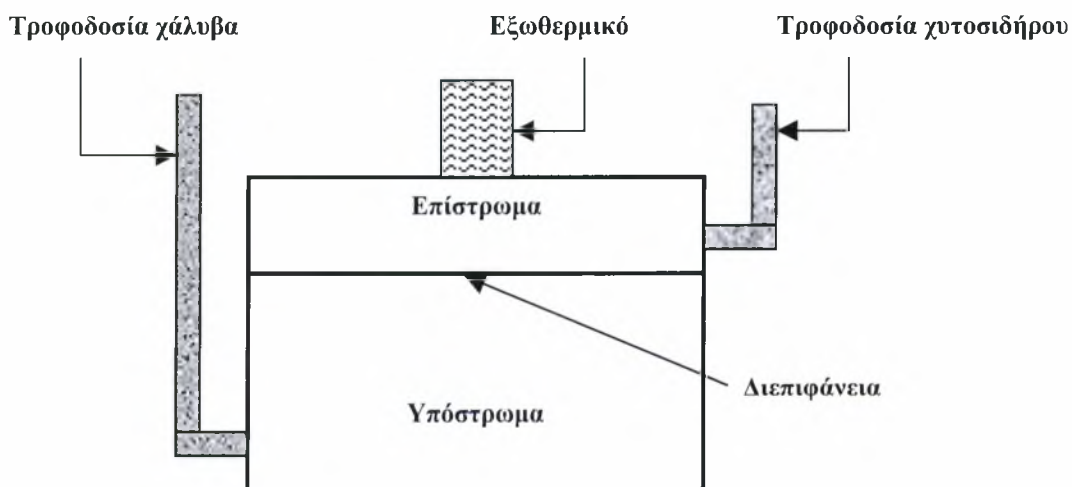
Πίνακας 3.1. Χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων σιδήρου που επιλέχθηκαν

Συγκρίνοντας τις συστάσεις των τριών κραμάτων του πίνακα 3.1 παρατηρούμε ότι οι περιεκτικότητές τους ως προς το πυρίτιο και το μαγγάνιο έχουν παρόμοια πεδία τιμών, ενώ ως προς το φώσφορο και το θείο είναι ταυτόσημες. Επίσης παρατηρούμε ότι οι δύο χυτοσίδηροι που επιλέχθηκαν ως επιστρώματα, έχουν

χημικές συστάσεις που διαφέρουν μόνο ως προς τα ποσοστά χρωμίου και μολυβδαινίου.

3.2 Περιγραφή διεργασίας διπλής χύτευσης

Στη διεργασία της διπλής χύτευσης, το στρώμα χάλυβα ονομάστηκε “υπόστρωμα”, επειδή χυτεύεται πρώτο στον πάτο της κοιλότητας του καλουπιού, και το στρώμα του χυτοσιδήρου ονομάστηκε “επίστρωμα”, επειδή χυτεύεται στη συνέχεια πάνω στο στρώμα χάλυβα. Η διάταξη των καλουπιών βασίζεται στην κλασική διάταξη που ακολουθείται κατά τη χύτευση βαρύτητας σε διαιρετά καλούπια από άμμο (σχ. 3.1). Η βασική τροποποίηση που χρειάζεται να γίνει είναι η δημιουργία δύο διαφορετικών συστημάτων τροφοδοσίας. Σημαντικό πρόβλημα της διεργασίας αποτελεί η διάταξη και ο αριθμός των εισόδων του τήγματος στην κοιλότητα του καλουπιού του επιστρώματος. Λίγες εισοδοί αποτελούν σημεία υπερθέρμανσης του υποστρώματος, με συνέπεια την αδυναμία δημιουργίας συνεκτικής διεπιφάνειας ενώ μεγάλος αριθμός εισόδων αποτελεί πλεονασμό.

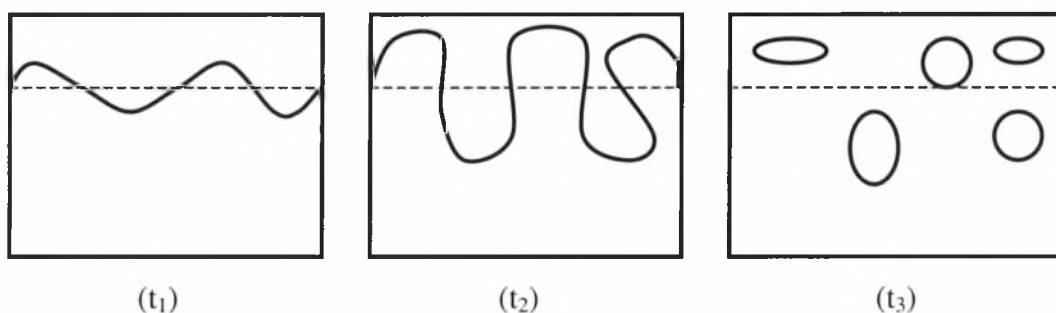


Σχήμα 3.1. Διάταξη της διεργασίας διπλής χύτευσης

Κατά τη διάρκεια της διεργασίας πρέπει να ελέγχονται όλοι οι παράγοντες που επηρεάζουν τη χύτευση. Αυτοί οι παράγοντες είναι η στάθμη της διεπιφάνειας, η θερμοκρασία του υποστρώματος και το χρονικό διάστημα μεταξύ των διαδοχικών χυτεύσεων. Ο έλεγχος της στάθμης της διεπιφάνειας έχει μεγάλη σημασία για δύο

λόγους. Πρώτον, επειδή η στάθμη επηρεάζει τη γεωμετρία του διμεταλλικού προϊόντος και ιδιαίτερα το πάχος του υποστρώματος (κατά συνέπεια, και του επιστρώματος) και δεύτερον, επειδή επηρεάζει τη χρονική στιγμή έναρξης της χύτευσης του επιστρώματος. Στη συμβατική χύτευση βαρύτητας, ο έλεγχος της στάθμης του τήγματος γίνεται άμεσα με παρατήρηση μέσα από τα εξωθερμικά που βρίσκονται στο άνω μέρος του τύπου (καλουπιού). Στην περίπτωση της διπλής χύτευσης ο άμεσος έλεγχος της στάθμης είναι δύσκολος εξαιτίας της ύπαρξης της κοιλότητας του επιστρώματος που υπέρκειται του υποστρώματος.

Ο έλεγχος της θερμοκρασίας του υποστρώματος κατά τη χύτευση του επιστρώματος, έτσι ώστε το υπόστρωμα να μην είναι σε ρευστή ή ημίρρευστη κατάσταση, είναι σημαντικός. Εάν το υπόστρωμα βρίσκεται σε ρευστή ή ημίρρευστη κατάσταση μπορεί να μη σχηματισθεί διακριτή και συνεχής διεπιφάνεια σε όλη την έκταση του προϊόντος εξαιτίας της ανάδευσης της επιφάνειας του υποστρώματος από τη ροή του τηγμένου επιστρώματος και να επέλθει ανάμιξη των δύο στρωμάτων (σχ. 3.2). Το υπόστρωμα πρέπει επίσης να βρίσκεται στην κατάλληλη θερμοκρασία ώστε κατά τη συστολή να μην αναπτύσσονται τάσεις μεταξύ των δύο στρωμάτων σε βαθμό που να οδηγήσουν το προϊόν σε παραμόρφωση (π.χ. κύρτωση).



Σχήμα 3.2. Αναπαράσταση της ανάδευσης της διεπιφάνειας και της επακόλουθης ανάμιξης των δύο κραμάτων λόγω της ρευστότητας του υποστρώματος κατά τη χύτευση του επιστρώματος ($t_1 < t_2 < t_3$)

Το χρονικό διάστημα μεταξύ των διαδοχικών χυτεύσεων επηρεάζει τη θερμοκρασία του υποστρώματος και την ανάπτυξη οξειδίων στην επιφάνεια αυτού και κατά συνέπεια επιδρά στη συνοχή της διεπιφάνειας. Μικρά χρονικά διαστήματα (2 min το πολύ) δημιουργούν προβλήματα στο σχηματισμό συνεχούς διεπιφάνειας επειδή δεν επαρκούν για την απαιτούμενη στερεοποίηση του υποστρώματος.

Με το δεδομένο ότι τα στρώματα προέρχονται από διαφορετικά κράματα, είναι αναμενόμενο να έχουν και διαφορετικούς συντελεστές θερμικής διαστολής. Συνεπώς, κατά τη διάρκεια της απόψυξης τους στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, είτε κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης ή μετά από θερμική κατεργασία, συστέλλονται σε διαφορετικό βαθμό (το χαλύβδινο υπόστρωμα έχει 2% γραμμική συστολή, ενώ το χυτοσιδηρό επίστρωμα έχει 1,85% γραμμική συστολή). Στην περίπτωση καλής πρόσφυσης μεταξύ των δύο στρωμάτων, αυτή η διαφορά στη συστολή μπορεί να οδηγήσει στην ανάπτυξη εσωτερικών τάσεων, με αποτέλεσμα μέχρι και διαστασιολογική παραμόρφωση του προϊόντος ανάλογα με τα πάχη των στρωμάτων. Το πρόβλημα της παραμόρφωσης παρατηρείται κυρίως μετά από θερμική κατεργασία και μόνο σε χυτά μεγάλων διαστάσεων (το 90% των περιπτώσεων των χυτών δεν δείχνουν σημεία παραμόρφωσης μετά την αποχωμάτωση).

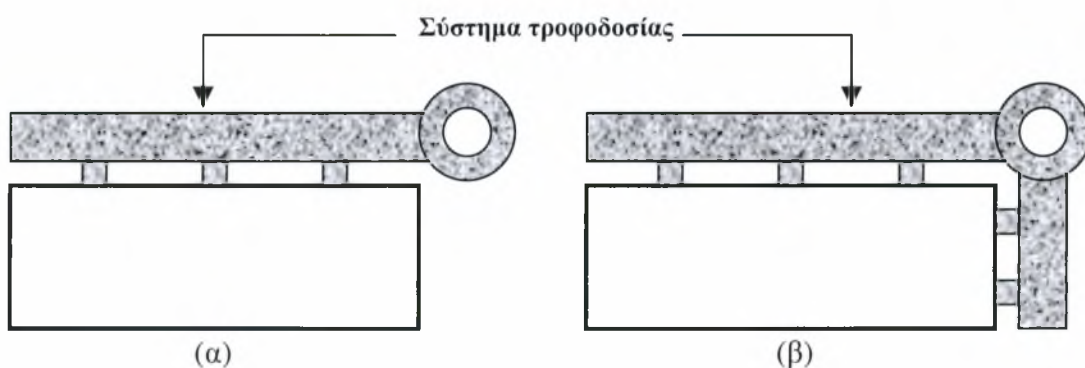
Επίσης, οι διαφορετικές χημικές συστάσεις των δύο στρωμάτων, πέρα από την ανάδειξη διαφορετικών διεργασιών στην τήξη, επιδρούν και στους μετασχηματισμούς της στερεάς φάσης. Το μαλακό χαλύβδινο υπόστρωμα, λόγω της χαμηλής του περιεκτικότητας σε άνθρακα, έχει χαμηλή εμβαπτότητα με αποτέλεσμα μετά την επακόλουθη θερμική κατεργασία να μην αποκτά μαρτενσιτική δομή. Αντιθέτως, το σκληρό χυτοσιδηρό επίστρωμα έχει μεγάλη εμβαπτότητα με αποτέλεσμα το σχηματισμό μαρτενσίτη κατά τη θερμική κατεργασία. Ο σχηματισμός του μαρτενσίτη συνοδεύεται από αύξηση του όγκου με αποτέλεσμα την πιθανή ανάπτυξη θλιπτικών τάσεων στο επίστρωμα, οι οποίες ανάλογα με το πάχος αυτού μπορεί να οδηγήσουν σε κύρτωση του διμεταλλικού υλικού.

Αρχικά η παραγωγική διαδικασία των διμεταλλικών προϊόντων είχε τα εξής χαρακτηριστικά :

- (α) Θερμοκρασία υπερθέρμανσης χάλυβα.....1650 °C
- (β) Θερμοκρασία υπερθέρμανσης χυτοσιδήρου.....1520-1530 °C
- (γ) Χρονικό διάστημα μεταξύ των δύο χυτεύσεων.....2 min
- (δ) Θερμοκρασία χάλυβα κατά τη χύτευση του χυτοσιδήρου.....1000 °C
- (ε) Συνολικό πάχος σύνθετου προϊόντος.....60-90 mm
- (στ) Πάχος χυτοσιδηρού επιστρώματος για 60 mm συνολικό πάχος.....20 mm (max)
- (ζ) Πάχος χυτοσιδηρού επιστρώματος για 90 mm συνολικό πάχος.....20 mm (max)
- (η) Θερμική κατεργασία :
 - Βαφή σε ελαφρύ ρεύμα αέρα από θερμοκρασία.....980-1000 °C
 - Επαναφορά σε θερμοκρασία.....280-350 °C

Στη συνέχεια έγιναν κάποιες βελτιώσεις στην αρχική παραγωγική διαδικασία. Συγκεκριμένα, οι θερμοκρασίες (α) και (β) δεν τροποποιήθηκαν καθότι ακολουθούνται στη συνήθη χύτευση χάλυβα και λευκού χυτοσιδήρου υψηλού χρωμίου αντίστοιχα. Το χρονικό διάστημα (γ) είναι άμεσα συνδεδεμένο με τη θερμοκρασία (δ) καθώς καθυστερήσεις στη χύτευση του επιστρώματος επιφέρουν πτώση της θερμοκρασίας του υποστρώματος σε επίπεδα κατώτερα από τα απαιτούμενα. Το βέλτιστο χρονικό διάστημα (γ) προέκυψε ότι είναι 5 min και το βέλτιστο θερμοκρασιακό πεδίο (δ) είναι 700-750 °C. Αυτός ο συνδυασμός χρονικού διαστήματος μεταξύ των χυτεύσεων και θερμοκρασίας υποστρώματος κατά τη χύτευση του επιστρώματος οδήγησαν στη βελτίωση του αποτελέσματος της διπλής χύτευσης για δύο κυρίως λόγους. Πρώτον, επειδή δεν υπήρξε ανάμιξη των δύο στρωμάτων με αποτέλεσμα τη δημιουργία διακριτής και συνεχούς διεπιφάνειας και δεύτερον, επειδή ελαττώθηκαν τα φαινόμενα παραμόρφωσης του προϊόντος. Με την αύξηση του πάχους του χυτοσιδηρού επιστρώματος σε 40 mm, ελαττώθηκε η συχνότητα των παραμορφώσεων μετά από θερμική κατεργασία.

Στο σχήμα 3.3 φαίνεται η βελτιωμένη διάταξη χύτευσης του επιστρώματος. Αυξάνοντας τον αριθμό των εισόδων στην κοιλότητα του χυτού μειώθηκε η πιθανότητα υπερθέρμανσης του υποστρώματος καθώς ο χρόνος πλήρωσης της κοιλότητας μειώθηκε δραστικά.

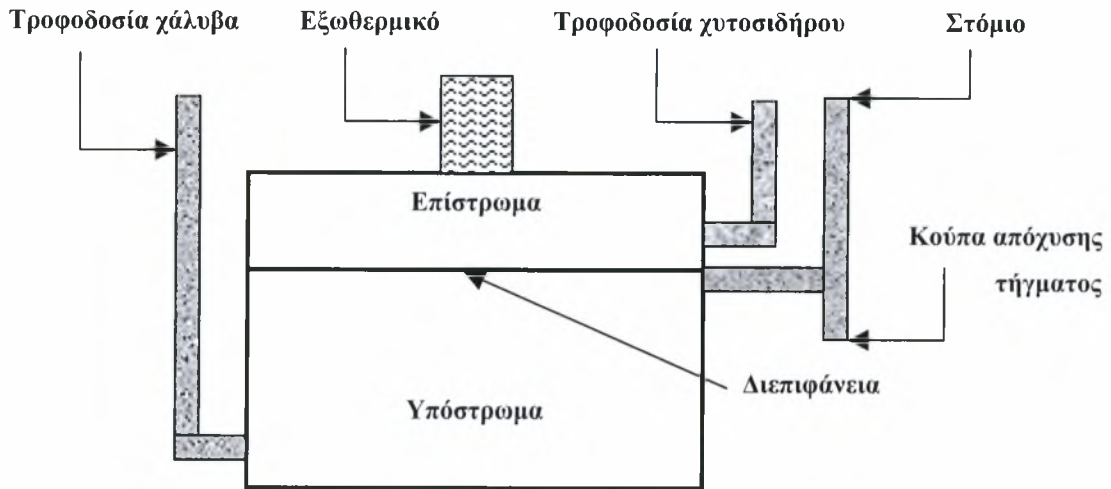


Σχήμα 3.3. Κάτοψη συστήματος τροφοδοσίας επιστρώματος (άνω κάσα χύτευσης):

(α) αρχικό σύστημα τροφοδοσίας, (β) βελτιωμένο σύστημα τροφοδοσίας

Η δυσκολία στην παρακολούθηση της στάθμης της διεπιφάνειας λύθηκε προσθέτοντας στην υπάρχουσα διάταξη των καλουπιών μια κούπα απόχυσης υγρού μετάλλου συνδεδεμένη με ένα στόμιο, όπως φαίνεται στο σχήμα 3.4, από την άκρη

του οποίου μπορεί να γίνει αντιληπτό με το μάτι εάν η στάθμη του τήγματος βρίσκεται στην προκαθορισμένη στάθμη της διεπιφάνειας.



Σχήμα 3.4. Διάταξη της διεργασίας διπλής χύτευσης με σύστημα παρακολούθησης της στάθμης της διεπιφάνειας

4 Υπολογισμοί Θερμοδυναμικής Κραμάτων

4.1 Εισαγωγή

Τα διαγράμματα φάσεων αποτελούν ένα δύσκολο αντικείμενο μελέτης, τόσο για επιστήμονες όσο και για μηχανικούς, λόγω της δυσκολίας κατανόησης κυρίως των τριμερών και υψηλότερου βαθμού συστημάτων. Η αξία τους όμως θεωρείται από πολλούς ακαδημαϊκή καθώς τα πραγματικά κράματα έχουν πολλά συστατικά ενώ τα διαγράμματα φάσεων συνήθως περιορίζονται στην περιγραφή διμερών ή τριμερών συστημάτων. Η μέθοδος CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams – Υπολογισμός Διαγραμμάτων Φάσεων) άλλαξε δραστικά αυτές τις ιδέες, καθώς είναι πλέον δυνατή η πρόβλεψη της θερμοδυναμικής ισορροπίας κραμάτων πολλών χημικών στοιχείων εφαρμόζοντας μία προέκταση των θερμοδυναμικών ιδιοτήτων από τα διμερή και τριμερή συστήματα. Επιπλέον, είναι δυνατόν να γίνει σύζευξη της μεθόδου με κινητικά μοντέλα σε μια προσπάθεια κατανόησης και πρόβλεψης της συμπεριφοράς των υλικών σε συνθήκες που απέχουν από τη θερμοδυναμική ισορροπία, γεγονός που καθιστά τη μέθοδο αρκετά χρήσιμη. Το κεντρικό σημείο της μεθόδου είναι η ανάπτυξη μαθηματικών μοντέλων για την περιγραφή της ελεύθερης ενέργειας Gibbs τόσο των καθαρών μετάλλων όσο και των φάσεων (στερεών διαλυμάτων) και των ενδομεταλλικών ενώσεων. Η μαθηματική περιγραφή της ελεύθερης ενέργειας των φάσεων αποθηκεύεται σε ηλεκτρονική μορφή σε θερμοχημικές βάσεις δεδομένων για περαιτέρω χρήση από λογισμικά πακέτα υπολογισμού θερμοδυναμικής ισορροπίας.

Ένα τέτοιου είδους λογισμικό πακέτο αποτελεί και το Thermo-Calc, που χρησιμοποιήθηκε για όλους τους υπολογισμούς θερμοδυναμικής του κοινού χάλυβα και των δύο αντιτριβικών λευκών χυτοσιδήρων. Συγκεκριμένα, με τη βοήθεια των υπολογισμών αυτών καθορίστηκαν οι κρίσιμες θερμοκρασίες, τα διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων, το θερμοκρασιακό εύρος και η πορεία της στερεοποίησης και η εκτίμηση του μικροδιαφορισμού ως προς το χρώμιο για κάθε κράμα, σύμφωνα

με την προσομοίωση Scheil. Τα δεδομένα που χρησιμοποιήθηκαν και τα αποτελέσματα που έδωσαν οι υπολογισμοί, για κάθε κράμα ανεξάρτητα, παρουσιάζονται αναλυτικά στις ακόλουθες παραγράφους, ενώ οι συστάσεις που χρησιμοποιήθηκαν στους υπολογισμούς παρουσιάζονται στον πίνακα 4.1.

Κράμα Σιδήρου	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo
GS-45 (DIN1681)	0,23	0,45	0,8	0,3	0,035	0,035	...
Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr)	2,5	0,4	0,75	20	0,035	0,035	...
Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr)	2,5	0,4	0,75	27	0,035	0,035	1,75

Πίνακας 4.1. Χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων σιδήρου που χρησιμοποιήθηκαν στους θερμοδυναμικούς υπολογισμούς

4.2 Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN1681)

Τα δεδομένα που χρησιμοποιήθηκαν για τους υπολογισμούς ισορροπίας ήταν θερμοκρασία $T = 1000 \text{ K}$, πίεση $P = 101325 \text{ Pa}$ και συνολικός αριθμός mole $N = 1$ ενώ η χημική σύσταση του κράματος φαίνεται στον πίνακα 4.1. Για τους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil χρησιμοποιήθηκε η ίδια χημική σύσταση και ο συνολικός αριθμός mole, ενώ η θερμοκρασία έναρξης των υπολογισμών ήταν $T = 2000 \text{ K}$. Για το χάλυβα GS-45 (DIN1681) έγιναν οι παραδοχές ότι δεν δημιουργείται γραφίτης, σ-φάση και το καρβίδιο M_6C , και στους υπολογισμούς ισορροπίας, και στους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil.

Οι υπολογισμοί ισορροπίας έδωσαν τα αποτελέσματα ποσοστών γραμμομοριακών κλασμάτων κάθε φάσεως συναρτήσει της θερμοκρασίας, τα οποία φαίνονται στο διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του σχήματος 4.1 (και 4.2). Παρατηρούμε ότι η στερεοποίηση ξεκινά με το σχηματισμό του δ-φερρίτη στους 1500°C περίπου και του ωστενίτη στους 1480°C περίπου. Η ευτηκτοειδής αντίδραση λαμβάνει χώρα στους 720°C περίπου, όπου ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε

σεμεντίτη (καρβίδιο M_3C) και φερρίτη. Σύμφωνα με το σχήμα 4.2, στους $450\text{ }^\circ\text{C}$ περίπου σχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 και στους $300\text{ }^\circ\text{C}$ περίπου σχηματίζεται το καρβίδιο M_3C_2 .

Ο σεμεντίτης (καρβίδιο M_3C) σε θερμοκρασία περιβάλλοντος αποτελεί καρβίδιο του σιδήρου και του μαγγανίου, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες συμμετέχει και το χρώμιο, όπως προκύπτει από το σχήμα 4.3 (και 4.4). Το M_3C_2 είναι καρβίδιο αποκλειστικά του χρωμίου, δηλαδή το Cr_3C_2 , σύμφωνα με το σχήμα 4.5. Το M_7C_3 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος αποτελεί καρβίδιο του μαγγανίου και του σιδήρου, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες συμμετέχει και το χρώμιο, όπως προκύπτει από το σχήμα 4.6.

Οι υπολογισμοί σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδωσαν τα αποτελέσματα της πορείας στερεοποίησης και εκτίμησης του μικροδιαφορισμού ως προς το χρώμιο, που φαίνονται στα σχήματα 4.7 και 4.8 αντίστοιχα. Όπως προκύπτει από το σχήμα 4.7, η στερεοποίηση αρχίζει στους $1506\text{ }^\circ\text{C}$ και ολοκληρώνεται στους $1010\text{ }^\circ\text{C}$ περίπου. Αρχικά σχηματίζεται ο δ-φερρίτης, στους $1480\text{ }^\circ\text{C}$ περίπου σχηματίζεται ο ωστενίτης, ενώ στους $1130\text{ }^\circ\text{C}$ σχηματίζεται ο σεμεντίτης.

Σύμφωνα με το σχήμα 4.8, κατά την έναρξη της στερεοποίησης το χρώμιο καταλαμβάνει το 0.3% του υγρού κ.β. Κατά τη διάρκειά της, η στερεά φάση απορρίπτει χρώμιο στην υγρή με αποτέλεσμα, όταν το ποσοστό του υγρού είναι περίπου 0.02% κ.β., το ποσοστό του χρωμίου αυξάνεται στο 0.78% του υγρού κ.β., ενώ κατά την ολοκλήρωση της στερεοποίησης το ποσοστό του χρωμίου μειώνεται στο 0.54% κ.β. περίπου του υπολοίπου υγρού. Έτσι, το κράμα παρουσιάζει σημαντικό διαφορισμό.

4.3 Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr)

Τα δεδομένα που χρησιμοποιήθηκαν για τους υπολογισμούς ισορροπίας ήταν θερμοκρασία $T = 1000\text{ K}$, πίεση $P = 101325\text{ Pa}$ και συνολικός αριθμός mole $N = 1$ ενώ η χημική σύσταση του κράματος φαίνεται στον πίνακα 4.1. Για τους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil χρησιμοποιήθηκε η ίδια χημική σύσταση και ο συνολικός αριθμός mole, ενώ η θερμοκρασία έναρξης των υπολογισμών ήταν $T = 2000\text{ K}$. Για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο έγινε η

παραδοχή ότι δεν δημιουργείται το καρβίδιο M_6C , και στους υπολογισμούς ισορροπίας, και στους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil.

Οι υπολογισμοί ισορροπίας έδωσαν τα αποτελέσματα ποσοστών γραμμομοριακών κλασμάτων κάθε φάσεως συναρτήσει της θερμοκρασίας, τα οποία φαίνονται στο διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του σχήματος 4.9. Παρατηρούμε ότι η στερεοποίηση ξεκινά με το σχηματισμό του ωστενίτη στους 1300 °C περίπου. Στους 1280 °C περίπου σχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 . Στους 820 °C περίπου, ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε φερρίτη (χωρίς τη δημιουργία σεμεντίτη). Το καρβίδιο M_3C_2 σχηματίζεται στους 450 °C περίπου, ενώ το καρβίδιο $M_{23}C_6$ σχηματίζεται στους 250 °C περίπου.

Το M_3C_2 είναι καρβίδιο αποκλειστικά του χρωμίου, δηλαδή το Cr_3C_2 , όπως προκύπτει από το σχήμα 4.10. Το M_7C_3 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος αποτελεί καρβίδιο του χρωμίου, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες συμμετέχουν, επιπλέον, περισσότερο ο σίδηρος και λιγότερο το μαγγάνιο, σύμφωνα με το σχήμα 4.11. Το $M_{23}C_6$ αποτελεί καρβίδιο του χρωμίου, του μαγγανίου και του σιδήρου, όπως προκύπτει από το σχήμα 4.12.

Οι υπολογισμοί σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδωσαν τα αποτελέσματα της πορείας στερεοποίησης και εκτίμησης του μικροδιαφορισμού ως προς το χρώμιο, που φαίνονται στα σχήματα 4.13 και 4.14 αντίστοιχα. Όπως προκύπτει από το σχήμα 4.13, η στερεοποίηση αρχίζει στους 1313 °C και ολοκληρώνεται στους 1028 °C περίπου. Αρχικά σχηματίζεται ο ωστενίτης και στους 1295 °C περίπου σχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 .

Σύμφωνα με το σχήμα 4.14, κατά την έναρξη της στερεοποίησης, το χρώμιο καταλαμβάνει το 20% του υγρού κ.β. Το ποσοστό αυτό αυξάνεται μέχρι το 22.2% (σε υγρό 75% κ.β.), οπότε αρχίζουν να σχηματίζονται τα καρβίδια με λήψη χρωμίου από το υγρό. Κατά την ολοκλήρωση της στερεοποίησης, το ποσοστό του χρωμίου μειώνεται στο 8.2% περίπου του υπολοίπου υγρού κ.β. Έτσι, το κράμα παρουσιάζει σχετικά μικρό διαφορισμό.

4.4 Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr)

Τα δεδομένα που χρησιμοποιήθηκαν για τους υπολογισμούς ισορροπίας ήταν θερμοκρασία $T = 1000$ K, πίεση $P = 101325$ Pa και συνολικός αριθμός mole $N = 1$

ενώ η χημική σύσταση του κράματος φαίνεται στον πίνακα 4.1. Για τους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil χρησιμοποιήθηκε η ίδια χημική σύσταση και ο συνολικός αριθμός mole, ενώ η θερμοκρασία έναρξης των υπολογισμών ήταν $T = 2000 \text{ K}$. Για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο δεν έγιναν παραδοχές απουσίας φάσεων στους υπολογισμούς ισορροπίας και στους υπολογισμούς σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil, όμως το καρβίδιο M_6C εμφανίστηκε μόνο στα αποτελέσματα των υπολογισμών σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil.

Οι υπολογισμοί ισορροπίας έδωσαν τα αποτελέσματα ποσοστών γραμμομοριακών κλασμάτων κάθε φάσεως συναρτήσει της θερμοκρασίας, τα οποία φαίνονται στο διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του σχήματος 4.15 (και 4.16, 4.17, 4.18). Σύμφωνα με το σχήμα 4.18, η στερεοποίηση ξεκινά με το σχηματισμό του ωστενίτη στους $1280 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου και λίγο αργότερα σχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 . Στους $1170 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου σχηματίζεται το καρβίδιο $M_{23}C_6$, ενώ στους $955 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου το καρβίδιο M_7C_3 διαλυτοποιείται πλήρως για να ξανασχηματιστεί στους $845 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου (σχ. 4.17). Στους $820 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου, ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε φερρίτη (σχ. 4.17). Τέλος, στους $185 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου σχηματίζεται η σ-φάση, ενώ στους $55 \text{ }^\circ\text{C}$ σχηματίζεται και ο σεμεντίτης (σχ 4.16).

Ο σεμεντίτης αποτελεί καρβίδιο του χρωμίου και του μαγγανίου, όπως προκύπτει από το σχήμα 4.19. Το M_7C_3 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος αποτελεί καρβίδιο του χρωμίου και του μαγγανίου, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες συμμετέχουν, επιπλέον, περισσότερο ο σίδηρος και λιγότερο το μολυβδαίνιο, σύμφωνα με το σχήμα 4.20 (και 4.21). Η σ-φάση αποτελεί μίγμα του μαγγανίου, του χρωμίου και του σιδήρου, όπως προκύπτει από το σχήμα 4.22. Το $M_{23}C_6$ αποτελεί καρβίδιο του χρωμίου, του μολυβδαινίου, του σιδήρου και, σε πολύ μικρότερη αναλογία, του μαγγανίου, σύμφωνα με το σχήμα 4.23 (και 4.24).

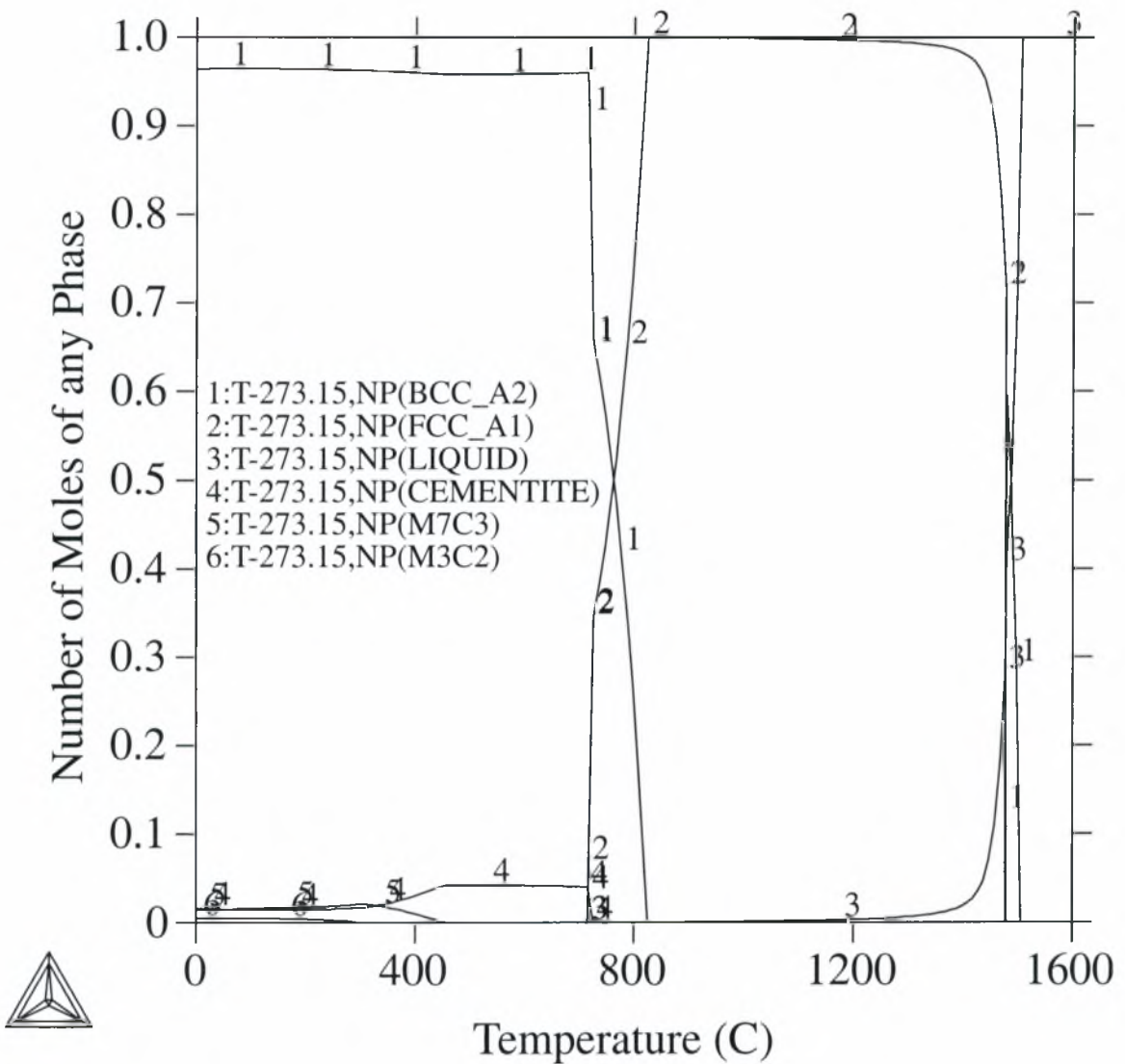
Οι υπολογισμοί σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδωσαν τα αποτελέσματα της πορείας στερεοποίησης και εκτίμησης του μικροδιαφορισμού ως προς το χρώμιο, που φαίνονται στα σχήματα 4.25 και 4.27 αντίστοιχα. Όπως προκύπτει από το σχήμα 4.25, η στερεοποίηση αρχίζει στους $1282 \text{ }^\circ\text{C}$ και ολοκληρώνεται στους $1030 \text{ }^\circ\text{C}$ περίπου. Αρχικά σχηματίζεται ο ωστενίτης και στους $1275 \text{ }^\circ\text{C}$ σχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 . Στη συνέχεια, στους $1245 \text{ }^\circ\text{C}$ σχηματίζεται το καρβίδιο $M_{23}C_6$, ενώ διαλύεται το καρβίδιο M_7C_3 μέχρι τους $1215 \text{ }^\circ\text{C}$. Στους 1160

$^{\circ}\text{C}$ σχηματίζεται το καρβίδιο M_6C , ενώ στους 1140°C ξανασχηματίζεται το καρβίδιο M_7C_3 .

Το καρβίδιο M_6C , το οποίο συμμετείχε στους υπολογισμούς ισορροπίας αλλά δεν εμφανίστηκε στο διάγραμμα ισορροπίας, αποτελεί καρβίδιο του μολυβδαινίου, του σιδήρου και του χρωμίου, σύμφωνα με το σχήμα 4.26.

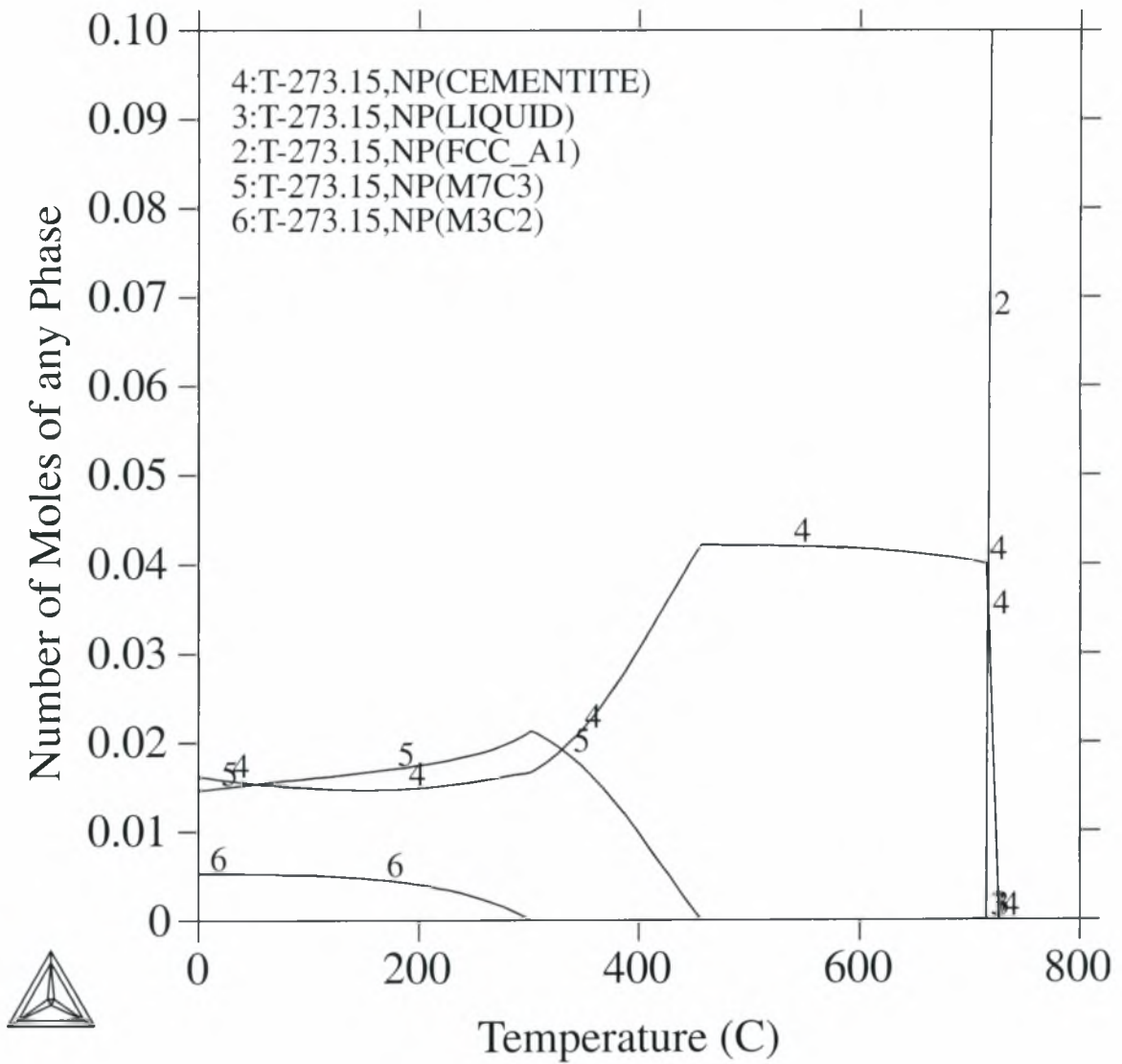
Σύμφωνα με το σχήμα 4.27, κατά την έναρξη της στερεοποίησης, το χρώμιο καταλαμβάνει το 27% του υγρού κ.β. Το ποσοστό αυτό αυξάνεται μέχρι το 27.5% (σε υγρό 94% κ.β.), οπότε αρχίζουν να σχηματίζονται τα καρβίδια με λήψη χρωμίου από το υγρό. Κατά την ολοκλήρωση της στερεοποίησης, το ποσοστό του χρωμίου μειώνεται στο 17.2% του υπολοίπου υγρού κ.β. Έτσι, το κράμα παρουσιάζει σχετικά μικρό διαφορισμό.

THERMO-CALC



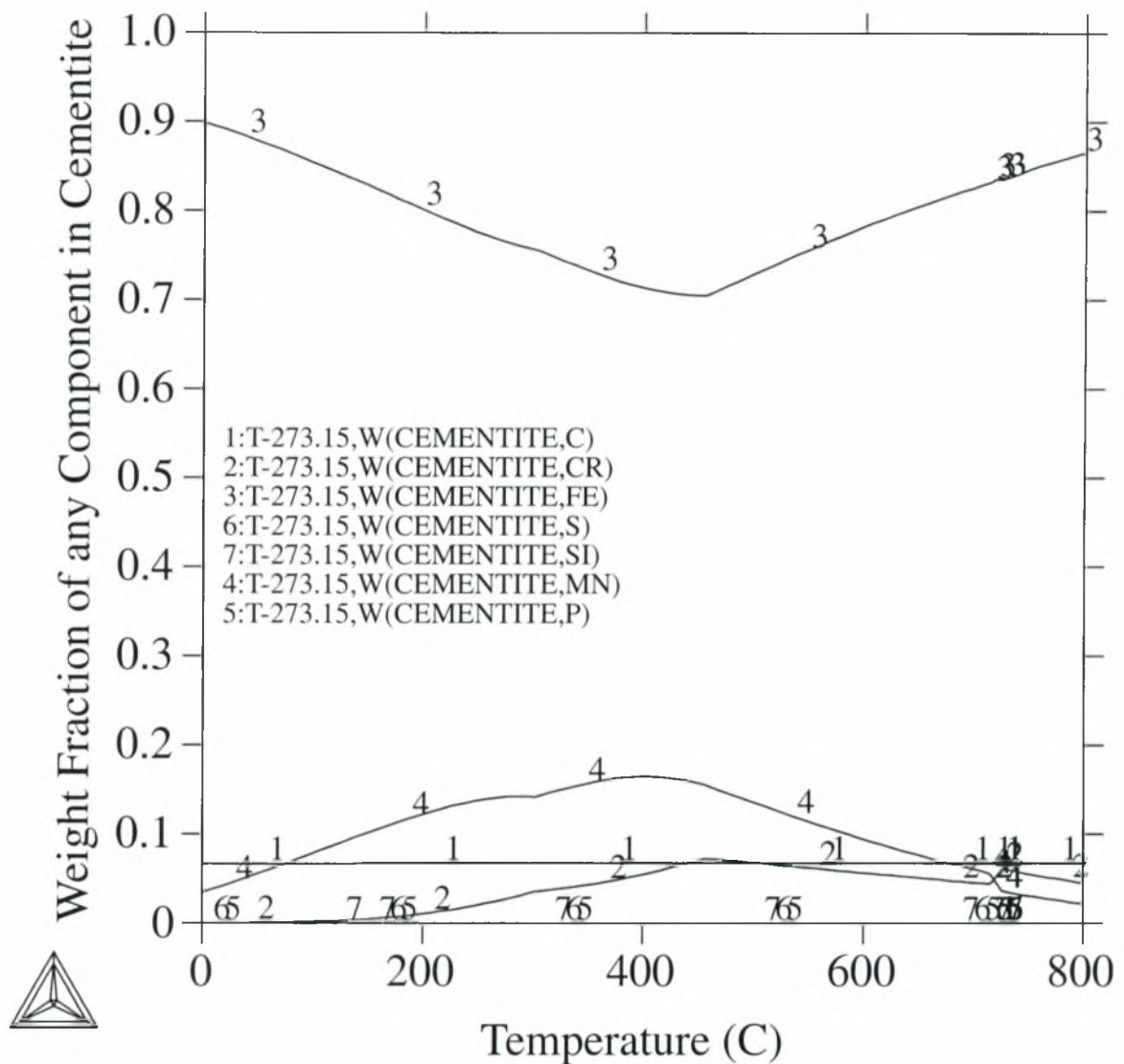
Σχήμα 4.1. Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



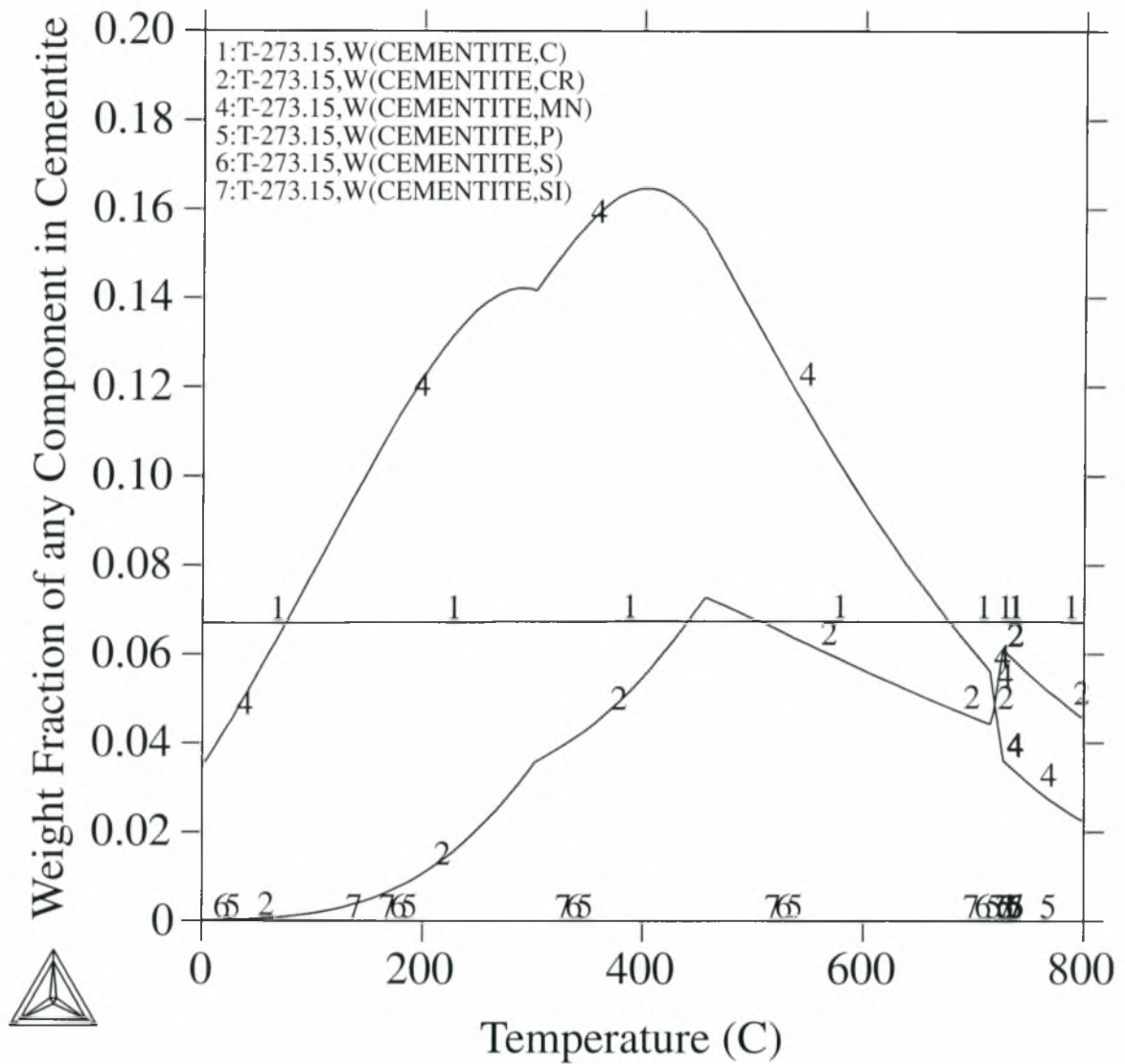
Σχήμα 4.2. Εστίαση στην περιοχή 0-800 °C – 0-0.1 moles του σχήματος 4.1

THERMO-CALC



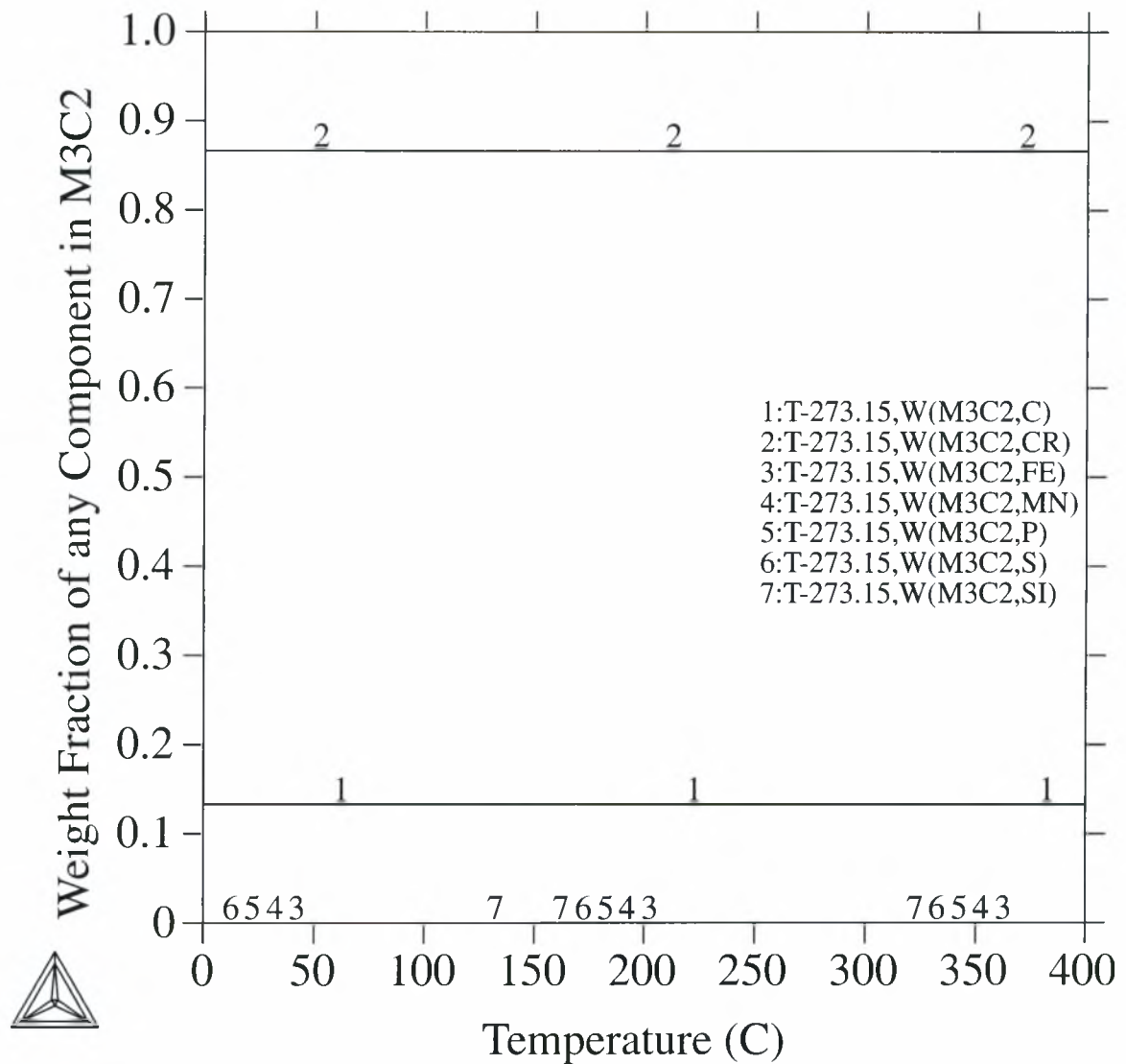
Σχήμα 4.3. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο σεμεντίτη (cementite) σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



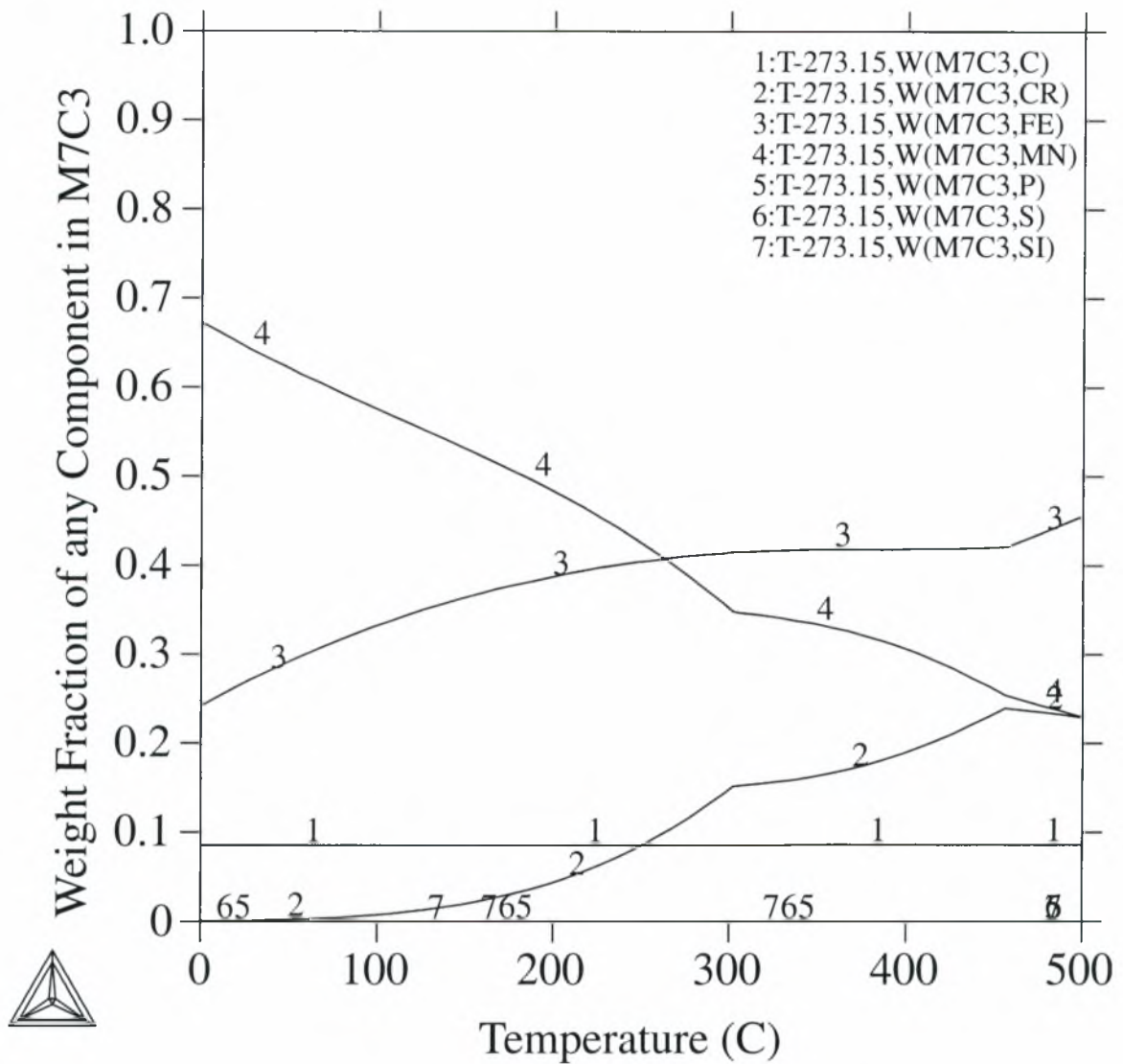
Σχήμα 4.4. Εστίαση στην περιοχή 0-800 °C – 0-20% κ.β. του σχήματος 4.3

THERMO-CALC



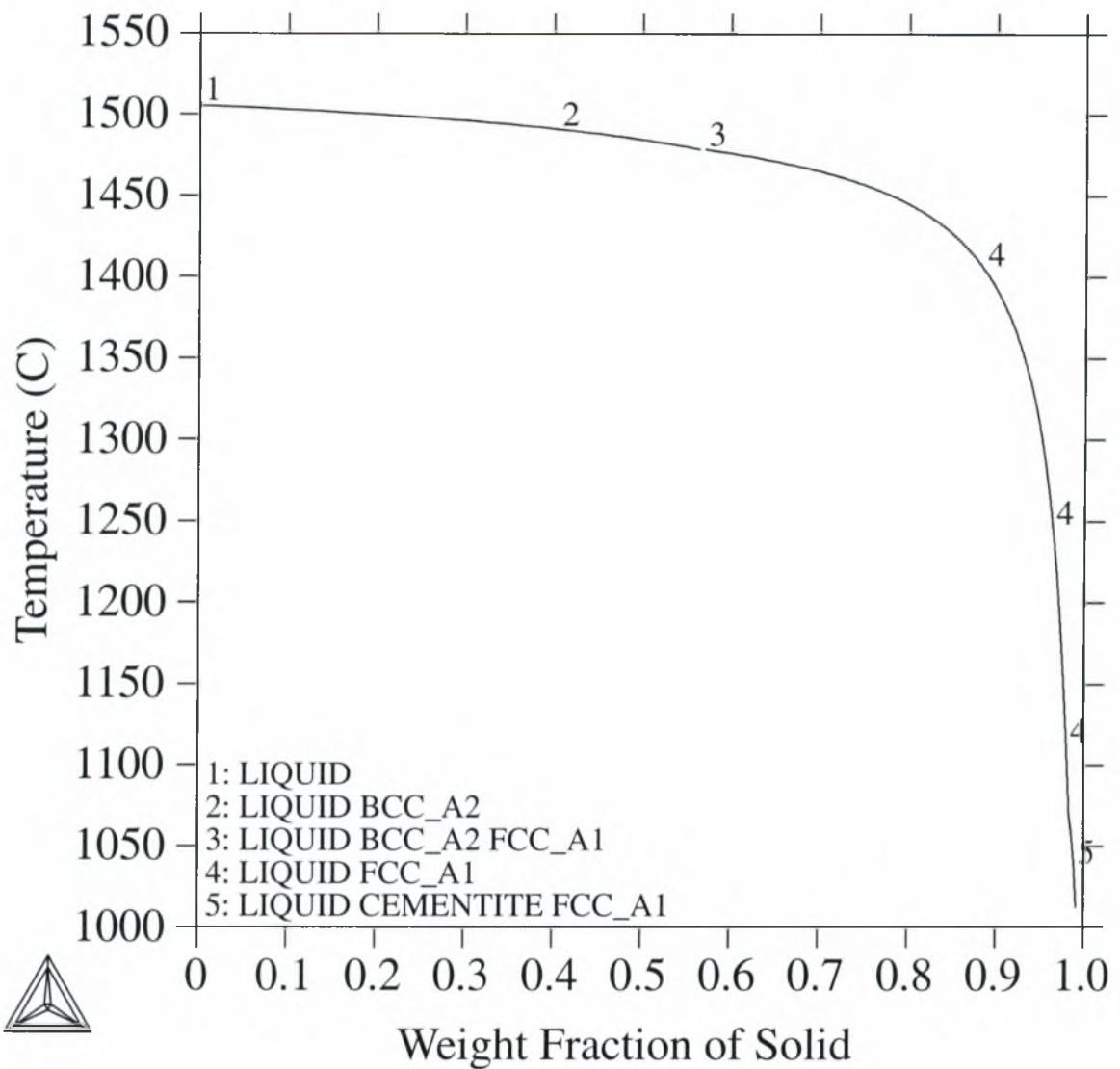
Σχήμα 4.5. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_3C_2 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



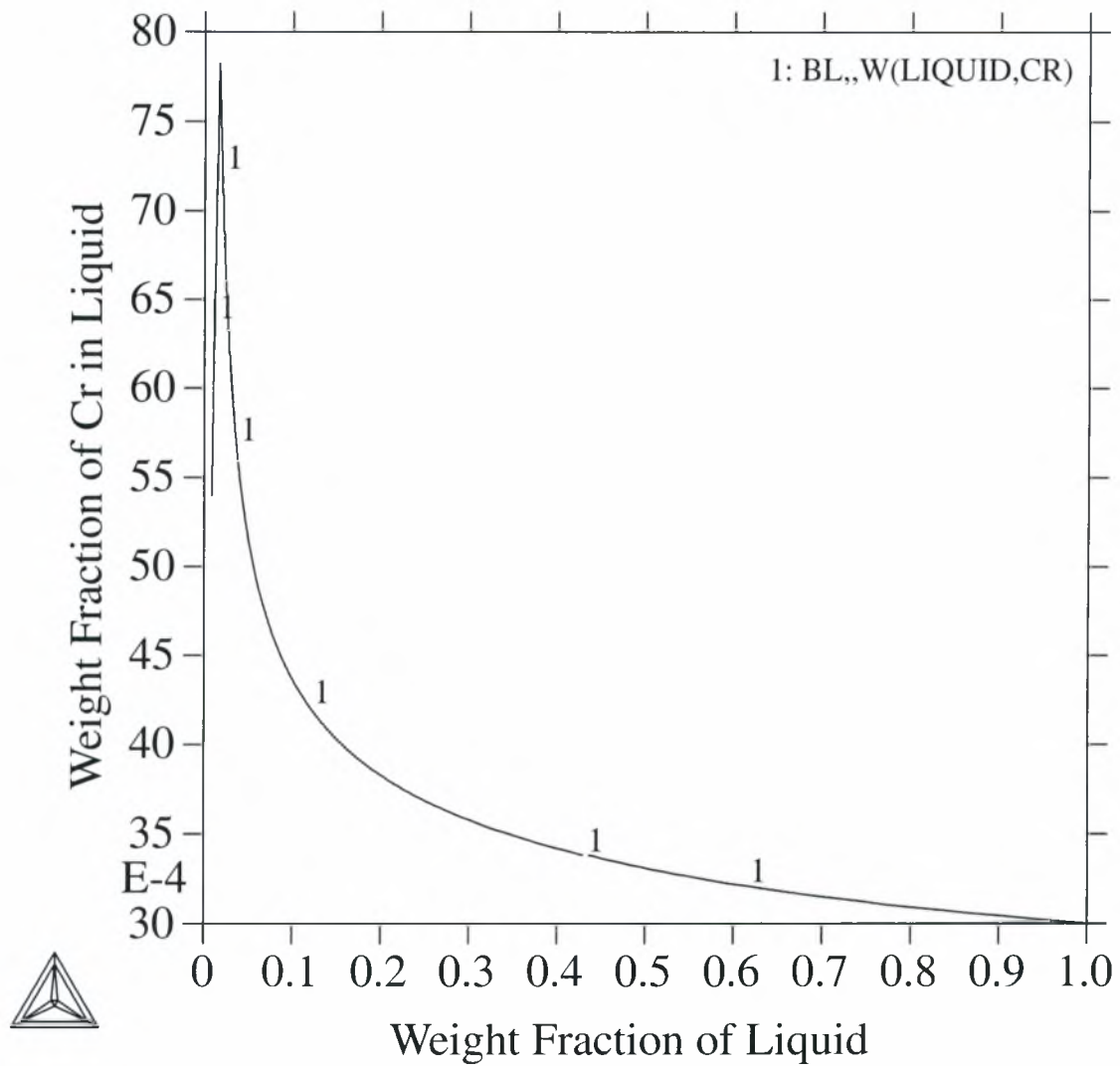
Σχήμα 4.6. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_7C_3 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



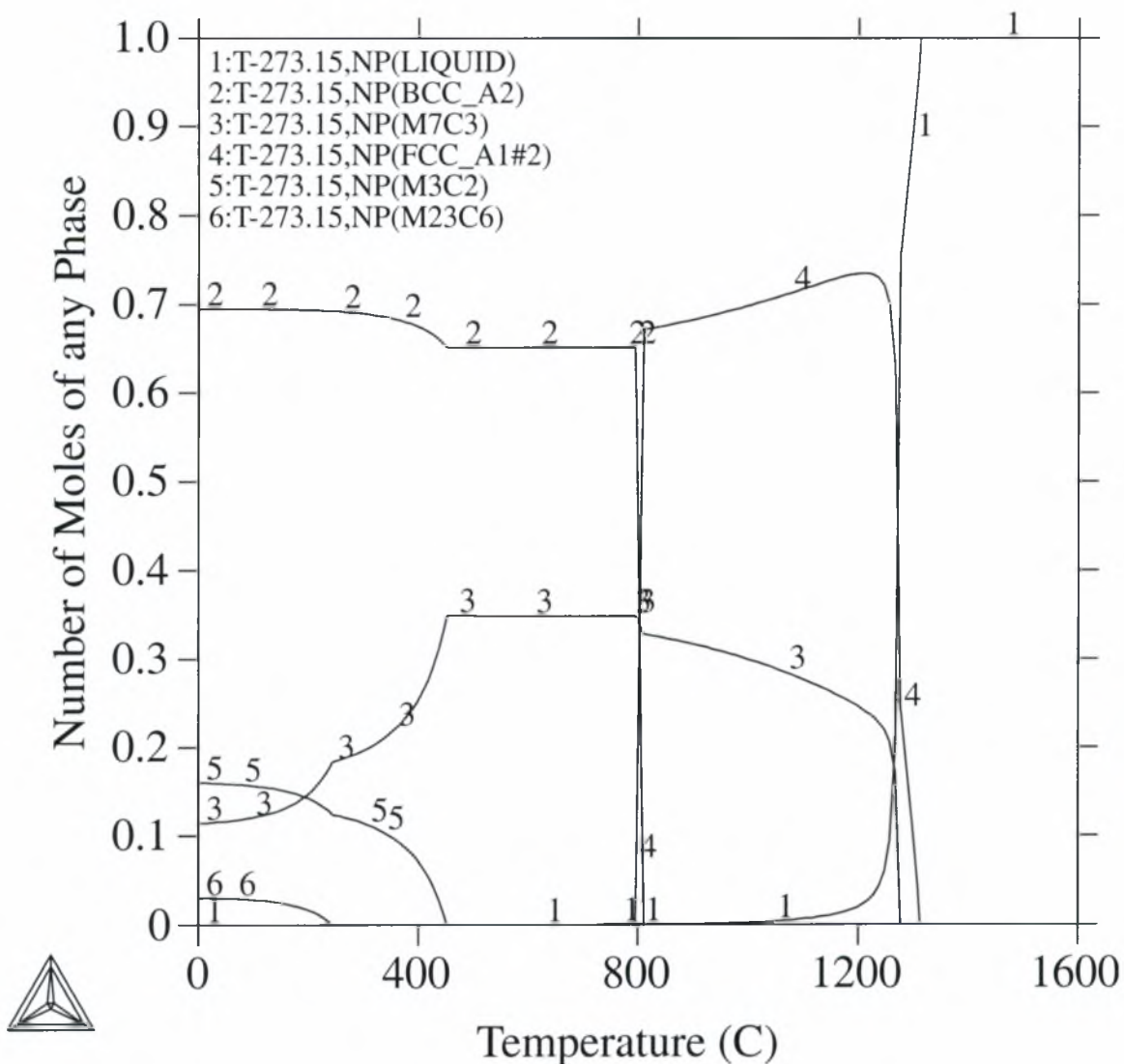
Σχήμα 4.7. Διάγραμμα πορείας στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



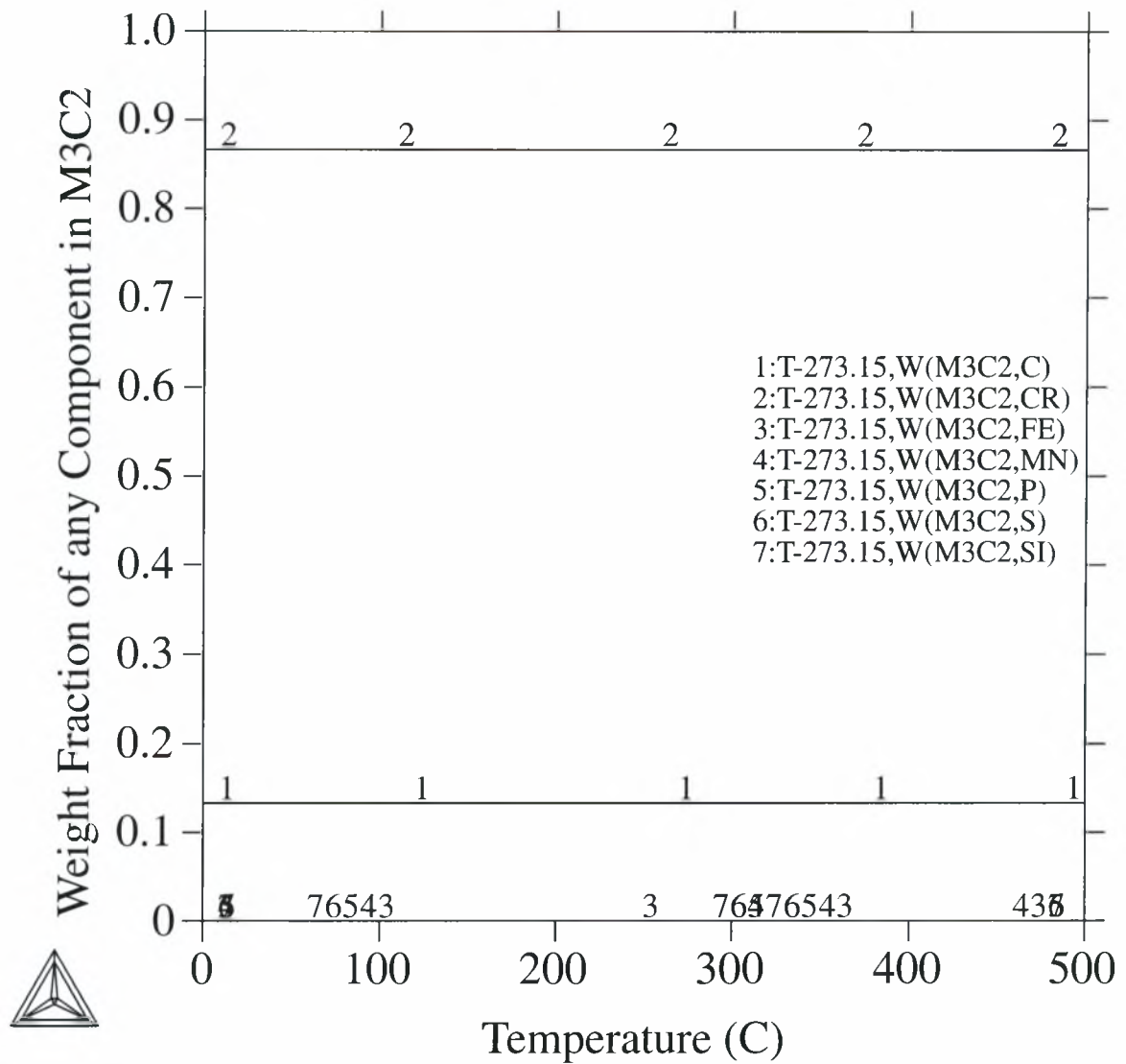
Σχήμα 4.8. Διάγραμμα κλάσματος μάζας του χρωμίου στο υγρό σε συνάρτηση με το κλάσμα μάζας του υγρού στο κράμα για τον κοινό χάλυβα GS-45 (DIN 1681)

THERMO-CALC



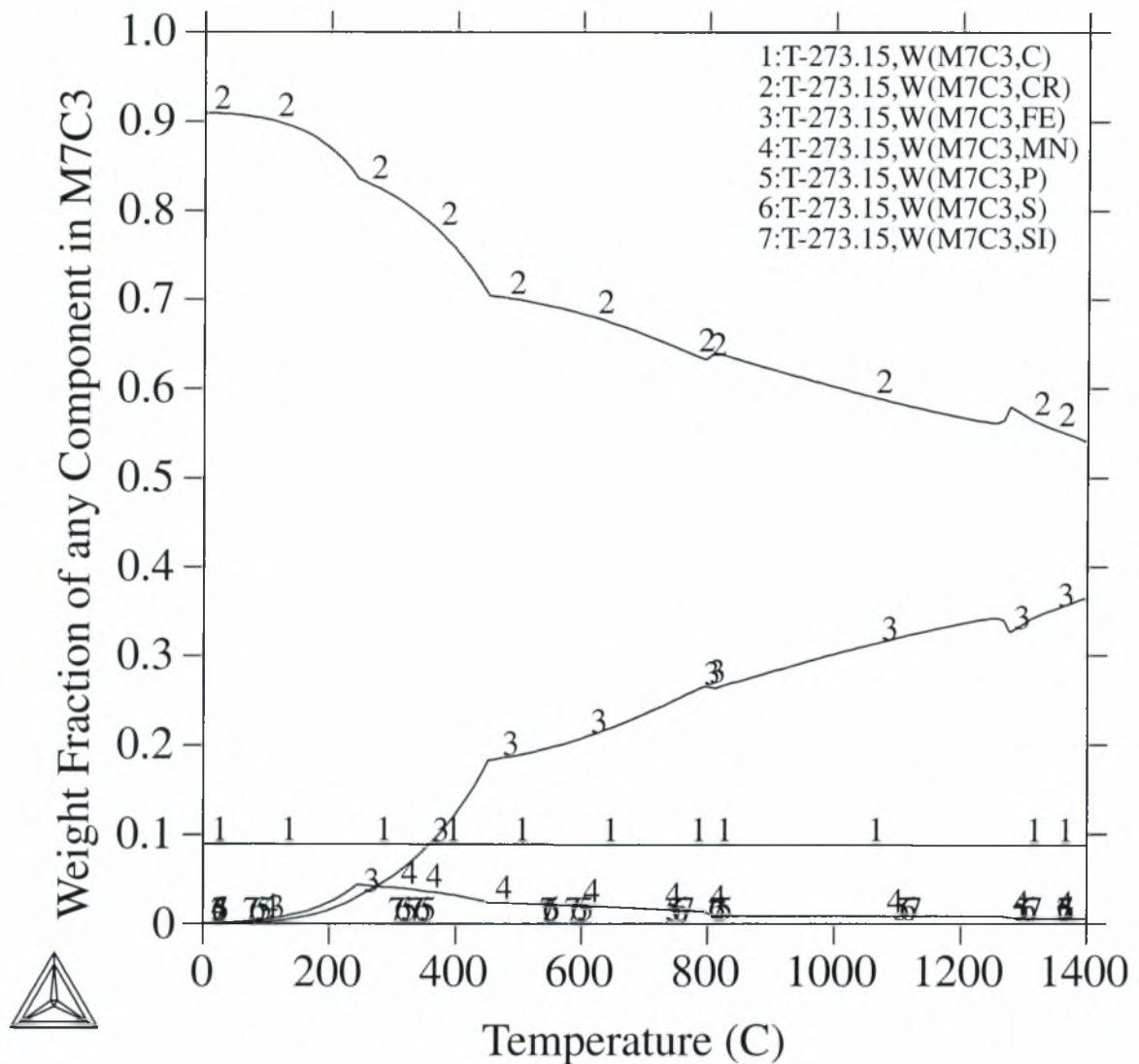
Σχήμα 4.9. Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



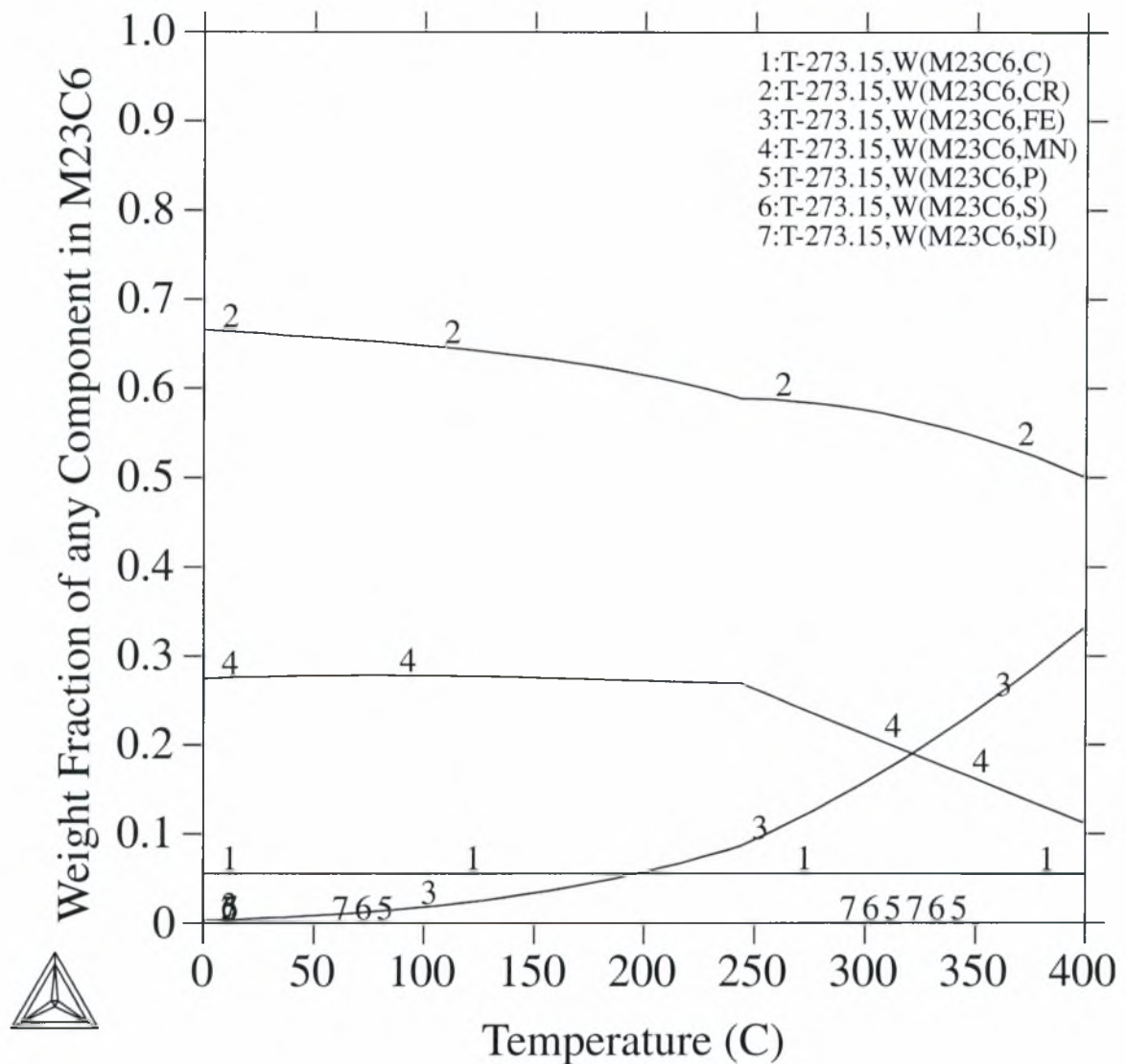
Σχήμα 4.10. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_3C_2 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



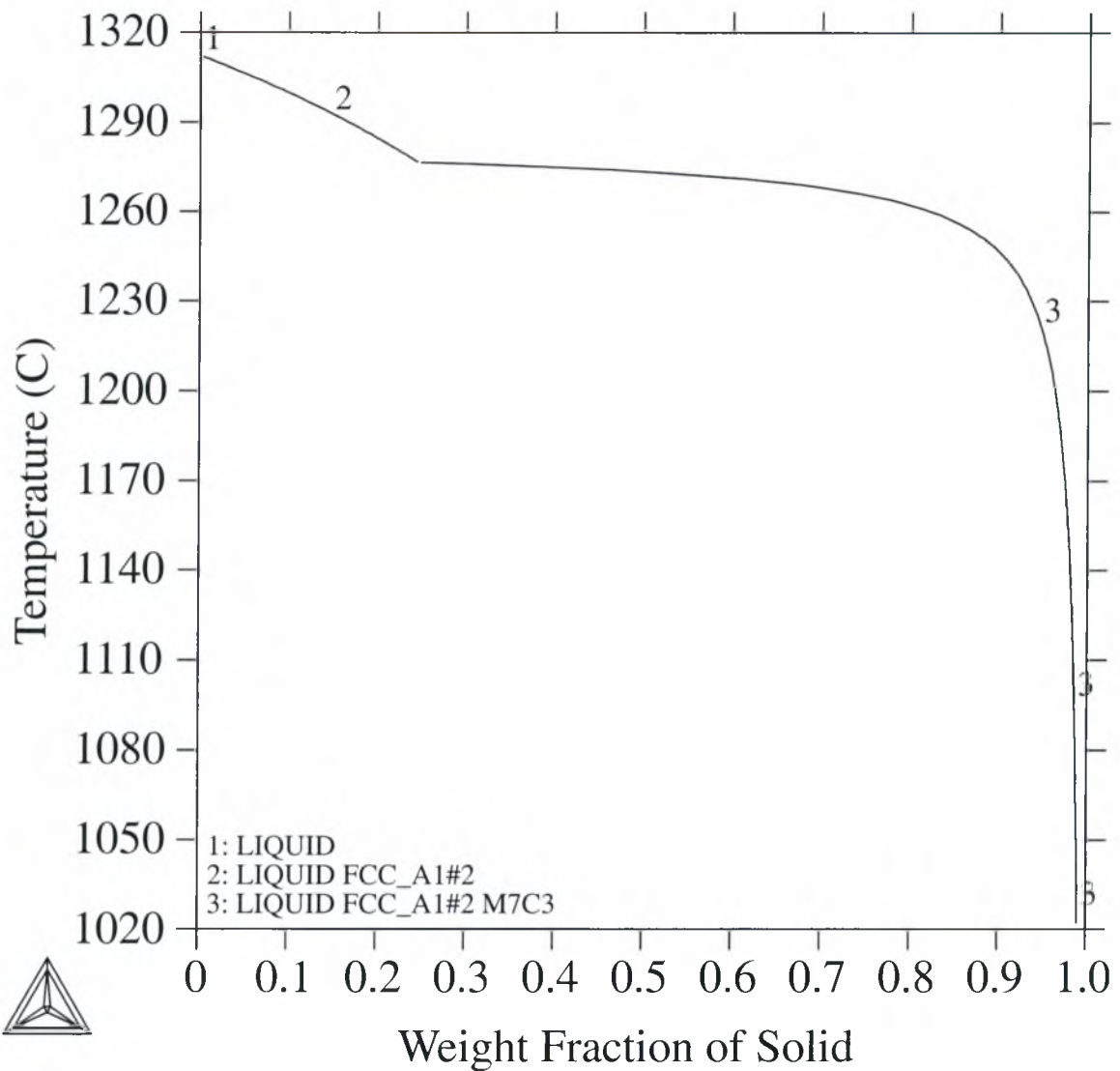
Σχήμα 4.11. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_7C_3 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



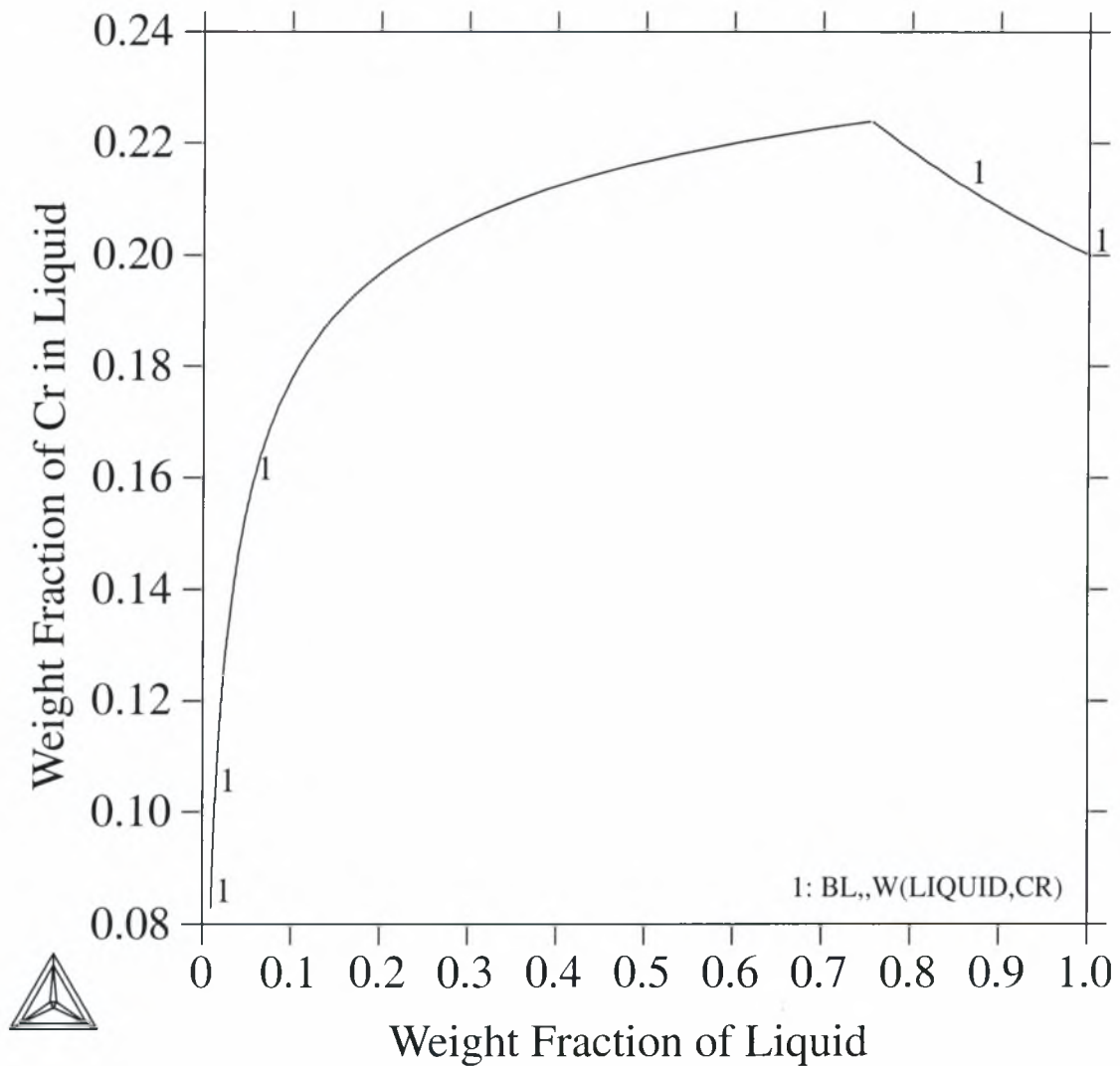
Σχήμα 4.12. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο $M_{23}C_6$ σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



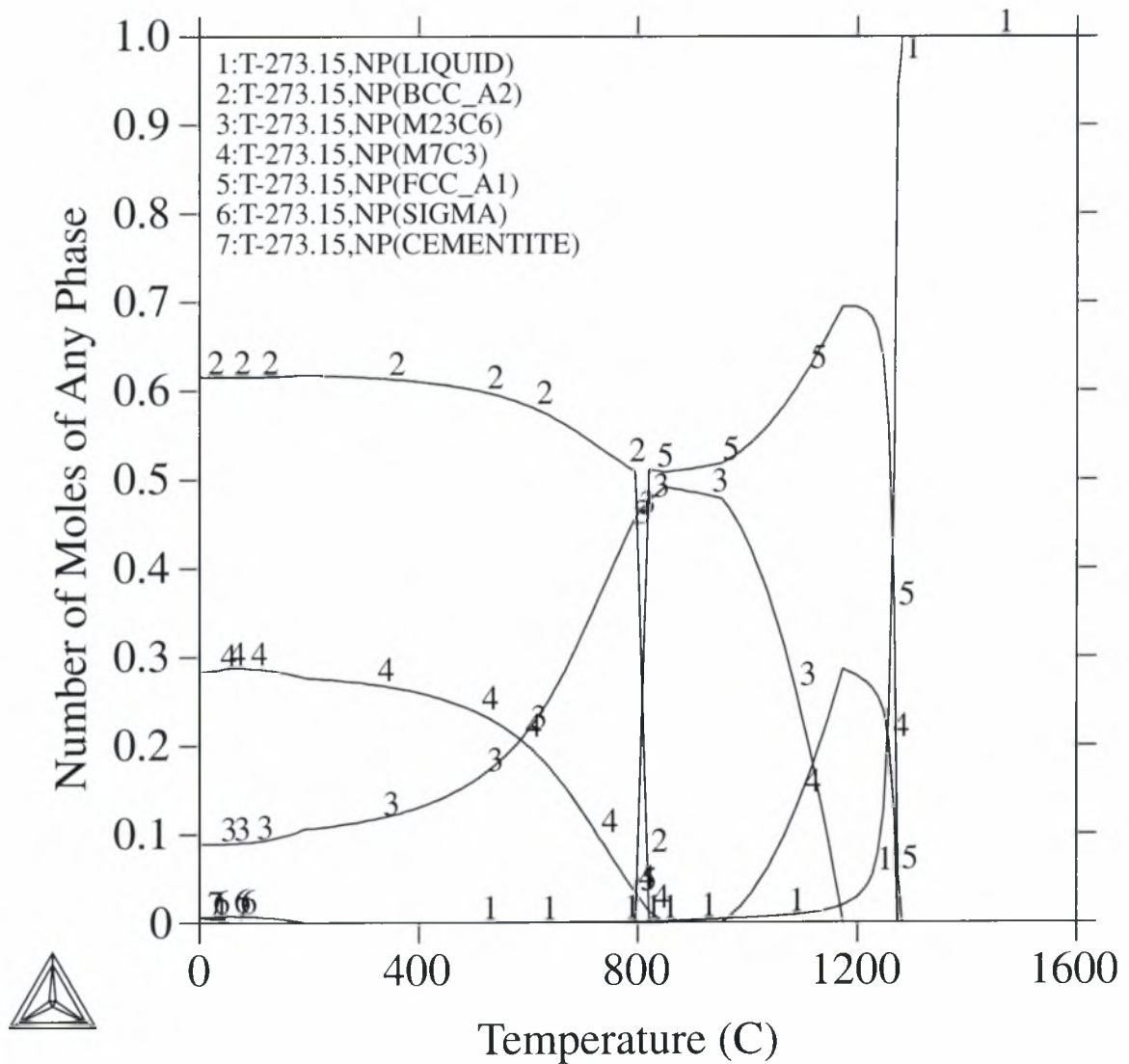
Σχήμα 4.13. Διάγραμμα πορείας στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



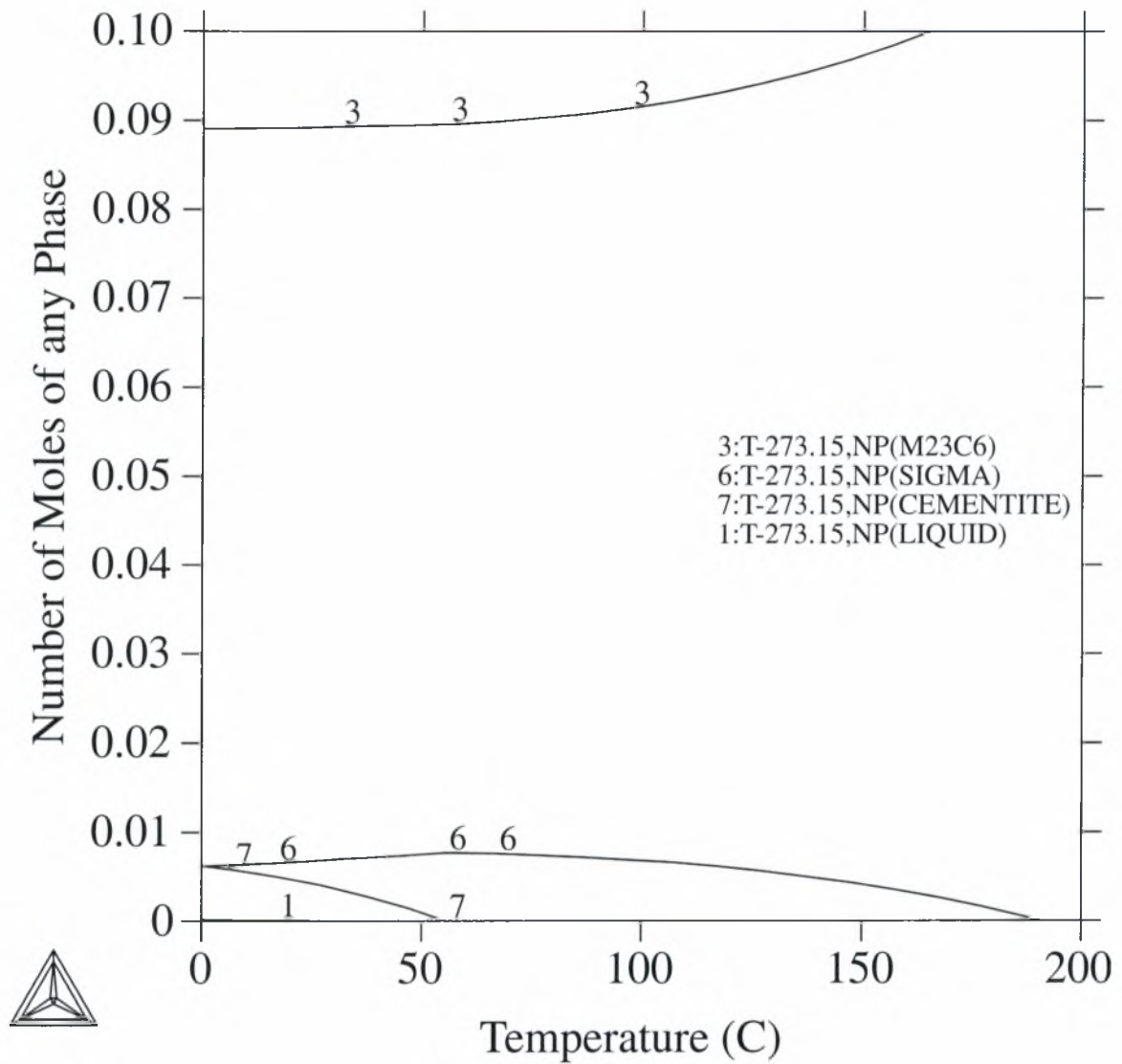
Σχήμα 4.14. Διάγραμμα κλάσματος μάζας του χρωμίου στο υγρό σε συνάρτηση με το κλάσμα μάζας του υγρού στο κράμα για τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

THERMO-CALC



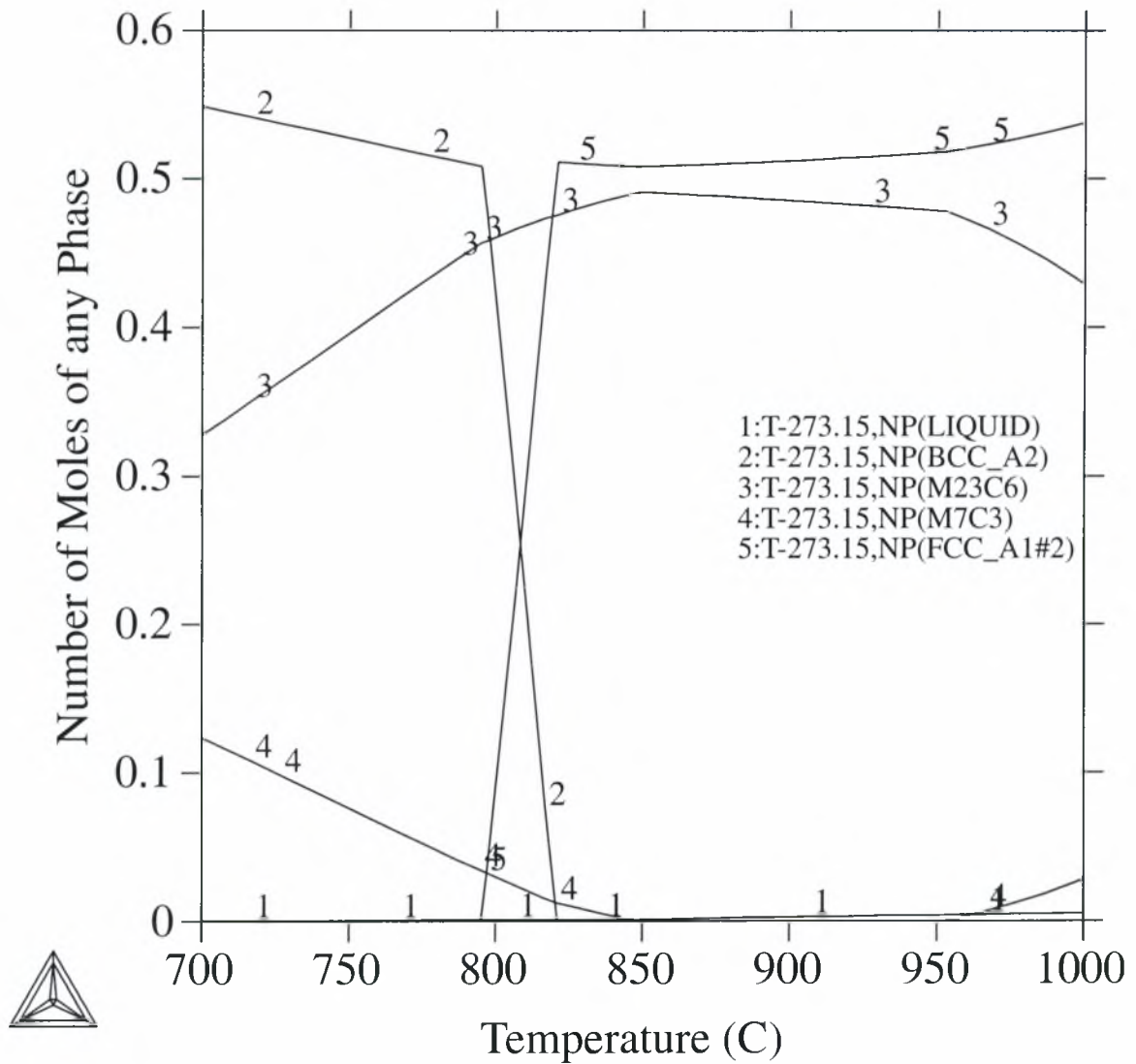
Σχήμα 4.15. Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



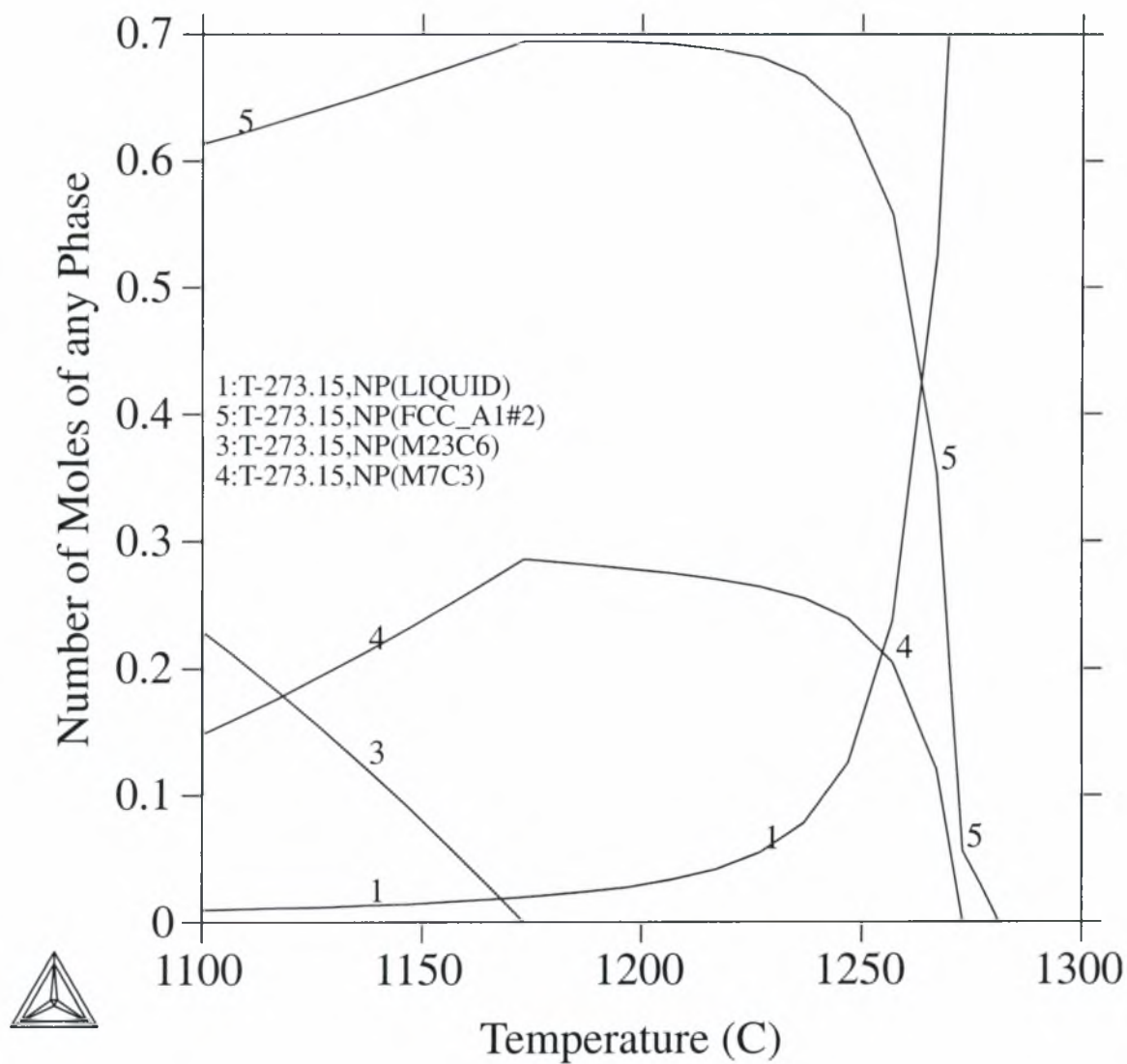
Σχήμα 4.16. Εστίαση στην περιοχή 0-200 °C – 0-0.1 moles του σχήματος 4.15

THERMO-CALC



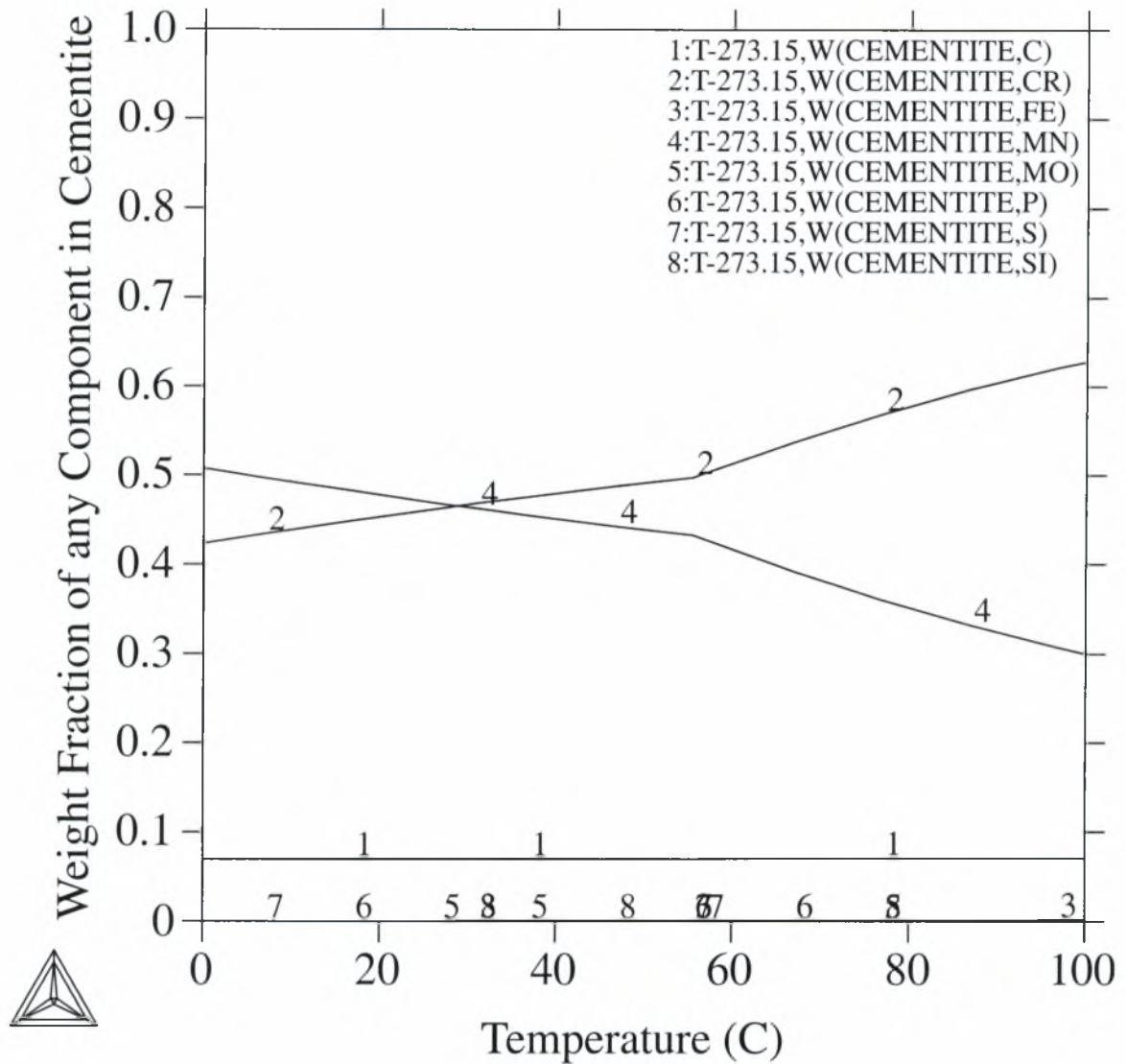
Σχήμα 4.17. Εστίαση στην περιοχή 700-1000 °C – 0-0.6 moles του σχήματος 4.15

THERMO-CALC



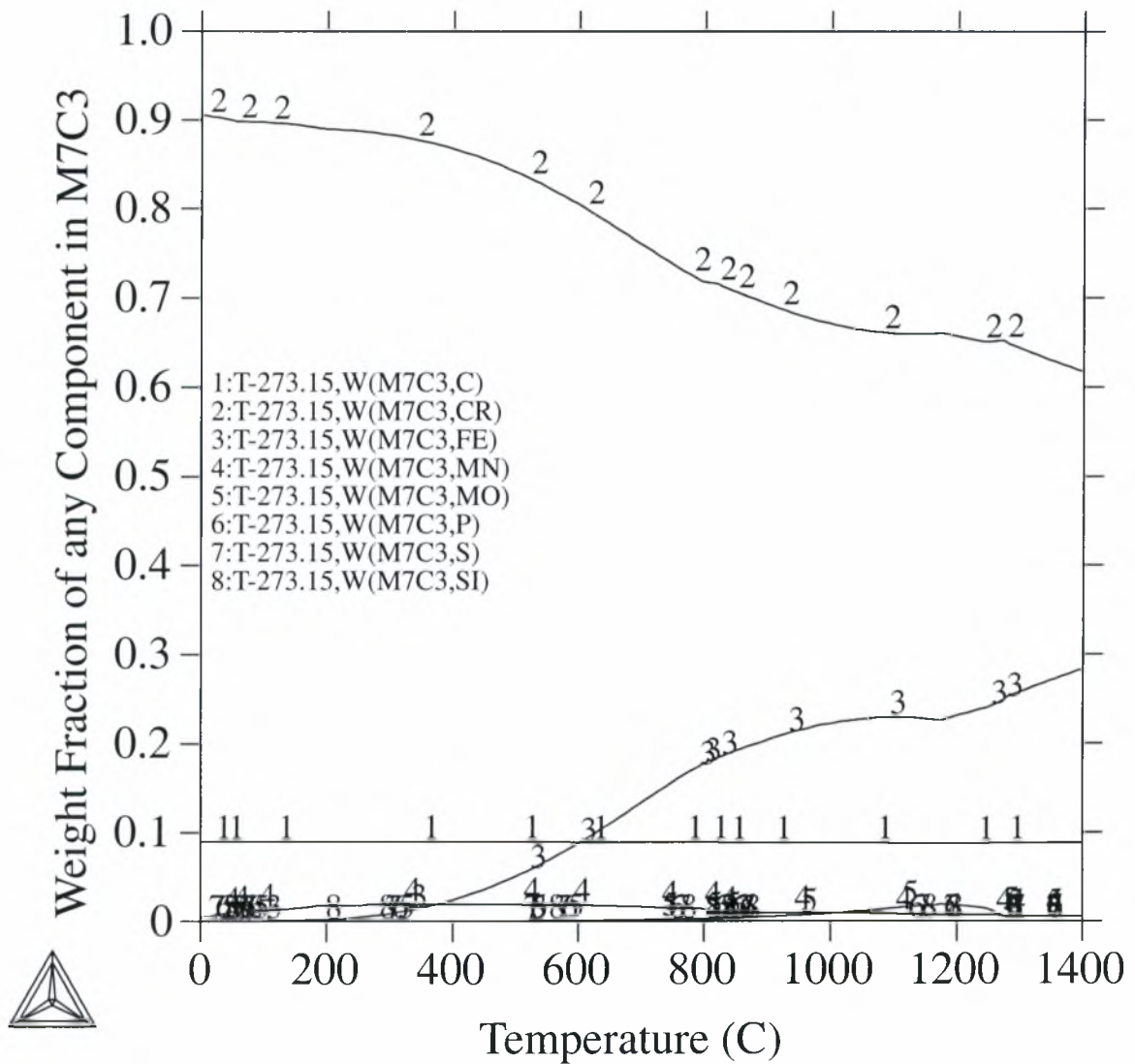
Σχήμα 4.18. Εστίαση στην περιοχή 1100-1300 °C – 0-0.7 moles του σχήματος 4.15

THERMO-CALC



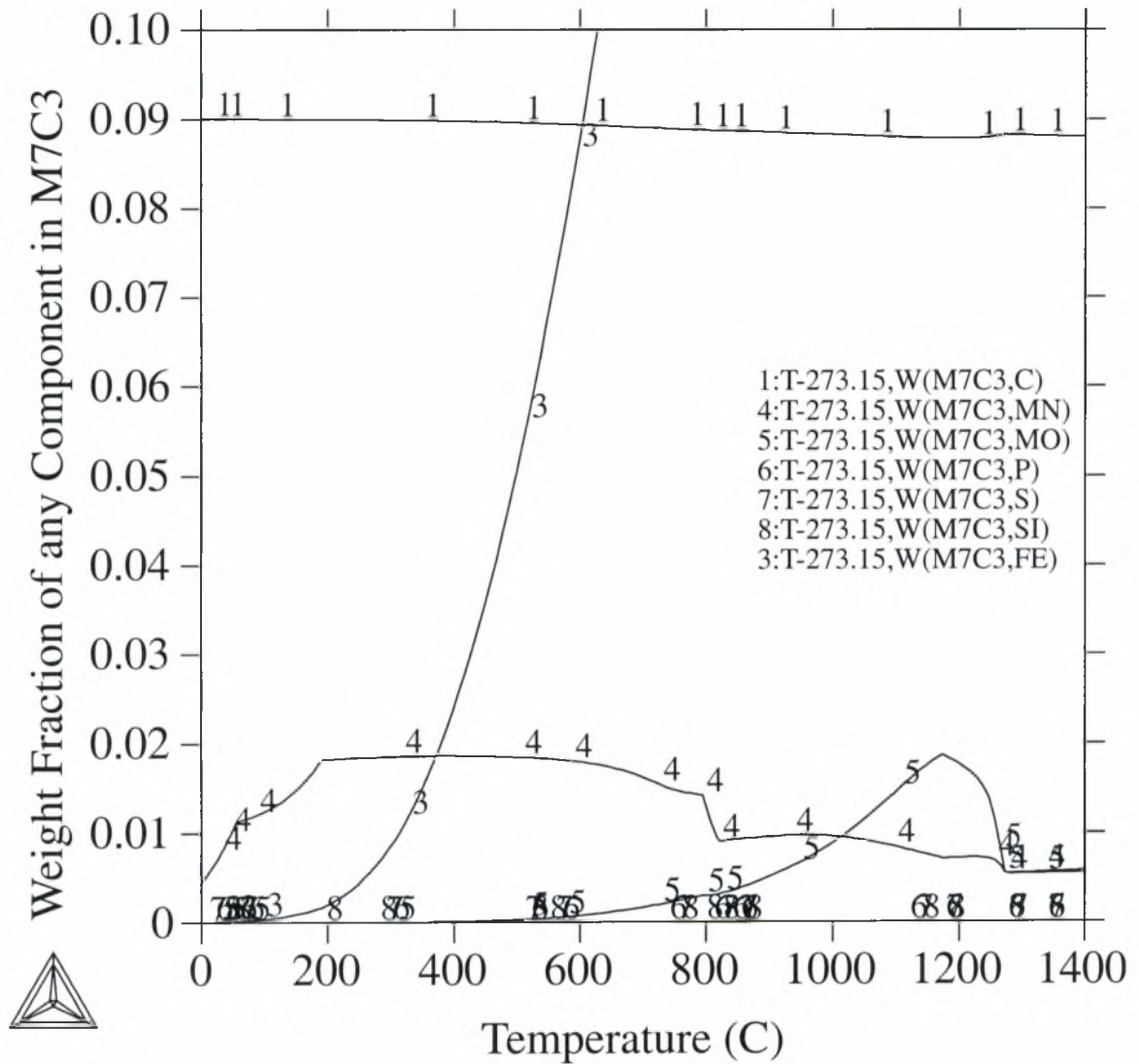
Σχήμα 4.19. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο σεμεντίτη (cementite) σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



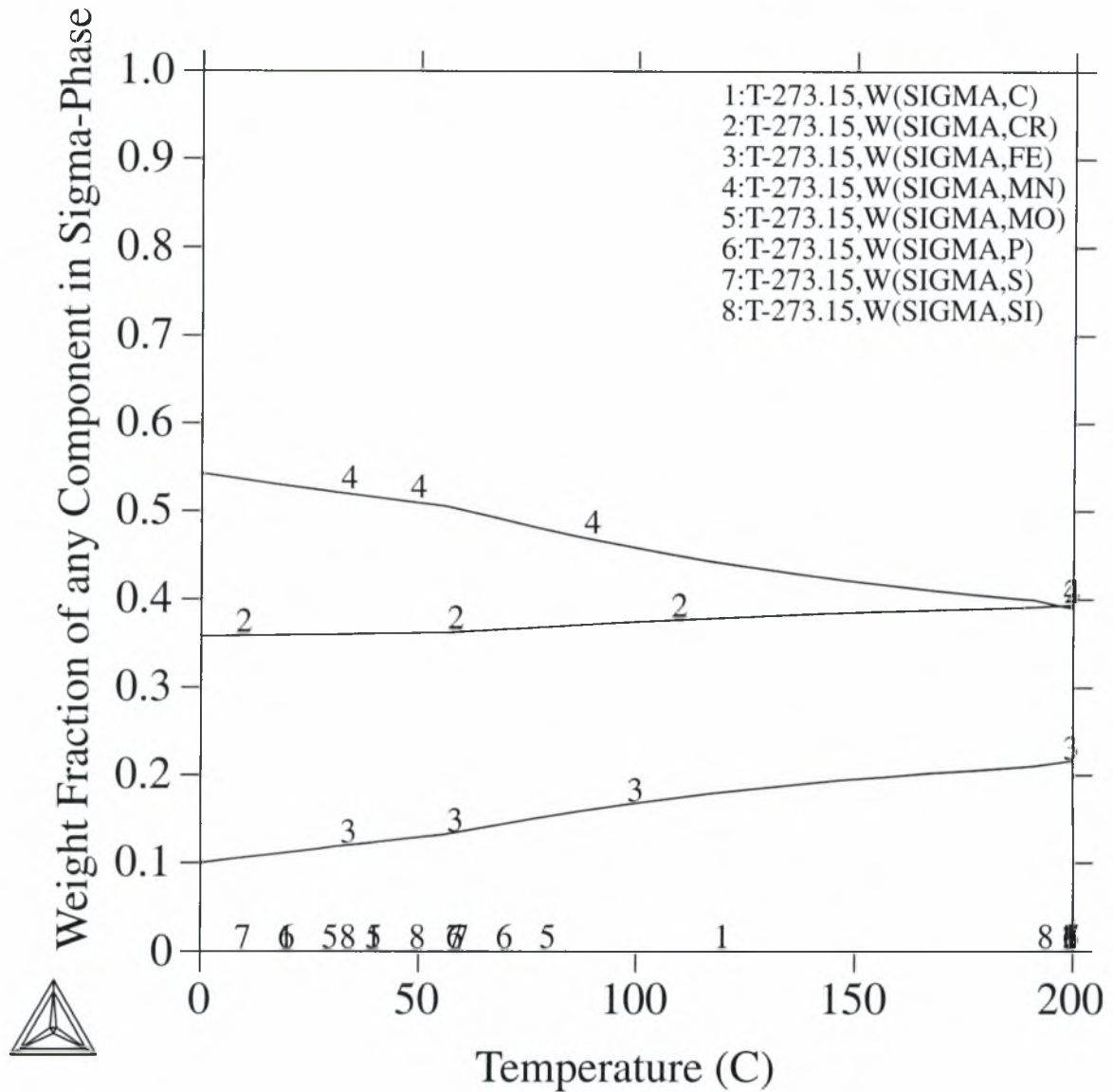
Σχήμα 4.20. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_7C_3 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



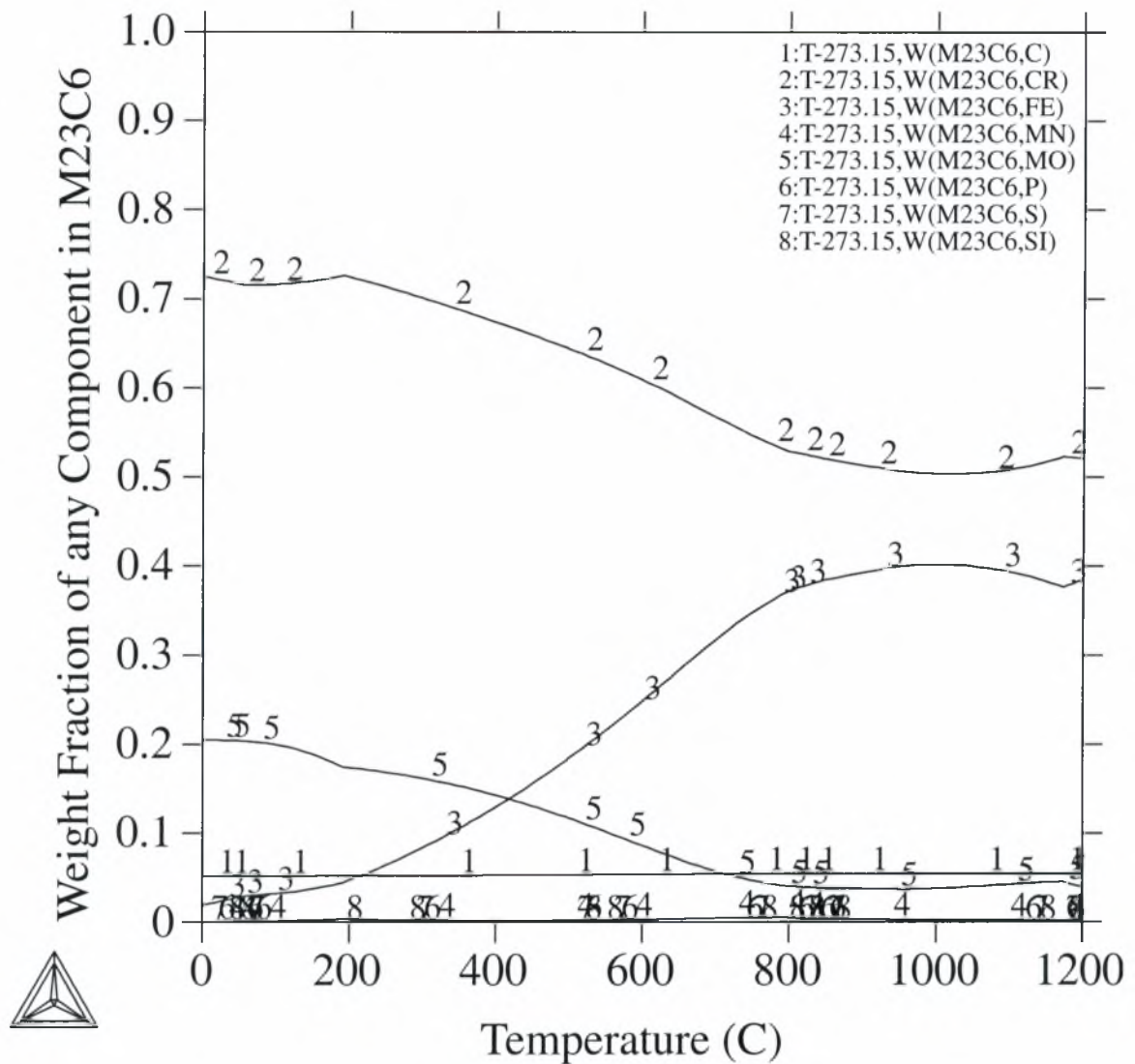
Σχήμα 4.21. Εστίαση στην περιοχή 0-0.1 moles του σχήματος 4.20

THERMO-CALC



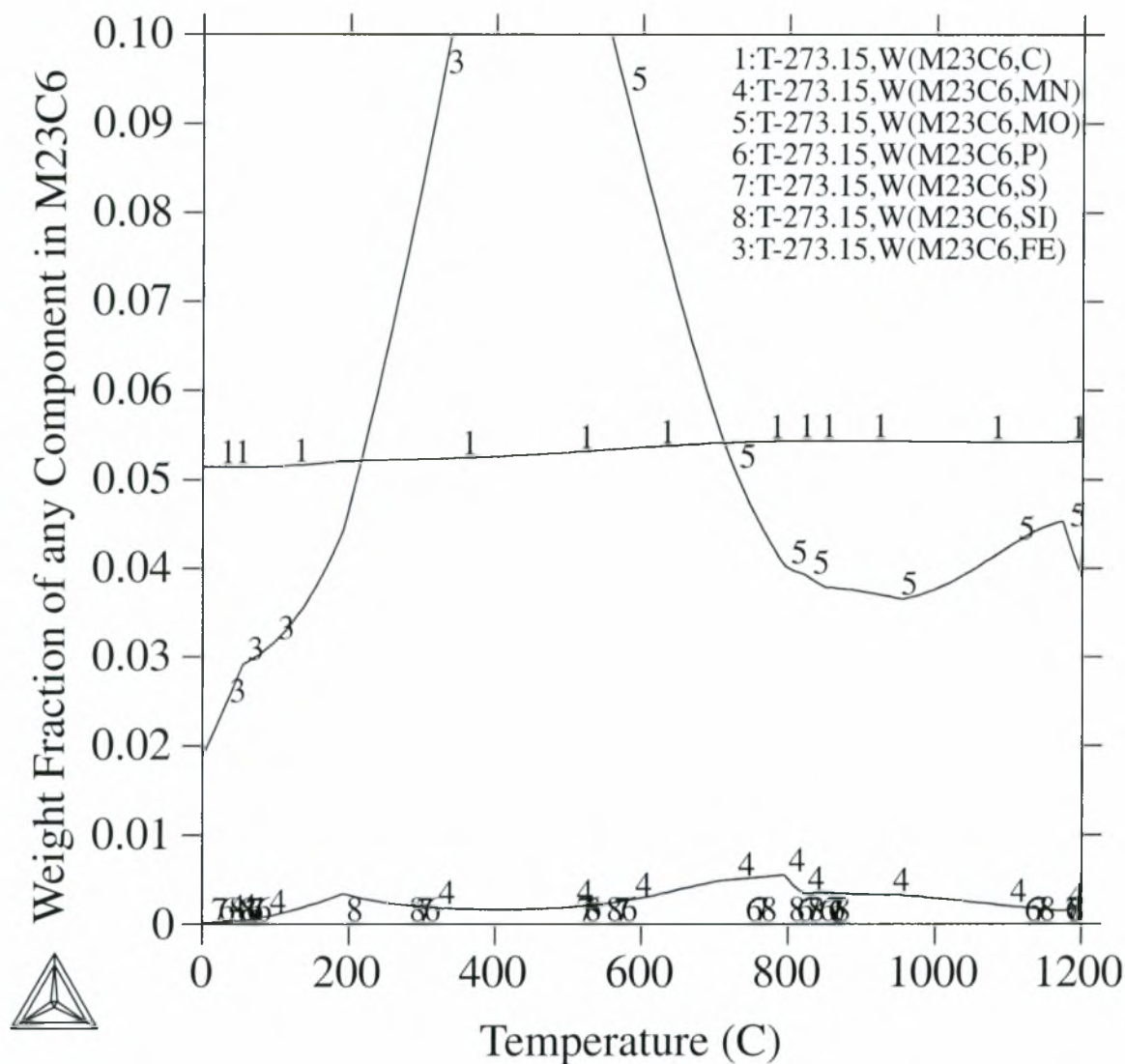
Σχήμα 4.22. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στη σ-φάση (sigma) σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



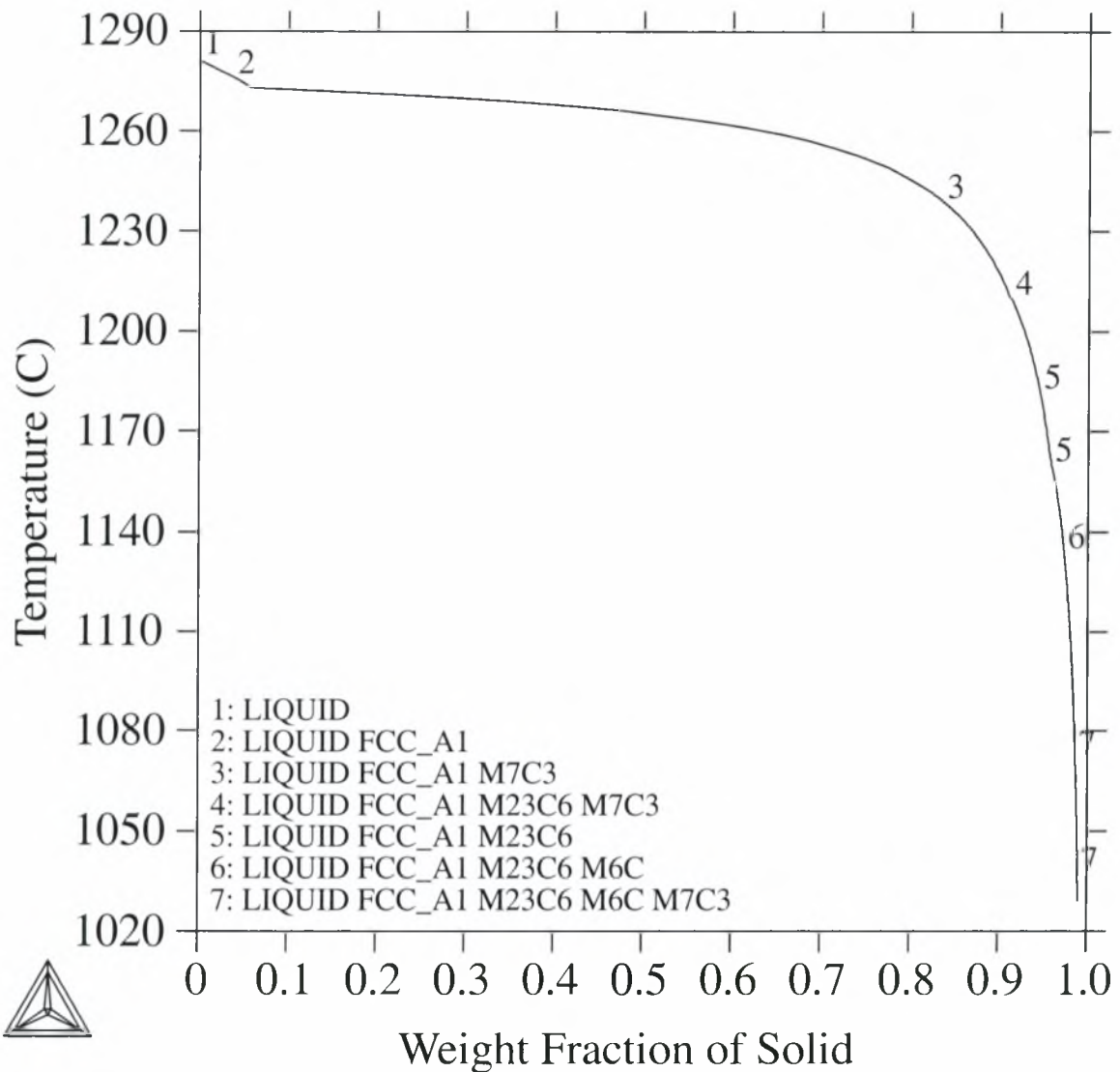
Σχήμα 4.23. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο $M_{23}C_6$ σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



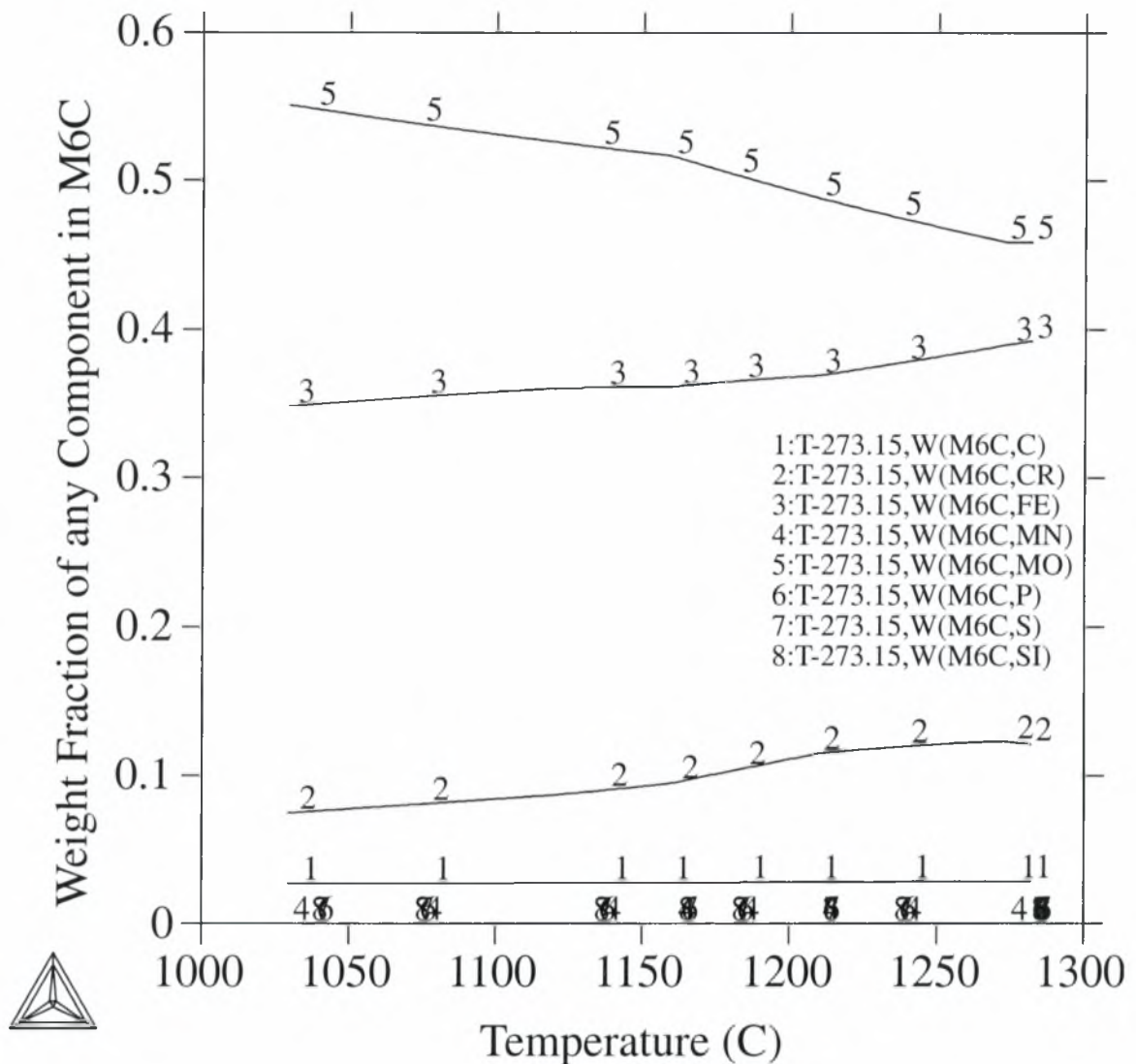
Σχήμα 4.24. Εστίαση στην περιοχή 0-0.1 moles του σχήματος 4.23

THERMO-CALC



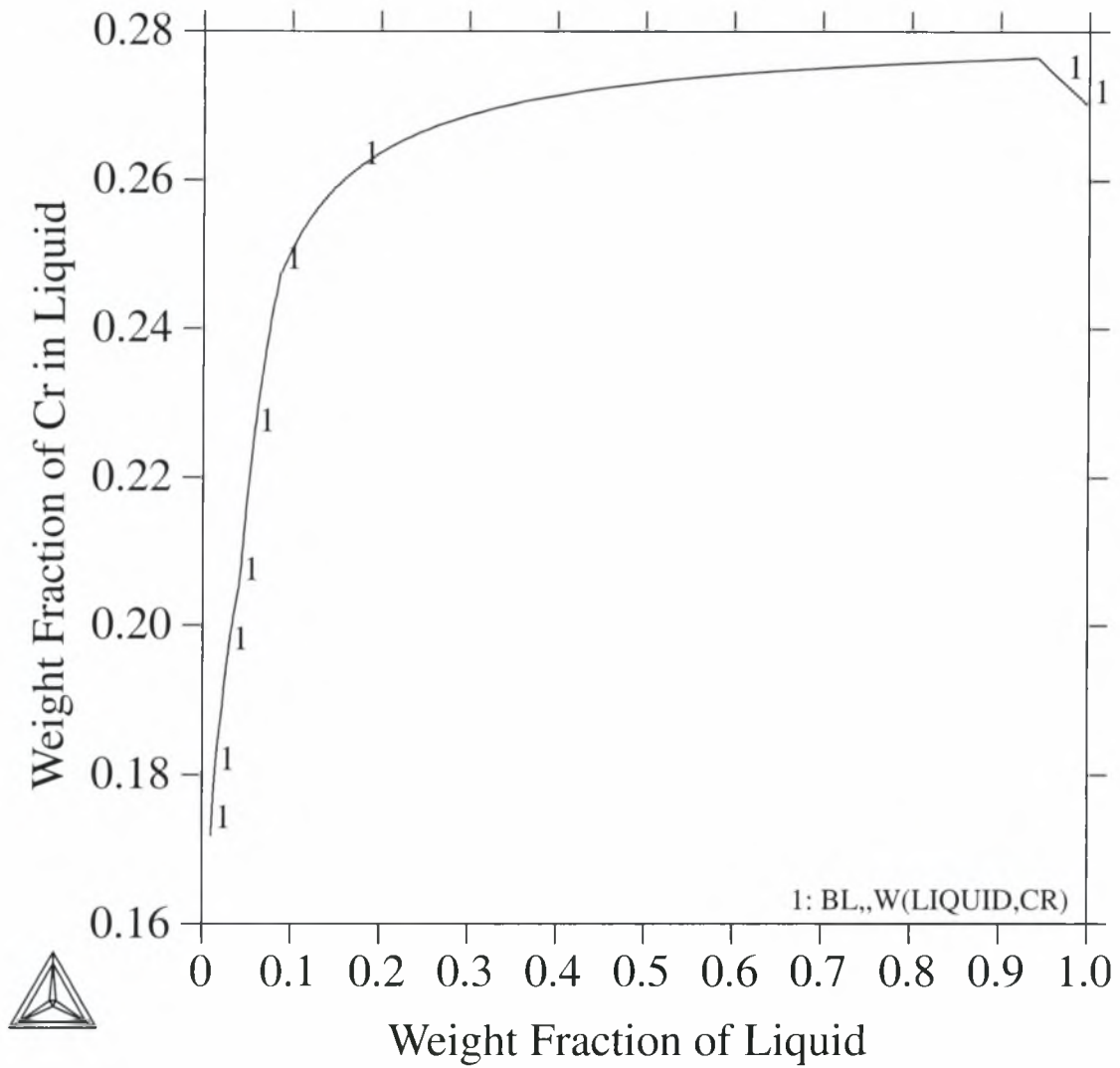
Σχήμα 4.25. Διάγραμμα πορείας στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC



Σχήμα 4.26. Διάγραμμα κλάσματος μάζας κάθε συστατικού στο καρβίδιο M_6C σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

THERMO-CALC

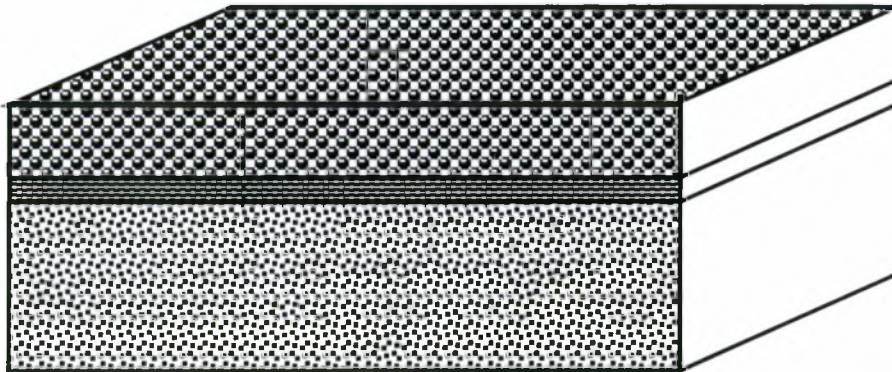


Σχήμα 4.27. Διάγραμμα κλάσματος μάζας του χρωμίου στο υγρό σε συνάρτηση με το κλάσμα μάζας του υγρού στο κράμα για το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

5 Μεταλλογραφική Ανάλυση

5.1 Προετοιμασία των χυτών δοκιμίων

Όπως είδαμε, για τη διεξαγωγή των μεταλλογραφικών αναλύσεων χυτεύθηκαν δύο διμεταλλικές πλάκες διαστάσεων 600×150×70 (mm) (εικ. 5.1), η μία με υπόστρωμα τον κοινό υποευτηκτοειδή χάλυβα GS-45 (DIN 1681) και επίστρωμα τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr) και η άλλη με υπόστρωμα και πάλι τον κοινό υποευτηκτοειδή χάλυβα GS-45 (DIN 1681) και επίστρωμα το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr). Από κάθε μία εκ των πλακών αυτών κόπηκε ένα τεμάχιο για την πειραματική μελέτη στο εργαστήριο υλικών.



Επίστρωμα (Λευκός χυτοσίδηρος)

 Διεπιφάνεια

 Υπόστρωμα (Κοινός χάλυβας)

Εικόνα 5.1. Μορφή πλάκας διπλής χύτευσης

Τα δύο αυτά χυτά τεμάχια είχαν σημαντική σκληρότητα εκ χυτεύσεως (as-cast) η οποία ήταν απαγορευτική για την κοπή των απαιτούμενων δοκιμίων στον κοπτικό τροχό του εργαστηρίου υλικών. Έτσι, υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία μείωσης της σκληρότητας στους κλιβάνους της G.M.C. A.B.E.E.

Με μειωμένη πλέον σκληρότητα, τα τεμάχια ήταν έτοιμα για κοπή δοκιμίων. Από το τεμάχιο του κοινού χάλυβα με τον πρώτο αντιτριβικό χυτοσίδηρο κόπηκαν

δύο δοκίμια διαστάσεων 20×10×5 (mm). Από το τεμάχιο του κοινού χάλυβα με το δεύτερο αντιτριβικό χυτοσίδηρο κόπηκαν δύο δοκίμια διαστάσεων 20×10×10 (mm). Εδώ πρέπει να σημειωθεί ότι παρόλη τη θερμική κατεργασία που είχαν υποβληθεί τα τεμάχια, η σκληρότητά τους παρέμεινε υψηλή με αποτέλεσμα την κατανάλωση αρκετών δίσκων κοπής κατηγορίας σκληρών μετάλλων.

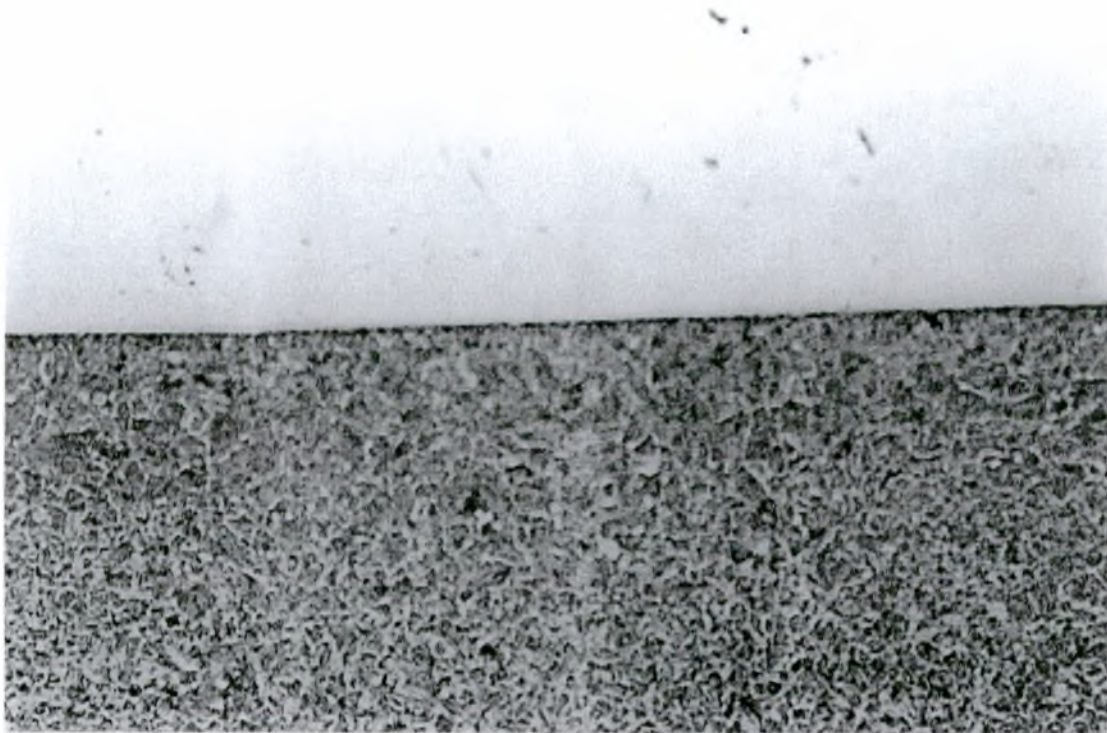
Τα έτοιμα διμεταλλικά χυτά εξαρτήματα (πλάκες) θα υποβάλλονταν σε θερμική κατεργασία για να αποκτήσουν πλήρως μαρτενιτική δομή (μέγιστη δυνατή σκληρότητα) ώστε να μπορούν να ανταπεξέλθουν στις αυξημένες απαιτήσεις αντοχής εκτριβής που υπάρχουν στις πραγματικές συνθήκες λειτουργίας. Έτσι και τα δοκίμια έπρεπε να υποβληθούν στην ίδια θερμική κατεργασία. Συγκεκριμένα εισήχθησαν σε προθερμασμένο στους 980 °C επαγωγικό κλίβανο του εργαστηρίου και, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία και τις διαστάσεις τους, διατηρήθηκαν στη θερμοκρασία αυτή για 1 ώρα ακριβώς. Στη συνέχεια εξήχθησαν από τον κλίβανο και αμέσως υπέστησαν βαφή σε ρεύμα αέρα μέχρι τη θερμοκρασία δωματίου.

Αφότου τα δοκίμια επανήλθαν στη θερμοκρασία δωματίου, σειρά είχαν η λείανση, η στίλβωση και η χημική προσβολή τους. Η λείανση των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε στις λειαντικές συσκευές του εργαστηρίου υλικών. Συγκεκριμένα, χρησιμοποιήθηκαν αδιάβροχοι χάρτινοι λειαντικοί δίσκοι με σωματίδια καρβιδίου του πυριτίου (SiC) των κατηγοριών 120, 320, 500 και 800 και νερό για ψύξη και απομάκρυνση των αποκομμένων σωματιδίων. Αξίζει να σημειωθεί ότι η λείανση των δοκιμίων, και του ενός διμεταλλικού χυτού αλλά και του άλλου, ήταν ιδιαίτερα δύσκολη και επίπονη καθώς και στις δύο περιπτώσεις ο κοινός χάλυβας λειανόταν πολύ πιο εύκολα από τους αντιτριβικούς χυτοσιδήρους, με αποτέλεσμα να ξεφεύγει συνεχώς η δημιουργούμενη επιφάνεια από την επιθυμητή απόλυτη επιπεδότητα. Προφανώς, αυτό το φαινόμενο ήταν μία πρώτη ένδειξη της αναμενόμενης υψηλής διαφοράς μεταξύ των σκληροτήτων των κραμάτων των διμεταλλικών δοκιμίων, τις οποίες απέκτησαν κατά την προγενέστερη βαφή τους. Η στίλβωση των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε στις στίλβωτικές συσκευές του εργαστηρίου υλικών. Συγκεκριμένα, χρησιμοποιήθηκαν υφασμάτινοι δίσκοι στίλβωσης, λιπαντοψυκτικό υγρό στίλβωσης και σπρέι με μονοκρυστάλλους διαμαντιού υψηλής απόδοσης των κατηγοριών 3 μm και 1 μm. Εν συνεχεία, τα δοκίμια καθαρίστηκαν με άφθονο λιπαντοψυκτικό υγρό στίλβωσης.

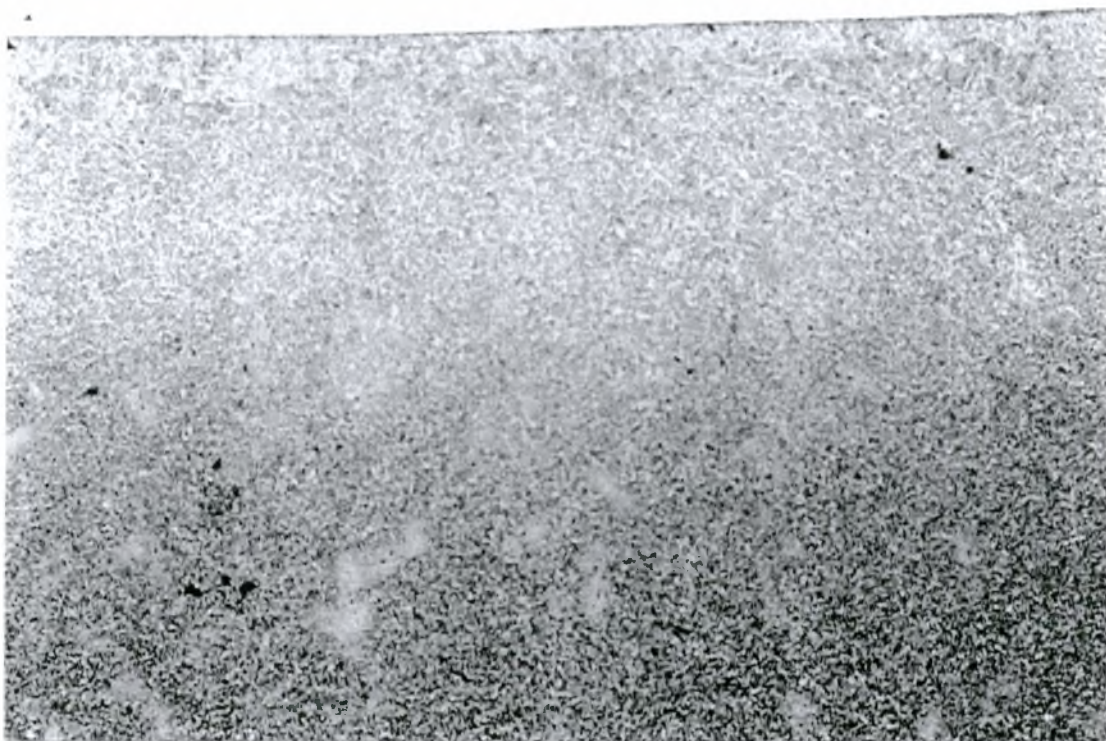
Για τη μεταλλογραφική ανάλυση των δοκιμίων, με σκοπό το χαρακτηρισμό της μικροδομής κάθε μετάλλου και της διεπιφάνειας μεταξύ αυτών, χρησιμοποιήθηκε οπτικό μικροσκόπιο τύπου Aristomet της Leitz εφοδιασμένο με φωτογραφική μηχανή τύπου Wild MPS 52 της Leica και αυτόματο σύστημα φωτογράφησης τύπου Wild MPS 48 της Leica.

5.2 Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681) – Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr)

Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε χημική προσβολή με Nital 2% (βύθιση για 8 sec) και με Vilella (βύθιση για 60 sec). Εν συνεχεία λήφθηκαν οι φωτογραφίες που φαίνονται στις εικόνες 5.2 έως και 5.18. Από τις εικόνες αυτές προκύπτει ότι η δομή του κοινού χάλυβα στον κυρίως όγκο της (μακριά από τη διεπιφάνεια) είναι φερριτοπερλιτική (εικ. 5.3 και 5.18). Κοντά στη διεπιφάνεια η δομή μετατρέπεται σε μαρτενσιτική, όπως φαίνεται από το βελονοειδή σχηματισμό του μαρτενσίτη (εικ. 5.9). Η δημιουργία του μαρτενσίτη οφείλεται σε αύξηση της εμβαπτότητας του κοινού χάλυβα εξαιτίας της διάχυσης άνθρακα και χρωμίου από το χυτοσιδηρό επίστρωμα προς το χαλύβδινο υπόστρωμα. Η ίδια η διεπιφάνεια αποτελείται από μία διακριτή ζώνη περλίτη, ενώ πιθανολογείται και η ύπαρξη καρβιδίων χρωμίου (εικ. 5.13). Από την πλευρά του χυτοσιδηρού επιστρώματος παρατηρείται μία ζώνη ελεύθερη από καρβίδια χρωμίου. Ο σχηματισμός αυτής της ζώνης αποδίδεται στη διάχυση του χρωμίου προς τη διεπιφάνεια και ως εκ τούτου οδηγεί στη μείωση της κρίσιμης για το σχηματισμό καρβιδίων περιεκτικότητας σε χρώμιο. Η δομή του χυτοσιδηρού επιστρώματος αποτελείται από ένα δίκτυο καρβιδίων $M_{23}C_6$ και M_7C_3 που αποτελούνται κυρίως από χρώμιο (λευκές περιοχές, εικ. 5.12), το μέγεθος των οποίων ελαττώνεται όσο απομακρυνόμαστε από τη διεπιφάνεια (εικ. 5.13), μέσα σε δενδριτική μήτρα μαρτενσίτη (γκρίζες περιοχές) και τέλεια σφαιροποιημένα καρβίδια M_3C_2 σε δενδριτική δομή (λευκόγκριζες σφαίρες μέσα σε σκουρόχρωμο μαρτενσίτη, εικ. 5.12). Αυτή η μεταβολή του μεγέθους, όπως και η διασπορά που γίνεται λεπτότερη και πιο ομοιογενής μακριά από τη διεπιφάνεια, οφείλεται στο ρυθμό απόψυξης ο οποίος αυξάνεται όσο απομακρυνόμαστε από τη διεπιφάνεια.



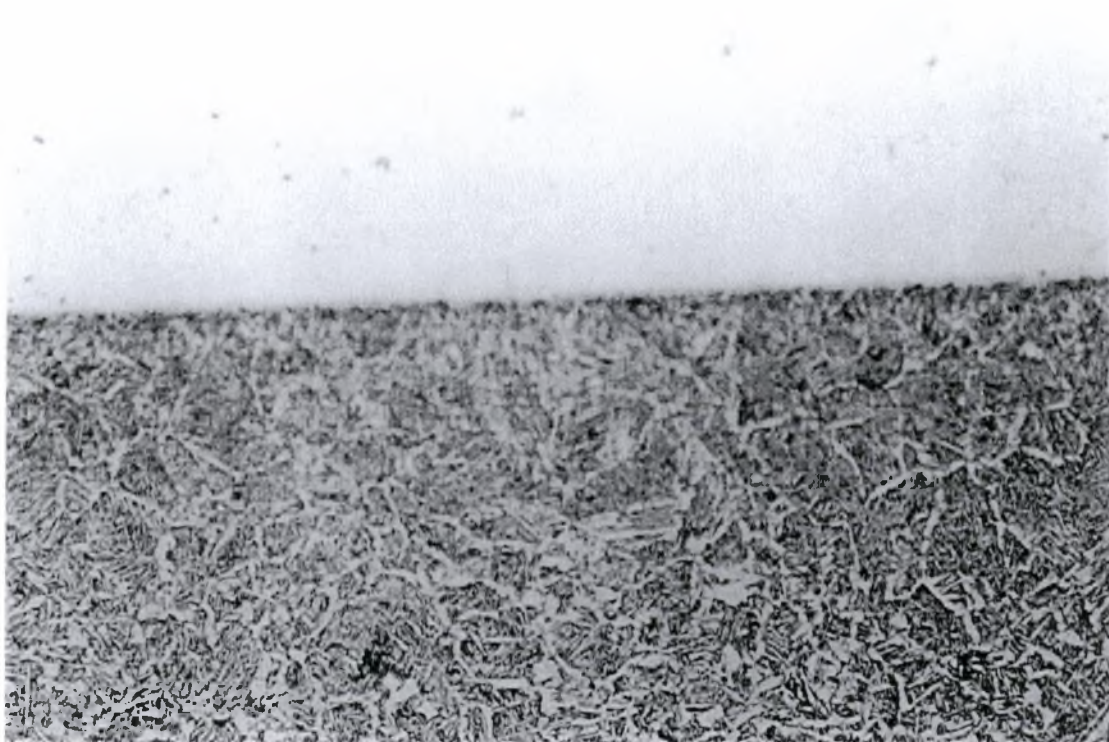
Εικόνα 5.2. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 100×



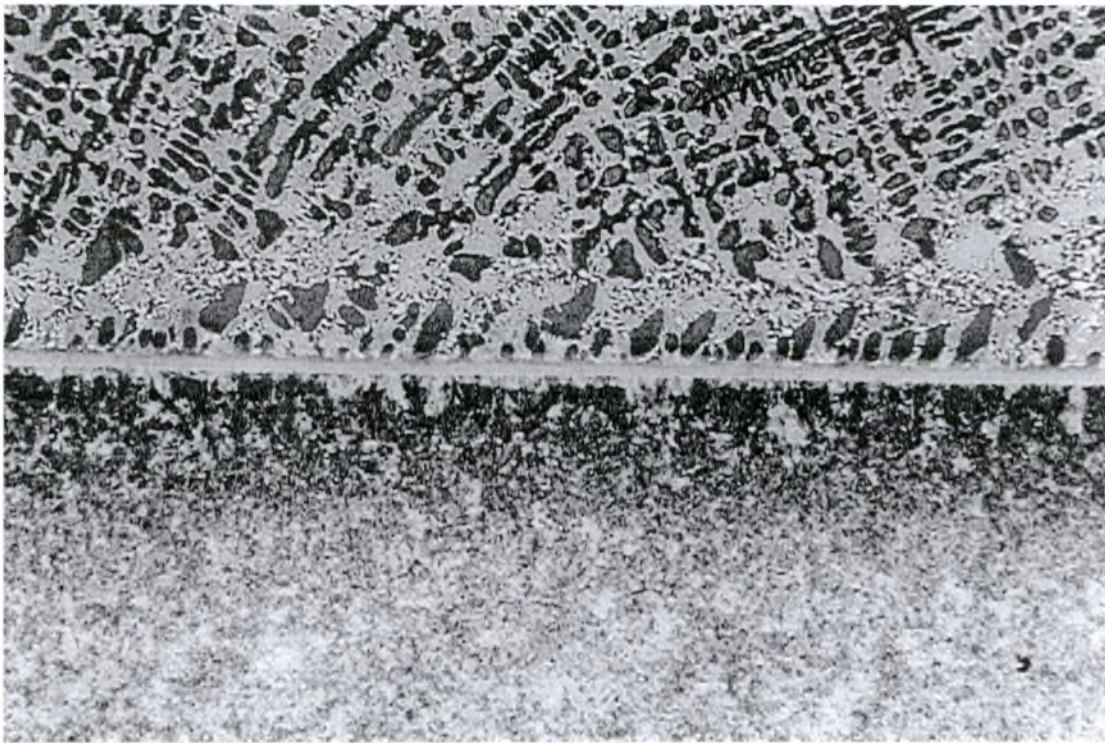
Εικόνα 5.3. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 100×



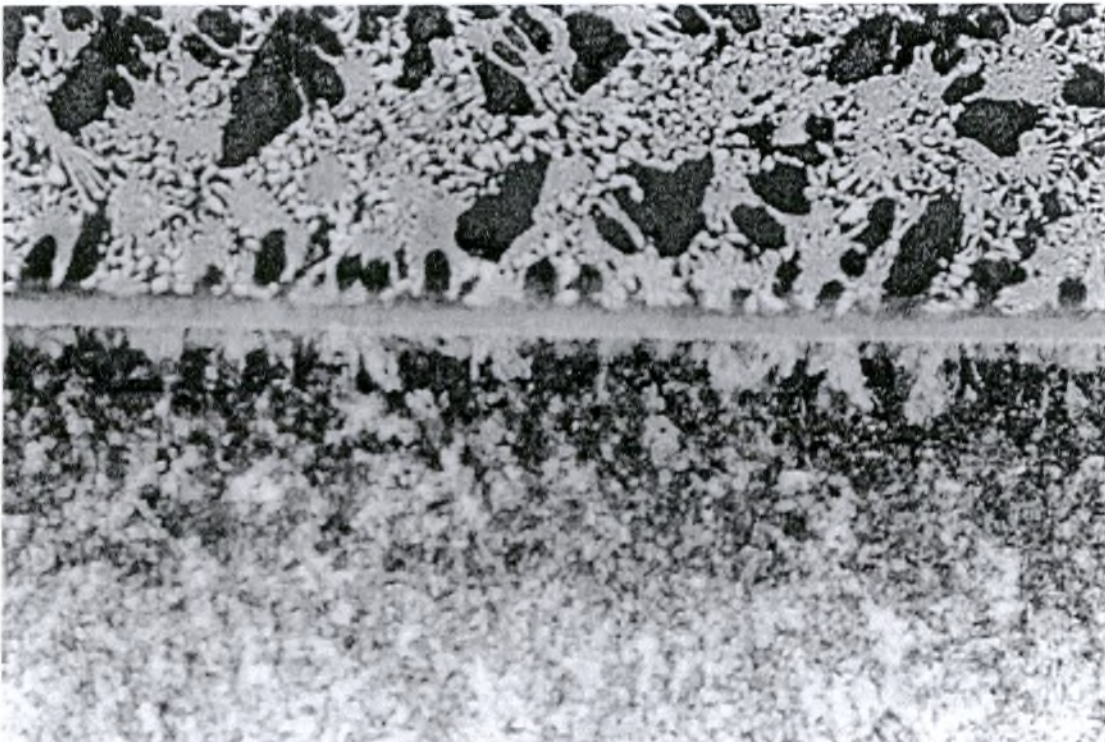
Εικόνα 5.4. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή σχετικά μακριά από τη διεπιφάνεια : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 100×



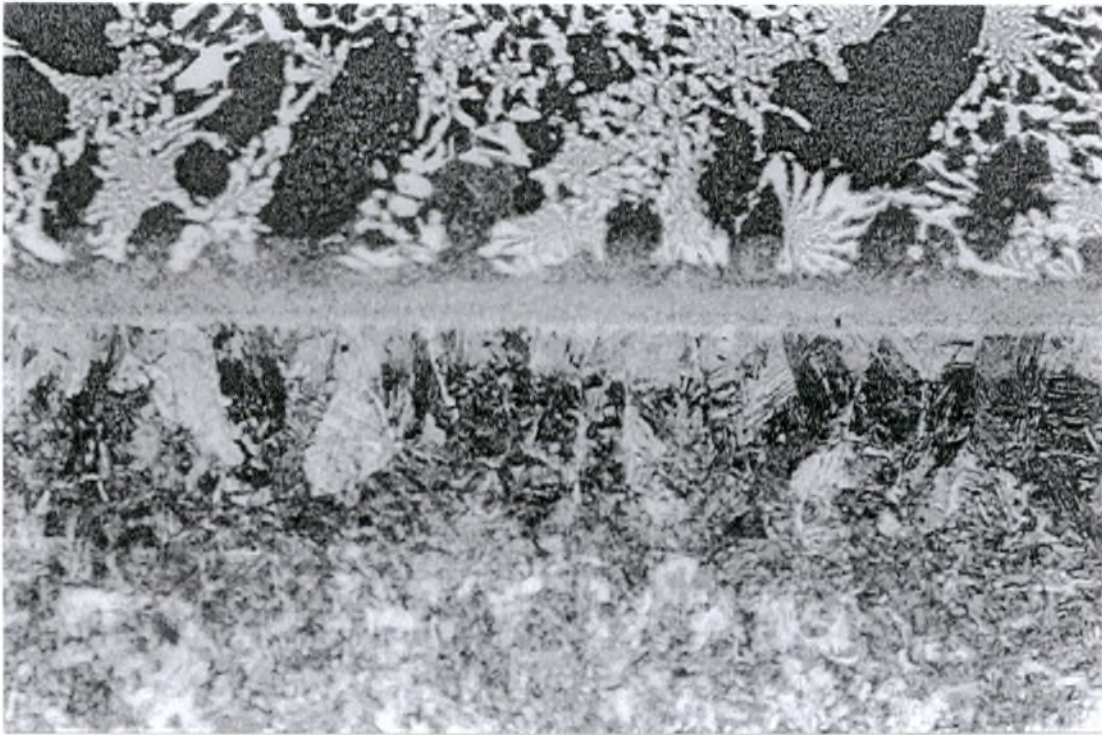
Εικόνα 5.5. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 200×



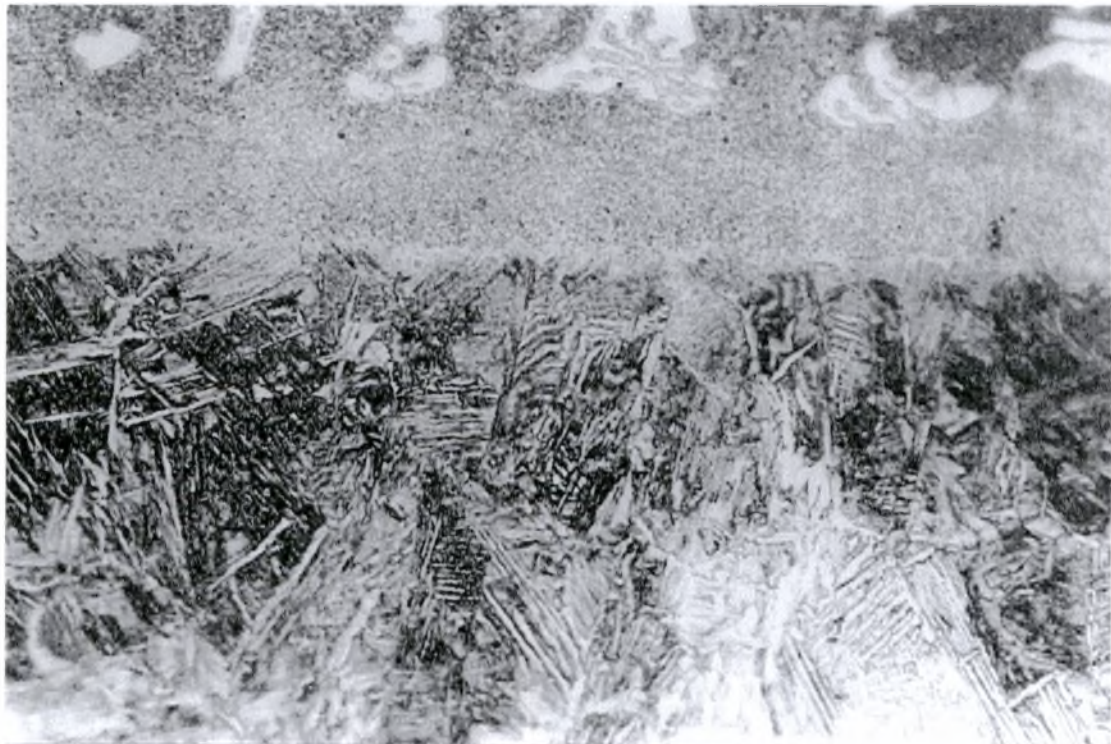
Εικόνα 5.6. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 50x



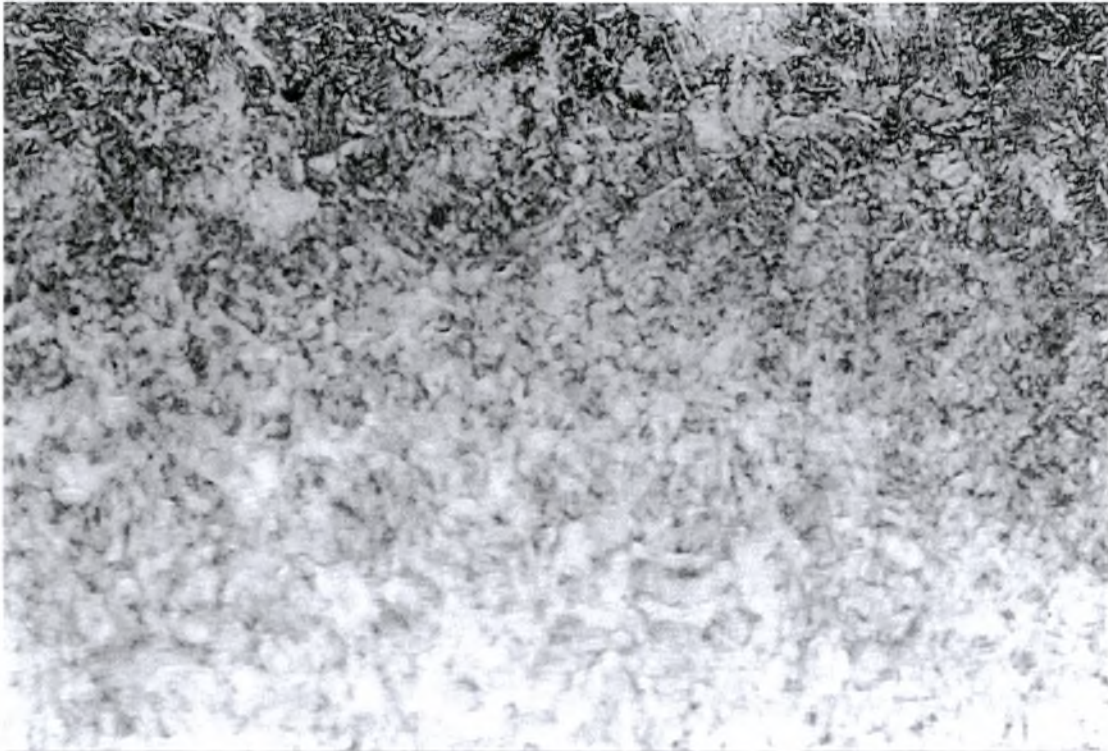
Εικόνα 5.7. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου. Vilella, 100x



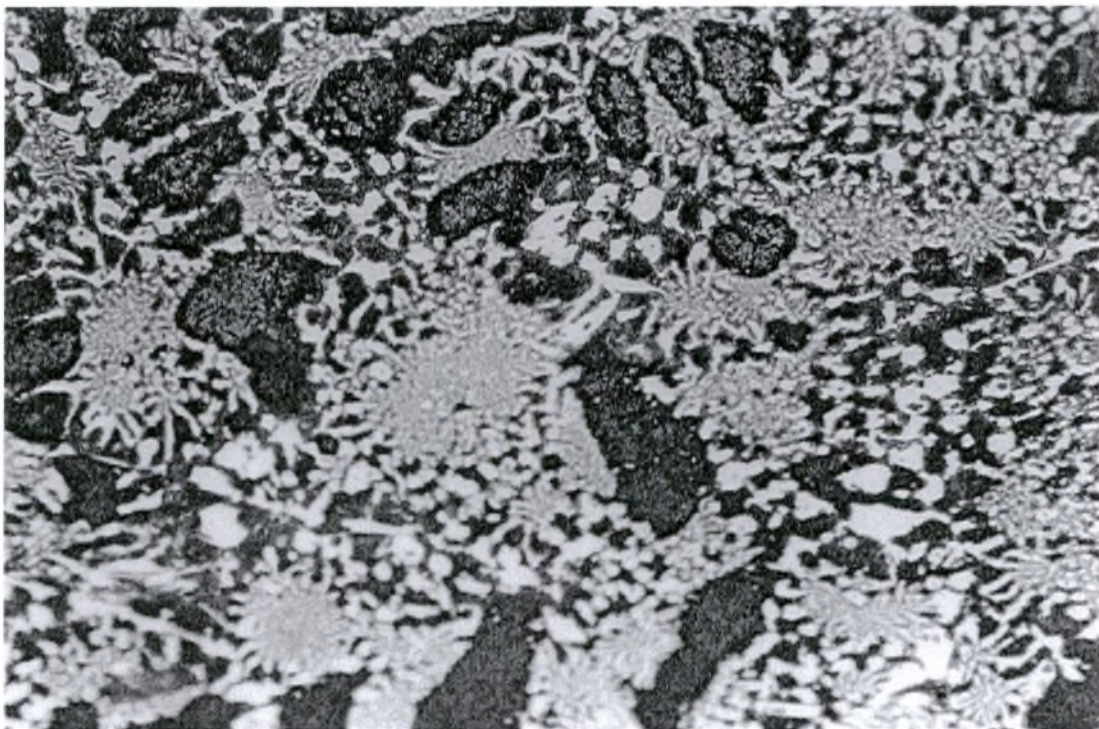
Εικόνα 5.8. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου. Vilella, 200x



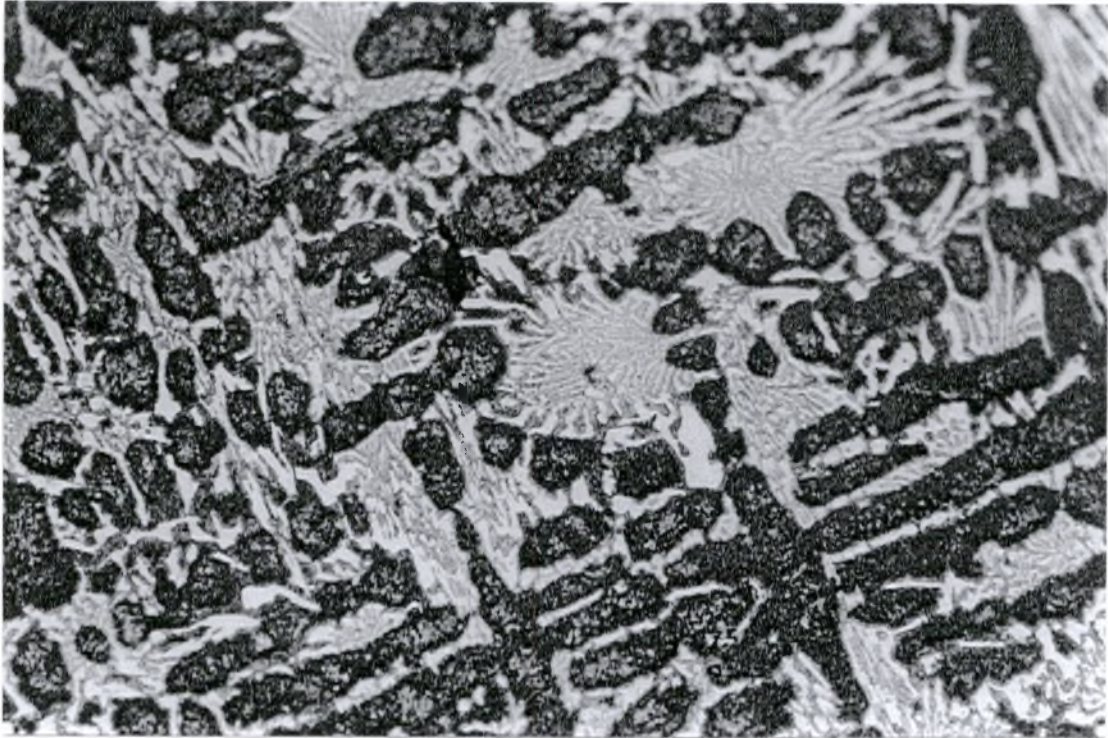
Εικόνα 5.9. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα κοντά στη διεπιφάνεια : μαρτενσιτική βελονοειδής. Vilella, 200x



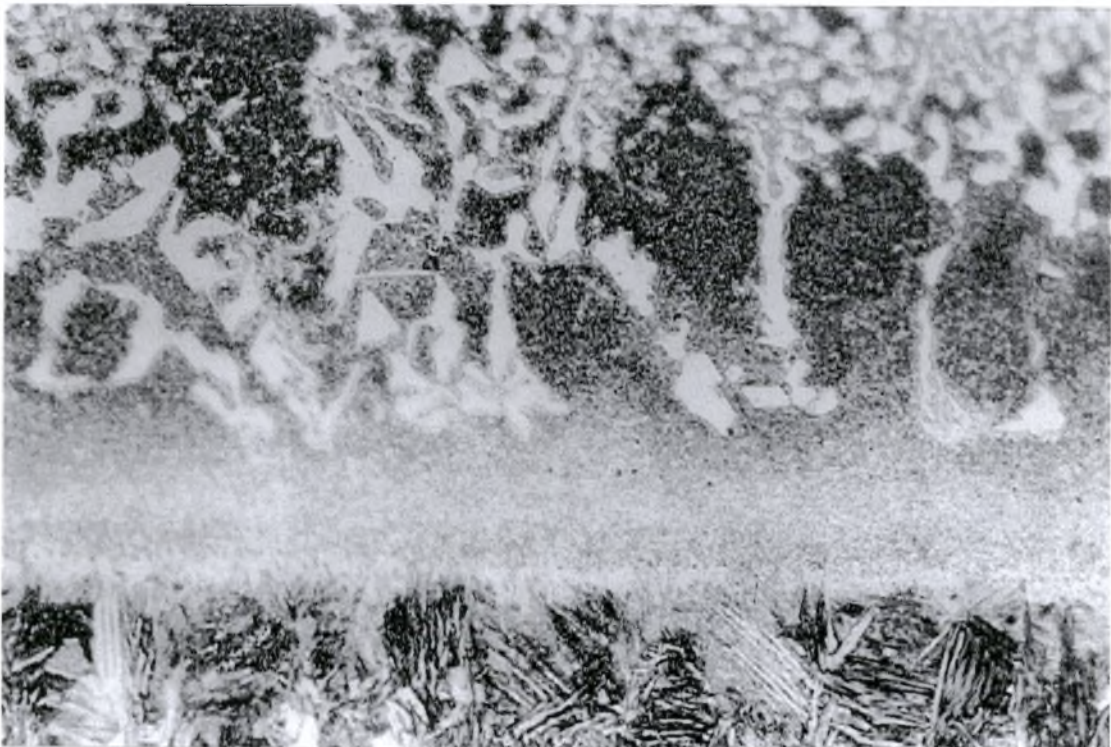
Εικόνα 5.10. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή σχετικά μακριά από τη διεπιφάνεια : φερριτοπερλιτική. Vilella, 200×



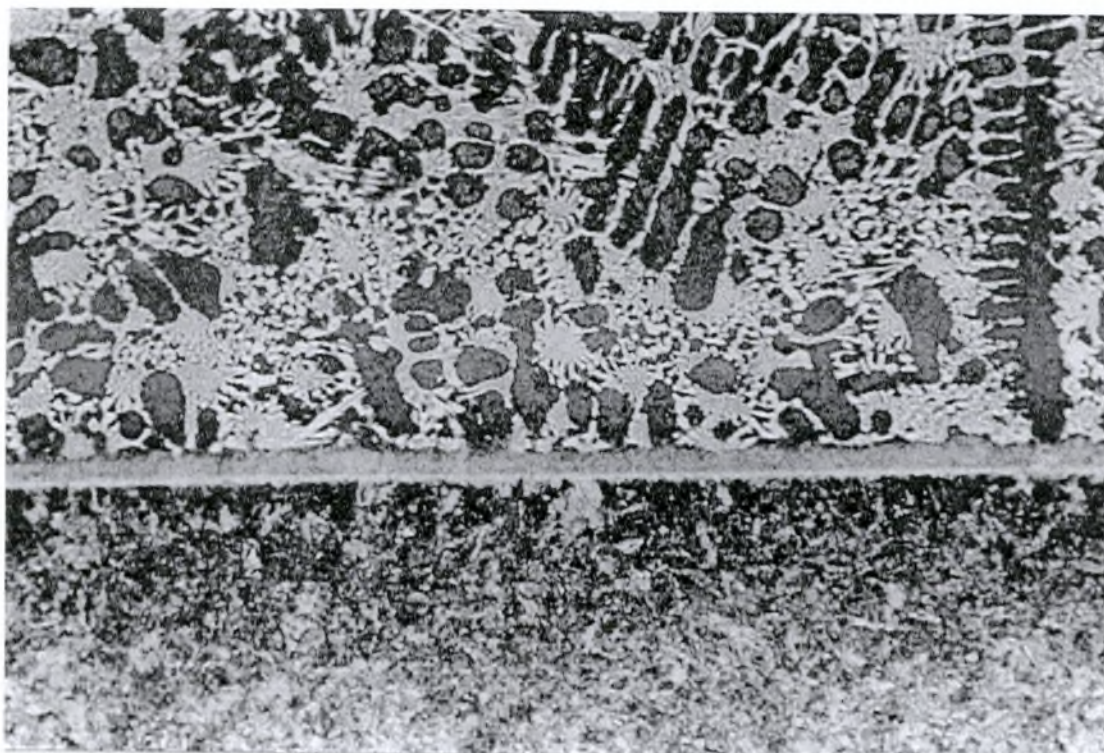
Εικόνα 5.11. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 200×



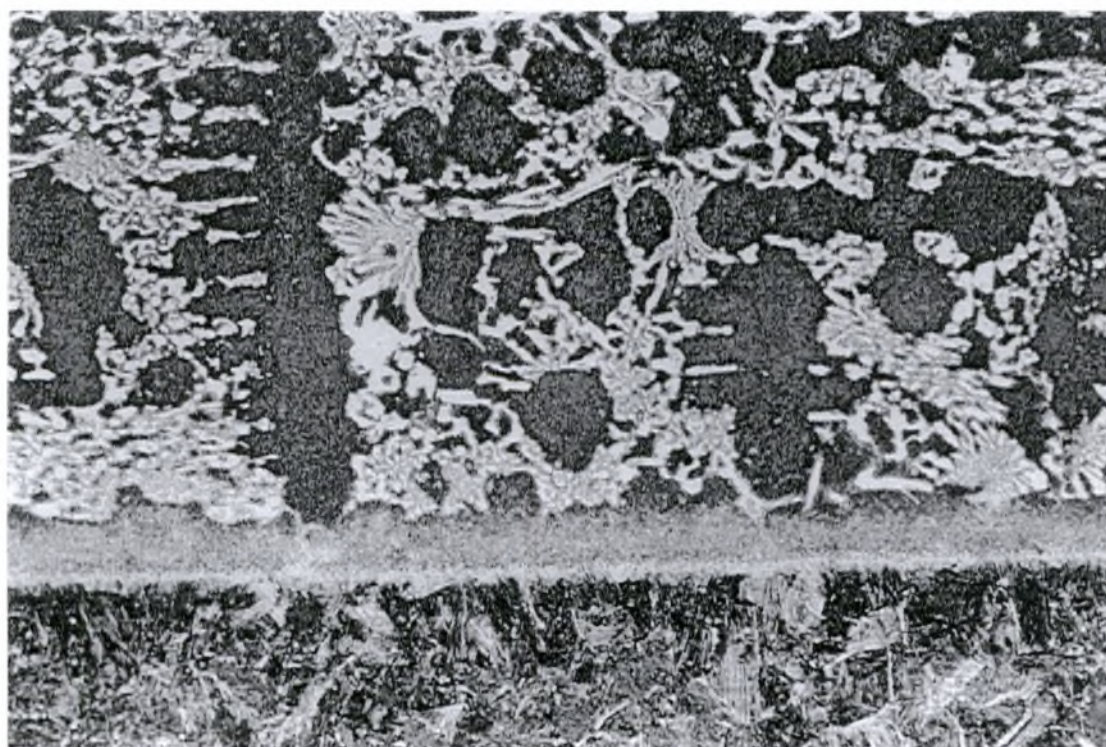
Εικόνα 5.12. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 200x



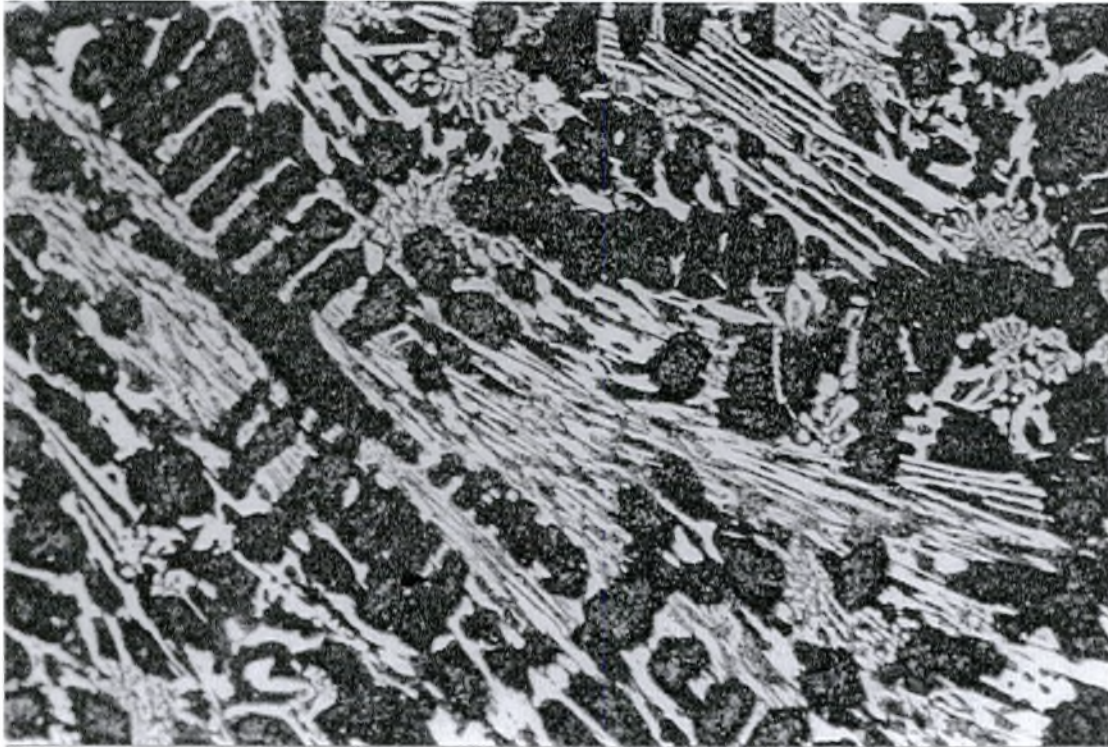
Εικόνα 5.13. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου. Vilella, 500x



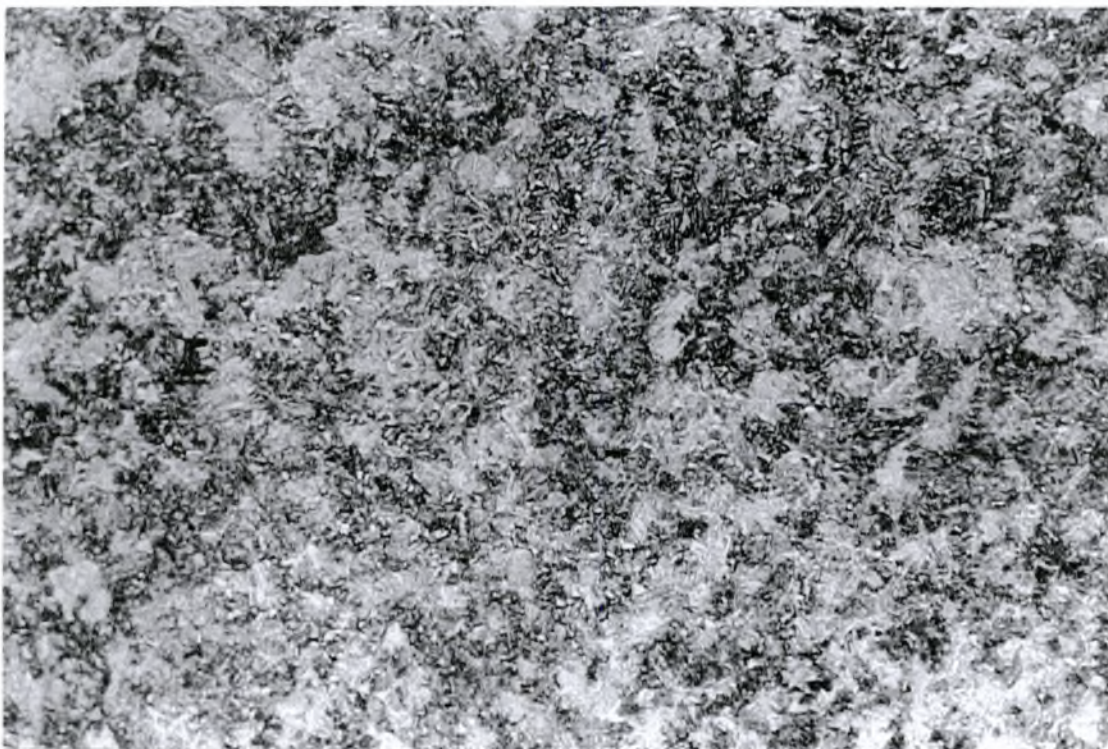
Εικόνα 5.14. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου. Vilella, 100x



Εικόνα 5.15. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου. Vilella, 200x



Εικόνα 5.16. Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 200x



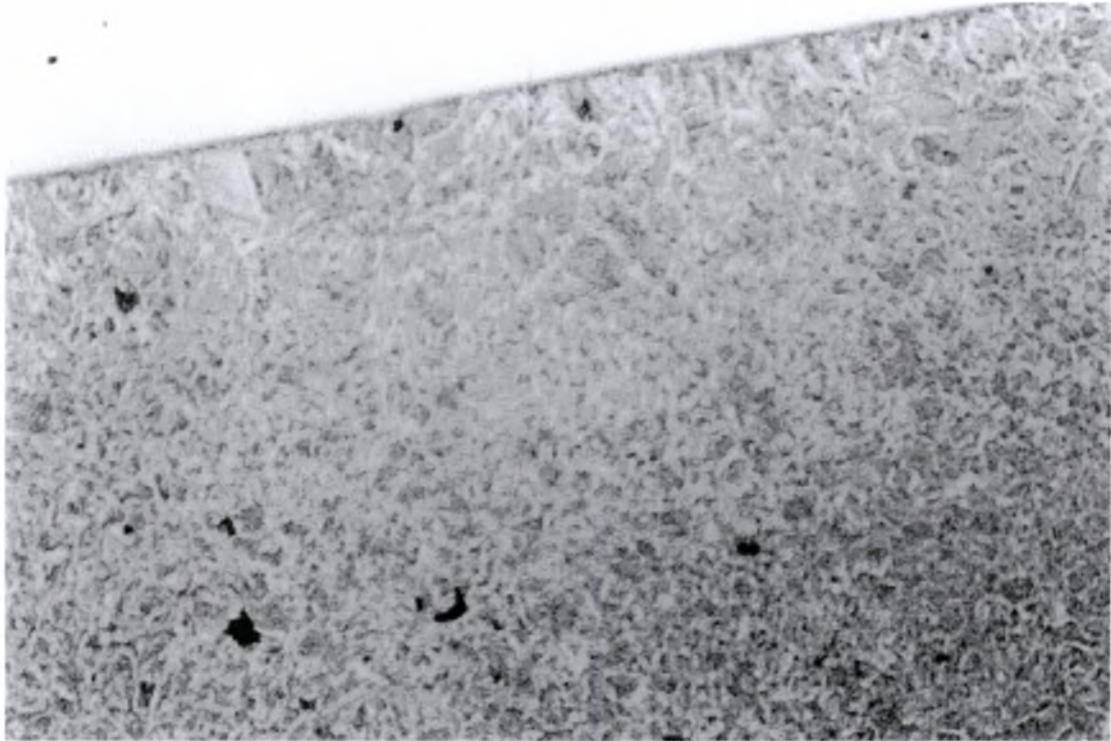
Εικόνα 5.17. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Vilella, 200x



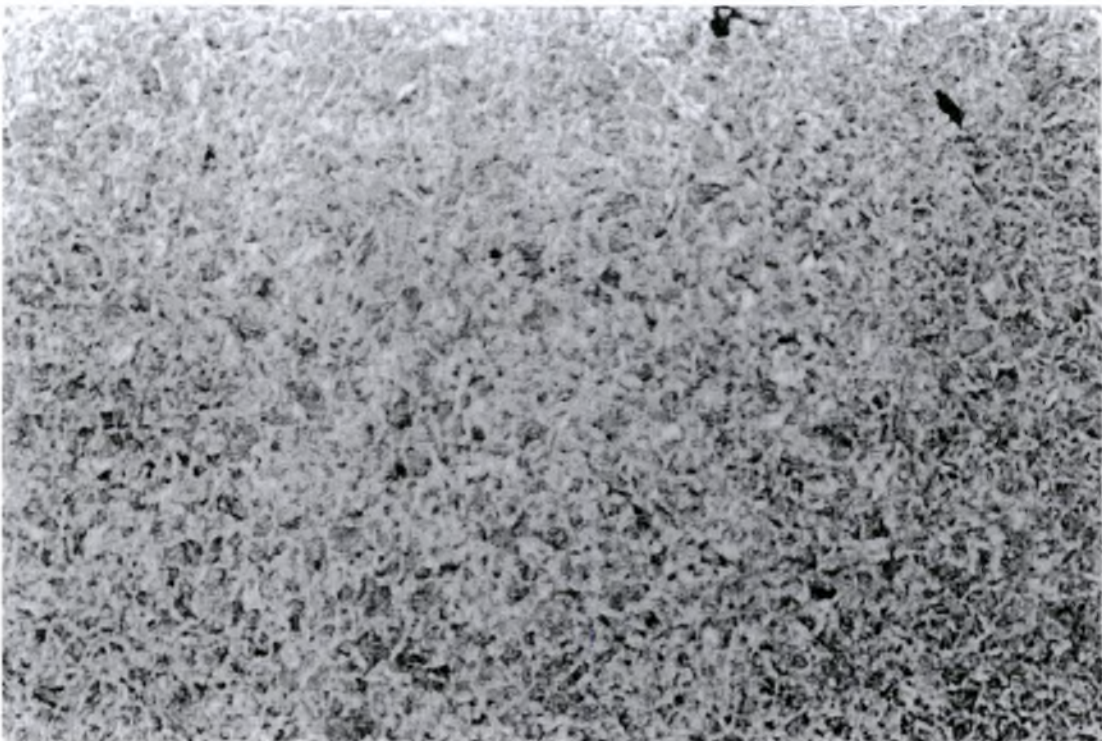
Εικόνα 5.18. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Vilella, 500×

5.3 Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr)

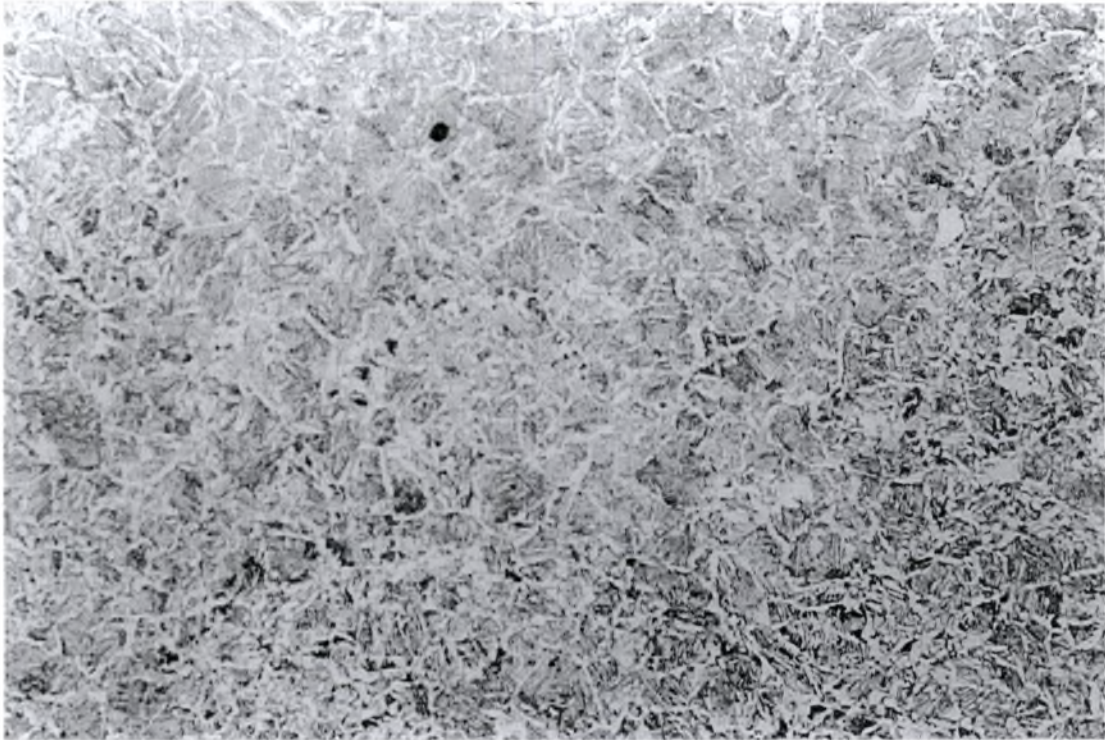
Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε χημική προσβολή με Nital 2% (βύθιση για 8 sec) και με Vilella (βύθιση για 60 sec). Εν συνεχεία λήφθηκαν οι φωτογραφίες που φαίνονται στις εικόνες 5.19 έως και 5.33. Και πάλι προκύπτουν τα ίδια με την προηγούμενη περίπτωση συμπεράσματα, μόνο που σ' αυτή την περίπτωση ο δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος έχει μεγαλύτερο ποσοστό καρβιδίων σε σύγκριση με τον πρώτο χυτοσίδηρο. Συγκεκριμένα, η δομή του κοινού χάλυβα μακριά από τη διεπιφάνεια είναι φερριτοπερλιτική (εικ. 5.20). Όσο προσεγγίζεται η διεπιφάνεια η δομή μετατρέπεται σε μαρτενσιτική, όπως φαίνεται από το βελονοειδή σχηματισμό του μαρτενσίτη (εικ. 5.29). Η ίδια η διεπιφάνεια αποτελείται από μία διακριτή ζώνη περλίτη, ενώ πιθανολογείται και η ύπαρξη καρβιδίων χρωμίου (εικ. 5.30). Η δομή του χυτοσιδηρού επιστρώματος αποτελείται από ένα δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη, το μέγεθος των οποίων ελαττώνεται όσο απομακρυνόμαστε από τη διεπιφάνεια (εικ. 5.28 και 5.29).



Εικόνα 5.19. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – κοινός χάλυβας (κάτω). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 100×



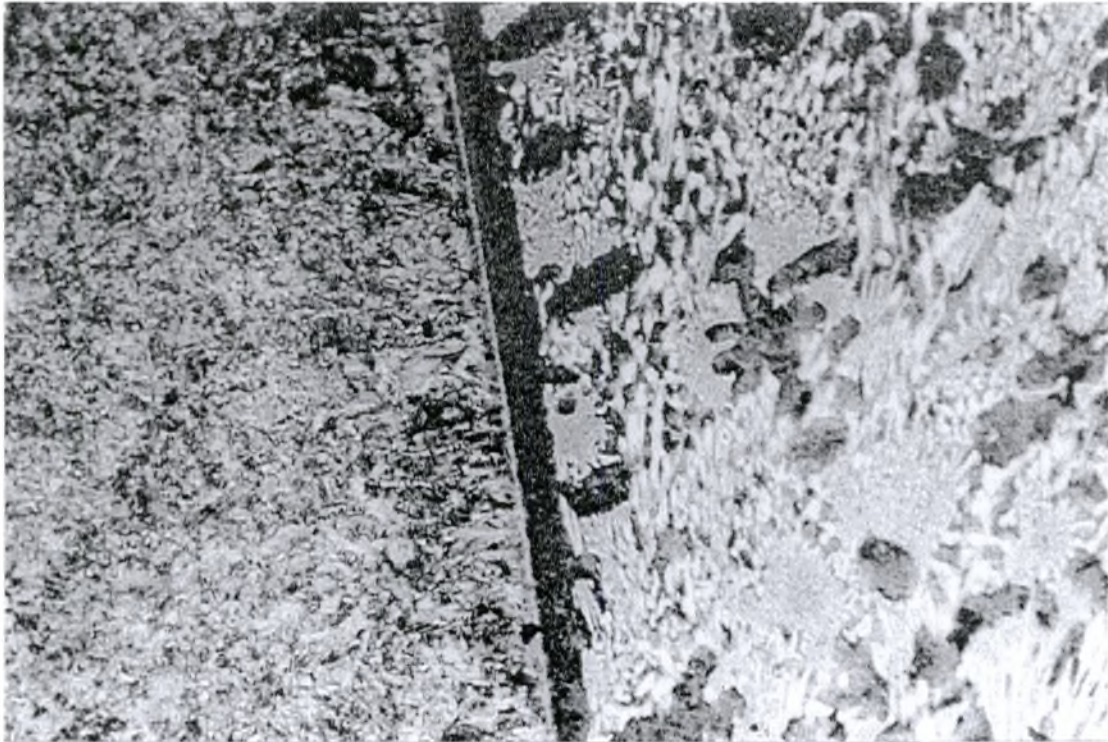
Εικόνα 5.20. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 100×



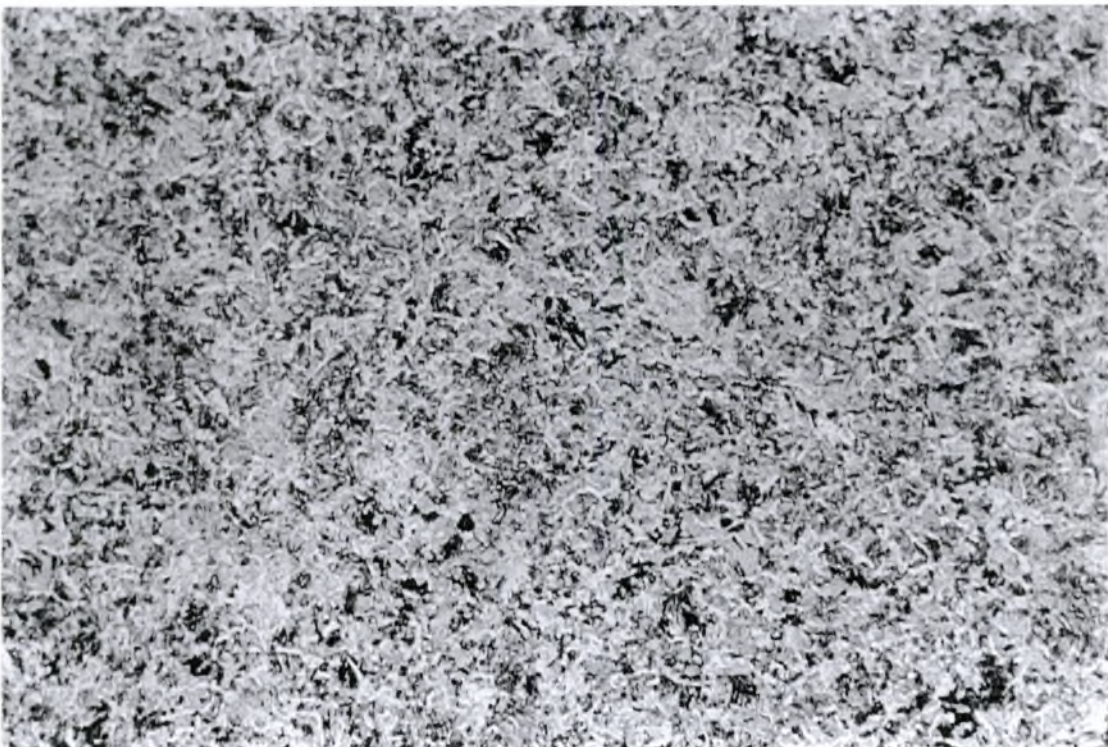
Εικόνα 5.21. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 200×



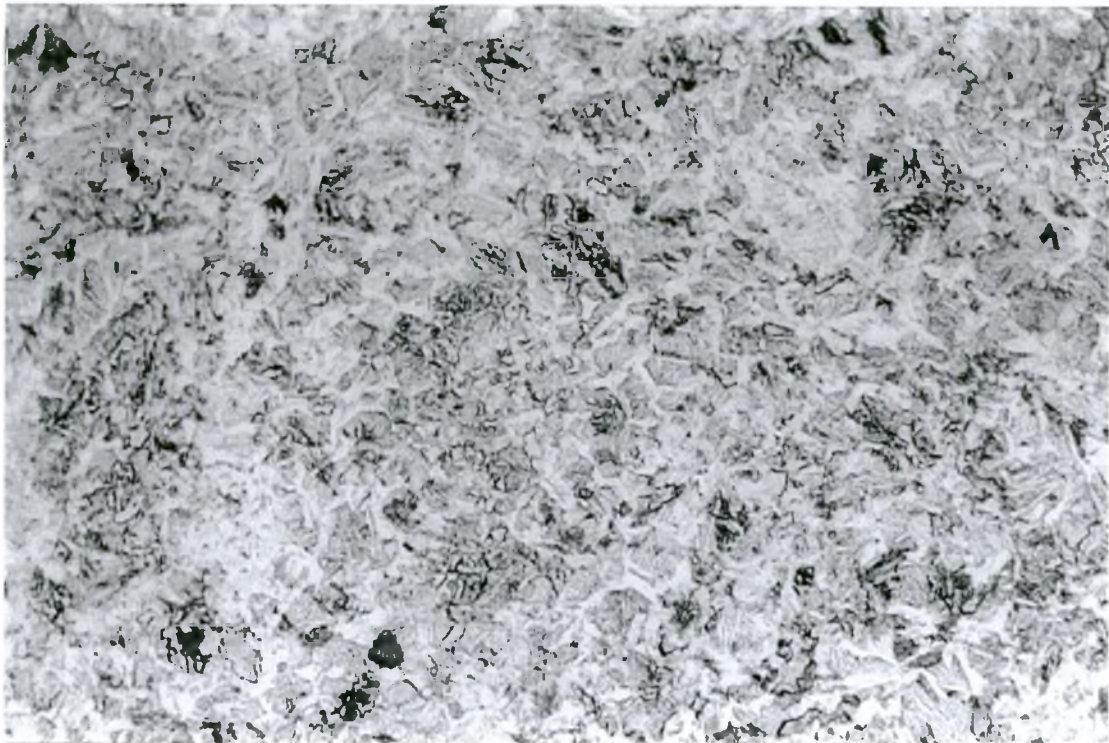
Εικόνα 5.22. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Nital 2%, 500×



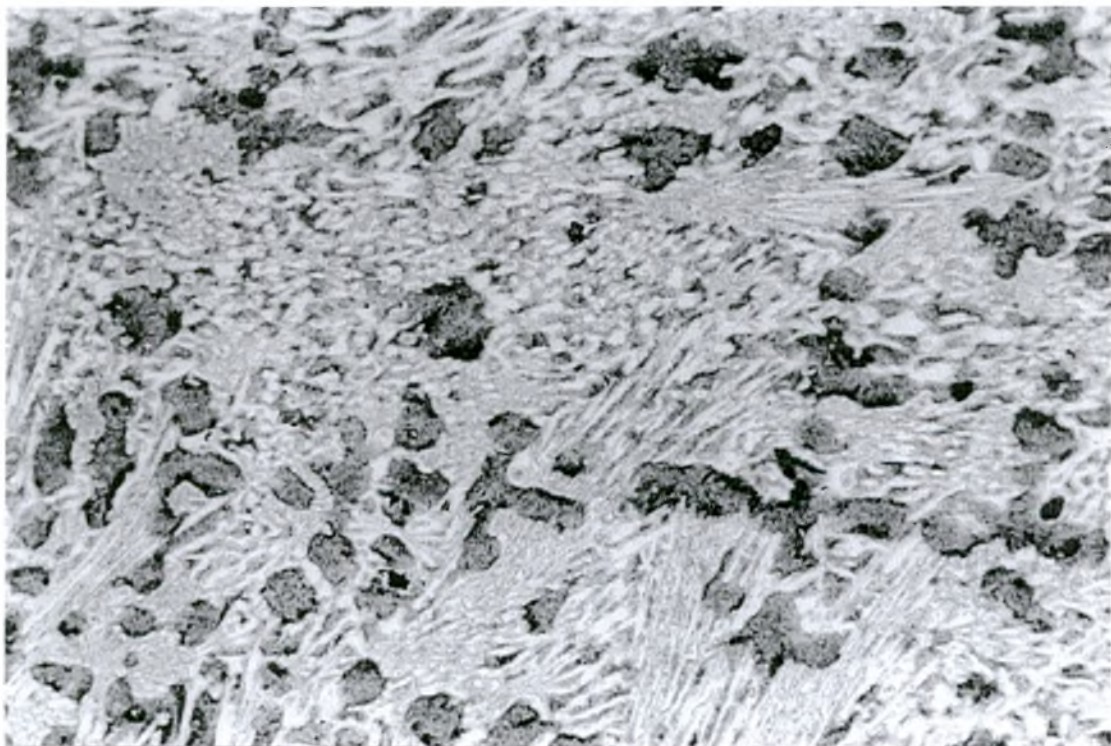
Εικόνα 5.23. Κοινός χάλυβας (αριστερά) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (δεξιά).
Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων. Vilella, 100×



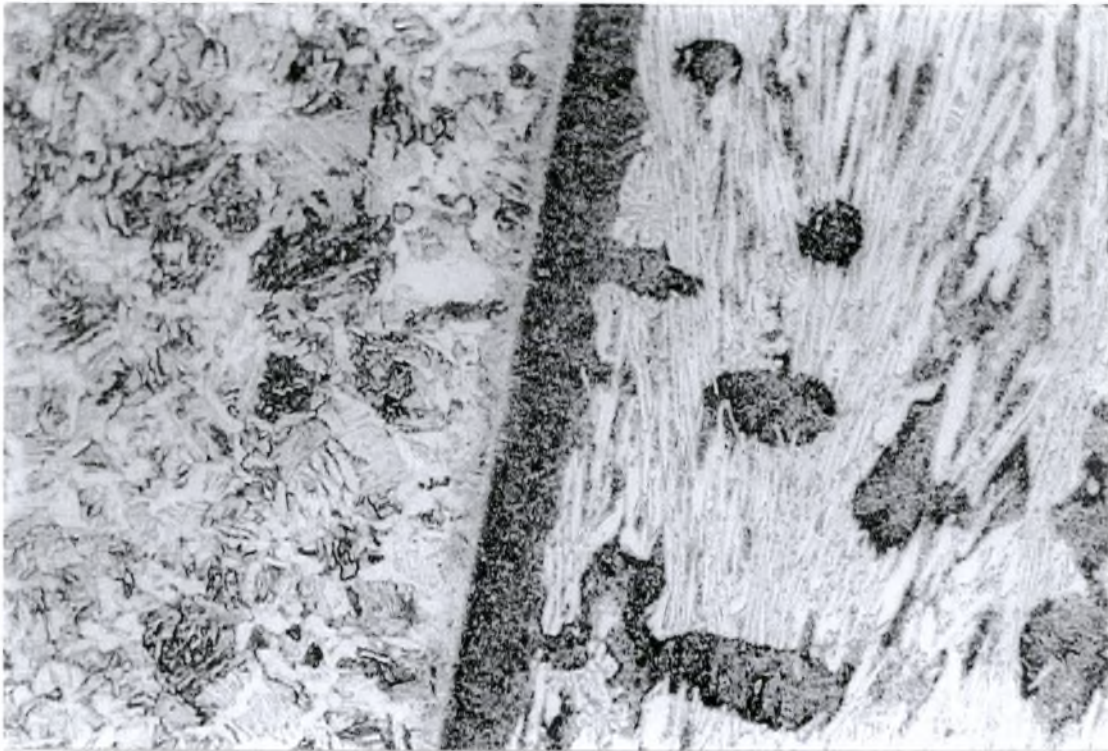
Εικόνα 5.24. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Vilella, 100×



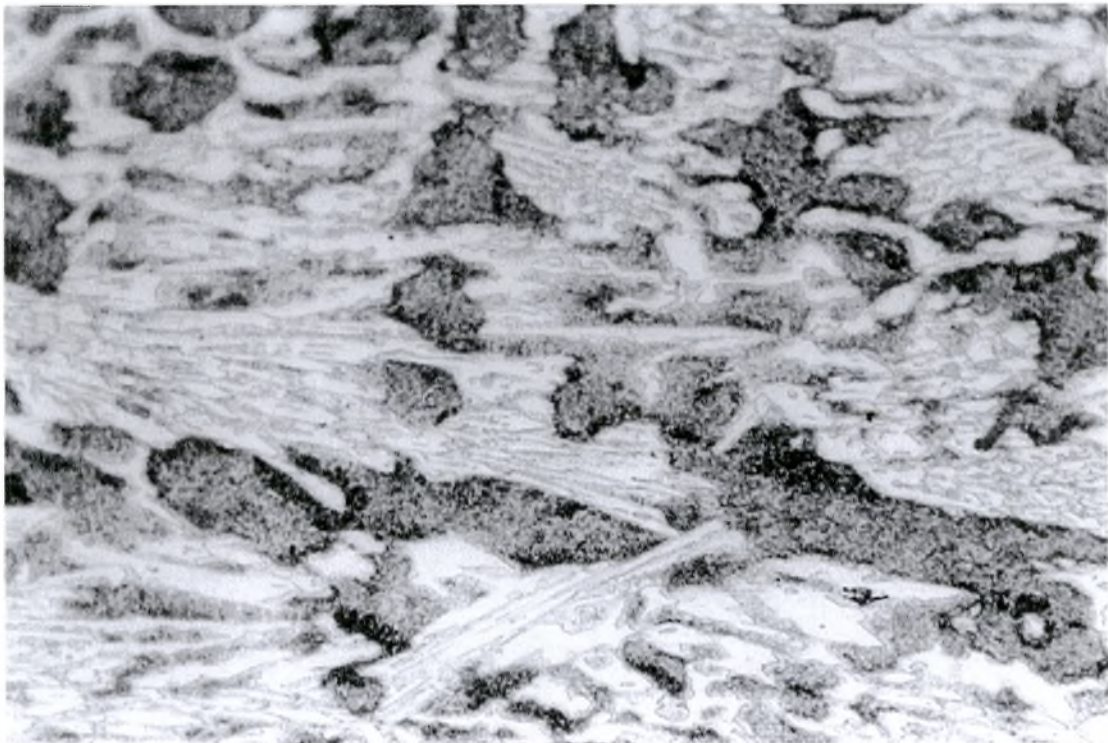
Εικόνα 5.25. Κοινός χάλυβας. Μικροδομή : φερριτοπερλιτική. Vilella, 200x



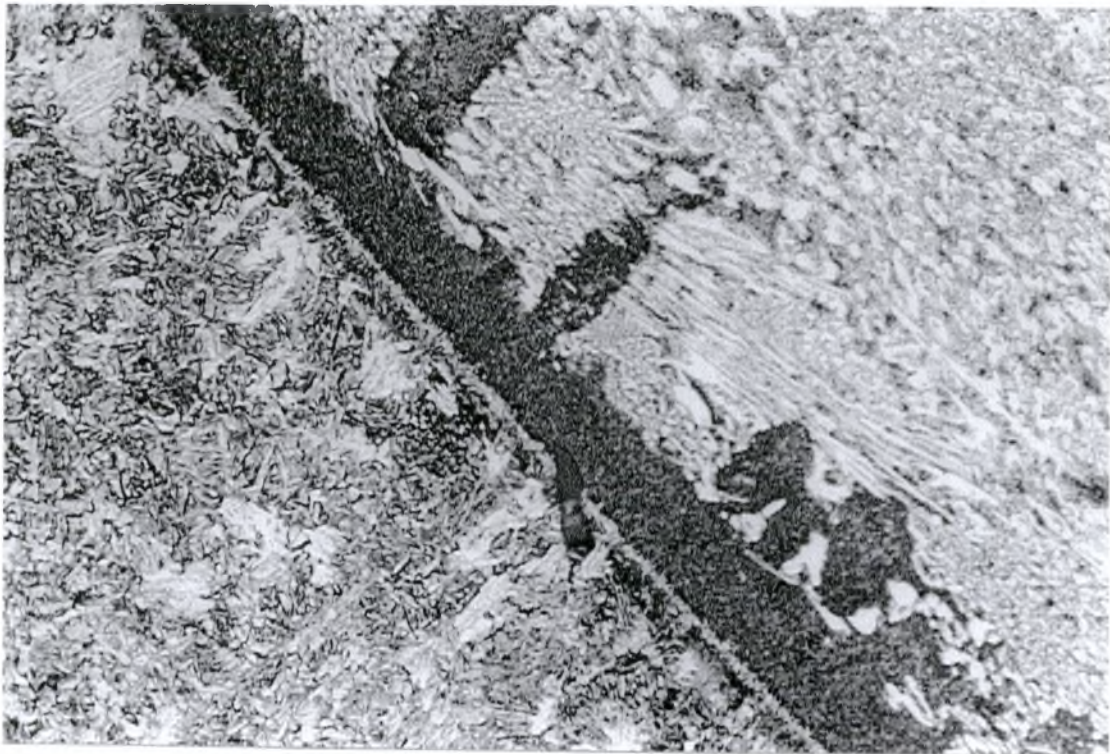
Εικόνα 5.26. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 100x



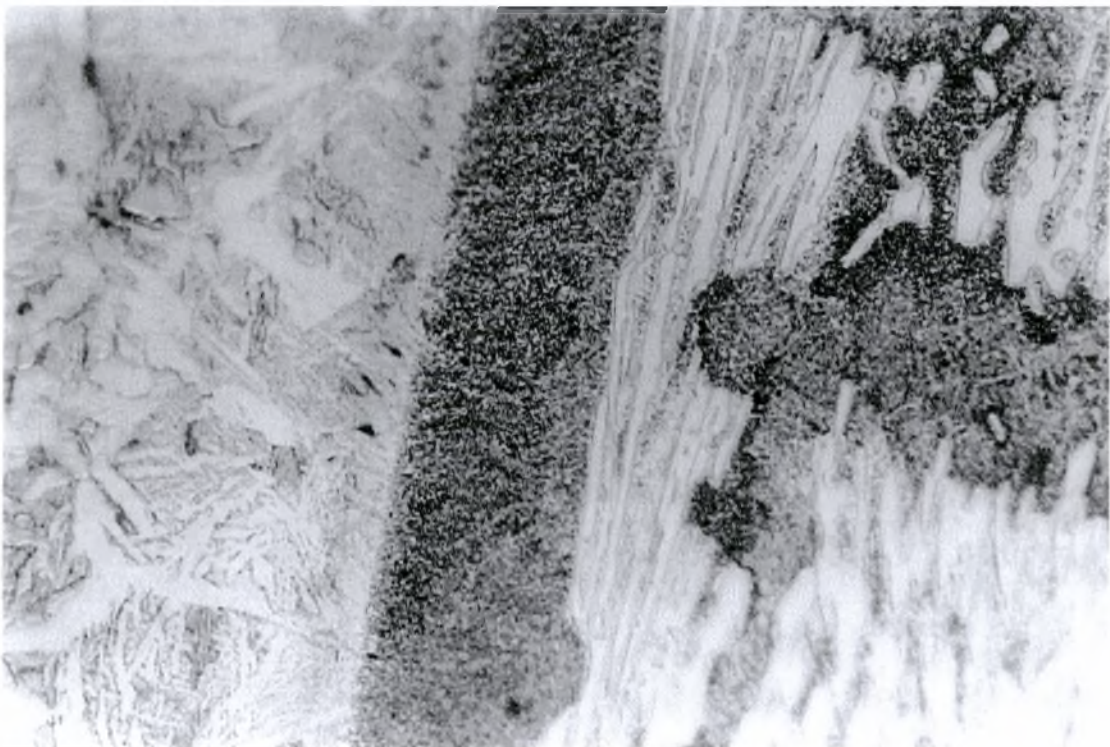
Εικόνα 5.27. Κοινός χάλυβας (αριστερά) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (δεξιά). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων. Vilella, 200×



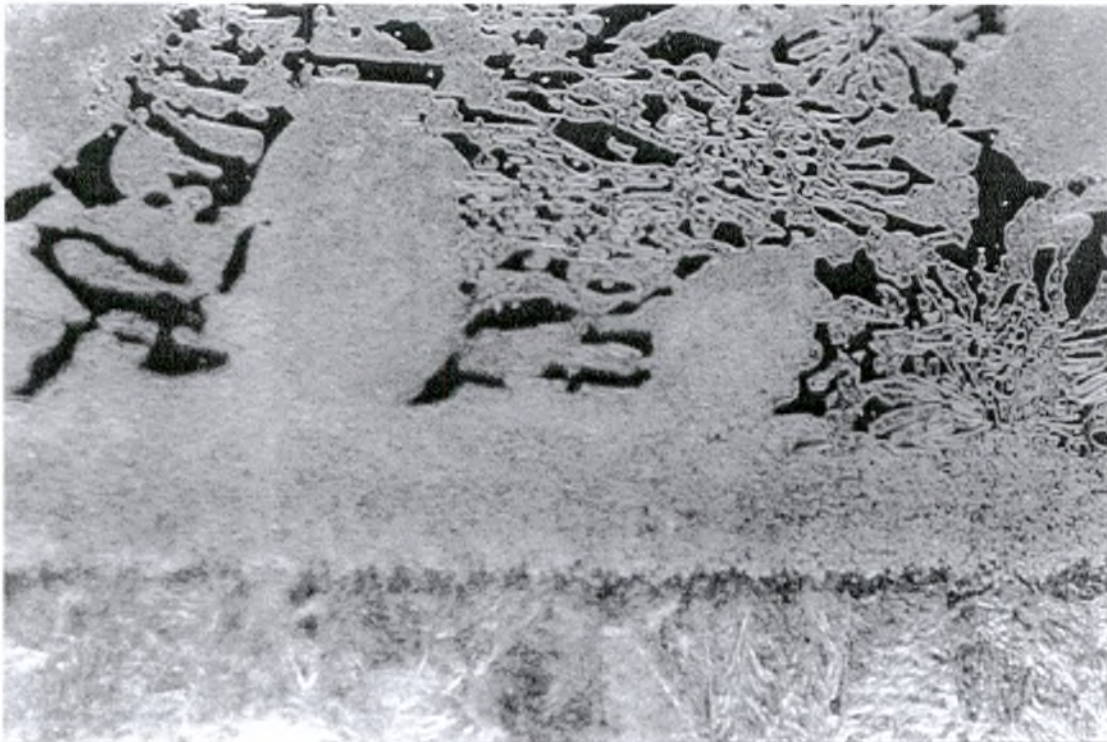
Εικόνα 5.28. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων μέσα σε μήτρα μαρτενσίτη. Vilella, 200×



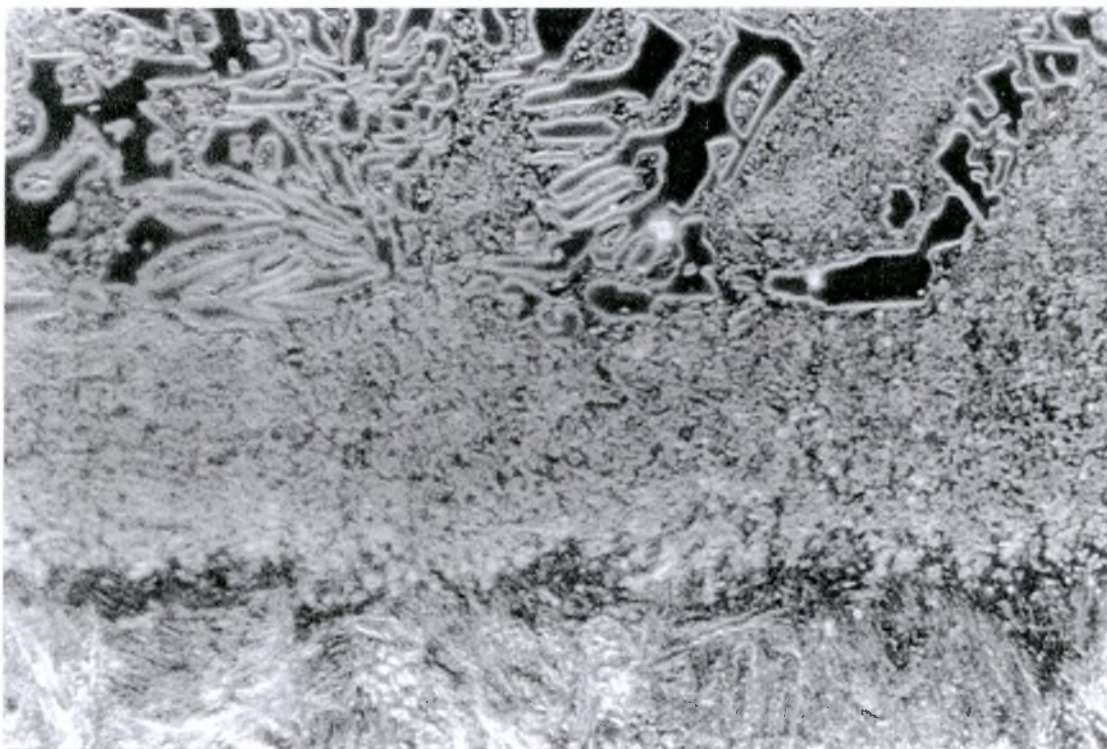
Εικόνα 5.29. Κοινός χάλυβας (αριστερά) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (δεξιά). Μικροδομή χάλυβα : φερριτοπερλιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων. Vilella, 200x



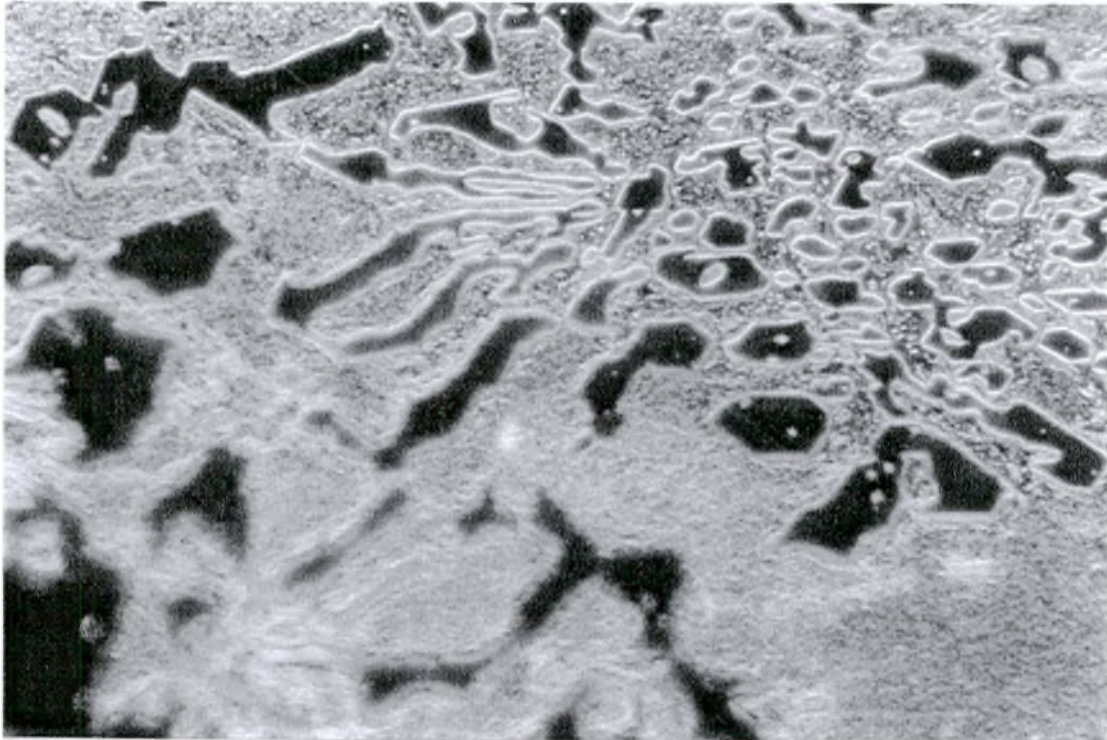
Εικόνα 5.29. Κοινός χάλυβας (αριστερά) – Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (δεξιά). Μικροδομή χάλυβα : μαρτενσιτική. Μικροδομή χυτοσιδήρου : δίκτυο καρβιδίων. Vilella, 500x



Εικόνα 5.30. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – Κοινός χάλυβας (κάτω). Τεχνική σκοτεινού πεδίου. Vilella, 200×



Εικόνα 5.31. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (άνω) – Κοινός χάλυβας (κάτω). Τεχνική σκοτεινού πεδίου. Vilella, 500×



Εικόνα 5.32. Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος. Μικροδομή : δίκτυο καρβιδίων χρωμίου σε μήτρα μαρτενσίτη. Τεχνική σκοτεινού πεδίου. Vilella, 1000×

6 Έλεγχος Μικροσκληρότητας

6.1 Εισαγωγή

Όπως είδαμε στη βιβλιογραφική ανασκόπηση, η αντοχή εκτριβής και η σκληρότητα “συμβαδίζουν” ως προς τις τιμές τους, δηλαδή όταν η σκληρότητα είναι υψηλή, τότε και η αντοχή εκτριβής είναι υψηλή. Συνεπώς, ένας εύκολος τρόπος εκτίμησης της αντοχής εκτριβής ενός κράματος είναι η μέτρηση της σκληρότητάς του.

Ο έλεγχος της μικροσκληρότητας μπορεί να ορισθεί ως έλεγχος σκληρότητας σε διείσδυση, ο οποίος περιλαμβάνει τη φόρτιση ενός διεισδυτή προκαθορισμένης γεωμετρίας και κατασκευασμένου από διαμάντι στην επιφάνεια του δοκιμίου με φορτία της τάξης των 1 έως 2000 gr. Ο υπολογισμός της μικροσκληρότητας προκύπτει από τη μέτρηση της επιφάνειας του αποτυπώματος που δημιουργεί ο διεισδυτής στο δοκίμιο.

Η συνήθης μέθοδος μέτρησης της μικροσκληρότητας είναι η μέθοδος Vickers, η οποία ονομάζεται και “έλεγχος σκληρότητας με πυραμίδα διαμαντιού”. Ο έλεγχος αυτός έχει διάφορες εφαρμογές όπως :

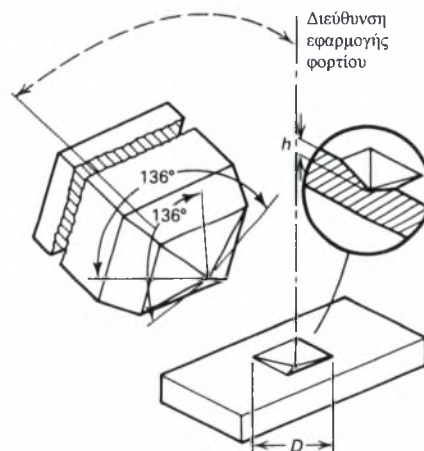
- Μέτρηση σκληρότητας κάθε συστατικού (φάσης) της μικροδομής, καθώς το μικροσκληρόμετρο διαθέτει ενσωματωμένο οπτικό μικροσκόπιο
- Μέτρηση σκληρότητας δοκιμίων ακριβείας τα οποία εξαιτίας των διαστάσεών τους κάνουν αδύνατη τη μέτρηση της σκληρότητας με συμβατικές μακροσκοπικές μεθόδους
- Μέτρηση σκληρότητας προϊόντων ειδικής μορφής, όπως ελάσματα ή σύρματα, τα οποία είναι πολύ λεπτά, σε πάχος και διάμετρο, για να μετρηθούν οι σκληρότητές τους με συμβατικές μακροσκοπικές μεθόδους
- Οπτικοποίηση διεργασιών ενανθράκωσης ή εναζώτωσης, η οποία συνήθως επιτυγχάνεται με τοπογράφηση σκληρότητας σε διατομές των δοκιμίων

- Μέτρηση της σκληρότητας κοντά σε ακμές των δοκιμίων, που επιτρέπει την ανακάλυψη ύπαρξης ανεπιθύμητων συνθηκών στην επιφάνεια, όπως έγκαιρα από άλεση και απανθράκωση
- Μέτρηση σκληρότητας επιφανειακών στρώσεων όπως στρώσεις επιμεταλλώσεων ή υποκείμενες και δεσμευμένες στρώσεις

Όπως φαίνεται και στο σχήμα 6.1, ο διεισδυτής της μεθόδου Vickers είναι ένα πολύ καλά στιλβωμένο, αιχμηρό και τετραγωνικής βάσης πυραμιδοειδές διαμάντι με γωνία 136° μεταξύ των απέναντι επιφανειών του. Με το διεισδυτή αυτό, το βάθος της διείσδυσης είναι περίπου το ένα έβδομο της διαγωνίου του σχηματιζόμενου αποτυπώματος. Το μέγεθος της σκληρότητας κατά Vickers δίδεται από το λόγο του εφαρμοζόμενου στο διεισδυτή φορτίου προς την επιφάνεια του αποτυπώματος που δημιουργείται στο δοκίμιο :

$$HV = \frac{2 \cdot P \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{D^2}$$

όπου P είναι το εφαρμοζόμενο φορτίο σε kg, D είναι η μέση τιμή των δύο διαγωνίων του αποτυπώματος σε mm, και θ είναι η γωνία μεταξύ των απέναντι επιφανειών του διαμαντιού, που όπως είδαμε είναι ίση με 136° . Συνεπώς, το μέγεθος HV της σκληρότητας Vickers έχει εξ ορισμού διαστάσεις τάσης και εκφράζεται σε kg/mm^2 .



Σχήμα 6.1. Διεισδυτής πυραμιδοειδούς διαμαντιού τετραγωνικής βάσης που χρησιμοποιείται στη μέτρηση σκληρότητας κατά Vickers και το αντίστοιχο αποτύπωμα που δημιουργείται στο δοκίμιο

Η κλίμακα σκληρότητας Vickers είναι μοναδική στο ότι επεκτείνεται πέρα από το πεδίο της μικροσκληρότητας και στο πεδίο της μακροσκληρότητας, χρησιμοποιώντας τον ίδιο διεισδυτή. Έχουν γίνει μετρήσεις σκληρότητας Vickers με εφαρμοζόμενα φορτία μέχρι και 120 kg, που είναι συγκρίσιμα με τα φορτία των μετρήσεων σκληρότητας σύμφωνα με την κλίμακα Rockwell C (150 kg). Το ευρύ πεδίο τιμών εφαρμοζόμενων φορτίων επιτρέπει στη μέθοδο Vickers να βρίσκει εφαρμογή σχεδόν σε όλα τα υπάρχοντα υλικά.

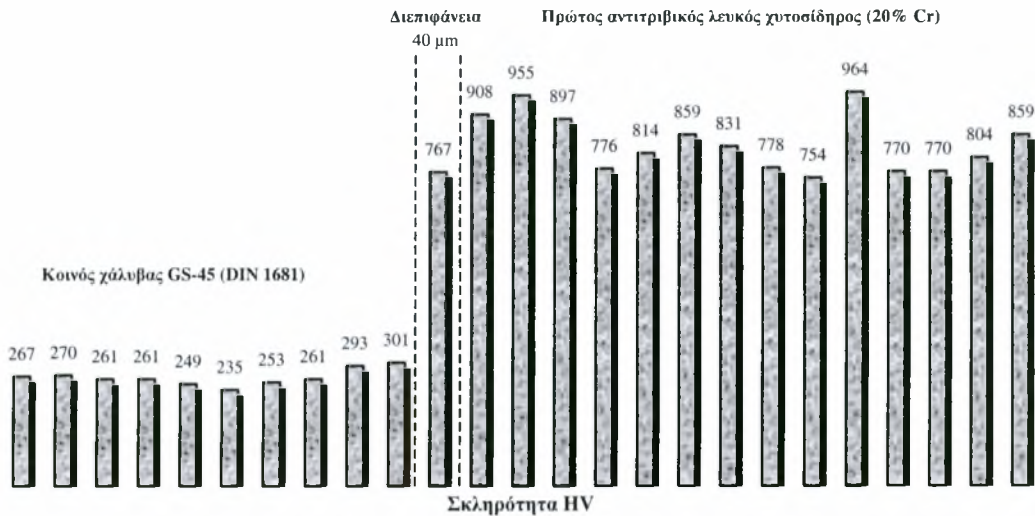
Στην προκειμένη περίπτωση, δεν μας ενδιέφερε τόσο η μέτρηση της σκληρότητας της εργαζόμενης επιφάνειας των πλακών, όσο η μέτρηση της μικροσκληρότητας των διμεταλλικών δοκιμίων σε διεύθυνση κάθετη στη διεπιφάνεια. Για την διεξαγωγή των μετρήσεων μικροσκληρότητας χρησιμοποιήθηκε το μικροσκληρόμετρο HVM-2000 της Shimadzu που διαθέτει το εργαστήριο υλικών. Το συγκεκριμένο μικροσκληρόμετρο διαθέτει εξοπλισμό μετρήσεων σύμφωνα με τη μέθοδο Vickers. Τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν για τη διεξαγωγή των μετρήσεων ήταν αυτά που χρησιμοποιήθηκαν και για τη λήψη των φωτογραφιών της μεταλλογραφικής ανάλυσης. Δηλαδή, είχαν υποστεί λείανση, στίλβωση και χημική προσβολή με Vilella για 60 sec, ενώ αξίζει να σημειωθεί ότι δεν ήταν εγκλιβωτισμένα. Τα δεδομένα και τα αποτελέσματα των μετρήσεων παρουσιάζονται αναλυτικά στη συνέχεια.

6.2 Δοκίμιο κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) – Πρώτου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου (20% Cr)

Για την πραγματοποίηση των μετρήσεων εφαρμόστηκε φορτίο 100 gr με διάρκεια διείσδυσης 15 sec στον κοινό χάλυβα, ενώ στον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο και στη μεταξύ τους διεπιφάνεια εφαρμόστηκε φορτίο 500 gr με διάρκεια διείσδυσης 15 sec. Οι μετρήσεις έγιναν σε διεύθυνση κάθετη στη διεπιφάνεια με απόσταση μεταξύ τους 100 μm.

Τα αποτελέσματα των μετρήσεων παρουσιάζονται στο σχήμα 6.2. Παρατηρούμε ότι η σκληρότητα του χυτοσιδήρου είναι υπερδιπλάσια έως και τριπλάσια της σκληρότητας του χάλυβα, πράγμα αναμενόμενο καθώς από το χάλυβα έχουμε την απαίτηση να έχει αυξημένη δυσθραυστότητα και όχι σκληρότητα. Πιο συγκεκριμένα, ο χάλυβας μακριά από τη διεπιφάνεια, όπου έχει φερριτοπερλιτική

δομή, έχει σκληρότητα της τάξης των 260 HV, ενώ κοντά στη διεπιφάνεια, όπου έχει μαρτενσιτική δομή, η σκληρότητα αυξάνεται στα 300 HV περίπου. Η μέτρηση που έγινε στο κέντρο της διεπιφάνειας έδωσε 767 HV. Με την ευκαιρία, επειδή το μικροσκληρόμετρο διαθέτει μετρητικές διατάξεις, μετρήθηκε το πάχος της διεπιφάνειας και βρέθηκε ότι κυμαίνεται στα 40 μm με πολύ μικρές αποκλίσεις σε όλο το μήκος της.



Σχήμα 6.2. Αποτελέσματα μετρήσεων μικροσκληρότητας HV στο δοκίμιο του κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) με τον πρώτο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (20% Cr)

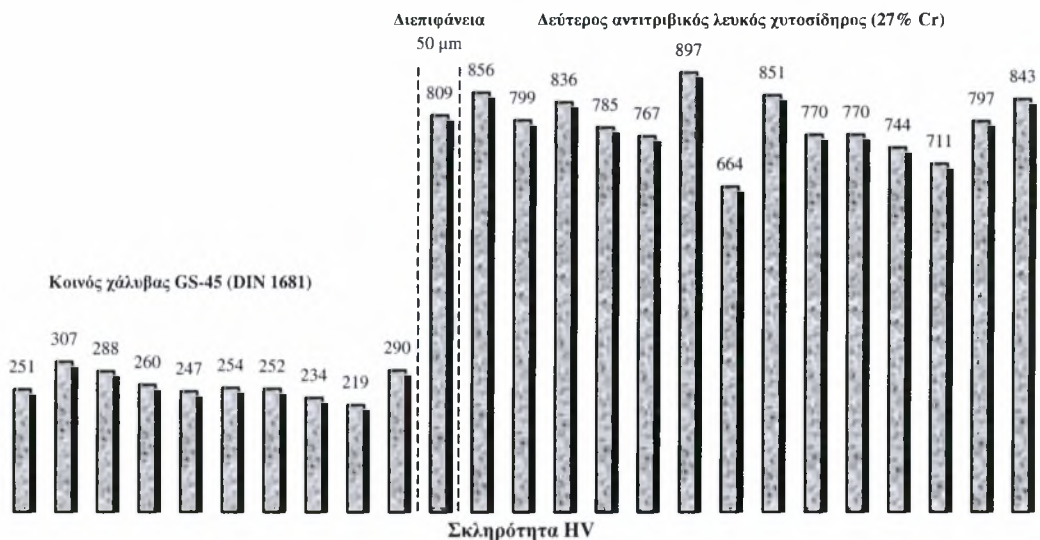
Από την πλευρά του χυτοσιδήρου, μετρήθηκαν σκληρότητες της τάξης των 839 HV κατά μέσο όρο με μέγιστη τιμή 964 HV η οποία λήφθηκε σε περιοχή καρβιδίων χρωμίου λευκού χρώματος, όπως φαίνεται και στην εικόνα 4.16 της μεταλλογραφικής ανάλυσης. Οι ελάχιστες τιμές των 754-778 HV προέκυψαν από μετρήσεις στις σκουρόχρωμες περιοχές των τέλεια σφαιροποιημένων καρβιδίων, όπως φαίνονται και στην εικόνα 4.11.

6.3 Δοκίμιο κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) – Δεύτερου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου (27% Cr)

Και σ' αυτό το δοκίμιο, για την πραγματοποίηση των μετρήσεων εφαρμόστηκε φορτίο 100 gr με διάρκεια διείδυσης 15 sec στον κοινό χάλυβα, ενώ

στο δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο και στη μεταξύ τους διεπιφάνεια εφαρμόστηκε φορτίο 500 gr με διάρκεια διείδυσης 15 sec. Οι μετρήσεις έγιναν σε διεύθυνση κάθετη στη διεπιφάνεια με απόσταση μεταξύ τους 100 μm.

Τα αποτελέσματα των μετρήσεων παρουσιάζονται στο σχήμα 6.3. Παρατηρούμε και εδώ ότι η σκληρότητα του χυτοσιδήρου είναι υπερδιπλάσια έως και τριπλάσια της σκληρότητας του χάλυβα. Πιο συγκεκριμένα, ο χάλυβας μακριά από τη διεπιφάνεια, όπου έχει φερριτοπερλιτική δομή, έχει σκληρότητα της τάξης των 260 HV, ενώ κοντά στη διεπιφάνεια, όπου έχει μαρτενσιτική δομή, η σκληρότητα αυξάνεται στα 290 HV περίπου. Η μέτρηση που έγινε στο κέντρο της διεπιφάνειας έδωσε 809 HV. Και εδώ μετρήθηκε το πάχος της διεπιφάνειας και βρέθηκε ότι κυμαίνεται στα 50 μm με πολύ μικρές αποκλίσεις σε όλο το μήκος της.



Σχήμα 6.3. Αποτελέσματα μετρήσεων μικροσκληρότητας HV στο δοκίμιο του κοινού χάλυβα GS-45 (DIN 1681) με το δεύτερο αντιτριβικό λευκό χυτοσίδηρο (27% Cr)

Από την πλευρά του χυτοσιδήρου, μετρήθηκαν σκληρότητες της τάξης των 792 HV κατά μέσο όρο με μέγιστη τιμή 897 HV η οποία λήφθηκε σε περιοχή καρβιδίων χρωμίου λευκού χρώματος, όπως φαίνεται στην εικόνα 4.28, ή μαύρου χρώματος, όπως φαίνεται στις εικόνες 4.31 έως 4.33 της μεταλλογραφικής ανάλυσης. Οι ελάχιστες τιμές των 664-770 HV προέκυψαν από μετρήσεις στις σκουρόχρωμες περιοχές των τέλεια σφαιροποιημένων καρβιδίων και στις περιοχές των στενόμακρων

καρβιδίων χρωμίου λευκού χρώματος που εναλλάσσονται με τη μήτρα μαρτενσίτη, όπως φαίνονται στις εικόνες 4.26 έως 4.30.

Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα των δύο δοκιμίων παρατηρούμε ότι ο πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος εμφανίζει υψηλότερη σκληρότητα από το δεύτερο χυτοσίδηρο, και κατά μέσο όρο, και ως προς τη μέγιστη τιμή. Συγκρίνοντας τις δύο διεπιφάνειες, προκύπτει ότι η πρώτη (κοινός χάλυβας – πρώτος χυτοσίδηρος) έχει μικρότερη σκληρότητα και μικρότερο πάχος από τη δεύτερη διεπιφάνεια (κοινός χάλυβας – δεύτερος χυτοσίδηρος). Τέλος, συγκρίνοντας τους δύο κοινούς χάλυβες προκύπτει ότι έχουν σχεδόν ίδιες τιμές μέσης σκληρότητας, αλλά ο χάλυβας του πρώτου δοκιμίου απέκτησε λίγο μεγαλύτερη σκληρότητα κοντά στη διεπιφάνεια (μαρτενσιτική περιοχή) σε σχέση με την αντίστοιχη περιοχή του χάλυβα του δεύτερου δοκιμίου.

7 Σχολιασμός Αποτελεσμάτων

7.1 Σύγκριση αποτελεσμάτων - Συμπεράσματα

Από την έρευνα που έγινε στη βιβλιογραφική ανασκόπηση είδαμε ότι τα τρία σιδηροκράματα με τα οποία ασχοληθήκαμε έπρεπε να έχουν συγκεκριμένη μικροδομή και ιδιότητες. Έτσι, στις ακόλουθες παραγράφους παρουσιάζονται οι συγκρίσεις των αποτελεσμάτων που πήραμε από την πειραματική μελέτη με αυτά της βιβλιογραφίας και τα συμπεράσματα που προκύπτουν για κάθε κράμα σιδήρου.

7.1.1 Κοινός χάλυβας GS-45 (DIN 1681)

Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία, ο χάλυβας αυτός έχει μικροδομή φερριτοπερλιτική, είτε εκ χυτεύσεως (as-cast) ή κατόπιν θερμικής κατεργασίας βαφής επειδή περιέχει πολύ μικρό ποσοστό άνθρακα (0,23% C), που δεν είναι αρκετό για την αύξηση της σκληρότητάς του αλλά του προσδίδει υψηλή δυσθραυστότητα, γι' αυτό και ονομάζεται υποευτηκτοειδής μαλακός χάλυβας. Οι υπολογισμοί θερμοδυναμικής ισορροπίας για το χάλυβα αυτό έδειξαν ότι η μικροδομή ύστερα από πλήρη απόψυξη είναι φερριτοπερλιτική με συμμετοχή των καρβιδίων M_7C_3 και M_3C_2 . Η μεταλλογραφική ανάλυση του πρώτου και του δευτέρου δοκιμίου έδειξε ότι κατόπιν θερμικής κατεργασίας ο χάλυβας αυτός έχει φερριτοπερλιτική δομή με διασκορπισμένα καρβίδια μακριά από τις διεπιφάνειες και μαρτενσιτική δομή κοντά στις διεπιφάνειες. Οι υπολογισμοί στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδειξαν ότι η στερεοποίηση ξεκινά στους 1506 °C και ολοκληρώνεται στους 1010 °C περίπου, ενώ ο μικροδιαφορισμός του χυτού ως προς το χρώμιο είναι σημαντικός. Επιπλέον, ο έλεγχος της μικροσκληρότητας έδειξε ότι ο χάλυβας έχει πολύ μικρή σκληρότητα, της τάξης των 260 HV, στη φερριτοπερλιτική μήτρα και λίγο υψηλότερη στη μαρτενσιτική μήτρα, γεγονός αναμενόμενο.

7.1.2 Πρώτος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (20% Cr)

Ο χυτοσίδηρος αυτός εμπίπτει στην κατηγορία II-D (20% Cr-Mo-LC) του πίνακα 2.2 της βιβλιογραφικής ανασκόπησης (σελ.13) και θα πρέπει να έχει μικροδομή μαρτενσιτική με διασκορπισμένα καρβίδια χρωμίου, κυρίως M_7C_3 , κατόπιν θερμικής κατεργασίας βαφής επειδή περιέχει υψηλό ποσοστό χρωμίου και μαγγανίου. Οι υπολογισμοί θερμοδυναμικής ισορροπίας για το χυτοσίδηρο αυτό έδειξαν ότι η μικροδομή ύστερα από πλήρη απόψυξη αποτελείται από καρβίδια M_7C_3 , $M_{23}C_6$ και M_3C_2 διασκορπισμένα μέσα σε μήτρα φερρίτη. Η μεταλλογραφική ανάλυση έδειξε ότι κατόπιν θερμικής κατεργασίας ο πρώτος χυτοσίδηρος έχει δομή που αποτελείται από διασκορπισμένα καρβίδια χρωμίου δενδριτικής διάταξης μέσα σε μαρτενσιτική μήτρα. Οι υπολογισμοί στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδειξαν ότι η στερεοποίηση ξεκινά στους 1313 °C και ολοκληρώνεται στους 1028 °C περίπου, ενώ ο μικροδιαφορισμός του χυτού ως προς το χρώμιο είναι σχετικά μικρός. Επιπλέον, ο έλεγχος της μικροσκληρότητας έδειξε ότι ο πρώτος χυτοσίδηρος έχει σκληρότητα της τάξης των 839 HV στη μαρτενσιτική μήτρα και 964 HV στα ανοιχτόχρωμα καρβίδια χρωμίου τη στιγμή που η βιβλιογραφία προδιαγράφει σκληρότητα της τάξης των 600 HB, δηλαδή 670 HV περίπου (πίν. 2.3 και 2.4). Προφανώς, η απόκλιση αυτή οφείλεται στο γεγονός ότι το δοκίμιο δεν υποβλήθηκε σε επαναφορά.

7.1.3 Δεύτερος αντιτριβικός λευκός χυτοσίδηρος (27% Cr)

Ο χυτοσίδηρος αυτός εμπίπτει στην κατηγορία III-A (25%) του πίνακα 2.2 της βιβλιογραφικής ανασκόπησης (σελ.13) και θα πρέπει να έχει μικροδομή μαρτενσιτική με διασκορπισμένα καρβίδια χρωμίου, κυρίως M_7C_3 , κατόπιν θερμικής κατεργασίας βαφής επειδή περιέχει υψηλό ποσοστό χρωμίου, μαγγανίου και μολυβδαινίου. Οι υπολογισμοί θερμοδυναμικής ισορροπίας για το χυτοσίδηρο αυτό έδειξαν ότι η μικροδομή ύστερα από πλήρη απόψυξη αποτελείται από καρβίδια M_7C_3 , $M_{23}C_6$, σ-φάση και σεμεντίτη (καρβίδιο M_3C) διασκορπισμένα μέσα σε μήτρα φερρίτη. Η μεταλλογραφική ανάλυση έδειξε ότι κατόπιν θερμικής κατεργασίας ο δεύτερος χυτοσίδηρος έχει δομή που αποτελείται από διασκορπισμένα καρβίδια χρωμίου δενδριτικής διάταξης μέσα σε μαρτενσιτική μήτρα. Οι υπολογισμοί στερεοποίησης σύμφωνα με την προσομοίωση Scheil έδειξαν ότι η στερεοποίηση ξεκινά στους 1282 °C και ολοκληρώνεται στους 1030 °C περίπου, ενώ ο μικροδιαφορισμός του χυτού ως προς το χρώμιο είναι σχετικά μικρός. Επιπλέον, ο έλεγχος της μικροσκληρότητας

έδειξε ότι ο δεύτερος χυτοσίδηρος έχει σκληρότητα της τάξης των 792 HV στη μαρτενσιτική μήτρα και 897 HV στα ανοιχτόχρωμα καρβίδια χρωμίου τη στιγμή που η βιβλιογραφία προδιαγράφει σκληρότητα της τάξης των 600 HB, δηλαδή 670 HV περίπου (πίν. 2.3 και 2.4). Προφανώς, η απόκλιση αυτή οφείλεται και εδώ στο γεγονός ότι το δοκίμιο δεν υποβλήθηκε σε επαναφορά.

Ένα αξιοσημείωτο συμπέρασμα προκύπτει από τη σύγκριση των σκληροτήτων των δύο χυτοσιδήρων σύμφωνα με την οποία ο πρώτος χυτοσίδηρος έχει αρκετά μεγαλύτερη σκληρότητα από το δεύτερο χυτοσίδηρο, πιθανότατα εξαιτίας του πιο χονδροειδούς σχηματισμού των καρβιδίων χρωμίου.

7.1.4 Διεπιφάνειες

Όπως είδαμε στη μεταλλογραφική ανάλυση, η διεπιφάνεια μεταξύ του κοινού χάλυβα και του πρώτου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου αποτελείται από μια συνεκτική ζώνη περλίτη με την πιθανή ύπαρξη καρβιδίων χρωμίου. Το πάχος αυτής μετρήθηκε στα 40 μm ενώ η σκληρότητά της στα 767 HV. Η διεπιφάνεια μεταξύ του κοινού χάλυβα και του δεύτερου αντιτριβικού λευκού χυτοσιδήρου αποτελείται και εδώ από μια συνεκτική ζώνη περλίτη με την πιθανή ύπαρξη καρβιδίων χρωμίου. Το πάχος αυτής μετρήθηκε στα 50 μm ενώ η σκληρότητά της στα 809 HV. Παρατηρούμε δηλαδή ότι η δεύτερη διεπιφάνεια είναι λίγο παχύτερη και αρκετά σκληρότερη από την πρώτη, εξαιτίας της υψηλότερης περιεκτικότητας του δεύτερου χυτοσιδήρου σε χρώμιο και της ύπαρξης μολυβδαινίου σ' αυτόν.

7.2 Προτάσεις μελλοντικής έρευνας

Επειδή, όπως προαναφέρθηκε, το επιστημονικό πεδίο της διπλής χύτευσης σιδηροκραμάτων είναι σχεδόν ανεξερεύνητο, προκύπτει το συμπέρασμα ότι ο τομέας αυτός επιδέχεται μακρά και λεπτομερειακή έρευνα και ανάπτυξη. Πιο συγκεκριμένα, συστήνεται η μεταλλογραφική ανάλυση της διεπιφάνειας με άλλες μεθόδους πέρα από την οπτική μικροσκοπία ώστε να γίνει ορατή η ακριβής μικροδομή της (π.χ. ηλεκτρονική μικροσκοπία διέλευσης, T.E.M.).

Βιβλιογραφία

1. Γ. Ν. Χαϊδεμενόπουλος, Φυσική Μεταλλουργία – Θεμελιώδεις Αρχές, Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας, Βόλος, 2000
2. Γ. Δ. Χρυσουλάκης & Δ. Ι. Παντελής, Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα, 1996
3. Γ. Ε. Μανουσάκης, Γενική και Ανόργανη Χημεία, Εκδόσεις Αδελφών Κυριακίδη, Θεσσαλονίκη, 1987
4. ASM Handbook, Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, 10th edition, ASM International, 1997
5. ASM Handbook, Vol. 8: Mechanical testing, 9th edition, ASM International, 1997
6. ASM Handbook, Vol. 9: Metallography and Microstructures, 9th edition, ASM International, 1992
7. ASM Handbook, Vol. 15: Casting, 9th edition, ASM International, 1996
8. Vander Voort, Metallography: Principles and Practice, Mc Graw – Hill Inc., 1984