

**ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΗΣ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ  
ΑΠΟ ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΙΚΟ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟ  
ΚΑΙ ΕΝΑΝΘΡΑΚΩΣΗ  
ΜΕ ΤΗ ΒΟΗΘΕΙΑ ΔΕΣΜΗΣ LASER ΣΕ ΧΑΛΥΒΕΣ**

**ΑΝΤΩΝΙΟΣ Ι. ΚΑΤΣΑΜΑΣ**

**ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ**

**ΥΠΟΒΛΗΘΗΚΕ ΣΤΟ ΤΜΗΜΑ  
ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑΣ  
ΤΟΥ ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟΥ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ**

**ΣΕΠΤΕΜΒΡΙΟΣ 2000**



ND = 14 305  
KOE: 14 174

**ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΗΣ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ  
ΑΠΟ ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΙΚΟ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟ ΚΑΙ ΕΝΑΝΘΡΑΚΩΣΗ  
ΜΕ ΤΗ ΒΟΗΘΕΙΑ ΔΕΣΜΗΣ LASER ΣΕ ΧΑΛΥΒΕΣ**

**ΑΝΤΩΝΙΟΣ Ι. ΚΑΤΣΑΜΑΣ**

Διπλ. Μηχανολόγος Μηχανικός Πανεπιστημίου Θεσσαλίας (1996)

**Διδακτορική Διατριβή**

Κατατέθηκε στο Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών Βιομηχανίας  
για την εκπλήρωση των απαιτήσεων του τίτλου του

**Διδάκτορας**

του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών Βιομηχανίας  
του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας

Βόλος, Σεπτέμβριος 2000



Υπογραφή Συγγραφέα.....



## ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η χρησιμοποίηση δέσμης laser για την επιφανειακή κατεργασία χαλύβων ήρθε σαν αποτέλεσμα της σημαντικής ανάπτυξης που γνώρισε η τεχνολογία των βιομηχανικών laser μεγάλης ισχύος, η χρήση των οποίων έχει ήδη καθιερωθεί σε βιομηχανική κλίμακα και σε άλλες κατεργασίες, όπως η κοπή, το μαρκάρισμα και η συγκόλληση μεταλλικών υλικών. Η δέσμη laser σαν θερμική πηγή παρουσιάζει αξιοσημείωτα πλεονεκτήματα σε σχέση με ανταγωνιστικές προς αυτήν τεχνολογίες, όταν χρησιμοποιηθεί για την επιφανειακή θέρμανση ενός υλικού. Τα σημαντικότερα από αυτά πηγάζουν από την πολύ καλά ελεγχόμενη και τοπική θερμική επιρροή που προκαλεί στο υλικό, από την ελαχιστοποίηση των θερμικών παραμορφώσεων στο υπό κατεργασία τεμάχιο, από τη δυνατότητα για επεξεργασία πολύ μικρών επιφανειών με μεγάλη διαστασιακή ακρίβεια, από τη χημική καθαρότητα και τέλος από την εύκολη προσαρμογή σε αυτοματοποίηση.

Στην παρούσα διδακτορική διατριβή διερευνήθηκαν οι επιφανειακές κατεργασίες σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης χαλύβων, με τη χρησιμοποίηση δέσμης laser. Το κύριο μέρος της ερευνητικής προσπάθειας επικεντρώθηκε στην προσομοίωση της κινητικής του σχηματισμού ωστενίτη, λαμβάνοντας υπόψη τις συνθήκες μη ισόθερμης και εξαιρετικά ταχείας θέρμανσης, καθώς και τα ιδιαίτερος σύντομα χρονικά διαστήματα ωστενιτοποίησης, τα οποία χαρακτηρίζουν την επιφανειακή θέρμανση με δέσμη laser. Προς την κατεύθυνση αυτή αναπτύχθηκαν μοντέλα υπολογιστικής κινητικής, με τα οποία πραγματοποιήθηκαν οι προσομοιώσεις, κάνοντας χρήση του λογισμικού προσομοίωσης μετασχηματισμών φάσεων υπό διαχυτικό έλεγχο DICTRA (Diffusion Controlled TRansformations). Βασικός στόχος της προσπάθειας ήταν η κατανόηση του τρόπου με τον οποίο εξελίσσεται ο σχηματισμός ωστενίτη, κάτω από τις ακραίες συνθήκες θέρμανσης που προαναφέρθηκαν, καθώς και ο καθορισμός της επίδρασης που ασκούν στο αποτέλεσμα του μετασχηματισμού, παράμετροι που συνδέονται με τις συνθήκες κατεργασίας και την αρχική μικροδομή των χαλύβων.

Απαραίτητη προϋπόθεση για την επίτευξη του παραπάνω στόχου, ήταν η απόκτηση δεδομένων σχετικά με τη θερμική προϊστορία του υλικού, που υφίσταται την επιφανειακή θέρμανση με δέσμη laser. Για το σκοπό αυτό αναπτύχθηκαν κατάλληλα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων, με τα οποία αναλύθηκε το μεταβατικό πρόβλημα μεταφοράς θερμότητας στους ακτινοβολούμενους χάλυβες. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων ήταν αναγκαία δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής.

Παράλληλα με το υπολογιστικό μέρος, πραγματοποιήθηκε ευρεία πειραματική μελέτη της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης με δέσμη laser σε διάφορους χάλυβες. Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν πειράματα σκλήρυνσης μετασχηματισμού σε τέσσερις διαφορετικούς χάλυβες (15CrNi6, 34CrNiMo6, Ck-45, Ck-60), με σκοπό τον καθορισμό της επίδρασης των συνθηκών κατεργασίας, της αρχικής μικροδομής και της περιεκτικότητας των χαλύβων σε άνθρακα, στις παραγόμενες μικροδομές, τη σκληρότητα και το βάθος σκλήρυνσης που προέκυπταν μετά την ακτινοβολήση. Η πειραματική διαδικασία της ενανθράκωσης περιελάμβανε τη διενέργεια πειραμάτων στον χάλυβα 15CrNi6, με σκοπό την εξέταση της δυνατότητας για ενανθράκωση με τη χρήση δέσμης laser, με ιδιαίτερη έμφαση στην ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση. Το πειραματικό τμήμα της διατριβής είχε σαν στόχο να καλύψει τόσο ερωτήματα τεχνολογικού ενδιαφέροντος σχετικά με τις δύο κατεργασίες, όσο και να προσφέρει πειραματικά δεδομένα για σύγκριση με τα υπολογιστικά αποτελέσματα των μοντέλων.

Τελικός στόχος ήταν η ανάδειξη μίας μεθοδολογίας σχεδιασμού των επιφανειακών κατεργασιών με δέσμη laser σε χάλυβες, κάνοντας συνδυασμένη χρήση των σύγχρονων διαθέσιμων υπολογιστικών μέσων. Στα πλαίσια αυτά πραγματοποιήθηκε ένα παράδειγμα σχεδιασμού σκλήρυνσης μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60, καθώς και ένα παράδειγμα σχεδιασμού ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6.

Τα κυριότερα συμπεράσματα της ερευνητικής αυτής προσπάθειας συμπυκνώνονται στην ανάδειξη των μεγάλων δυνατοτήτων που προσφέρουν τα σύγχρονα εργαλεία σχεδιασμού, όπως η υπολογιστική θερμοδυναμική και κινητική, στον τομέα των υλικών, καθώς και στον καθορισμό της εξάρτησης του ποσοστού του σχηματιζόμενου ωστενίτη σε συνθήκες ταχείας θέρμανσης, από παραμέτρους που επηρεάζονται από τις συνθήκες κατεργασίας και από τα χαρακτηριστικά της αρχικής μικροδομής του υλικού.

## ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Πρώτο μεταξύ όλων, επιθυμώ να ευχαριστήσω τον καθηγητή μου και επιβλέποντα της διατριβής αυτής, που μετά από πολύ κόπο και πολύ χρόνο έφτασε στην ολοκλήρωσή της, κ. Γρηγόρη Χαϊδεμενόπουλο. Τον ευχαριστώ για το ενδιαφέρον που μου εμφύσησε σχετικά με την επιστημονική έρευνα, για την εμπιστοσύνη με την οποία με περιέβαλλε όλα τα χρόνια της συνεργασίας μας, καθώς και για την καθοδήγηση και τις συμβουλές του κατά τη διάρκεια υλοποίησης της διατριβής. Περισσότερο απ' όλα όμως, τον ευχαριστώ επειδή υπήρξε ένας πραγματικός Δάσκαλος, αφού με τις γνώσεις και τον τρόπο σκέψης του με βοήθησε να διευρύνω τους ορίζοντές μου.

Ευχαριστώ ιδιαίτερα τους συναδέλφους μου Άννα Ζερβάκη, Απόστολο Βασιλάκο και Ελένη Αμανατίδου, με τους οποίους μοιραστήκαμε τις αγωνίες και το άγχος της μεγάλης προσπάθειας, που απαιτεί το δύσκολο έργο μίας διδακτορικής διατριβής. Τους ευχαριστώ για την αμέριστη βοήθεια και τη συμπαράσταση που μου παρείχαν όλα αυτά τα δύσκολα χρόνια. Κυρίως όμως τους ευχαριστώ για τις αμέτρητες όμορφες στιγμές που περάσαμε μαζί, για τα αξέχαστα αστεία και τα πειράγματά μας!

Δεν θα μπορούσα παρά να ευχαριστήσω ιδιαίτερος την Ελεάνα Παππά, η οποία επί όλα αυτά τα χρόνια έκανε τη δύσκολη προσπάθεια του διδακτορικού να μοιάζει ευκολότερη, χάρη στις ωραίες συζητήσεις μας, τα αστεία μας, τον υπέροχο καφέ της και τις...επιταγές που με χαμόγελο μας παρέδιδε, ακριβώς όποτε τις είχαμε περισσότερο ανάγκη.

Δεν θα μπορούσα άλλωστε να ξεχάσω το Δρ. Νίκο Χασιώτη για τις συμβουλές του, οι οποίες ήταν πάντα καίριες και χρήσιμες, καθώς και για τις πάντοτε ενδιαφέρουσες συζητήσεις που είχαμε για διάφορα θέματα.

Θα ήθελα, επίσης, να εκφράσω τις θερμές μου ευχαριστίες στους καθηγητές του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών Βιομηχανίας κ.κ. Νίκο Αράβα και Βασίλη Μποντόζογλου, για τις συμβουλές τους σε θέματα των επιστημονικών τους πεδίων, οι οποίες μου φάνηκαν ιδιαίτερα χρήσιμες για την πραγματοποίηση της παρούσας διατριβής. Ευχαριστώ ακόμη τα μέλη της επταμελούς εξεταστικής επιτροπής κ.κ. Γ. Πετρόπουλο (Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας), Δ. Τσιπά (Α.Π.Θ.), Σ. Σκολιανό (Α.Π.Θ.) και Δ. Παντελή (Ε.Μ.Π.), για το ενδιαφέρον που επέδειξαν για την παρούσα διδακτορική διατριβή.

Ιδιαίτερος ευχαριστώ τον Δρ. Ηλία Χοντζόπουλο, μέλος της συμβουλευτικής επιτροπής, τόσο για τον χρόνο που διέθεσε και το ενδιαφέρον που επέδειξε, όσο και για τις πάντοτε εύστοχες επισημάνσεις του σε διάφορα θέματα που αφορούσαν τη διατριβή.

Θα ήθελα ακόμη να ευχαριστήσω το Κέντρο Καινοτομίας Laser του Ιδρύματος Τεχνολογίας και Έρευνας (LIC/ITE), καθώς και την E.B.E.T.A.M. A.E., χωρίς την χρήση του εξοπλισμού των οποίων ένα σημαντικό μέρος της παρούσας διατριβής δεν θα ήταν δυνατόν να υλοποιηθεί.

Θέλω να εκφράσω τη βαθιά μου ευγνωμοσύνη, αν και ούτε αυτή νομίζω είναι αρκετή να περιγράψει το μέγεθος της συνεισφοράς τους, στην οικογένειά μου, που αγόγγυστα, με μεγάλο κόπο και θυσίες με στήριξε οικονομικά, υλικά και ηθικά σε όλη τη διάρκεια της μακρόχρονης προσπάθειάς μου.

Τέλος, άλλα με πρωτεύουσα για εμένα σημασία, ευχαριστώ θερμά την Αποστολία, επειδή πίστεψε σ' εμένα και στην προσπάθειά μου, επειδή με ανέχθηκε και με στήριξε όλον αυτό το καιρό. Της αφιερώνω τη διατριβή αυτή. Είναι το λιγότερο που μπορώ να κάνω μπροστά στα τόσα που εκείνη μου έχει προσφέρει.



## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

### ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

#### ΕΙΣΑΓΩΓΗ

- 1.1 Αντικείμενο και στόχοι 1
- 1.2 Στοιχεία πρωτότυπης έρευνας 3

### ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2

#### ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ - ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

##### ΜΕΡΟΣ Α΄: ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΗ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ

- 2.1 Εισαγωγή 7
- 2.2 Πειραματική διαδικασία 10
- 2.3 Αποτελέσματα των πειραμάτων και συζήτηση 13
  - 2.3.1 Ανάλυση μικροδομής 13
  - 2.3.2 Μετρήσεις μικροσκληρότητας 16
  - 2.3.3 Επίδραση των παραμέτρων κατεργασίας στο βάθος σκλήρυνσης 20
- 2.4 Συμπεράσματα 23

##### ΜΕΡΟΣ Β΄: ΕΝΑΝΘΡΑΚΩΣΗ

- 2.5 Εισαγωγή 24
- 2.6 Πειραματική διαδικασία 30
- 2.7 Αποτελέσματα των πειραμάτων και συζήτηση 32
  - 2.7.1 Ανάλυση μικροδομής 32
    - 2.7.1.1 Μικροδομές δοκιμίων με επίστρωση εμπορικού σπρέι γραφίτη 33
    - 2.7.1.2 Μικροδομές δοκιμίων με επίστρωση αιωρήματος γραφίτη 37
  - 2.7.2 Μετρήσεις μικροσκληρότητας 38
  - 2.7.3 Δημιουργία πορώδους και ρηγμάτων 40
- 2.8 Συμπεράσματα 42

### ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3

#### ΜΟΝΤΕΛΑ ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΓΙΑ ΤΟΝ

#### ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟ ΤΟΥ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΚΟΥ ΠΕΔΙΟΥ

- 3.1 Εισαγωγή 43
- 3.2 Ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων 47

3.3 Μοντέλο 2-D	49
3.4 Μοντέλο 3-D	56
3.5 Χαρακτηριστικά αποτελέσματα	60
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4</b>	
<b>ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΤΗΣ ΚΙΝΗΤΙΚΗΣ ΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ</b>	
<b>ΩΣΤΕΝΙΤΗ ΥΠΟ ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΤΑΧΕΙΑΣ ΘΕΡΜΑΝΣΗΣ</b>	
	68
4.1 Εισαγωγή	68
4.2 Ο θερμικός κύκλος	71
4.3 Μοντέλο προσομοίωσης της διαλυτοποίησης περλίτη	73
4.4 Μοντέλο προσομοίωσης της διαλυτοποίησης προευτηκτοειδούς φερρίτη	78
4.5 Παραμετρική ανάλυση και αποτελέσματα της προσομοίωσης	81
4.5.1 Διαλυτοποίηση περλίτη	82
4.5.2 Διαλυτοποίηση προευτηκτοειδούς φερρίτη	91
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5</b>	
<b>ΣΧΕΔΙΑΣΜΟΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ</b>	
<b>ΜΕ ΔΕΣΜΗ LASER</b>	
	103
5.1 Εισαγωγή	103
5.2 Σκλήρυνση μετασχηματισμού χαλύβων	105
5.3 Ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση	114
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6</b>	
<b>ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ</b>	
	122
6.1 Συμπεράσματα	122
6.1.1 Γενικά συμπεράσματα	123
6.1.2 Ειδικά συμπεράσματα	124
6.2 Προτάσεις για μελλοντική έρευνα	127
<b>ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι</b>	
	129
<b>ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ ΙΙ</b>	
	134
<b>ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ</b>	
	139
<b>ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΣΕ ΠΕΡΙΟΔΙΚΑ ΜΕ ΚΡΙΤΕΣ</b>	
	143
<b>ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΣΕ ΠΡΑΚΤΙΚΑ ΣΥΝΕΔΡΙΩΝ</b>	
	144

## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ ΣΧΗΜΑΤΩΝ

<b>Σχ. 1.1:</b> Διάγραμμα ροής της μεθόδου DICTRA [7].	5
<b>Σχ. 2.1:</b> Πειραματική διάταξη σκλήρυνσης μετασχηματισμού χαλύβων με δέσμη laser.	12
<b>Σχ. 2.2:</b> (α) Η αρχική μικροδομή του χαμηλά κραματωμένου χάλυβα 15CrNi6, αποτελούμενη από μπαινίτη (B), φερρίτη (F) και περλίτη (P). (β) Η αρχική μικροδομή του χαμηλά κραματωμένου χάλυβα 34CrNiMo6 που αποτελείτο από επαναφερμένο μαρτενσίτη. Nital 2%.	13
<b>Σχ. 2.3:</b> (α) Τομή της επιφάνειας δοκιμίου του χάλυβα 34CrNiMo6, όπου διακρίνεται καθαρά η σκληρυμένη (ανοιχτόχρωμη) περιοχή. (β) Μαρτενσίτης στη σκληρυμένη περιοχή δοκιμίου του χάλυβα Ck-45. Nital 2%.	14
<b>Σχ. 2.4:</b> Νησίδες αδιάλυτου προετηκτοειδούς φερρίτη (F) κοντά στη διεπιφάνεια σκληρυμένης περιοχής/μετάλλου βάσης, σε δοκίμιο του χάλυβα Ck-60. Nital 2%.	15
<b>Σχ. 2.5:</b> Τομή της επιφάνειας δοκιμίου από το χάλυβα 15CrNi6, όπου διακρίνεται η σκληρυμένη περιοχή (ανοιχτόχρωμη), η Θ.Ε.Ζ. (σκούρα) και το μέταλλο βάσης. Nital 2%.	16
<b>Σχ. 2.6:</b> Τυπικό προφίλ μικροσκληρότητας από δοκίμιο του χάλυβα Ck-45. Την ίδια μορφή είχαν και τα προφίλ μικροσκληρότητας των χαλύβων 34CrNiMo6 και Ck-60.	17
<b>Σχ. 2.7:</b> Σύγκριση των προφίλ μικροσκληρότητας μεταξύ δοκιμίων των χαλύβων Ck-45 και Ck-60.	18
<b>Σχ. 2.8:</b> Προφίλ μικροσκληρότητας δοκιμίου του χάλυβα Ck-45 που σκληρύνθηκε περισσότερο από το αντίστοιχο δοκίμιο του Ck-60.	19
<b>Σχ. 2.9:</b> Χαρακτηριστικό προφίλ μικροσκληρότητας από δοκίμιο του χάλυβα 15CrNi6. Η μικροσκληρότητα μειώνεται βαθμιαία μέσα στη Θ.Ε.Ζ.	19
<b>Σχ. 2.10:</b> Το βάθος σκλήρυνσης σαν συνάρτηση των συνθηκών κατεργασίας για το χάλυβα 34CrNiMo6. Παρόμοια διαγράμματα δημιουργήθηκαν για όλους τους χάλυβες που εξετάστηκαν.	21
<b>Σχ. 2.11:</b> Χαρακτηριστικός θερμικός κύκλος κατά την κατεργασία σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser και οι κρίσιμες θερμοκρασίες των χαλύβων Ck-45 και Ck-60.	22
<b>Σχ. 2.12:</b> Επίδραση θερμοκρασίας και χρόνου ενανθράκωσης στο πάχος του ενανθρακωμένου στρώματος σε χάλυβα [28].	26
<b>Σχ. 2.13:</b> (α) Πριν τη κατεργασία το υπόστρωμα επικαλύπτεται με διάλυμα γραφίτη σε αλκοόλη. (β) Η δέσμη laser διέρχεται πάνω από την επιφάνεια και τη θερμαίνει.	28

<b>Σχ. 2.14:</b> Τομή της επιφάνειας ενανθρακωμένου δοκιμίου όπου διακρίνονται η ενανθρακωμένη περιοχή (Ε.Π.), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Θ.Ε.Ζ.) και το μέταλλο βάσης (Μ.Β.). Nital 2%.	33
<b>Σχ. 2.15:</b> Οι Ε.Π. των δοκιμίων που επικαλύφθηκαν με εμπορικό σπρέι γραφίτη και ενανθρακώθηκαν με τις εξής παραμέτρους: (α) 750 W, 7 mm, 0.4 m/min και 5 περάσματα της δέσμης, (β) 750 W, 7 mm, 0.2 m/min και 2 περάσματα της δέσμης. Picral.	34
<b>Σχ. 2.16:</b> Η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που ενανθρακώθηκε με 2800 W, 6 mm, 1.5 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser και αποτελείται από πλακίδια μαρτενσίτη σε μήτρα παραμένοντα ωστενίτη. Nital 2%.	35
<b>Σχ. 2.17:</b> Η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που ενανθρακώθηκε με 1500 W, 4.8 mm, 0.6 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser και αποτελείται από βελονοειδή μαρτενσίτη και ορισμένα μαρτενσιτικά πλακίδια. Nital 2%.	35
<b>Σχ. 2.18:</b> α) Η τομή της επιφάνειας του δοκιμίου που ακτινοβολήθηκε με ισχύ 1600 W, διάμετρο δέσμης 4.8 mm, ταχύτητα σάρωσης 0.6 m/min και 5 περάσματα της δέσμης. Το ανώτερο τμήμα της Ε.Π. αποτελείται από μήτρα βελονοειδή μαρτενσίτη που περιέχει και ορισμένα μαρτενσιτικά πλακίδια. Στο κατώτερο τμήμα της Ε.Π. έχουν σχηματιστεί δενδρίτες. β) Οι δενδρίτες αυτοί αποτελούνται από βελονοειδή μαρτενσίτη, ενώ η λευκή φάση που παρεμβάλλεται μεταξύ των δενδριτών είναι η ευτηκτική $\gamma+M_3C$ . Nital 2%.	37
<b>Σχ. 2.19:</b> Η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που είχε επικαλυφθεί με αιώρημα σκόνης γραφίτη σε αιθανόλη και ακτινοβολήθηκε με ισχύ 1300 W, διάμετρο δέσμης 3 mm, ταχύτητα σάρωσης 0.8 m/min και 2 περάσματα της δέσμης laser. Nital 2%.	38
<b>Σχ. 2.20:</b> Χαρακτηριστικό προφίλ μικροσκληρότητας ενανθρακωμένου δοκιμίου χάλυβα 15CrNi6.	39
<b>Σχ. 2.21:</b> Ρήγμα σε μαρτενσιτική μήτρα στο δοκίμιο που επικαλύφθηκε με εμπορικό σπρέι γραφίτη και ακτινοβολήθηκε με 1500 W, διάμετρο δέσμης 4.8 mm, ταχύτητα 0.6 m/min και 2 περάσματα της δέσμης laser. Nital 2%.	40
<b>Σχ. 2.22:</b> Πόροι αερίων στην επιφάνεια ενανθρακωμένων δοκιμίων που ακτινοβολήθηκαν με ισχύ 1300 W, διάμετρο δέσμης 3 mm, ταχύτητα σάρωσης 0.8 m/min και (α) 1 πέρασμα της δέσμης laser, (β) 5 περάσματα της δέσμης laser.	41
<b>Σχ. 3.1:</b> Θερμικός κύκλος σημείου της επιφάνειας χάλυβα που ακτινοβολείται από δέσμη laser.	44
<b>Σχ. 3.2:</b> Πλάκα πεπερασμένων διαστάσεων ( $L \times w \times b$ ), στην επιφάνεια της οποίας κινείται, με ταχύτητα $u$ προς τη διεύθυνση του άξονα $x$ , θερμική πηγή κυκλικής διατομής ακτίνας $r_b$ .	47
<b>Σχ. 3.3:</b> Η θέση του καννάβου του μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων δύο διαστάσεων.	49

<b>Σχ. 3.4:</b> Κάνναβος δύο διαστάσεων με ανομοιόμορφη διακριτοποίηση.	50
<b>Σχ. 3.5:</b> Κατανομή Gauss της εντάσεως δέσμης laser.	51
<b>Σχ. 3.6:</b> Η θέση της δέσμης laser ως προς τον κάνναβο σε χρόνο (α) $t = 0$ , (β) $t = t_{del}$ και (γ) $t = t_{int}$ .	54
<b>Σχ. 3.7:</b> Η θερμική αγωγιμότητα του χάλυβα 30CrNiMo8 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία.	55
<b>Σχ. 3.8:</b> Η ειδική θερμότητα του χάλυβα 30CrNiMo8 σαν συνάρτηση της θερμοκρασίας.	56
<b>Σχ. 3.9:</b> Ο κάνναβος του μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων τριών διαστάσεων.	57
<b>Σχ. 3.10:</b> Κάνναβος τριών διαστάσεων με ανομοιόμορφη διακριτοποίηση.	58
<b>Σχ. 3.11:</b> Κάνναβος τριών διαστάσεων με ομοιόμορφη διακριτοποίηση.	58
<b>Σχ. 3.12:</b> Ισοθερμοκρασιακές καμπύλες σε κάνναβο 2-D, κατά την επιφανειακή θέρμανση χάλυβα Ck-60 με δέσμη laser. (α) $t = 5.04$ msec, (β) $t = 31.5$ msec, (γ) $t = 76.8$ msec και (δ) $t = 120$ msec.	61
<b>Σχ. 3.13:</b> Ισοθερμοκρασιακές καμπύλες σε κάνναβο 3-D, κατά την ενανθράκωση χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser. (α) $t = 2.39$ sec, (β) $t = 3.89$ sec, (γ) $t = 5.41$ sec και (δ) $t = 10$ sec.	62
<b>Σχ. 3.14:</b> Θερμικοί κύκλοι σε διάφορα σημεία χάλυβα Ck-60, που ακτινοβολήθηκε με $P=1500$ W, $r_b=2.5$ mm και $u=4.6$ m/min.	63
<b>Σχ. 3.15:</b> Μέγιστη θερμοκρασία σε συνάρτηση της απόστασης από την επιφάνεια, όπως υπολογίστηκε από 2-D μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων για το χάλυβα 34CrNiMo6. Ταχύτητα σάρωσης (α) 10.5 m/min και (β) 9 m/min.	65
<b>Σχ. 3.16:</b> Τρόπος καθορισμού της μέγιστης θερμοκρασίας και του χρόνου πάνω από τη κρίσιμη θερμοκρασία $A_{c1}$ , για τυχαίο σημείο του υλικού.	66
<b>Σχ. 3.17:</b> Ο ρυθμός μεταβολής της θερμοκρασίας στον κόμβο του χάλυβα Ck-60, που βρισκόταν στο κέντρο της δέσμης ( $y = 0$ , $z = 0$ ), για συνθήκες ακτινοβολήσης $P = 1500$ W, $r_b = 2.5$ mm και $u = 4.6$ m/min.	67
<b>Σχ. 4.1:</b> Προσέγγιση του θερμικού κύκλου που χρησιμοποιήθηκε για τις προσομοιώσεις κινητικής.	72
<b>Σχ. 4.2:</b> Εναλλασσόμενες λαμέλλες $Fe_3C$ και φερρίτη σε περλιτική μικροδομή του χάλυβα Ck-60.	73
<b>Σχ. 4.3:</b> α) Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου για τη προσομοίωση διαλυτοποίησης περλίτη και β) μεγέθυνση της λεπτομέρειας A, που δείχνει τον τρόπο ανάπτυξης του ωστενίτη μέσα στον περλίτη.	74
<b>Σχ. 4.4:</b> Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου διαλυτοποίησης προευθηκτοειδούς φερρίτη.	79

- Σχ. 4.5:** Χαρακτηριστική καμπύλη κλάσματος όγκου περλίτη που μετασχηματίστηκε σε ωστενίτη σε συνάρτηση με τον χρόνο, για  $T_{\max} = 1073.15 \text{ K}$ ,  $\tau = 5.8688 \times 10^{-4} \text{ sec}$  και  $L_{\text{cem}} = 5 \text{ nm}$ . 83
- Σχ. 4.6:** Προφίλ συγκέντρωσης C κατά τη διαλυτοποίηση περλίτη με  $T_{\max} = 1073.15 \text{ K}$ ,  $\tau = 5.8688 \times 10^{-3} \text{ sec}$  και  $L_{\text{cem}} = 25 \text{ nm}$ . 84
- Σχ. 4.7:** Κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματίστηκε σε ωστενίτη,  $f_{\text{py}}$ , σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής και της μέγιστης θερμοκρασίας, για μήκος περιοχής  $\text{Fe}_3\text{C}$  (α) 5 nm, (β) 10 nm, (γ) 25 nm και (δ) 50 nm. 86
- Σχ. 4.8:** Η μεταβολή του συντελεστή k με τη μέγιστη θερμοκρασία. 88
- Σχ. 4.9:** Η μεταβολή του συντελεστή α με το διαλαμελλικό διάστημα. 89
- Σχ. 4.10:** Ο θερμικός κύκλος κατά το δεύτερο στάδιο προσομοίωσης θεωρήθηκε ότι ξεκινούσε από τη θερμοκρασία πλήρους διαλυτοποίησης του περλίτη,  $T_d$ . 92
- Σχ. 4.11:** Η μεταβολή της θερμοκρασίας  $T_d$  με το ρυθμό θέρμανσης, κατά τη διαλυτοποίηση περλίτη με  $L_{\text{cem}} = 5 \text{ nm}$ . 93
- Σχ. 4.12:** Κλάσμα όγκου ωστενίτη στο σύστημα,  $f_{\gamma}$ , σε συνάρτηση με το χρόνο, για  $T_{\max} = 1123.15 \text{ K}$ ,  $\tau = 2.4672 \times 10^{-2} \text{ sec}$ ,  $L_{\text{cem}} = 25 \text{ nm}$  και  $L_{\text{pro},\alpha} = 0.25 \mu\text{m}$ . 93
- Σχ. 4.13:** Προφίλ συγκέντρωσης C κατά τη διαλυτοποίηση προευτηκτοειδούς φερρίτη για παραμέτρους προσομοίωσης  $T_{\max} = 1173.15 \text{ K}$ ,  $\tau = 6.9344 \times 10^{-3} \text{ sec}$ ,  $L_{\text{cem}} = 5 \text{ nm}$  και  $L_{\text{pro},\alpha} = 1 \mu\text{m}$ . 94
- Σχ. 4.14:** Το κλάσμα όγκου ωστενίτη στο σύστημα σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής και της μέγιστης θερμοκρασίας θερμικού κύκλου για  $L_{\text{cem}}$  και  $L_{\text{pro},\alpha}$  (α) 25 nm και 0.25  $\mu\text{m}$ , (β) 50 nm και 0.25  $\mu\text{m}$ , (γ) 10 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (δ) 25 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (ε) 50 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (στ) 25 nm και 1  $\mu\text{m}$  και (ζ) 50 nm και 1  $\mu\text{m}$ , αντίστοιχα. 99
- Σχ. 4.15:** Η μεταβολή του εκθέτη n της Εξ. (4.28) με τη μέγιστη θερμοκρασία, για διάφορα μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη. 100
- Σχ. 4.16:** Ο συντελεστής k της Εξ. (4.28) σαν συνάρτηση της μέγιστης θερμοκρασίας θερμικού κύκλου,  $T_{\max}$ . Οι γραμμές αντιστοιχούν σε διαφορετικά μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη. 101
- Σχ. 5.1:** Ο κάρναβος 2-D με τον οποίο υπολογίστηκαν οι θερμικοί κύκλοι στο χάλυβα Ck-60. 106
- Σχ. 5.2:** Καθορισμός των  $T_{\max}$ ,  $\tau$ ,  $H_C$  και  $H_R$  από τους υπολογισμένους με το μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων θερμικούς κύκλους. 107
- Σχ. 5.3:** Η αρχική μικροδομή του χάλυβα Ck-60, αποτελούμενη από λαμελλοειδή περλίτη και προευτηκτοειδή φερρίτη. 108

- Σχ. 5.4:** Η μικροδομή της σκληρυμένης περιοχής σε δοκίμια του χάλυβα Ck-60. Ισχύς δέσμης 1500 W, διάμετρος δέσμης 5 mm. (α) Ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min, σταυρός στο σημείο  $y=0.7$  mm (απόσταση από κέντρο δέσμης),  $z=0.1$  mm (απόσταση από επιφάνεια), (β) ταχύτητα σάρωσης 3 m/min, σταυρός στο σημείο  $y=0.1$  mm,  $z=0.3$  mm. 110
- Σχ. 5.5:** Κατανομή κλάσματος όγκου οστενίτη στην τομή της επιφάνειας δοκιμίου του χάλυβα Ck-60, που ακτινοβολήθηκε με ισχύ δέσμης 1500 W, διάμετρο δέσμης 5 mm και ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min. (α) Υπολογιστικό και (β) πειραματικό αποτέλεσμα. 112
- Σχ. 5.6:** Ο θερμικός κύκλος που αναπτύσσεται στην επιφάνεια του χάλυβα 15CrNi6, όταν ακτινοβολείται με ισχύ δέσμης 750 W, διάμετρο δέσμης 7 mm και ταχύτητα σάρωσης 0.2 m/min. 115
- Σχ. 5.7:** Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου προσομοίωσης ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser. 116
- Σχ. 5.8:** Προφίλ συγκέντρωσης C στην επιφάνεια του χάλυβα 15CrNi6, σε διάφορες χρονικές στιγμές. 118
- Σχ. 5.9:** Το τελικό προφίλ συγκέντρωσης C στην επιφάνεια του χάλυβα, μετά από διάστημα ενανθράκωσης μόλις 1.7 sec. 119
- Σχ. 5.10:** Η εξέλιξη της συγκέντρωσης C με το χρόνο, σε διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια. 119
- Σχ. 5.11:** Η ροή μάζας ατόμων C σαν συνάρτηση του χρόνου ενανθράκωσης, για διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια του υποστρώματος. 120

## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ ΠΙΝΑΚΩΝ

<b>Πίνακας 2.1:</b> Η χημική σύσταση των χαλύβων 15CrNi6, 34CrNiMo6, Ck-45 και Ck-60 (% κ.β.).	10
<b>Πίνακας 2.2:</b> Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα του χάλυβα Ck-60.	10
<b>Πίνακας 2.3:</b> Πειραματικές συνθήκες κατεργασίας του χάλυβα Ck-45.	11
<b>Πίνακας 2.4:</b> Συνθήκες κατεργασίας των πειραμάτων, στους επιβελτιωμένους χάλυβες 15CrNi6 και 34CrNiMo6.	11
<b>Πίνακας 2.5:</b> Μέγιστο βάθος σκλήρυνσης που επετεύχθη σε κάθε χάλυβα, χωρίς τήξη της επιφάνειας.	20
<b>Πίνακας 2.6:</b> Οι κρίσιμες θερμοκρασίες των χαλύβων 15CrNi6, 34CrNiMo6, Ck-45 και Ck-60.	21
<b>Πίνακας 2.7:</b> Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με επίστρωση εμπορικού σπρέι γραφίτη.	31
<b>Πίνακας 2.8:</b> Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με επίστρωση αιωρήματος γραφίτη σε αιθανόλη.	31
<b>Πίνακας 4.1:</b> Τιμές των παραμέτρων θερμικού κύκλου που χρησιμοποιήθηκαν στις προσομοιώσεις.	81
<b>Πίνακας 4.2:</b> Τιμές των χαρακτηριστικών της αρχικής μικροδομής που χρησιμοποιήθηκαν στην παραμετρική ανάλυση.	82
<b>Πίνακας 5.1:</b> Οι συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν για το παράδειγμα σχεδιασμού της σκλήρυνσης μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60.	105







# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

## ΕΙΣΑΓΩΓΗ

### 1.1 Αντικείμενο και στόχοι

Η παρούσα διδακτορική διατριβή εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας και βασικό της αντικείμενο ήταν η διερεύνηση των μετασχηματισμών φάσεων, οι οποίοι λαμβάνουν χώρα κατά την ακτινοβόληση της επιφάνειας χαλύβων με δέσμη laser. Η ειδοποιός διαφορά μεταξύ της επιφανειακής θέρμανσης ενός χάλυβα από μία δέσμη laser και από κάποια άλλη πηγή θερμότητας, έγκειται στους εξαιρετικά υψηλούς ρυθμούς και στα ιδιαίτερα σύντομα χρονικά διαστήματα θέρμανσης, που παρατηρούνται στην περίπτωση της δέσμης laser. Η τάξη μεγέθους των αναπτυσσόμενων ρυθμών θέρμανσης φτάνει και πολλές φορές υπερβαίνει τους  $10^4$  K/sec, ενώ ο συνολικός χρόνος θέρμανσης της επιφάνειας δεν ξεπερνά, συνήθως, τις μερικές δεκάδες msec [1]. Οι ακραίες αυτές συνθήκες θέρμανσης θέτουν ερωτήματα, σχετικά με τον τρόπο που εξελίσσονται οι απαραίτητοι για τη μεταβολή της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων της επιφάνειας μετασχηματισμοί φάσεων, κατά την επιφανειακή κατεργασία χαλύβων με δέσμη laser.

Στις πλέον χαρακτηριστικές και πρακτικά εφαρμόσιμες επιφανειακές κατεργασίες χαλύβων με δέσμη laser, ανήκουν η *σκλήρυνση μετασχηματισμού* (transformation hardening) και η *ενανθράκωση* (carburizing). Η σκλήρυνση μετασχηματισμού βασίζεται στη χρησιμοποίηση της ενέργειας της δέσμης, με σκοπό τη θέρμανση ενός λεπτού στρώματος της επιφάνειας, η οποία οδηγεί στη διαλυτοποίηση της αρχικής μικροδομής και στο σχηματισμό ωστενίτη. Οι επακόλουθοι υψηλοί ρυθμοί ψύξης, που προκαλούνται από την ταχεία αγωγή της θερμότητας προς το ψυχρό εσωτερικό του υλικού, απουσία εξωτερικού ψυκτικού μέσου (self-quenching), έχουν σαν αποτέλεσμα το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη και, συνεπώς, την αύξηση της σκληρότητας της επιφάνειας [2].

Σε αντίθεση με τη σκλήρυνση μετασχηματισμού, όπου η χημική σύσταση της επιφάνειας δεν μεταβάλλεται, κατά την ενανθράκωση χαλύβων με δέσμη laser η επιφάνεια θερμαίνεται με σκοπό τον εμπλουτισμό της σε άνθρακα, με χρήση κατάλληλου ενανθρακωτικού μέσου (γραφίτη). Ο εμπλουτισμός επιτυγχάνεται είτε με τήξη της επιφάνειας και διάλυση του γραφίτη στην υγρή φάση, είτε με ωστενιτοποίηση της επιφάνειας και διάχυση των ατόμων C σε στερεά κατάσταση μέσα στον ωστενίτη [3].

Οι παραπάνω επιφανειακές κατεργασίες με δέσμη laser παρουσιάζουν μία σειρά πλεονεκτημάτων έναντι αντίστοιχων συμβατικών κατεργασιών, με σπουδαιότερα τα εξής [4]:

- Δυνατότητα τοπικής κατεργασίας σε πολύ μικρές επιφάνειες με υψηλή ακρίβεια
- Ελαχιστοποίηση θερμικών παραμορφώσεων
- Ελεγχόμενη θερμική διείδυση στο υλικό
- Ελαχιστοποίηση της περαιτέρω απαιτούμενης μηχανουργικής κατεργασίας
- Εύκολη προσαρμογή σε αυτοματοποίηση
- Φιλικότητα προς το περιβάλλον

Τα πλεονεκτήματα αυτά, που προσδίδουν στις δύο κατεργασίες αυξημένο τεχνολογικό και βιομηχανικό ενδιαφέρον, καθώς και οι ανάγκες του ερευνητικού προγράμματος της Γενικής Γραμματείας Έρευνας και Τεχνολογίας, Ε.Π.Ε.Τ. Π/170 “Κατεργασίες Βιομηχανικών Υλικών με Δέσμες Laser – LaserMat”, οδήγησαν στην επιλογή της διερεύνησης των συγκεκριμένων επιφανειακών κατεργασιών.

Ο βασικός στόχος που τέθηκε στα πλαίσια της παρούσας διατριβής, ήταν η ανάπτυξη μίας, όσο το δυνατόν πιο αξιόπιστης, μεθοδολογίας σχεδιασμού των επιφανειακών κατεργασιών με δέσμη laser σε χάλυβες. Η αρχική ιδέα ήταν η μεθοδολογία αυτή να μπορεί να χρησιμοποιηθεί σαν ένα ολοκληρωμένο εργαλείο σχεδιασμού, το οποίο να δίδει τη δυνατότητα πρόβλεψης της επίδρασης της κατεργασίας στο υλικό, σε σχέση με τις συνθήκες κατεργασίας και τα αρχικά χαρακτηριστικά του ίδιου του υλικού. Για την επίτευξη του βασικού στόχου ετέθησαν μία σειρά από επιμέρους στόχους, οι οποίοι συνοψίζονται στα εξής:

- Πειραματική διερεύνηση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης με δέσμη laser σε χάλυβες.
- Ανάπτυξη κατάλληλων μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων, με σκοπό τον υπολογισμό του θερμοκρασιακού πεδίου που αναπτύσσεται στο υλικό, κατά την ακτινοβολήσή του με δέσμη laser.
- Προσομοίωση των μετασχηματισμών φάσεων που λαμβάνουν χώρα στο υλικό κατά την κατεργασία, με χρήση μοντέλων υπολογιστικής κινητικής.
- Πρόβλεψη της μικροδομής της επιφάνειας μετά την κατεργασία και συσχέτιση με τις συνθήκες κατεργασίας και τα χαρακτηριστικά της αρχικής μικροδομής.

- Σύγκριση των υπολογιστικών αποτελεσμάτων με πειραματικά ευρήματα.
- Χρήση των υπολογιστικών μοντέλων στο σχεδιασμό των κατεργασιών.

## 1.2 Στοιχεία πρωτότυπης έρευνας

Από τα σημεία που αναφέρθηκαν παραπάνω, εκείνα που κυρίως συνεισέφεραν σε επίπεδο πρωτότυπης έρευνας, η οποία αποτελεί απαραίτητο στοιχείο κάθε διδακτορικής διατριβής, ήταν η υπολογιστική προσομοίωση της κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων σε συνθήκες ταχείας και μη ισόθερμης θέρμανσης, η συσχέτιση των αποτελεσμάτων των προσομοιώσεων με παραμέτρους που επηρεάζονται από τις συνθήκες κατεργασίας και την αρχική κατάσταση του υλικού, καθώς και η ολοκληρωμένη προσέγγιση του θέματος του σχεδιασμού των κατεργασιών με τη χρήση υπολογιστικών μέσων.

Οι μέχρι σήμερα προσπάθειες προσομοίωσης της κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων σε κράματα περιορίζονται είτε στην περίπτωση ισόθερμων κατεργασιών, είτε στη περίπτωση μη ισόθερμων κατεργασιών με σχετικά χαμηλούς ρυθμούς θέρμανσης. Μάλιστα, μια τεχνική που έχει υιοθετηθεί σε ορισμένες περιπτώσεις για την προσέγγιση μίας μη ισόθερμης κατεργασίας, προβλέπει την αντικατάσταση αυτής με μία ισοδύναμη ισόθερμη, μία κατεργασία δηλαδή κατά την οποία στο υλικό προσδίδεται ισόποση θερμότητα και για ίδιο χρονικό διάστημα, όπως και για την περίπτωση της αντίστοιχης μη ισόθερμης, σε σταθερή όμως θερμοκρασία.

Είναι, βέβαια, φανερό ότι τέτοιες προσεγγίσεις αγνοούν σημαντικό μέρος από τη δυναμική φύση του προβλήματος, καθώς σε έναν μη ισόθερμο μετασχηματισμό φάσεων διάφορα μεγέθη, όπως η θερμοδυναμική ωθούσα δύναμη του μετασχηματισμού ή οι συντελεστές διάχυσης, μεταβάλλονται συνεχώς με το χρόνο. Έτσι, για να επιτευχθεί μία όσο το δυνατόν ακριβέστερη προσομοίωση της πραγματικής κατάστασης, είναι απαραίτητο να ληφθεί υπόψη η συνεχής μεταβολή της θερμοκρασίας. Το γεγονός αυτό αποκτά ιδιαίτερη σημασία στη περίπτωση της ακτινοβολήσης με δέσμη laser, όπου η ταχύτητα μεταβολής της θερμοκρασίας είναι πολύ υψηλή. Προς την κατεύθυνση αυτή κινήθηκαν οι προσπάθειες προσομοίωσης της κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων στη παρούσα διατριβή.

Βασικό ρόλο στην επίτευξη των πρωτότυπων ερευνητικών στόχων που αναφέρθηκαν προηγουμένως, είχε η χρησιμοποίηση του λογισμικού προσομοίωσης μετασχηματισμών φάσεων υπό διαχυτικό έλεγχο DICTRA [5,6]. Η μεθοδολογία προσομοίωσης των μετασχηματισμών φάσεων που ακολουθεί το DICTRA εστιάζεται στην αριθμητική επίλυση των εξισώσεων διάχυσης με πολλά συστατικά, κάνοντας την υπόθεση ότι στις διεπιφάνειες

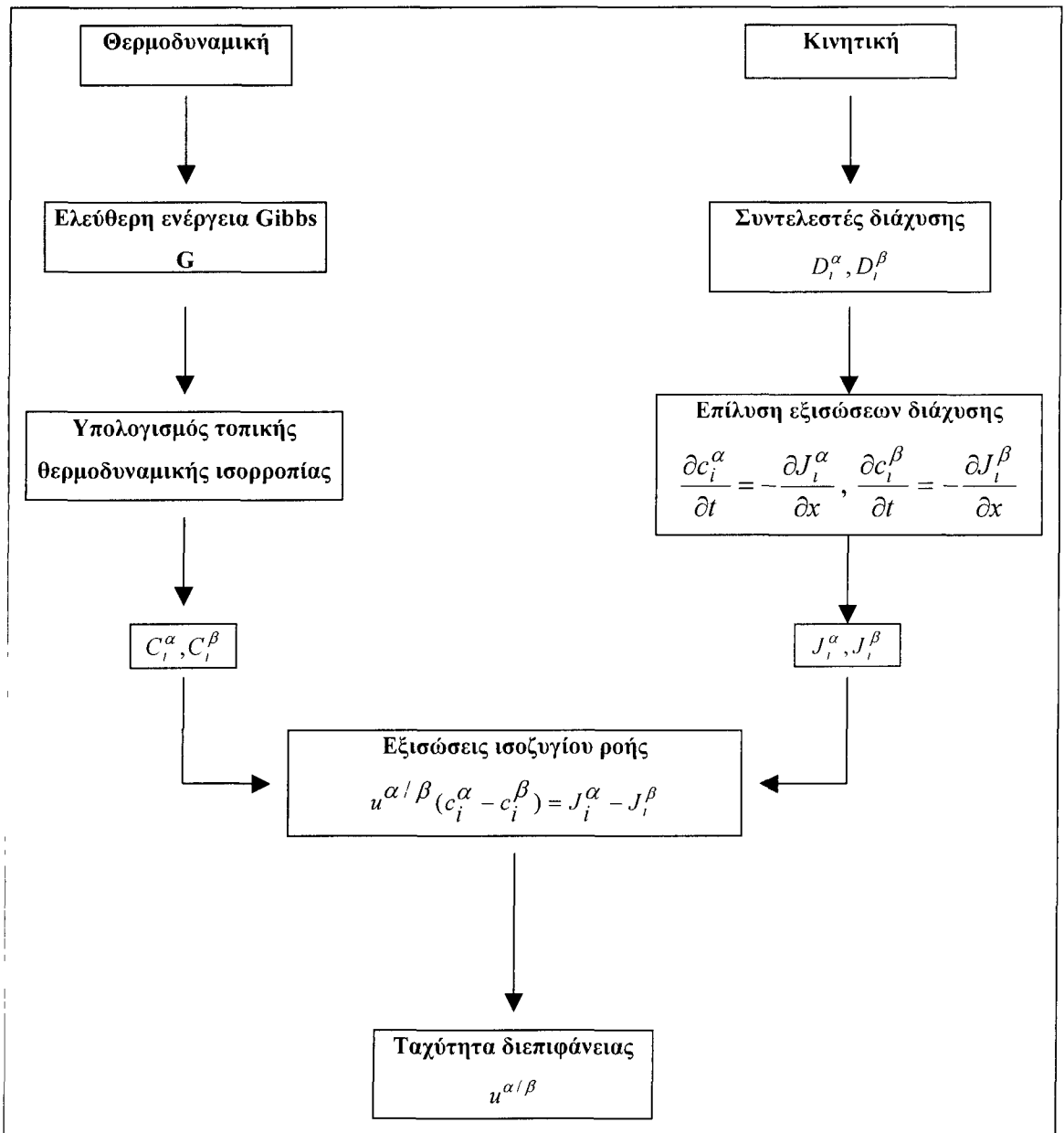
μεταξύ των φάσεων επικρατεί τοπική θερμοδυναμική ισορροπία [7]. Ωστόσο, η μεγάλη ισχύς του DICTRA έγκειται στον τρόπο υπολογισμού των συντελεστών διάχυσης που χρησιμοποιεί, ο οποίος λαμβάνει υπόψη τόσο κινητικά, όσο και θερμοδυναμικά δεδομένα των συστατικών και των φάσεων που εμπλέκονται στο μετασχηματισμό [8].

Για την προσομοίωση ενός μετασχηματισμού φάσεων, έστω  $\beta \rightarrow \alpha$ , το λογισμικό DICTRA ακολουθεί τα εξής βήματα υπολογισμού:

- α) επίλυση των εξισώσεων διάχυσης στο εσωτερικό κάθε φάσης ( $\alpha$  και  $\beta$ ) και για κάθε συστατικό  $i$  ( $i = 1, 2, \dots, n$ )
- β) υπολογισμός τοπικής θερμοδυναμικής ισορροπίας στη διεπιφάνεια  $\alpha/\beta$  (σε σύζευξη με το λογισμικό υπολογιστικής κινητικής κραμάτων Thermo-Calc [9])
- γ) επίλυση του ισοζυγίου ροής μάζας κάθε συστατικού  $i$  στη διεπιφάνεια  $\alpha/\beta$
- δ) μετατόπιση της διεπιφάνειας

Στο Σχ. 1.1 παρουσιάζεται εποπτικά το διάγραμμα ροής της μεθοδολογίας DICTRA. Στο διάγραμμα,  $c_i^\alpha$  και  $c_i^\beta$  είναι οι συγκεντρώσεις ισορροπίας του συστατικού  $i$  επάνω στη διεπιφάνεια στις φάσεις  $\alpha$  και  $\beta$ , αντίστοιχα,  $J_i^\alpha$  και  $J_i^\beta$  η ροή μάζας του συστατικού  $i$  στο εσωτερικό κάθε φάσης και  $u^{\alpha\beta}$  η ταχύτητα της διεπιφάνειας  $\alpha/\beta$ .

Όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως, η σημασία του DICTRA στην υλοποίηση της παρούσας διατριβής ήταν ιδιαίτερος μεγάλη. Ωστόσο, ιδιαίτερα εκτενής και σημαντική ήταν και η πειραματική διαδικασία επιφανειακής σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης με δέσμη laser, που πραγματοποιήθηκε σε διάφορους χάλυβες. Πιο συγκεκριμένα, η πειραματική διαδικασία της σκλήρυνσης μετασχηματισμού περιελάμβανε την πραγματοποίηση πειραμάτων σε τέσσερις διαφορετικούς χάλυβες (Ck-45, Ck-60, 15CrNi6, 34CrNiMo6), με σκοπό τον καθορισμό της επίδρασης των παραμέτρων κατεργασίας και της αρχικής μικροδομής στην παραγόμενη μετά τη κατεργασία μικροδομή, το βάθος σκλήρυνσης και τη μικροσκληρότητα της επιφάνειας. Επίσης, όσον αφορά την ενανθράκωση με δέσμη laser, έγιναν πειράματα στο χάλυβα ενανθρακώσεως 15CrNi6, όπου στόχος ήταν ο καθορισμός περιοχών συνθηκών κατεργασίας, στις οποίες επιτυγχάνεται ενανθράκωση με τους δύο μηχανισμούς που αναφέρθηκαν νωρίτερα (τήξη της επιφάνειας ή διάχυση σε στερεά κατάσταση). Για την διενέργεια των πειραμάτων των δύο επιφανειακών κατεργασιών, χρησιμοποιήθηκε ο εξοπλισμός των E.B.E.T.A.M. A.E. και L.I.C./I.T.E. Λεπτομέρειες σχετικά με την πειραματική διαδικασία και τα αποτελέσματά της αναφέρονται στο Κεφάλαιο 2.



Σχ. 1.1: Διάγραμμα ροής της μεθόδου DICTRA [7].

Το Κεφάλαιο 3 της διατριβής ασχολείται με την ανάπτυξη μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων, με τα οποία έγινε εφικτή η λήψη δεδομένων σχετικά με το θερμοκρασιακό πεδίο που αναπτύσσεται στο υλικό, όταν αυτό ακτινοβολείται από δέσμη laser. Για την ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων χρησιμοποιήθηκε το πακέτο ABAQUS, το οποίο διατέθηκε από το Εργαστήριο Μηχανικής και Αντοχής Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης μεταφοράς θερμότητας με πεπερασμένα στοιχεία ήταν

απαραίτητα για την συνέχεια της διατριβής, καθώς αποτελούσαν δεδομένα εισόδου στα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής.

Ο τρόπος με τον οποίο αναπτύχθηκαν και χρησιμοποιήθηκαν τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής, για την προσομοίωση σχηματισμού ωστενίτη κατά την ταχεία θέρμανση χαλύβων, παρουσιάζεται στο Κεφάλαιο 4. Το κεφάλαιο αυτό, που αποτελεί βασικό άξονα της διατριβής, περιέχει την μαθηματική περιγραφή των μοντέλων, την παραμετρική μελέτη που πραγματοποιήθηκε με τη χρησιμοποίησή τους, τα αποτελέσματα της παραμετρικής μελέτης, καθώς και την ερμηνεία αυτών. Στο ίδιο κεφάλαιο έγινε και μία προσπάθεια κατανόησης των μηχανισμών που διέπουν το σχηματισμό ωστενίτη κάτω από συνθήκες ταχείας θέρμανσης, βασισμένη στα υπολογιστικά αποτελέσματα.

Στη συνέχεια, το Κεφάλαιο 5 πραγματεύεται τον τρόπο με τον οποίο τα παραπάνω υπολογιστικά μέσα μπορούν να χρησιμοποιηθούν, σε μία ολοκληρωμένη προσπάθεια σχεδιασμού επιφανειακών κατεργασιών με δέσμη laser. Η μεθοδολογία χρησιμοποιήθηκε για την πρόβλεψη των ποσοστών των φάσεων που σχηματίζονται κατά τη σκλήρυνση μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60 και στη συνέχεια έγινε σύγκριση με μετρήσεις ποσοτικής μεταλλογραφίας, σε αντίστοιχα πειραματικά δοκίμια του ίδιου χάλυβα. Επίσης, στο Κεφάλαιο 5, δίνεται ένα παράδειγμα εφαρμογής της μεθοδολογίας και για την περίπτωση της ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser, μέσω του μηχανισμού της διάχυσης C σε στερεά κατάσταση.

Τέλος, στο Κεφάλαιο 6, διατυπώνονται τα συμπεράσματα που προέκυψαν με την ολοκλήρωση της διατριβής. Επιπρόσθετα, προτείνονται θέματα που θα μπορούσαν να διερευνηθούν περαιτέρω στο μέλλον από επόμενους ερευνητές.

Το κείμενο της διδακτορικής διατριβής κλείνει με δύο πολύ χρήσιμα Παραρτήματα. Στο Παράρτημα I αναλύεται ο τρόπος με τον οποίο υπολογίζονται με τη μέθοδο DICTRA οι αναγκαίοι συντελεστές διάχυσης σε πολυμερή κραματικά συστήματα. Στο Παράρτημα II περιγράφεται λεπτομερώς η αριθμητική μέθοδος επίλυσης συζευγμένων εξισώσεων διάχυσης σε πολυμερή κραματικά συστήματα, η οποία είναι ενσωματωμένη στο λογισμικό DICTRA.



## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2

### ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ – ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

#### ΜΕΡΟΣ Α΄

#### ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΗ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ

##### 2.1 Εισαγωγή

Η σκλήρυνση μετασχηματισμού χαλύβων με δέσμη laser ήρθε τα τελευταία χρόνια να ανταγωνιστεί τις αντίστοιχες συμβατικές μεθόδους, όπως η φλογοβαφή και η επαγωγική σκλήρυνση, καθώς έχει να παρουσιάσει μία σειρά από πλεονεκτήματα έναντι αυτών. Τα σημαντικότερα πλεονεκτήματα αφορούν την πολύ καλά ελεγχόμενη και τοπική θερμική επιρροή στο υλικό, την ελαχιστοποίηση των παραμορφώσεων που επιβάλλονται στο υπό κατεργασία τεμάχιο, τη δυνατότητα για σκλήρυνση σε πολύ μικρές επιφάνειες με μεγάλη ακρίβεια, τη χημική καθαρότητα και τέλος την εύκολη προσαρμογή της κατεργασίας σε αυτοματοποίηση [4].

Η κατεργασία βασίζεται στη χρησιμοποίηση της οπτικής ενέργειας της δέσμης laser για να θερμανθεί ένα λεπτό στρώμα της επιφάνειας του χάλυβα. Το στρώμα αυτό κατά τη θέρμανσή του μετασχηματίζεται σε ωστενίτη. Στη συνέχεια, καθώς η δέσμη laser απομακρύνεται από την επιφάνεια, η θερμότητα μεταφέρεται με αγωγή στον ψυχρό κυρίως όγκο του υλικού, που δεν έχει επηρεαστεί από τη δέσμη. Σημαντικό στοιχείο της κατεργασίας αποτελεί η μη αναγκαιότητα χρησιμοποίησης εξωτερικού ψυκτικού μέσου, καθώς η θερμότητα απάγεται ταχύτατα από το ίδιο το υλικό (self-quenching). Οι ρυθμοί ψύξης που αναπτύσσονται είναι συνήθως αρκετά υψηλοί, ώστε να προκαλέσουν το μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη [10]. Η δημιουργία μαρτενσίτη στην επιφάνεια επιφέρει αύξηση της σκληρότητας και, κατά συνέπεια, αυξημένη αντοχή σε φθορά, διάβρωση και κόπωση [11]. Έχει μάλιστα παρατηρηθεί ό,τι η σκληρότητα που επιτυγχάνεται κατά την επιφανειακή σκλήρυνση με δέσμη laser, είναι συχνά υψηλότερη κατά 1 έως 4 HRC από την σκληρότητα που αντιστοιχεί στη περιεκτικότητα του χάλυβα σε C, λόγω των πολύ υψηλών ρυθμών ψύξης που επιτυγχάνονται [12].

Η επίτευξη σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser καθορίζεται από δύο ομάδες παραμέτρων [13]. Η πρώτη ομάδα αφορά παραμέτρους της δέσμης laser, δηλαδή την ισχύ και την επιφάνεια διατομής της, καθώς και την σχετική ταχύτητα με την οποία η δέσμη

κινείται ως προς την επιφάνεια. Οι παράμετροι αυτές ουσιαστικά αποτελούν τις συνθήκες κατεργασίας, οι οποίες μπορούν να επιλεγούν και να ρυθμιστούν κατάλληλα. Η δεύτερη ομάδα παραμέτρων περιλαμβάνει τις φυσικές ιδιότητες του υλικού, όπως η θερμική αγωγιμότητα, η ειδική θερμότητα και η πυκνότητα του υλικού, καθώς και ο συντελεστής απορρόφησης της ακτινοβολίας από την επιφάνεια.

Η επίδραση των παραμέτρων αυτών στο αποτέλεσμα της κατεργασίας, δηλαδή στο επιτυγχανόμενο βάθος σκλήρυνσης κάτω από την επιφάνεια και στην αύξηση της σκληρότητας που προκύπτει, είναι πολύ σημαντική. Αυτό οφείλεται στο ότι η μεταβολή κάποιας ή κάποιων από τις παραμέτρους επιδρά στη μέγιστη θερμοκρασία, τους ρυθμούς θέρμανσης και ψύξης και τη χρονική διάρκεια της θέρμανσης, σε αυτό δηλαδή που συνολικά ονομάζεται *θερμικός κύκλος* (thermal cycle). Η ποσότητα ισχύος της δέσμης που απορροφάται ανά μονάδα επιφανείας του υλικού, εκφράζεται από την *πυκνότητα ισχύος* (power density):

$$Q = \frac{P \cdot A}{\pi \cdot r_b^2} \quad (2.1)$$

όπου

Q...πυκνότητα ισχύος σε W/m<sup>2</sup>

P...ισχύς της δέσμης laser σε W

A...συντελεστής απορροφητικότητας της επιφάνειας στην ακτινοβολία της δέσμης

r<sub>b</sub>...ακτίνα της διατομής της δέσμης (για δέσμη κυκλικής διατομής) σε m

Είναι φανερό ότι όσο υψηλότερη είναι η πυκνότητα ισχύος, τόσο μεγαλύτερο είναι το ποσό ενέργειας που προσδίδεται στο υλικό, με αποτέλεσμα την ανάπτυξη υψηλότερων θερμοκρασιών και συνεπώς την εκτενέστερη θερμική επιρροή στην επιφάνεια. Σημαντική επίδραση στο θερμικό κύκλο έχει και ο χρόνος κατά τον οποίο η δέσμη βρίσκεται σε επαφή με κάποιο σημείο της επιφάνειας, ο οποίος εκφράζεται από τον μέσο *χρόνο αλληλεπίδρασης* (interaction time):

$$t_{\text{int}} = \frac{r_b}{u} \quad (2.2)$$

όπου

$t_{int}$ ... μέσος χρόνος αλληλεπίδρασης της δέσμης με την επιφάνεια σε sec  
u... ταχύτητα κίνησης της δέσμης (ταχύτητα σάρωσης) σε m/sec

Και εδώ γίνεται αντιληπτό ό,τι αυξημένοι χρόνοι αλληλεπίδρασης οδηγούν σε υψηλότερες θερμοκρασίες και επομένως μεγαλύτερη επίδραση στην επιφάνεια.

Στη βιβλιογραφία υπάρχει πληθώρα πειραματικών εργασιών, στις οποίες έχει διερευνηθεί η επίδραση των συνθηκών κατεργασίας (ισχύς και επιφάνεια διατομής δέσμης, ταχύτητα σάρωσης) στο βάθος σκλήρυνσης, τις παραγόμενες μικροδομές και τις μηχανικές ιδιότητες των κατεργασμένων επιφανειών. Οι εργασίες αυτές καλύπτουν ευρύ φάσμα χαλύβων, αρχικών μικροδομών και συνθηκών κατεργασίας. Από τις πιο ενδιαφέρουσες εργασίες στο πεδίο αυτό ξεχωρίζουν των Ashby et al. [2] και Hegge et al. [14] σε υποευτηκτοειδείς και των Li et al. [15] σε υπερευτηκτοειδείς απλούς ανθρακοχάλυβες, καθώς και των Bradley et al. [1,16], Shiue et al. [11] και Ion et al. [17] σε χαμηλά κραματωμένους χάλυβες. Επίσης, μία πολύ χρήσιμη ανασκόπηση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser έχει γίνει από τον Sandven [18].

Στα πλαίσια της παρούσας διατριβής έλαβε χώρα ευρεία πειραματική διερεύνηση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser, σε δύο απλούς υποευτηκτοειδείς ανθρακοχάλυβες (Ck-45, Ck-60) και σε δύο χαμηλά κραματωμένους χάλυβες (15CrNi6, 34CrNiMo6). Μελετήθηκε η επίδραση των συνθηκών κατεργασίας και της αρχικής μικροδομής των χαλύβων στο επιτυγχανόμενο βάθος σκλήρυνσης, τις μεταβολές της μικροδομής και της μικροσκληρότητας των επιφανειών των χαλύβων. Η πειραματική διαδικασία πραγματοποιήθηκε στα πλαίσια του ερευνητικού προγράμματος Ε.Π.Ε.Τ. ΙΙ/170 με τίτλο “Κατεργασίες Βιομηχανικών Υλικών με Δέσμες Laser – LaserMat”. Ωστόσο, πέρα από την σκοπιά του βιομηχανικού ενδιαφέροντος για εφαρμογή της κατεργασίας, αρκετά από τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας χρησιμοποιήθηκαν στη συνέχεια της διατριβής, ώστε να γίνει εφικτή η σύγκριση με τα υπολογιστικά αποτελέσματα των προσομοιώσεων της κατεργασίας, όπως θα φανεί στα επόμενα κεφάλαια.

## 2.2 Πειραματική διαδικασία

Η πειραματική μελέτη της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser πραγματοποιήθηκε σε τέσσερις διαφορετικούς χάλυβες, εκ των οποίων οι δύο ήταν απλοί ανθρακοχάλυβες (Ck-45, Ck-60) και οι άλλοι δύο επιβελτιωμένοι (15CrNi6, 34CrNiMo6). Η χημική σύσταση των χάλυβων αυτών φαίνεται στο Πίνακα 2.1.

**Πίνακας 2.1:** Η χημική σύσταση των χάλυβων 15CrNi6, 34CrNiMo6, Ck-45 και Ck-60 (% κ.β.).

Χάλυβας	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
15CrNi6	0.152	0.37	0.53	0.014	0.028	1.65	1.51	-----
34CrNiMo6	0.308	0.39	0.62	0.014	0.024	1.61	1.58	0.18
Ck-45	0.45	max 0.4	0.65	max 0.035	max 0.03	-----	-----	-----
Ck-60	0.60	max 0.4	0.75	max 0.035	max 0.03	-----	-----	-----

Για τη διενέργεια των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκε ένα ευρύ φάσμα τιμών των συνθηκών κατεργασίας, δηλαδή ισχύος και διαμέτρου της δέσμης laser και ταχύτητας σάρωσης. Όσον αφορά συγκεκριμένα τον χάλυβα Ck-60, η πειραματική διερεύνηση του οποίου πραγματοποιήθηκε χρονολογικά νωρίτερα από τους υπόλοιπους χάλυβες, οι συνθήκες κατεργασίας των πειραμάτων επελέγησαν με τη βοήθεια ενός 1-D αναλυτικού μαθηματικού μοντέλου υπολογισμού του θερμοκρασιακού πεδίου, κατά την ακτινοβολήση του χάλυβα με δέσμη laser [2]. Αναλυτικές λεπτομέρειες σχετικά με το θέμα αυτό μπορούν να βρεθούν στις αναφορές [19-21]. Στον Πίνακα 2.2 συνοψίζονται οι πειραματικές συνθήκες που χρησιμοποιήθηκαν στη σκλήρυνση μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60. Για τα πειράματα χρησιμοποιήθηκαν δίσκοι του υλικού πάχους 2.5 mm. Επάνω στους δίσκους γινόταν ένα μοναδικό πέρασμα της δέσμης laser για κάθε συνδυασμό τιμών των συνθηκών κατεργασίας. Δηλαδή, δεν έγινε προσπάθεια να καλυφθεί ολόκληρη η επιφάνεια ενός δίσκου, αλλά μόνο απλά περάσματα της δέσμης με διαφορετικές συνθήκες κατεργασίας σε κάθε πέρασμα.

**Πίνακας 2.2:** Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα του χάλυβα Ck-60.

Ισχύς δέσμης [W]	Διάμετρος δέσμης [mm]	Ταχύτητα σάρωσης [m/min]
1500	2.5	4.0 – 7.2
1500	5.0	1.2 – 8.4
1500	10.0	1.0 – 1.8

Εξίσου μεγάλο εύρος συνθηκών κατεργασίας χρησιμοποιήθηκε και κατά την πειραματική διαδικασία των υπολοίπων χαλύβων. Στους Πίνακες 2.3 και 2.4 συνοψίζονται οι πειραματικές συνθήκες κατεργασίας των χαλύβων Ck-45 και 15CrNi6, 34CrNiMo6, αντίστοιχα.

**Πίνακας 2.3:** Πειραματικές συνθήκες κατεργασίας του χάλυβα Ck-45.

Ισχύς δέσμης [W]	Διάμετρος δέσμης [mm]	Ταχύτητα σάρωσης [m/min]
1500	2.5	4.0 – 7.2
1500	5.0	1.8 – 5.4
1500	10.0	1.0 – 1.8

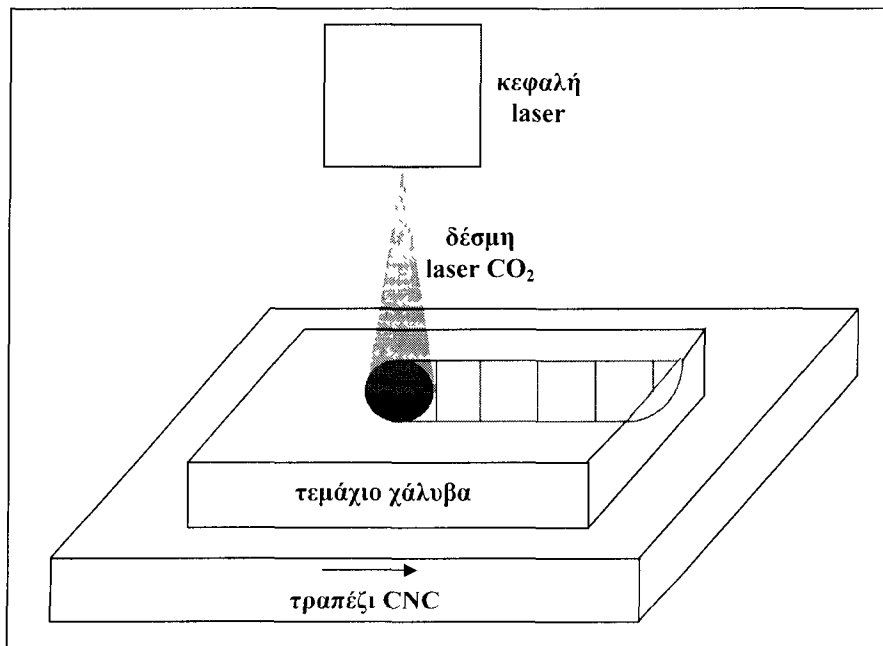
Όπως μπορεί να παρατηρηθεί από τον Πίνακα 2.3, τα πειράματα στον χάλυβα Ck-45 εκτελέστηκαν με παρόμοιες συνθήκες με αυτές των πειραμάτων του χάλυβα Ck-60. Αυτό έγινε σε μία προσπάθεια να διερευνηθεί και η επίδραση της διαφορετικής περιεκτικότητας των δύο χαλύβων σε C στο επιτυγχανόμενο βάθος σκλήρυνσης και στην αύξηση σκληρότητας της επιφάνειας. Και στον χάλυβα Ck-45 τα πειράματα έγιναν σε δίσκους πάχους 4 mm, με απλά περάσματα της δέσμης laser για διαφορετικές συνθήκες κατεργασίας.

**Πίνακας 2.4:** Συνθήκες κατεργασίας των πειραμάτων, στους επιβελτιωμένους χάλυβες 15CrNi6 και 34CrNiMo6.

Ισχύς δέσμης [W]	Διάμετρος δέσμης [mm]	Ταχύτητα σάρωσης [m/min]
1500	2.75	3.0 – 10.5
1500	4.15	4.5 – 9.0
1500	6.00	4.5 – 7.5
3000	4.15	7.5 – 13.5
3000	6.00	7.5 – 13.5
3000	7.25	7.5 – 10.5

Τα πειράματα στους επιβελτιωμένους χάλυβες 15CrNi6 και 34CrNiMo6 έγιναν σε δίσκους πάχους 6 mm και πάλι με απλά περάσματα της δέσμης, για διαφορετικές συνθήκες κατεργασίας ανά πέραςμα. Σαν προστατευτικό αέριο κατά την πειραματική σκλήρυνση μετασχηματισμού όλων των χαλύβων, χρησιμοποιήθηκε αέριο N<sub>2</sub>, πίεσης 2-4 bar.

Για την πραγματοποίηση των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκαν δύο διαφορετικά laser CO<sub>2</sub>, συνεχούς κύματος, μέγιστης ισχύος 1.7 kW (E.B.E.T.A.M. A.E.) και 3 kW (L.I.C./I.T.E.), με κατανομές εντάσεως της δέσμης TEM<sub>00</sub> και TEM<sub>01</sub><sup>\*</sup>, αντίστοιχα. Η πειραματική διάταξη που χρησιμοποιήθηκε ήταν αρκετά απλή και φαίνεται στο Σχ. 2.1.



Σχ. 2.1: Πειραματική διάταξη σκλήρυνσης μετασχηματισμού χαλύβων με δέσμη laser.

Όπως φαίνεται και στο σχήμα, το προς κατεργασία τεμάχιο του χάλυβα προσδενόταν επάνω στο ψηφιακά καθοδηγούμενο τραπέζι του σταθμού laser. Με κατάλληλη τοποθέτηση της κεφαλής σε κάποια απόσταση από την επιφάνεια του χάλυβα, ρυθμιζόταν η επιθυμητή διάμετρος της προσπίπτουσας δέσμης laser CO<sub>2</sub>. Το πέρασμα της δέσμης επάνω στην επιφάνεια επιτυγχανόταν με τη μετακίνηση του τραπεζιού με κάποια προκαθορισμένη ταχύτητα, η οποία αντιστοιχούσε στην απαιτούμενη ταχύτητα σάρωσης του πειράματος.

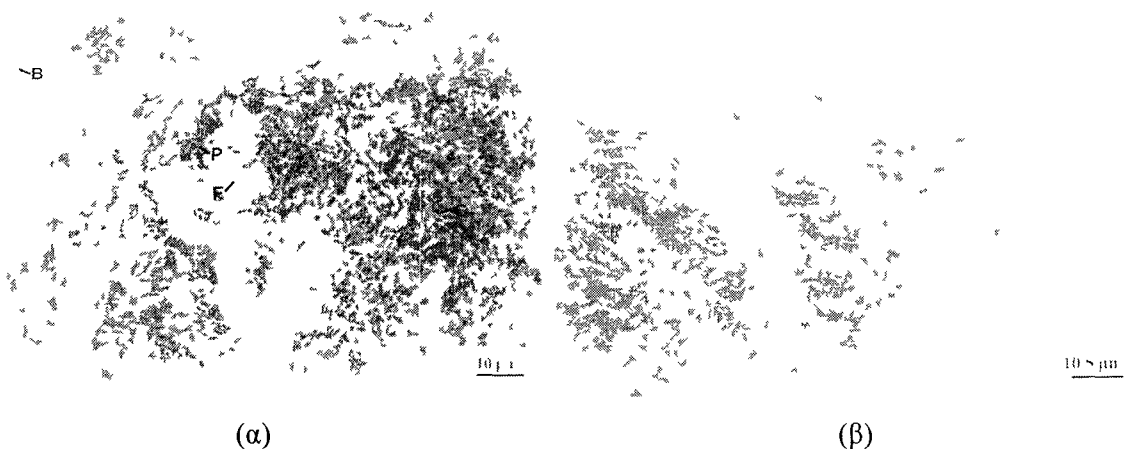
Μετά το πέρας των πειραμάτων, από τους δίσκους των χαλύβων κόπηκαν μεταλλογραφικά δοκίμια. Η κοπή, κατά κύριο λόγο, γινόταν κάθετα προς την κατεύθυνση του περάσματος της δέσμης, με σκοπό την εξέταση της μικροδομής κάτω από την επιφάνεια. Τα δοκίμια εγκιβωτίζονταν σε ρητίνη και στη συνέχεια λειαινόνταν και στιλβώνονταν. Για την αποκάλυψη της μικροδομής πραγματοποιούνταν χημική προσβολή με κατάλληλο αντιδραστήριο. Η μικροδομή των δοκιμίων εξετάστηκε με οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο. Σε όλα τα δοκίμια μετρήθηκε με οπτικό τρόπο το βάθος κάτω από την επιφάνεια μέχρι το οποίο επιτεύχθηκε σκλήρυνση. Επίσης, μετρήθηκε η μικροσκληρότητα των δοκιμίων σαν συνάρτηση της απόστασης από την επιφάνεια.

## 2.3 Αποτελέσματα των πειραμάτων και συζήτηση

### 2.3.1 Ανάλυση μικροδομής

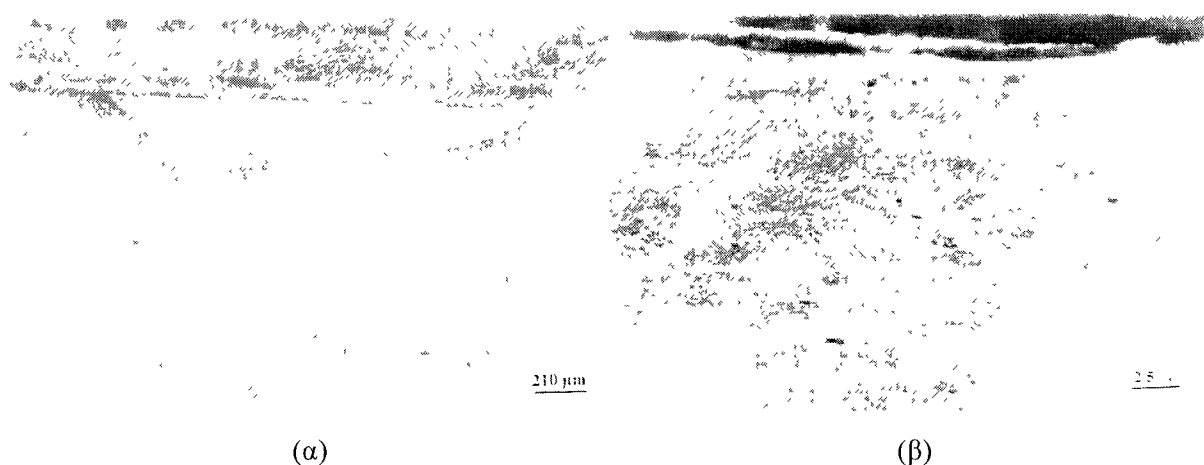
Η αρχική μικροδομή των χαλύβων Ck-45 και Ck-60 ήταν μία τυπική μικροδομή αποτελούμενη από φερρίτη και περλίτη, σαν αποτέλεσμα της εξομαλυσμένης καταστασης στην οποία είχαν παραληφθεί οι χάλυβες αυτοί. Ο χαμηλά κραματωμένος χάλυβας 15CrNi6 είχε μια πιο περίπλοκη μικροδομή, αποτελούμενη κυρίως από μπαινίτη, φερρίτη και μικρά ποσοστά περλίτη, Σχ. 2 2(α). Τέλος, η αρχική μικροδομή του χαμηλά κραματωμένου χάλυβα 34CrNiMo6 αποτελείτο από επαναφερμένο (tempered) μαρτενσίτη, όπως φαίνεται στη φωτομικρογραφία του Σχ. 2 2(β).

Μετά την ακτινοβολήση με τη δέσμη laser και οι τέσσερις χάλυβες παρουσίασαν σημαντικές μεταβολές της μικροδομής στην επιφάνειά τους. Στους χάλυβες Ck-45, Ck-60 και 34CrNiMo6 είχε σχηματισθεί μία πολύ καλά καθορισμένη και ευδιάκριτη σκληρυμένη περιοχή στην επιφάνεια, χωρίς να παρεμβάλλεται κάποια μεταβατική ζώνη μεταξύ της σκληρυμένης περιοχής και του μεταλλού βάσης. Το Σχ. 2 3(α) δείχνει μια χαρακτηριστική τομή της επιφάνειας ενός από τα δοκίμια του χάλυβα 34CrNiMo6, όπου διακρίνεται καθαρά η σκληρυμένη περιοχή, καθώς προσβάλλεται με πιο ανοιχτό χρώμα από το μέταλλο βάσης. Η μικροδομή μέσα στη σκληρυμένη περιοχή των τριών χαλύβων αποτελείτο από μαρτενσίτη, υποδηλώνοντας πλήρη ωστενιτοποίηση της περιοχής αυτής κατά τη διάρκεια της θέρμανσης με τη δέσμη laser. Μια τέτοια μαρτενσιτική μικροδομή, από τη σκληρυμένη περιοχή ενός δοκιμίου του χάλυβα Ck-45, φαίνεται στο Σχ. 2 3(β).



**Σχ. 2.2:** (α) Η αρχική μικροδομή του χαμηλά κραματωμένου χάλυβα 15CrNi6, αποτελούμενη από μπαινίτη (B), φερρίτη (F) και περλίτη (P) (β) Η αρχική μικροδομή του χαμηλά κραματωμένου χάλυβα 34CrNiMo6 που αποτελείτο από επαναφερμένο μαρτενσίτη Nital 2%

Ένα κοινό χαρακτηριστικό των δύο απλών ανθρακοχαλύβων ήταν ό,τι κοντά στη διεπιφάνεια σκληρυμένης περιοχής/μετάλλου βάσης υπήρχαν “νησίδες” αδιάλυτου προευτηκτοειδούς φερρίτη. Αυτό παρουσιάζεται χαρακτηριστικά στη φωτομικρογραφία του Σχ. 2.4, η οποία προέρχεται από κατεργασμένο δοκίμιο του χάλυβα Ck-60. Το ποσοστό του αδιάλυτου προευτηκτοειδούς φερρίτη ήταν υψηλότερο σε δοκίμια του χάλυβα Ck-45 από αντίστοιχα δοκίμια του Ck-60, τα οποία είχαν υποβληθεί στην κατεργασία με τις ίδιες συνθήκες. Επιπρόσθετα, οι κόκκοι του φερρίτη που δεν είχαν διαλυτοποιηθεί έφταναν σε μικρότερα βάθη από την επιφάνεια στα δοκίμια του Ck-45 από ότι στα αντίστοιχα του Ck-60.



**Σχ. 2.3:** (α) Τομή της επιφάνειας δοκίμιου του χάλυβα 34CrNiMo6, όπου διακρίνεται καθαρά η σκληρυμένη (ανοιχτόχρωμη) περιοχή. (β) Μαρτενσίτης στη σκληρυμένη περιοχή δοκίμιου του χάλυβα Ck-45. Nital 2%.

Η ύπαρξη αδιάλυτου φερρίτη κοντά στη διεπιφάνεια αποδίδεται στα πολύ σύντομα χρονικά διαστήματα ωστενιτοποίησης που αναπτύσσονται σε μεγαλύτερα βάθη κάτω από την επιφάνεια, τα οποία δεν επαρκούν για πλήρη μετασχηματισμό του προευτηκτοειδούς φερρίτη σε ωστενίτη. Επιπρόσθετα, κοντά στη διεπιφάνεια οι μέγιστες θερμοκρασίες που αναπτύσσονται πιθανότατα βρίσκονται στην ενδοκρίσιμη περιοχή ( $\alpha+\gamma$ ), με αποτέλεσμα να μην είναι δυνατόν ούτε από θερμοδυναμική άποψη να πραγματοποιηθεί πλήρης ωστενιτοποίηση. Αντίθετα, στο χάλυβα 34CrNiMo6 παρατηρήθηκε πλήρης διαλυτοποίηση της αρχικής μικροδομής, η οποία αποδίδεται στο γεγονός ότι ο σχηματισμός ωστενίτη από μαρτενσίτη ή επαναφερμένο μαρτενσίτη είναι ταχύτερος [22], επιτρέποντας έτσι πλήρη



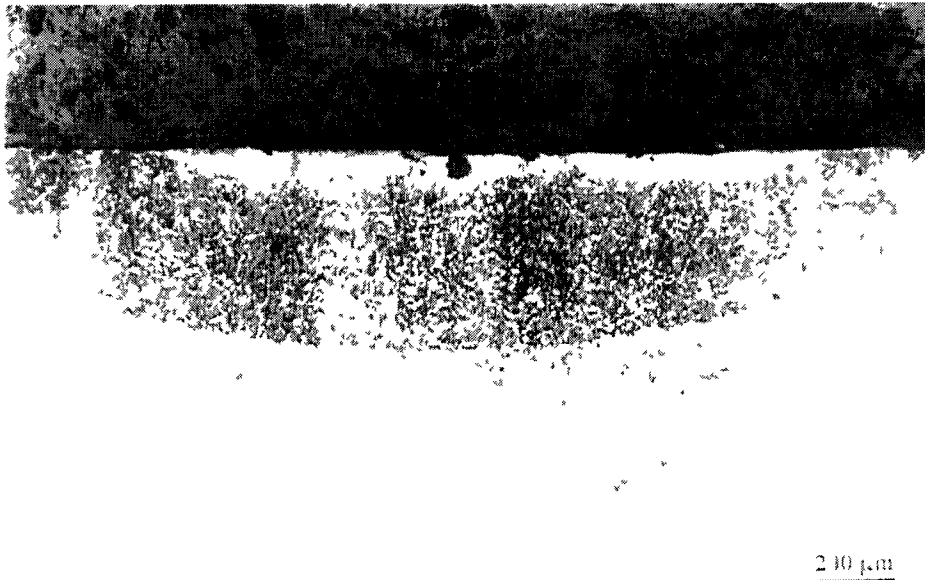
ωστενιτοποίηση ακόμη και στα εξαιρετικά σύντομα χρονικά διαστήματα που διατίθενται για το σκοπό αυτό κατά την ακτινοβολήση με τη δέσμη laser.



Σχ. 2.4: Νησίδες αδιάλυτου προευτηκτοειδούς φερρίτη (F) κοντά στη διεπιφάνεια σκληρυμένης περιοχής/μετάλλου βάσης, σε δοκίμιο του χάλυβα Ck-60. Nital 2%.

Η κατάσταση ήταν διαφορετική στη περίπτωση του χάλυβα 15CrNi6. Η φωτομικρογραφία του Σχ. 2.5 δείχνει μία χαρακτηριστική τομή της επιφάνειας ενός δοκιμίου του χάλυβα αυτού. Η ανοιχτόχρωμη περιοχή στην επιφάνεια έχει ωστενιτοποιηθεί πλήρως και έχει σκληρυνθεί, αφού κατά την απότομη ψύξη της εκεί σχηματίστηκε βελονοειδής (lath) μαρτενσίτης. Σε αντίθεση όμως με τα όσα παρατηρήθηκαν στους υπόλοιπους τρεις χάλυβες, στα δοκίμια του χάλυβα αυτού υπήρχε μία εκτενής μεταβατική ζώνη μεταξύ της σκληρυμένης περιοχής και του μετάλλου βάσης, η οποία φαίνεται με πιο σκούρο χρώμα στο Σχ. 2.5 να επεκτείνεται κάτω από τη σκληρυμένη περιοχή. Στη ζώνη αυτή οι θερμοκρασίες που αναπτύχθηκαν δεν ήταν επαρκείς για να επιτύχουν ωστενιτοποίηση, αρκούσαν ωστόσο για να μεταβάλουν την αρχική μικροδομή του υλικού. Για το λόγο αυτό η μεταβατική ζώνη καλείται θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Θ.Ε.Ζ.). Η μικροδομή της Θ.Ε.Ζ. αποτελείτο από διασπορά λεπτών καρβιδίων σε μήτρα φερρίτη και προέκυψε από την επαναφορά του μπαινίτη που υπήρχε αρχικά. Η συμπεριφορά αυτή είναι γνωστό ότι εμφανίζεται σε χαμηλά

κραματωμένους μαρτενσιτικούς και μπαινιτικούς χάλυβες και οδηγεί σε δευτερογενή σκλήρυνση [23].



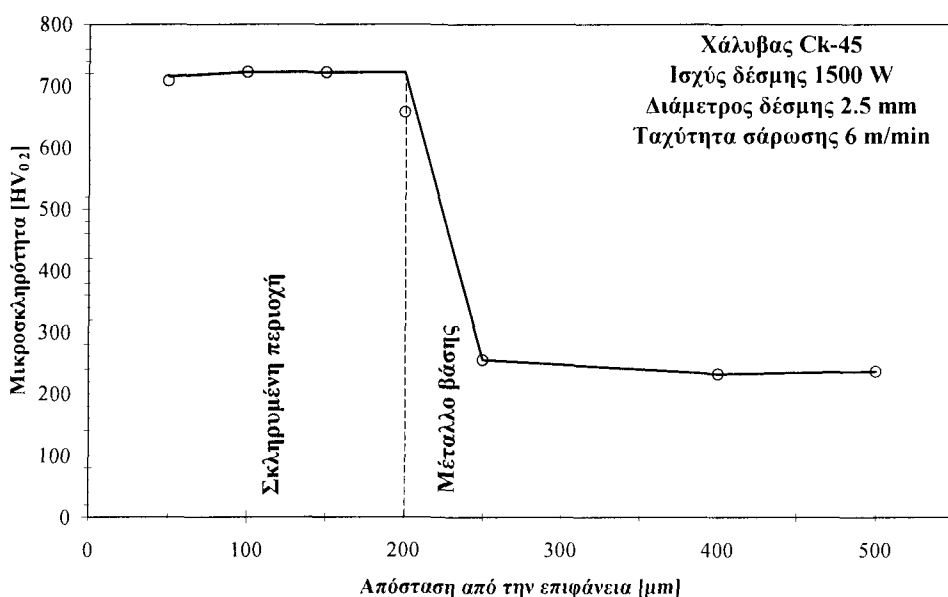
**Σχ. 2.5:** Τομή της επιφάνειας δοκιμίου από το χάλυβα 15CrNi6, όπου διακρίνεται η σκληρυμένη περιοχή (ανοιχτόχρωμη), η Θ E Z (σκούρα) και το μέταλλο βάσης. Nital 2%.

### 2.3.2 Μετρήσεις μικροσκληρότητας

Η κατεργασία αύξησε σημαντικά τη σκληρότητα της επιφάνειας σε όλους τους χάλυβες που εξετάστηκαν κατά την πειραματική διαδικασία. Η μέση τιμή της μικροσκληρότητας στη σκληρυμένη περιοχή του χάλυβα 15CrNi6, που επιδέχεται σκλήρυνση λιγότερο από τους υπόλοιπους τρεις χάλυβες λόγω της χαμηλότερης περιεκτικότητας σε C, μετρήθηκε στα 470 HV<sub>0.2</sub>, τιμή δηλαδή πολύ υψηλότερη από τα 200 HV<sub>0.2</sub> του μετάλλου βάσης. Παρόμοια αύξηση παρουσιάστηκε και στο χάλυβα 34CrNiMo6, όπου η μέση τιμή της μικροσκληρότητας στη σκληρυμένη περιοχή έφτασε τα 630 HV<sub>0.2</sub>, ενώ στο μέταλλο βάσης ήταν 300 HV<sub>0.2</sub>. Τέλος, ουσιαστική βελτίωση παρουσίασε και η σκληρότητα των δύο απλών ανθρακοχαλύβων. Η μικροσκληρότητα της επιφάνειας στον Ck-45 έφτασε τα 700 HV<sub>0.2</sub>, ενώ στο μέταλλο βάσης ήταν 220 HV<sub>0.2</sub>. Τη μεγαλύτερη σκληρότητα παρουσίασε ο Ck-60, που έχει και τη μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε C από τους τέσσερις χάλυβες, αφού η μικροσκληρότητα της επιφάνειας μετά την κατεργασία έφτασε τα 800 HV<sub>0.2</sub>, με το μέταλλο

βάσης να βρίσκεται στα 220 HV<sub>0.2</sub>. Είναι λοιπόν σαφές ότι η σκληρότητα μετά τη κατεργασία τουλάχιστον διπλασιάστηκε και στους τέσσερις χάλυβες.

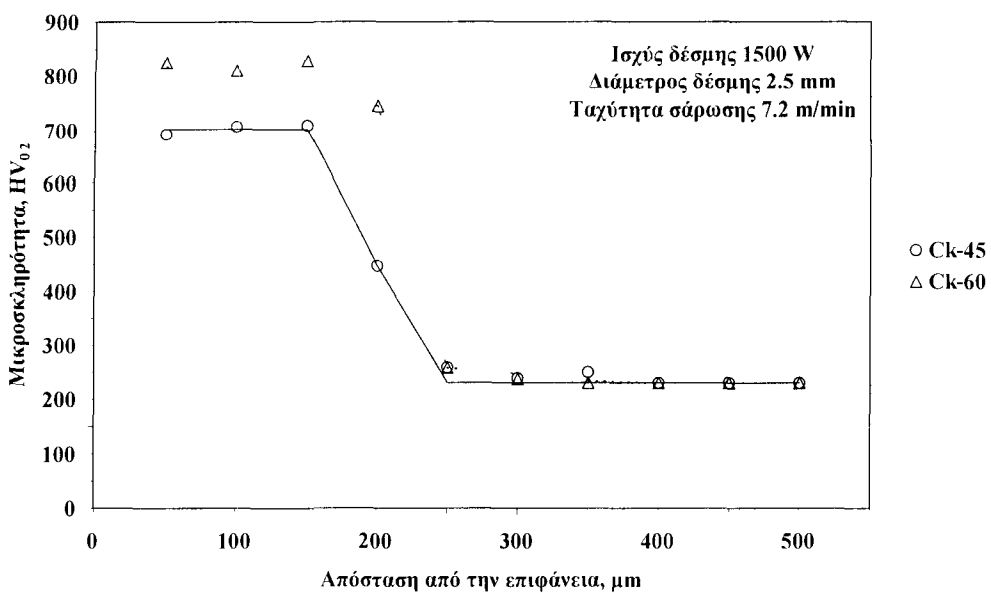
Τα προφίλ μικροσκληρότητας των χάλυβων 34CrNiMo6, Ck-45 και Ck-60 είχαν την ίδια μορφή, η οποία συνάδει με τις μεταλλογραφικές παρατηρήσεις που έδειξαν έλλειψη ζωνών μετάβασης από τη σκληρυμένη περιοχή στο μέταλλο βάσης. Ένα τυπικό προφίλ μικροσκληρότητας αυτής της μορφής φαίνεται στο Σχ. 2.6. Η μικροσκληρότητα είναι σταθερή και υψηλή μέσα στη σκληρυμένη μαρτενσιτική περιοχή και μειώνεται απότομα στη τιμή του μετάλλου βάσης.



**Σχ. 2.6:** Τυπικό προφίλ μικροσκληρότητας από δοκίμιο του χάλυβα Ck-45. Την ίδια μορφή είχαν και τα προφίλ μικροσκληρότητας των χάλυβων 34CrNiMo6 και Ck-60.

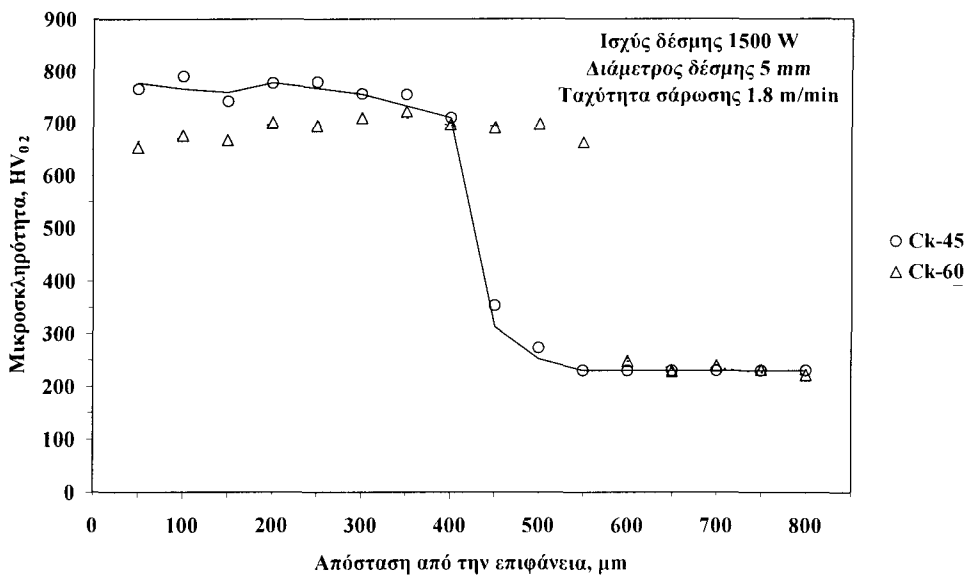
Ενδιαφέρον παρουσιάζει η σύγκριση της σκληρότητας της επιφάνειας μεταξύ των χάλυβων Ck-45 και Ck-60, οι οποίοι είχαν υποβληθεί σε πειράματα με τις ίδιες συνθήκες κατεργασίας. Στις περισσότερες περιπτώσεις η μικροσκληρότητα της επιφάνειας των δοκιμίων του χάλυβα Ck-60 υπερέβαινε αυτή των αντίστοιχων δοκιμίων του Ck-45. Μία τέτοια περίπτωση φαίνεται στο διάγραμμα του Σχ. 2.7, όπου η μικροσκληρότητα του δοκιμίου του Ck-60 στη σκληρυμένη περιοχή είναι περίπου 100 HV<sub>0.2</sub> μεγαλύτερη. Το γεγονός αυτό είναι αναμενόμενο, καθώς είναι γνωστό ότι η σκληρότητα του μαρτενσίτη εξαρτάται ισχυρά από την περιεκτικότητά του σε C [24]. Όμως, υπήρξαν περιπτώσεις που αντίθετα από τα αναμενόμενα, η μικροσκληρότητα στον χάλυβα Ck-45 ήταν ίση ή ελαφρά

μεγαλύτερη από ότι στον Ck-60. Οι περιπτώσεις αυτές συναντήθηκαν στα δοκίμια που είχαν ακτινοβοληθεί με σχετικά μικρές ταχύτητες σάρωσης. Ένα τέτοιο παράδειγμα φαίνεται στο διάγραμμα του Σχ. 2.8. Η συμπεριφορά αυτή δεν μπορεί να εξηγηθεί μόνο με βάση τη περιεκτικότητα των δύο χαλύβων σε C. Φαίνεται ότι στα δοκίμια αυτά ρόλο έπαιξε η διαφορά πάχους του υλικού. Όπως έχει ήδη αναφερθεί, τα δοκίμια του Ck-45 είχαν πάχος 4 mm, ενώ τα δοκίμια του Ck-60 μόλις 2.5 mm. Αυτό σημαίνει ό,τι στα δοκίμια του Ck-45 υπήρχε διαθέσιμη μία πολύ μεγαλύτερη δεξαμενή θερμότητας για την απαγωγή της ενέργειας της δέσμης. Το γεγονός αυτό αποκτά ιδιαίτερη σημασία στις χαμηλές ταχύτητες σάρωσης, όπου οι ρυθμοί ψύξης είναι εκ των πραγμάτων μικρότεροι, με αποτέλεσμα στα δοκίμια αυτά του Ck-45 να γίνει αποτελεσματικότερη αυτοβαφή κι έτσι να μειωθεί η διαφορά σκληρότητας από τον Ck-60 [25].

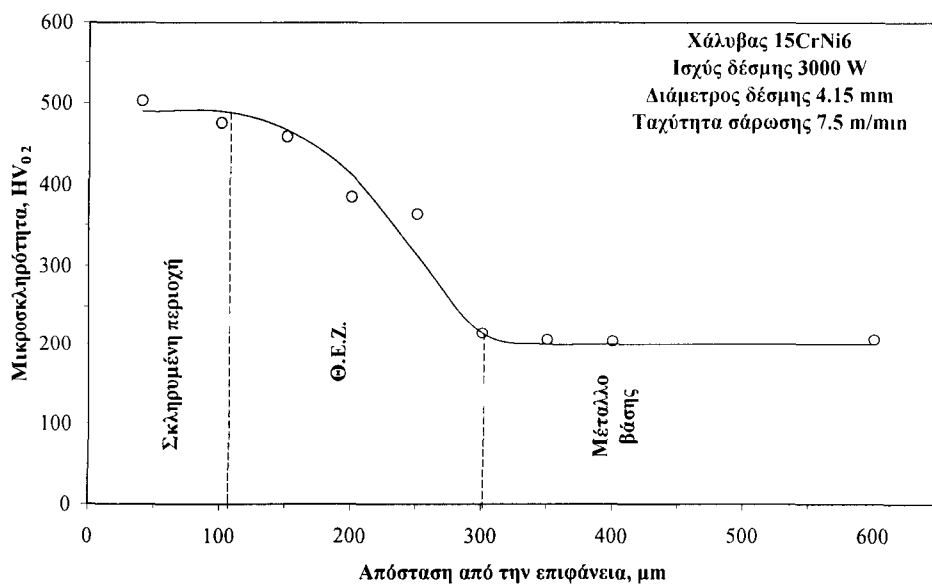


Σχ. 2.7: Σύγκριση των προφίλ μικροσκληρότητας μεταξύ δοκιμίων των χαλύβων Ck-45 και Ck-60.

Τα προφίλ μικροσκληρότητας των δοκιμίων του χάλυβα 15CrNi6 παρουσίασαν μια διαφορετική μορφή, η οποία οφειλόταν στη παρουσία της μεταβατικής Θ.Ε.Ζ. Όπως φαίνεται και στο διάγραμμα του Σχ. 2.9, η μικροσκληρότητα μέσα στη Θ.Ε.Ζ. μειωνόταν σταδιακά, παραμένοντας ωστόσο μεγαλύτερη από αυτή του μετάλλου βάσης [26]. Η σκλήρυνση της Θ.Ε.Ζ. οφειλόταν σε δευτερογενή σκλήρυνση λόγω επαναφοράς του μπαινίτη, όπως αναφέρθηκε προηγουμένως κατά την ανάλυση της μικροδομής.



Σχ. 2.8: Προφίλ μικροσκληρότητας δοκιμίου του χάλυβα Ck-45 που σκληρύνθηκε περισσότερο από το αντίστοιχο δοκίμιο του Ck-60.



Σχ. 2.9: Χαρακτηριστικό προφίλ μικροσκληρότητας από δοκίμιο του χάλυβα 15CrNi6. Η μικροσκληρότητα μειώνεται βαθμιαία μέσα στη Θ.Ε.Ζ.

### 2.3.3 Επίδραση των παραμέτρων κατεργασίας στο βάθος σκλήρυνσης

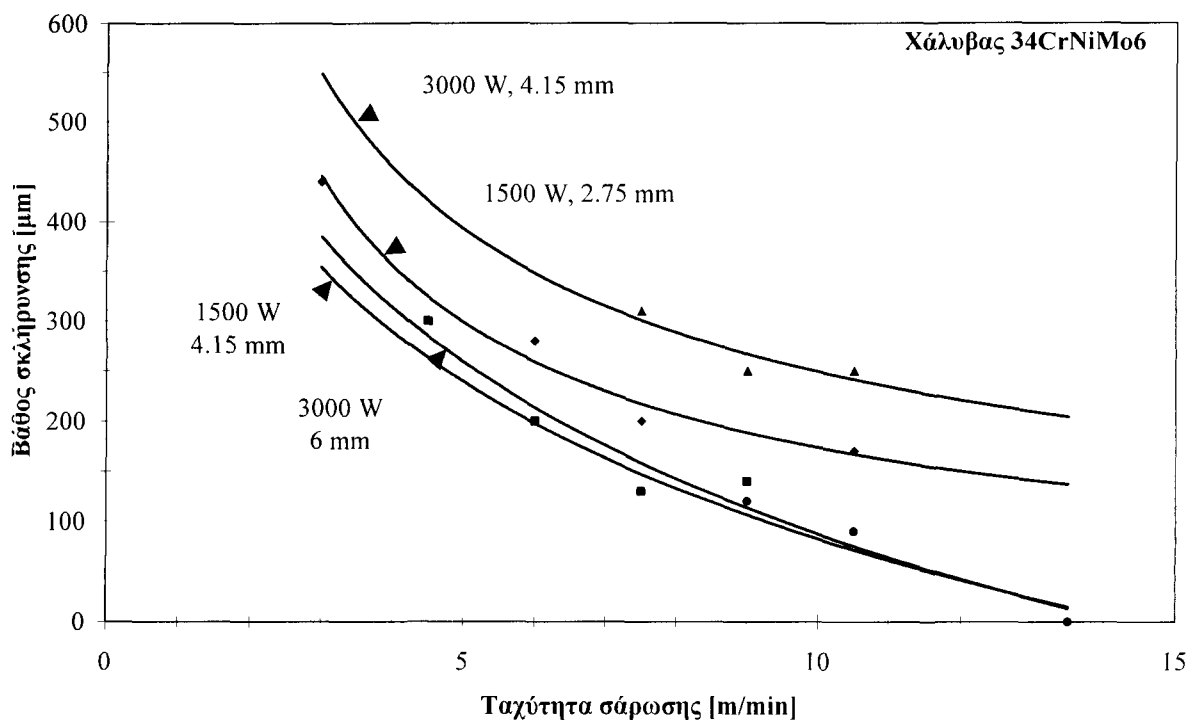
Τα βάθη σκλήρυνσης που επετεύχθησαν χωρίς να προκληθεί τήξη της επιφάνειας ήταν της τάξεως μερικών δεκάτων του χιλιοστού. Οι μέγιστες τιμές βάθους σκλήρυνσης για κάθε χάλυβα φαίνονται στο Πίνακα 2.5 μαζί με τις αντίστοιχες συνθήκες κατεργασίας (στον χάλυβα 15CrNi6 συμπεριλαμβάνεται και η Θ.Ε.Ζ.).

**Πίνακας 2.5:** Μέγιστο βάθος σκλήρυνσης που επετεύχθη σε κάθε χάλυβα, χωρίς τήξη της επιφάνειας.

<b>Χάλυβας</b>	<b>Μέγιστο βάθος σκλήρυνσης</b>	<b>Ισχύς δέσμης</b>	<b>Διάμετρος</b>	<b>Ταχύτητα</b>
	<b>[mm]</b>	<b>[W]</b>	<b>[mm]</b>	<b>[m/min]</b>
15CrNi6	0.28	1500	4.15	4.5
34CrNiMo6	0.31	3000	4.15	7.5
Ck-45	0.48	1500	5.00	1.8
Ck-60	0.57	1500	10.00	1.0

Το βάθος σκλήρυνσης εξαρτάται ισχυρά από τις χρησιμοποιούμενες παραμέτρους κατεργασίας και αυξάνεται είτε με αύξηση της ισχύος, είτε με μείωση της διαμέτρου της δέσμης ή της ταχύτητας σάρωσης, για λόγους που σχετίζονται με τη πυκνότητα ισχύος της προσπίπτουσας δέσμης laser και με το χρόνο αλληλεπίδρασης της δέσμης με το υλικό. Η επίδραση των παραμέτρων κατεργασίας στο βάθος σκλήρυνσης μπορεί να παρουσιαστεί σε διαγράμματα σαν αυτό του Σχ. 2.10, όπου το βάθος σκλήρυνσης εκφράζεται σαν συνάρτηση της ταχύτητας σάρωσης, της ισχύος και της διαμέτρου της δέσμης.

Παρόμοια διαγράμματα, τα οποία συσχετίζουν τις συνθήκες κατεργασίας με το βάθος κάτω από την επιφάνεια μέχρι το οποίο επιτεύχθηκε σκλήρυνση, δημιουργήθηκαν και για τους τέσσερις χάλυβες, χρησιμοποιώντας τα πειραματικά αποτελέσματα. Διαγράμματα αυτού του είδους θα μπορούσαν να χρησιμεύσουν σαν οδηγοί για την επιλογή συνθηκών κατεργασίας σε τεχνολογικές εφαρμογές της σκλήρυνσης μετασχηματισμού. Θα πρέπει, βεβαίως, κατά τη χρήση τους να λαμβάνεται υπόψη ό,τι τα αποτελέσματα αυτά προέκυψαν από απλά περάσματα της δέσμης laser και όχι από την κάλυψη μίας ολόκληρης επιφάνειας. Για να σκληρυνθεί μία ολόκληρη επιφάνεια απαιτούνται διαδοχικά περάσματα της δέσμης, τα οποία σε κάποιο ποσοστό θα πρέπει να είναι αλληλοεπικαλυπτόμενα (overlapping) [27]. Το γεγονός αυτό προκαλεί την επαναφορά του μαρτενσίτη στα τμήματα των περασμάτων που επικαλύπτονται, με αποτέλεσμα να παρατηρείται κάποια μείωση της σκληρότητας και του βάθους σκλήρυνσης.



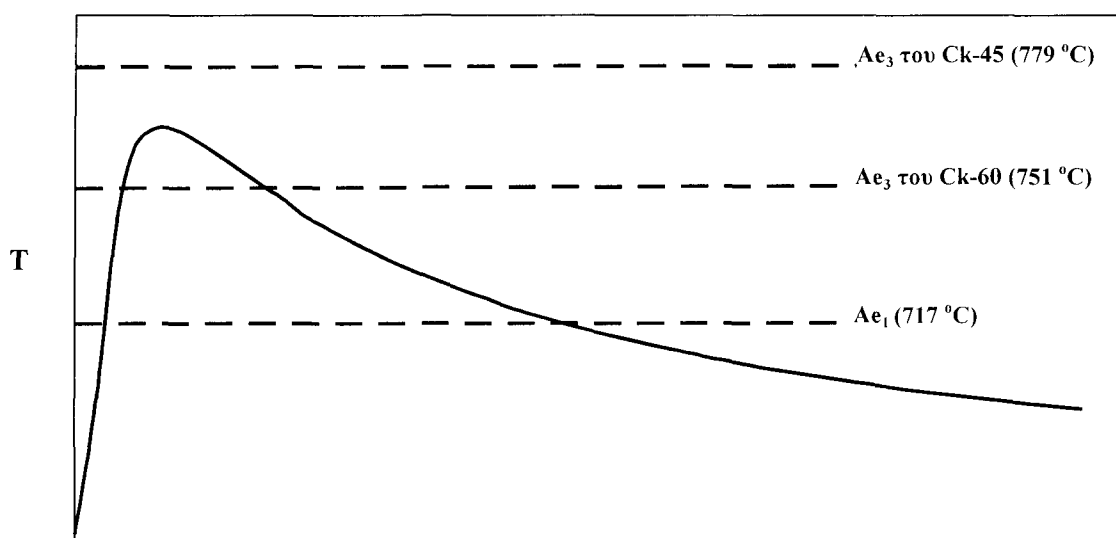
**Σχ. 2.10:** Το βάθος σκλήρυνσης σαν συνάρτηση των συνθηκών κατεργασίας για το χάλυβα 34CrNiMo6. Παρόμοια διαγράμματα δημιουργήθηκαν για όλους τους χάλυβες που εξετάστηκαν.

Ενδιαφέρον, επίσης, παρουσιάζει η εξέταση της επίδρασης της διαφορετικής περιεκτικότητας των τεσσάρων χαλύβων σε C, στο λαμβανόμενο βάθος σκλήρυνσης. Η επίδραση αυτή έγκειται κατά κύριο λόγο στο διαφορετικό εύρος ενδοκρίσιμων θερμοκρασιών του κάθε χάλυβα. Στον Πίνακα 2.6 παρουσιάζονται οι κρίσιμες θερμοκρασίες  $A_{e1}$  και  $A_{e3}$  για τους τέσσερις χάλυβες, όπως υπολογίστηκαν από το λογισμικό υπολογιστικής θερμοδυναμικής κραμάτων Thermo-Calc.

**Πίνακας 2.6:** Οι κρίσιμες θερμοκρασίες των χαλύβων 15CrNi6, 34CrNiMo6, Ck-45 και Ck-60.

Χάλυβας	Θερμοκρασία $A_{e1}$	Θερμοκρασία $A_{e3}$
15CrNi6	699 °C	794 °C
34CrNiMo6	684 °C	760 °C
Ck-45	717 °C	779 °C
Ck-60	717 °C	751 °C

Αν και οι τιμές αυτές ανταποκρίνονται σε συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας, που δεν ισχύουν σε καμία περίπτωση κατά τη θέρμανση με δέσμη laser, όπου οι ρυθμοί θέρμανσης είναι πολύ υψηλοί, δίνουν μια ένδειξη σχετικά με το πόσο αυξάνεται η ενδοκρίσιμη περιοχή όσο μικρότερη είναι η περιεκτικότητα σε C. Κάνοντας την υπόθεση ότι οι τέσσερις χάλυβες έχουν παρεμφερείς φυσικές ιδιότητες (θερμική αγωγιμότητα, ειδική θερμότητα, ανακλαστικότητα, κ.τ.λ.), τότε οι θερμικοί κύκλοι που αναπτύσσονται για όμοιες συνθήκες κατεργασίας θα είναι ίδιοι σε κάθε χάλυβα. Επομένως, ενώ ο θερμικός κύκλος θα ήταν σε θέση να ωστενιτοποιήσει πλήρως την επιφάνεια, για παράδειγμα, του Ck-60 δεν θα μπορούσε να πετύχει το ίδιο και στον Ck-45, όπως στο παράδειγμα του διαγράμματος του Σχ. 2.11. Κατά συνέπεια, η πλήρης ωστενιτοποίηση των χάλυβων με περισσότερο C σε μεγαλύτερα βάθη κάτω από την επιφάνεια οδηγεί και σε μεγαλύτερα βάθη σκλήρυνσης μετά τη κατεργασία, γεγονός που επιβεβαιώθηκε και από τα πειράματα. Αυτός άλλωστε είναι και ο λόγος, για τον οποίο στα δοκίμια του χάλυβα Ck-45 εμφανίστηκαν μεγαλύτερα ποσοστά αδιάλυτου προεντηκτοειδούς φερρίτη και πιο κοντά προς την επιφάνεια, από τα αντίστοιχα δοκίμια του Ck-60, όπως παρατηρήθηκε κατά την εξέταση της μικροδομής.



**Σχ. 2.11:** Χαρακτηριστικός θερμικός κύκλος κατά την κατεργασία σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser και οι κρίσιμες θερμοκρασίες των χάλυβων Ck-45 και Ck-60.



## 2.4 Συμπεράσματα

Στο σημείο αυτό μπορούν να συνοψιστούν τα κυριότερα συμπεράσματα που προέκυψαν, από την πειραματική διερεύνηση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με τη χρήση δέσμης laser:

- i) Επετεύχθη σημαντική αύξηση της σκληρότητας και στους τέσσερις χάλυβες που εξετάστηκαν. Η αύξηση της σκληρότητας κυμάνθηκε από 2.5 - 4 φορές τη σκληρότητα πριν τη κατεργασία, ανάλογα με το συγκεκριμένο χάλυβα.
- ii) Τα βάθη σκλήρυνσης που προέκυψαν από τη κατεργασία έφτασαν τα μερικά δέκατα του χιλιοστού, χωρίς να επέλθει τήξη της επιφάνειας.
- iii) Το βάθος σκλήρυνσης εξαρτάται ισχυρά από τις χρησιμοποιούμενες παραμέτρους κατεργασίας, δηλαδή την ισχύ της δέσμης, τη διάμετρο της δέσμης και την ταχύτητα σάρωσης. Το βάθος σκλήρυνσης αυξάνεται με αύξηση της ισχύος, με μείωση της διαμέτρου της δέσμης ή/και με μείωση της ταχύτητας σάρωσης, για λόγους που σχετίζονται με την ένταση της δέσμης και το χρόνο αλληλεπίδρασής της με το υλικό.
- iv) Η περιεκτικότητα σε C επηρεάζει τόσο τη μέγιστη σκληρότητα που επιτυγχάνεται με τη κατεργασία, όσο και το βάθος σκλήρυνσης.

## ΜΕΡΟΣ Β´

### ΕΝΑΝΘΡΑΚΩΣΗ

#### 2.5 Εισαγωγή

Μία από τις θερμοχημικές μεθόδους επιφανειακής σκλήρυνσης των χαλύβων είναι η ενανθράκωση (carburizing). Στις συμβατικές μεθόδους ενανθράκωσης ο χάλυβας θερμαίνεται στην ωστενιτική περιοχή, επιτρέποντας έτσι την εισαγωγή αυξημένων ποσοτήτων C στην επιφάνειά του, καθώς το κυβικό εδροκεντρωμένο (fcc) κρυσταλλικό πλέγμα του ωστενίτη μπορεί να δεχτεί μέχρι και 2% κ.β. C σε μορφή στερεού διαλύματος. Την θέρμανση ακολουθεί απότομη ψύξη με βαφή σε νερό ή λάδι, δημιουργώντας έτσι μικροδομή αποτελούμενη από μαρτενσίτη στην επιφάνεια. Στη συνέχεια, συνήθως, ο ενανθρακωμένος χάλυβας υποβάλλεται σε θερμική κατεργασία επαναφοράς, που σαν στόχο έχει το μετριασμό της σκληρότητας της επιφάνειας με ταυτόχρονη αύξηση της ολκιμότητάς της.

Ο τρόπος με τον οποίο διατίθεται C στην επιφάνεια του χάλυβα καθορίζει και το είδος της ενανθράκωσης. Οι συνηθέστερες συμβατικές μέθοδοι ενανθράκωσης είναι η αέρια (gas), η στερεά (pack) και η υγρή (liquid) ενανθράκωση. Στην αέρια ενανθράκωση, σαν ενανθρακωτικό μέσο χρησιμοποιείται κάποιο κατάλληλο μείγμα αέριων υδρογονανθράκων ( $\text{CH}_4$ ,  $\text{C}_3\text{H}_8$ ,  $\text{C}_4\text{H}_{10}$ ) ή ατμών από υγρούς υδρογονάνθρακες, το οποίο διοχετεύεται στον κλίβανο που εκτελείται η κατεργασία δημιουργώντας μια ατμόσφαιρα πλούσια σε C [28]. Αντίθετα, στη στερεά ενανθράκωση, ο άνθρακας προέρχεται από κάποιες ανθρακούχες ενώσεις σε στερεά μορφή (ξύλάνθρακας, κοκ), που τοποθετούνται επάνω στην επιφάνεια του χάλυβα [29]. Τέλος, η υγρή ενανθράκωση εκτελείται σε λουτρά τηγμένων κυανιούχων αλάτων, τα οποία στη συγκεκριμένη περίπτωση λειτουργούν τόσο σαν πηγή θερμότητας για την ωστενιτοποίηση, όσο και σαν πηγή άνθρακα [30].

Σαν διεργασία, η ενανθράκωση ελέγχεται απόλυτα από τη διάχυση C στον ωστενίτη. Το πάχος του ενανθρακωμένου στρώματος της επιφάνειας,  $s$ , είναι ανάλογο του χρόνου διατήρησης του χάλυβα στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης,  $t$ , και του συντελεστή διάχυσης του C στον ωστενίτη,  $D_\gamma$ , ακολουθεί δε μια εξάρτηση της μορφής [31]:

$$s \approx (D_\gamma \cdot t)^{1/2} \quad (2.3)$$

Αυτό σημαίνει ότι, για παράδειγμα, διπλασιασμός του βάθους ενανθράκωσης  $s$  απαιτεί τετραπλασιασμό του χρόνου ενανθράκωσης. Στις συμβατικές μεθόδους ενανθράκωσης, ο χρόνος που απαιτείται για τη δημιουργία ενός ενανθρακωμένου στρώματος πάχους μερικών mm είναι της τάξεως μερικών ωρών, Σχ. 2.12. Φυσικά, όπως φαίνεται και στο Σχ. 2.12, πολύ σημαντική επίδραση στον απαιτούμενο χρόνο ενανθράκωσης έχει και η θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται η κατεργασία, η οποία υπεισέρχεται στο συντελεστή διάχυσης  $D_\gamma$ . Ο συντελεστής διάχυσης, στη γενική περίπτωση, εξαρτάται από τη θερμοκρασία και τη συγκέντρωση του διαχεόμενου συστατικού. Η θερμοκρασιακή εξάρτηση είναι πολύ ισχυρή και δίδεται από μία σχέση της μορφής [32]:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_d}{R \cdot T}\right) \quad (2.4)$$

όπου  $D_0$  είναι ο παράγοντας συχνότητας, που περιλαμβάνει όλους τους όρους που δεν εξαρτώνται από τη θερμοκρασία,  $Q_d$  η ενέργεια ενεργοποίησης για διάχυση και  $T$  η απόλυτη θερμοκρασία. Για πρακτικούς σκοπούς χρησιμοποιούνται διάφορες ποσοτικές σχέσεις, όπως η Εξ. (2.5) [33], που εκφράζουν το  $D_\gamma$  σαν συνάρτηση της θερμοκρασίας και της περιεκτικότητας σε C και οι οποίες προέρχονται από πειραματικές μετρήσεις:

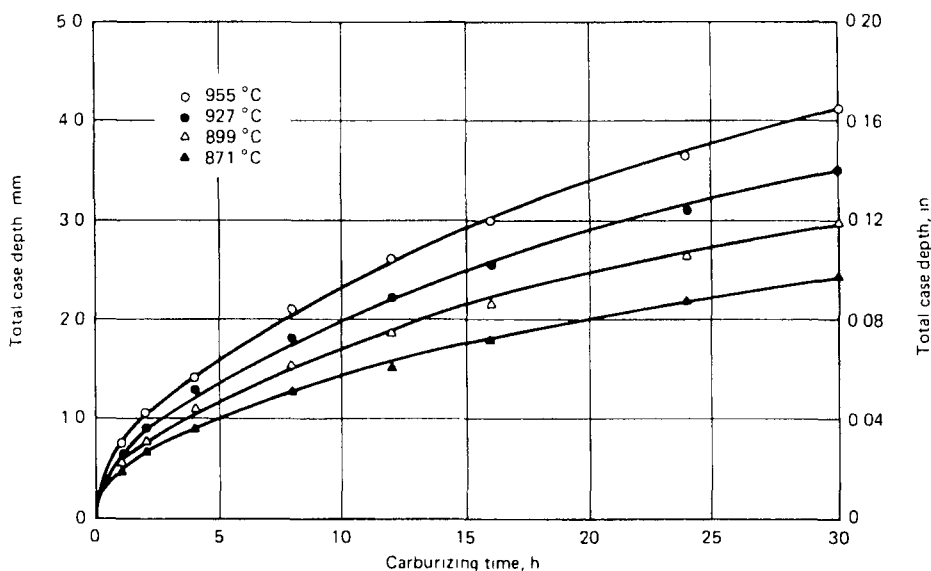
$$D_\gamma = 0.47 \cdot \exp\left(-1.6 \cdot w_C - \frac{37000 - 6600 \cdot w_C}{R \cdot T}\right) \quad (2.5)$$

όπου το  $D_\gamma$  προκύπτει σε  $\text{cm}^2/\text{sec}$  και  $w_C$  είναι η περιεκτικότητα σε % κ.β. C.

Όσον αφορά την ενανθράκωση χαλύβων με δέσμη laser, η ιδέα για τη χρήση της προήλθε αρχικά από τις επιστρώσεις γραφίτη, οι οποίες τοποθετούνταν στην επιφάνεια χαλύβων προτού αυτοί υποστούν σκλήρυνση μετασχηματισμού με δέσμη laser. Η επίστρωση της επιφάνειας των χαλύβων με γραφίτη ήταν ένας αποτελεσματικός τρόπος για να αυξηθεί η απορροφητικότητα τους, η οποία στην περίπτωση της υπέρυθρης ακτινοβολίας των laser CO<sub>2</sub> (μήκος κύματος 10.6  $\mu\text{m}$ ) είναι πολύ χαμηλή [4, 18]. Στη συνέχεια, διαπιστώθηκε ότι με τον τρόπο αυτό μπορούσε να επιτευχθεί σημαντικός εμπλουτισμός της επιφάνειας των χαλύβων

σε άνθρακα [34, 35]. Έτσι, στη βιβλιογραφία σήμερα αναφέρονται εργασίες σχετικά με την ενανθράκωση εμπορικά καθαρού σιδήρου [36, 37], απλών ανθρακοχαλύβων [38] και χαμηλά κραματωμένων χαλύβων [39] με δέσμη laser.

Σε σύγκριση με τις συμβατικές μεθόδους ενανθράκωσης, η ενανθράκωση χαλύβων με τη χρήση δέσμης laser παρουσιάζει σημαντικές διαφορές. Η πρώτη και βασικότερη διαφορά, που ταυτόχρονα αποτελεί και σημαντικό πλεονέκτημα για τη δέσμη laser, έχει να κάνει με τον τοπικό χαρακτήρα της θέρμανσης που αυτή προσδίδει στο υλικό. Η δέσμη laser είναι μία πολύ καλά ελεγχόμενη, τοπική και ακριβής πηγή θερμότητας, που έχει τη δυνατότητα να θερμάνει μόνο την επιφάνεια η οποία χρειάζεται να ενανθρακωθεί. Το γεγονός αυτό προσφέρει δύο πλεονεκτήματα έναντι των συμβατικών μεθόδων, στις οποίες θερμαίνεται ολόκληρος ο όγκος του υλικού: α) η ενανθράκωση μπορεί να επιτευχθεί σε πολύ μικρές επιφάνειες, χωρίς να επηρεάσει γειτονικές περιοχές που πιθανόν να πρέπει να μείνουν ανεπηρέαστες από τη κατεργασία και β) ο κυρίως όγκος του προς ενανθράκωση τεμαχίου παραμένει θερμικά ανεπηρέαστος, που σημαίνει ότι οι μηχανικές του ιδιότητες δεν μεταβάλλονται, σε αντίθεση με τις συμβατικές μεθόδους όπου η μακρόχρονη θέρμανση μπορεί να οδηγήσει σε υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων (π.χ. μείωση ορίου ροής λόγω αύξησης του μεγέθους των κόκκων του ωστενίτη).



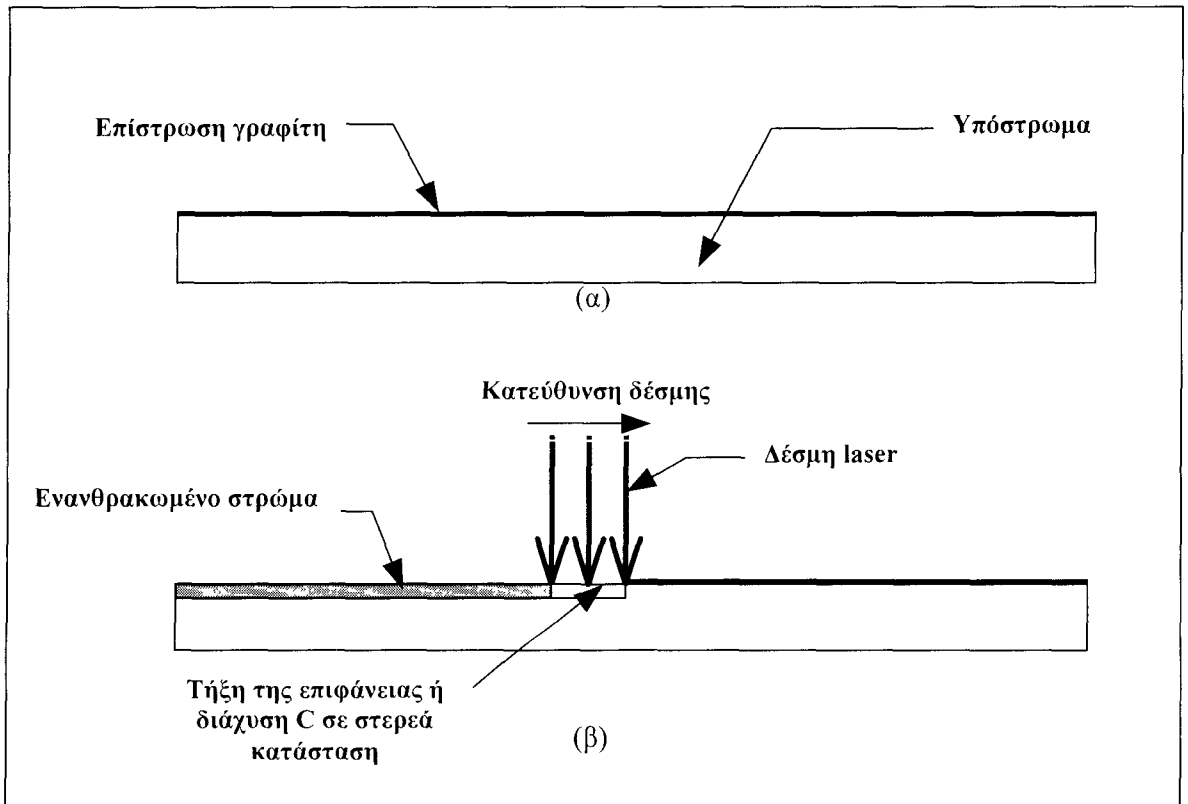
Σχ. 2.12: Επίδραση θερμοκρασίας και χρόνου ενανθράκωσης στο πάχος του ενανθρακωμένου στρώματος σε χάλυβα [28].

Η συνήθης πρακτική με την οποία γίνεται η ενανθράκωση με δέσμη laser απεικονίζεται στο Σχ. 2.13(α) και (β). Το υπόστρωμα που πρόκειται να ενανθρακωθεί επικαλύπτεται αρχικά με ένα διάλυμα σκόνης γραφίτη σε οργανικό διαλύτη, που συνηθέστερα είναι κάποια αλκοόλη. Στη συνέχεια η δέσμη laser διέρχεται πάνω από το υπόστρωμα και το θερμαίνει. Κατά το στάδιο αυτό της κατεργασίας επιτυγχάνεται και η αύξηση της περιεκτικότητας της επιφάνειας σε C, η οποία μπορεί να λάβει χώρα με δύο διαφορετικούς μηχανισμούς:

- i) Όταν οι θερμοκρασίες που αναπτύσσονται από την ακτινοβολία με τη δέσμη laser είναι αρκετά υψηλές, το υπόστρωμα τήκεται μέχρι ορισμένο βάθος και ο γραφίτης διαλύεται στην υγρή φάση, αυξάνοντας την περιεκτικότητα της επιφάνειας σε C. Πρόκειται ουσιαστικά για επιφανειακή κραμάτωση του χαλύβδινου υποστρώματος με C. Παρότι η επιφανειακή κραμάτωση με δέσμη laser αποτελεί ξεχωριστή κατηγορία επιφανειακής κατεργασίας και έχει δοκιμασθεί για πληθώρα υποστρωμάτων και προστιθέμενων κραματικών στοιχείων [40], η επιφανειακή κραμάτωση χαλύβων με C γίνεται αποδεκτή στη βιβλιογραφία σαν ενανθράκωση [10, 38, 41, 42].
- ii) Όταν οι θερμοκρασίες δεν επαρκούν για να τήξουν το υπόστρωμα, αλλά είναι αρκετά υψηλές ώστε να το ωστενιτοποιήσουν, ο γραφίτης της επικάλυψης διαχέεται στο υπόστρωμα σε στερεά κατάσταση και η επιφάνεια του υποστρώματος ενανθρακώνεται. Αυτός ο μηχανισμός βρίσκεται σαφώς πιο κοντά στις συμβατικές κατεργασίες ενανθράκωσης, καθώς η ελέγχουσα διεργασία και εδώ είναι η διάχυση C στον ωστενίτη.

Από τα παραπάνω γίνεται προφανές ό,τι ο μηχανισμός με τον οποίο θα επιτευχθεί η ενανθράκωση εξαρτάται από το επίπεδο των θερμοκρασιών που θα αναπτυχθούν στο υπόστρωμα. Οι παράμετροι που καθορίζουν τις θερμοκρασίες του υποστρώματος είναι, όπως και στην περίπτωση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser, οι συνθήκες κατεργασίας (ισχύς δέσμης, διάμετρος δέσμης, ταχύτητα σάρωσης) και οι φυσικές ιδιότητες του χάλυβα (θερμική αγωγιμότητα, θερμική διαχυτότητα, ανακλαστικότητα επιφάνειας). Οι παράμετροι αυτές καθορίζουν τον θερμικό κύκλο της κατεργασίας, την εξέλιξη δηλαδή της θερμοκρασίας σαν συνάρτηση του χρόνου για οποιοδήποτε τυχαίο σημείο της επιφάνειας του υλικού, όπως έχει ήδη αναφερθεί προηγουμένως. Να υπενθυμισθεί στο σημείο αυτό ό,τι η μέγιστη θερμοκρασία και το χρονικό διάστημα που η θερμοκρασία παραμένει πάνω από την

κρίσιμη θερμοκρασία έναρξης του ωστενιτικού μετασχηματισμού  $A_{e1}$  (χρόνος παραμονής), καθορίζονται άμεσα από τις προαναφερθείσες παραμέτρους.



**Σχ. 2.13:** (α) Πριν τη κατεργασία το υπόστρωμα επικαλύπτεται με διάλυμα γραφίτη σε αλκοόλη.  
(β) Η δέσμη laser διέρχεται πάνω από την επιφάνεια και τη θερμαίνει.

Στην περίπτωση που η μέγιστη θερμοκρασία υπερβεί τη θερμοκρασία τήξης του υποστρώματος, η ενανθράκωση επιτυγχάνεται με τη διάλυση του C στην υγρή φάση. Στη συνέχεια, κατά τη ψύξη του υποστρώματος, η υγρή φάση αρχίζει να στερεοποιείται έχοντας εμπλουτιστεί σε C. Στην περίπτωση που η μέγιστη θερμοκρασία υπερβαίνει την  $A_{e1}$ , αλλά διατηρείται χαμηλότερα από τη θερμοκρασία τήξης, η ενανθράκωση προχωράει με τη διάχυση C στον ωστενίτη σε στερεά κατάσταση. Ακόλουθα, κατά την πτώση της θερμοκρασίας, οι ρυθμοί ψύξης είναι αρκετά υψηλοί ώστε ο ωστενίτης να μετασχηματισθεί σε μαρτενσίτη και να επιτευχθεί έτσι σκλήρυνση της επιφάνειας.

Το ενδιαφέρον που παρουσιάζει η διερεύνηση του δεύτερου μηχανισμού ενανθράκωσης με δέσμη laser, αυτού δηλαδή της διάχυσης C στον ωστενίτη, είναι μεγάλο.

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, στις συμβατικές μεθόδους ενανθράκωσης που γίνονται ουσιαστικά με τον ίδιο μηχανισμό, οι απαιτούμενοι χρόνοι θέρμανσης για την επίτευξη ενανθράκωσης είναι αρκετά μεγάλοι. Στην περίπτωση όμως της θέρμανσης με δέσμη laser οι χρόνοι παραμονής που παρατηρούνται είναι της τάξεως των μερικών δεκάδων msec. Τίθεται, λοιπόν, εύλογα το ερώτημα κατά πόσο υπάρχει η δυνατότητα επίτευξης ενανθράκωσης με δέσμη laser μέσω διάχυσης C στον ωστενίτη και αν όντως υπάρχει, ποια περιοχή συνθηκών κατεργασίας εξασφαλίζει τη δυνατότητα αυτή.

Στη παρούσα διατριβή εξετάσθηκε η δυνατότητα ενανθράκωσης με δέσμη laser και με τους δύο προαναφερθέντες μηχανισμούς. Η προσπάθεια εστιάστηκε περισσότερο στην επίτευξη ενανθράκωσης με το μηχανισμό της διάχυσης C σε στερεά κατάσταση, για λόγους που έχουν να κάνουν με την δημιουργία πιο επιθυμητών μικροδομών και κατά συνέπεια μηχανικών ιδιοτήτων στο ενανθρακωμένο στρώμα. Για το σκοπό αυτό έλαβε χώρα ευρεία πειραματική μελέτη ενανθράκωσης με δέσμη laser στον επιβελτιωμένο χάλυβα ενανθρακώσεως 15CrNi6. Δοκιμάσθηκε πληθώρα συνθηκών κατεργασίας με στόχο τον καθορισμό ενός εύρους, τουλάχιστον, συνθηκών που να επιτρέπουν τον κατ' αρχήν εμπλουτισμό της επιφάνειας του υποστρώματος σε C και εν συνεχεία τον εντοπισμό των συνθηκών εκείνων που επιτυγχάνουν την ενανθράκωση του υποστρώματος με διάχυση C σε στερεά κατάσταση. Επιπρόσθετα, δοκιμάσθηκαν δύο διαφορετικές επικαλύψεις γραφίτη στην επιφάνεια του υποστρώματος, με σκοπό να διαπιστωθεί το κατά πόσο επηρεάζει και ο παράγοντας αυτός το αποτέλεσμα της κατεργασίας.

Στις επόμενες ενότητες του κεφαλαίου παρουσιάζονται διαδοχικά η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε, τα αποτελέσματα των πειραμάτων, η αξιολόγηση και η συζήτηση των αποτελεσμάτων, καθώς και τα συμπεράσματα που προκύπτουν από αυτό το τμήμα της διατριβής.

## 2.6 Πειραματική διαδικασία

Για τα πειράματα ενανθράκωσης με δέσμη laser σαν υπόστρωμα χρησιμοποιήθηκε ο επιβελτιωμένος χάλυβας ενανθρακώσεως 15CrNi6, η σύσταση του οποίου καθορίστηκε με χημική ανάλυση και φαίνεται στο Πίνακα 2.1. Για τη διεξαγωγή των πειραμάτων κατ' αρχήν κόπηκαν δίσκοι του υλικού με διάμετρο 100 mm και πάχος 6 mm. Στη συνέχεια, η επιφάνεια των δίσκων υποβλήθηκε σε αμμοβολή με σκοπό να αυξηθεί η τραχύτητά της και να επιτευχθεί καλύτερη πρόσφυση της επίστρωσης γραφίτη με το υπόστρωμα. Χρησιμοποιήθηκαν δύο διαφορετικά είδη επίστρωσης: α) ένα εμπορικό σπρέι γραφίτη και β) ένα αιώρημα σκόνης γραφίτη σε αιθανόλη. Οι επιστρώσεις ψεκάζονταν ομοιόμορφα στην επιφάνεια των δίσκων, οι οποίοι στη συνέχεια αφήνονταν να στεγνώσουν στον αέρα.

Σαν πηγή θερμότητας για την ενανθράκωση χρησιμοποιήθηκαν δύο διαφορετικά laser CO<sub>2</sub> συνεχούς κύματος, με μέγιστη ισχύ 3 και 1.7 kW, αντίστοιχα. Η κατανομή ισχύος του laser των 3 kW ήταν η TEM<sub>01</sub><sup>\*</sup>, ή αλλιώς “doughnut” λόγω του σχήματός της, ενώ αυτή του laser των 1.7 kW ήταν η TEM<sub>00</sub> (gaussian). Κατά την εκτέλεση των πειραμάτων, οι δίσκοι του 15CrNi6 τοποθετούνταν επάνω στην ψηφιακά καθοδηγούμενη τράπεζα του σταθμού εργασίας του laser. Η τράπεζα αυτή έχει τη δυνατότητα κίνησης μέσα σε ορισμένο εύρος ταχυτήτων. Έτσι, μετακινώντας το δίσκο του υλικού με ορισμένη ταχύτητα ως προς την ακίνητη δέσμη laser, η τελευταία εκτελούσε ένα πέρασμα πάνω από την επιφάνειά του. Η ενέργεια που προσέδιδε η δέσμη laser χρησιμοποιούταν για να θερμάνει το υπόστρωμα και ανάλογα με τις συνθήκες κατεργασίας, γινόταν προσπάθεια είτε αυτό να τηχθεί, είτε να θερμανθεί επαρκώς, ώστε να επιτευχθεί ενανθράκωση της επιφάνειας με έναν από τους δύο μηχανισμούς που περιγράφηκαν προηγουμένως.

Οι συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα κάλυψαν ένα ευρύ φάσμα τιμών και συνοψίζονται στους Πίνακες 2.7 και 2.8, ανάλογα με το είδος επίστρωσης γραφίτη που χρησιμοποιήθηκε κάθε φορά. Θα πρέπει να αναφερθεί, επίσης, ότι κατά τη διάρκεια της κατεργασίας χρησιμοποιήθηκε N<sub>2</sub>, πίεσης 2-4 bar, σαν προστατευτικό αέριο για να αποφευχθεί η οξειδωση της επιφάνειας του υποστρώματος.



**Πίνακας 2.7:** Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με επίστρωση εμπορικού σπρέι γραφίτη.

<b>Ισχύς δέσμης</b> [W]	<b>Διάμετρος δέσμης</b> [mm]	<b>Ταχύτητα σάρωσης</b> [m/min]	<b>Αριθμός περασμάτων</b> της δέσμης laser
750	7.0	0.2	2, 5
750	7.0	0.4	3, 5
750	7.0	1.2	5, 10, 20, 40
900	3.0	0.3 - 2.1	1
900	6.0	0.60	1
900	3.0	2.1	5, 10
900	6.0	2.1	10, 20
900	6.0	4.5	5
900	6.0	6.0	5, 10
1300	10.0	0.2	5, 10, 15
1300	10.0	0.08	1, 3, 5
1650	4.8	0.6	1, 2, 5, 10
1650	6.0	0.6	1, 2, 5
2800	6.0	1.5	1, 2, 5, 10
2800	6.0	3.0	1, 2, 5, 10
2800	6.0	6.0	10
2800	6.0	9.0	5, 10
3000	6.0	1.95 – 12.0	1
3000	6.0	15.0	5, 10
3000	6.0	18.0	5, 10

**Πίνακας 2.8:** Συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με επίστρωση αιωρήματος γραφίτη σε αιθανόλη.

<b>Ισχύς δέσμης</b> [W]	<b>Διάμετρος δέσμης</b> [mm]	<b>Ταχύτητα σάρωσης</b> [m/min]	<b>Αριθμός περασμάτων</b> της δέσμης laser
1300	15.0	0.8	2, 5, 10
1300	7.0	0.8	2, 5, 10, 20
1300	3.0	0.8	1, 2, 5, 10

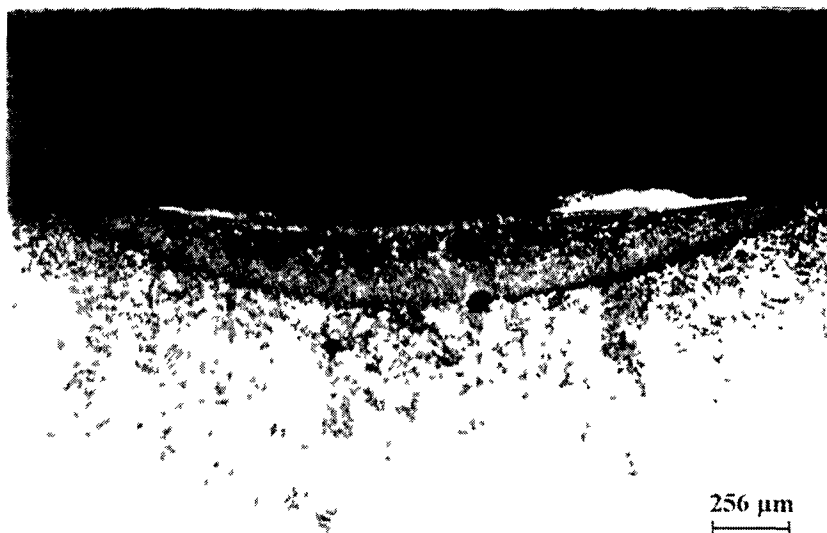
Μετά τη κατεργασία, από τους δίσκους κόπηκαν δοκίμια για μεταλλογραφική εξέταση. Τα δοκίμια κόβονταν κάθετα προς τη διεύθυνση της δέσμης laser, με σκοπό να γίνει δυνατή η παρατήρηση της μικροδομής κάτω από την επιφάνεια του υποστρώματος. Μετά τη κοπή, όλα τα δοκίμια εγκιβωτίστηκαν σε βακελίτη, χρησιμοποιώντας κατάλληλη πρέσα εγκιβωτισμού. Στη συνέχεια τα δοκίμια λειάνθηκαν και στιλβώθηκαν μέχρι 1 μm. Για τη χημική προσβολή χρησιμοποιήθηκαν τα διαλύματα Nital 2%, Vilella's και Picral. Η μεταλλογραφική παρατήρηση έγινε με τη χρήση οπτικού μεταλλογραφικού μικροσκοπίου. Τέλος, μετρήθηκε η μικροσκληρότητα όλων των δοκιμίων, χρησιμοποιώντας μικροσκληρόμετρο με φορτίο από 25 έως 200 gr.

## **2.7 Αποτελέσματα των πειραμάτων και συζήτηση**

### **2.7.1 Ανάλυση μικροδομής**

Λεπτομέρειες σχετικά με τη μικροδομή του χάλυβα 15CrNi6 πριν τη κατεργασία με τη δέσμη laser δόθηκαν στο Μέρος Α' του κεφαλαίου αυτού και δεν κρίνεται σκόπιμο να επαναληφθούν εδώ. Απλώς να υπενθυμισθεί ότι η αρχική μικροδομή του 15CrNi6 βρέθηκε ότι αποτελείτο από προευνθηκτοειδή φερρίτη, μπαινίτη και σχετικά μικρά ποσοστά περλίτη.

Η μεταλλογραφική εξέταση των πειραματικών δοκιμίων που υποβλήθηκαν στη κατεργασία έδειξε μια μεγάλη ποικιλία παραχθέντων μικροδομών, οι οποίες εξαρτώνται τόσο από τις παραμέτρους της κατεργασίας, όσο και από το είδος της επίστρωσης γραφίτη που χρησιμοποιήθηκε (εμπορικό σπρέι ή αιώρημα). Ωστόσο, ανεξάρτητα από τις διάφορες μικροδομές που δημιουργήθηκαν, όλα τα δοκίμια παρουσίαζαν μια τυπική εικόνα σαν αυτή της φωτομικρογραφίας του Σχ. 2.14, η οποία απεικονίζει την τομή της επιφάνειας ενός δοκιμίου. Διακρίνονται καθαρά τρεις περιοχές: η πρώτη, που προσβάλλεται με ανοιχτό χρώμα, βρίσκεται επάνω στην επιφάνεια και αποτελεί την ενανθρακωμένη περιοχή (Ε.Π.). Κάτω από αυτή τη περιοχή εκτείνεται μία σκουρόχρωμη, η οποία έχει επηρεαστεί θερμικά από τη κατεργασία, χωρίς όμως να έχει ενανθρακωθεί. Η περιοχή αυτή για συντομία θα ονομάζεται θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Θ.Ε.Ζ.). Τέλος, η γκρίζα περιοχή κάτω από τη Θ.Ε.Ζ. είναι το μέταλλο βάσης (Μ.Β.), η περιοχή δηλαδή του υλικού που δεν υπέστη καμία μεταβολή από τη κατεργασία.



**Σχ. 2.14:** Τομή της επιφάνειας ενανθρακωμένου δοκιμίου όπου διακρίνονται η ενανθρακωμένη περιοχή (Ε Π), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Θ Ε Ζ) και το μέταλλο βάσης (Μ Β) Nital 2%

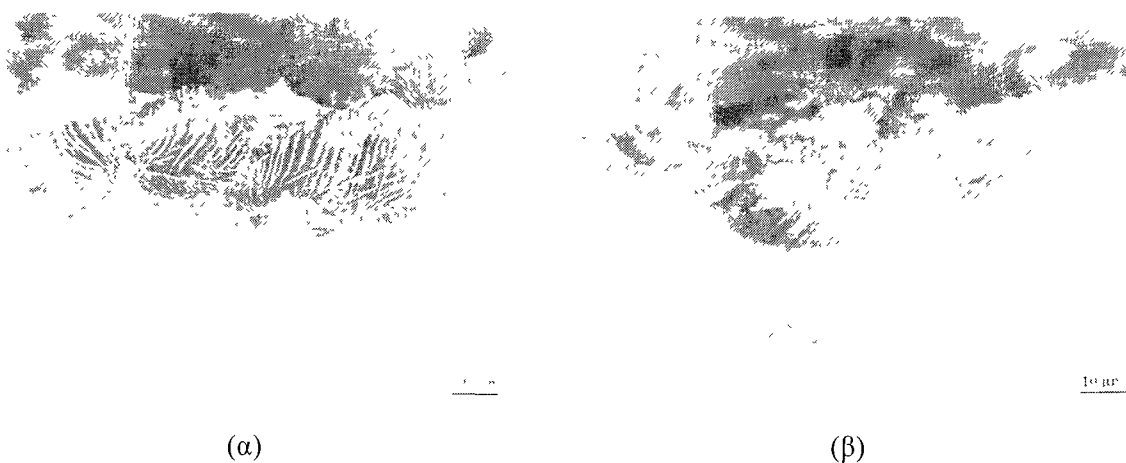
Η μικροδομή του ενανθρακωμένου στρώματος παρουσίασε πολύ μεγάλη ποικιλία φασεων και μορφολογιών, ανάλογα με τις παραμέτρους κατεργασίας και την επίστρωση γραφίτη που χρησιμοποιούνταν κάθε φορά. Κρίνεται σκόπιμη η ξεχωριστή αναφορά ανάλογα με το είδος της επίστρωσης γραφίτη που χρησιμοποιήθηκε, αφού εκεί εντοπίστηκαν οι σημαντικότερες διαφορές στις παραγόμενες μικροδομές

#### **2.7.1.1 Μικροδομές δοκιμίων με επίστρωση εμπορικού σπρέι γραφίτη**

Οι μικροδομές της Ε.Π. των δοκιμίων που αρχικά επικαλύφθηκαν με το εμπορικό σπρέι γραφίτη καθορίζονταν από τις τιμές των παραμέτρων κατεργασίας, δηλαδή την ισχύ και τη διάμετρο της δέσμης, την ταχύτητα σάρωσης και τον αριθμό περασμάτων. Χάρη στο ευρύ φάσμα τιμών των παραμέτρων που χρησιμοποιήθηκαν, βρέθηκαν περιοχές συνθηκών που ενεργοποιούσαν είτε το μηχανισμό ενανθράκωσης με τήξη του υποστρώματος, είτε - ακόμη σπουδαιότερο - το μηχανισμό ενανθράκωσης με διάχυση σε στερεά κατάσταση.

Η βέλτιστη περιοχή συνθηκών για την επίτευξη ενανθράκωσης σε στερεά κατάσταση εντοπίστηκε σε χαμηλή ισχύ δέσμης (~750 W), μέση διάμετρο δέσμης (7-8 mm), χαμηλες ταχύτητες σάρωσης (0.2-0.6 m/min) και αριθμό περασμάτων από 1 έως 5. Χαρακτηριστικά

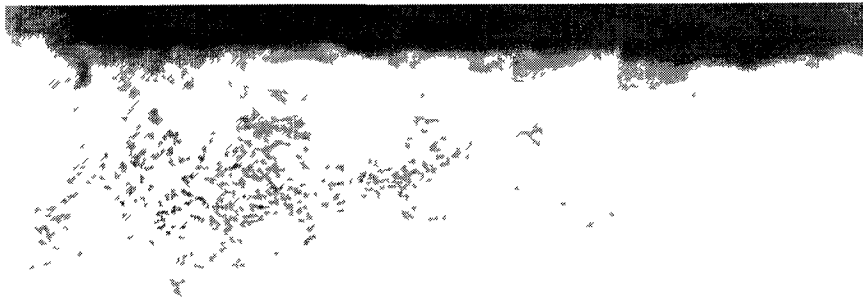
παρατίθενται οι φωτομικρογραφίες του Σχ. 2.15(α) και (β), που παρουσιάζουν τις Ε.Π. δύο δοκιμίων που υπεβλήθησαν σε ενανθράκωση μέσα σε αυτό το εύρος συνθηκών κατεργασίας.



**Σχ. 2.15:** Οι Ε.Π. των δοκιμίων που επικαλύφθηκαν με εμπορικό σπρέι γραφίτη και ενανθρακώθηκαν με τις εξής παραμέτρους: (α) 750 W, 7 mm, 0.4 m/min και 5 περάσματα της δέσμης, (β) 750 W, 7 mm, 0.2 m/min και 2 περάσματα της δέσμης. Picral.

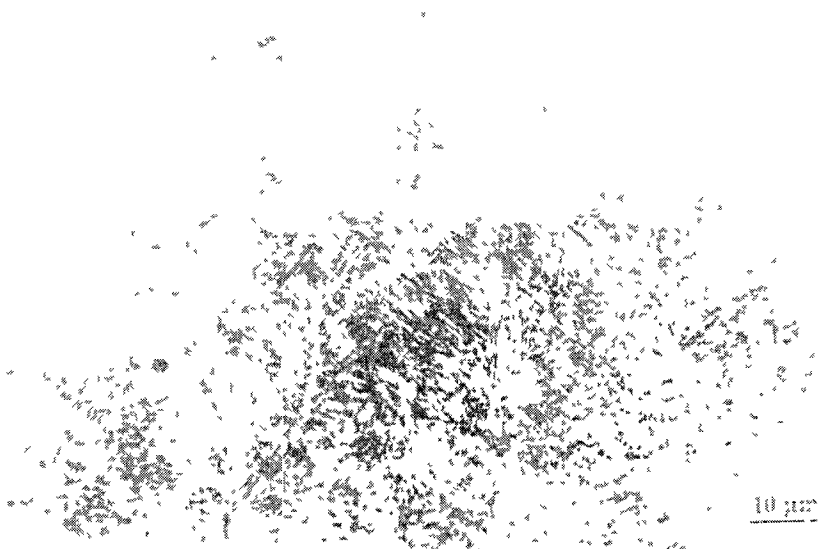
Η μικροδομή της Ε.Π. στα δοκίμια αυτά αποτελείται από ένα δίκτυο προευθηκτοειδούς σεμεντίτη ( $M_3C$ ) που προσβάλλεται με λευκό χρώμα και πιθανότατα πακέτων βελονοειδούς (lath) μαρτενσίτη που προσβάλλονται με μαύρο χρώμα. Από κάτω υπάρχει ένα στρώμα μαρτενσιτικών πλακιδίων μέσα σε μήτρα παραμένοντα ωστενίτη. Τόσο ο στερεοσκοπικός έλεγχος της επιφάνειας, όσο και η μεταλλογραφία της τομής δεν υπέδειξαν τήξη του υποστρώματος. Ωστόσο, οι παρατηρούμενες μικροδομές αποδεικνύουν σημαντική αύξηση της περιεκτικότητας σε C, γεγονός που οδηγεί στο συμπέρασμα ότι επιτεύχθηκε ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση.

Στις υπόλοιπες τιμές των συνθηκών κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα, οι αναπτυσσόμενες θερμοκρασίες ήταν αρκετά υψηλές ώστε να προκαλούν τήξη του υποστρώματος. Έτσι η ενανθράκωση επιτυγχανόταν με τη διάλυση C στην υγρή φάση. Κατά τη στερεοποίηση της τηγμένης επιφάνειας παράγονταν διάφορες μικροδομές, ανάλογα με τον αριθμό περασμάτων της δέσμης laser. Στη φωτομικρογραφία του Σχ. 2.16 παρουσιάζεται το δοκίμιο που ενανθρακώθηκε με 2800 W, διάμετρο δέσμης 6 mm, 1.5 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser. Η μικροδομή της Ε.Π. αποτελείται από πλακίδια μαρτενσίτη σε μήτρα παραμένοντα ωστενίτη και είναι χαρακτηριστική περιεκτικότητας σε C της τάξεως του 0.9-1% κ.β.



**Σχ. 2.16:** Η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που ενανθρακώθηκε με 2800 W, 6 mm, 1.5 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser και αποτελείται από πλακίδια μαρτενσίτη σε μήτρα παραμένοντα ωστενίτη. Nital 2%.

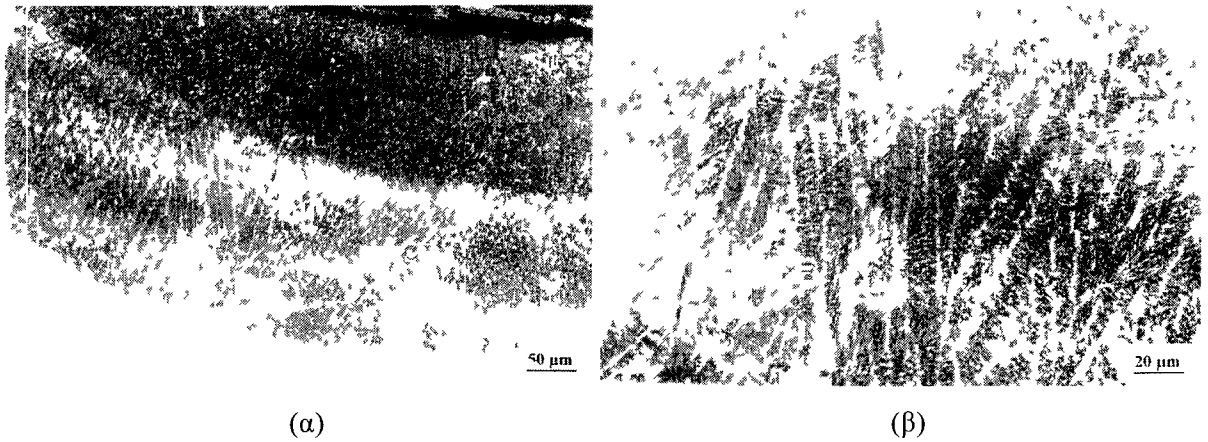
Ένα διαφορετικό είδος μικροδομής της Ε.Π. φαίνεται στο Σχ. 2.17, όπου η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που ακτινοβολήθηκε με 1500 W, διάμετρο δέσμης 4.8 mm, 0.6 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser, αποτελείται από μήτρα βελονοειδή μαρτενσίτη που περιέχει και ορισμένα μαρτενσιτικά πλακίδια.



**Σχ. 2.17:** Η μικροδομή της Ε.Π. του δοκιμίου που ενανθρακώθηκε με 1500 W, 4.8 mm, 0.6 m/min και 1 πέρασμα της δέσμης laser και αποτελείται από βελονοειδή μαρτενσίτη και ορισμένα μαρτενσιτικά πλακίδια. Nital 2%.

Η μικροδομή των περισσοτέρων δοκιμίων που ακτινοβολήθηκαν με πολλαπλά περάσματα της δέσμης laser παρουσίασε δενδριτική μορφολογία, Σχ. 2.18α. Στη φωτομικρογραφία αυτή, το ανώτερο τμήμα της Ε.Π. αποτελείται από μία μήτρα βελονοειδή μαρτενσίτη μέσα στην οποία εμφανίζονται και ορισμένα πλακίδια μαρτενσίτη, μοιάζει δηλαδή με τη μικροδομή του Σχ. 2.17. Αντίθετα, το κατώτερο τμήμα της Ε.Π. παρουσιάζει δενδριτική μορφολογία. Σε ορισμένα δοκίμια οι δενδρίτες έφταναν μέχρι την εξωτερική επιφάνεια του υλικού. Οι δενδρίτες αυτοί φαίνονται σε μεγαλύτερη μεγέθυνση στο Σχ. 2.18β. Αξίζει να παρατηρηθεί ότι οι δενδρίτες αποτελούνται από βελονοειδή μαρτενσίτη, που σημαίνει ότι πρόκειται για πρωτεύοντες δενδρίτες ωστενίτη, οι οποίοι κατά την απότομη ψύξη μετασχηματίστηκαν σε μαρτενσίτη. Η λευκή φάση μεταξύ των δενδριτών είναι η ευτηκτική  $\gamma+M_3C$  και προέρχεται από το τελευταίο υγρό που στερεοποιείται. Ο σχηματισμός δενδριτών στα δοκίμια που ακτινοβολήθηκαν με πολλαπλά περάσματα μπορεί να αποδοθεί στο ότι κάθε ξεχωριστό πέρασμα της δέσμης ουσιαστικά δημιουργεί μια προθέρμανση του υλικού σε σχέση με το πέρασμα της δέσμης που έπεται. Το γεγονός αυτό οδηγεί σε σημαντική μείωση των θερμοκρασιακών βαθμίδων (gradients) στην υγρή φάση, ευνοώντας έτσι το σχηματισμό δενδριτών [31].

Όσον αφορά τη μικροδομή της Θ.Ε.Ζ. οι παρατηρήσεις είναι οι ίδιες με αυτές που αναφέρθηκαν κατά τη σκλήρυνση μετασχηματισμού του χάλυβα 15CrNi60. Αυτό σημαίνει ότι στη Θ.Ε.Ζ. παρατηρήθηκε μια διασπορά λεπτών καρβιδίων, η οποία οφείλεται στην επαναφορά της αρχικά μπαινιτικής μικροδομής. Κατά την επαναφορά του μπαινίτη, ο σεμεντίτης τείνει να αντικατασταθεί από το καρβίδιο ισορροπίας [23], που στη συγκεκριμένη περίπτωση είναι το  $M_7C_3$ .



**Σχ. 2.18:** α) Η τομή της επιφάνειας του δοκιμίου που ακτινοβολήθηκε με ισχύ 1600 W, διάμετρο δέσμης 4,8 mm, ταχύτητα σάρωσης 0,6 m/min και 5 περάσματα της δέσμης. Το ανώτερο τμήμα της ΕΠ αποτελείται από μήτρα βελονοειδή μαρτενσίτη που περιέχει και ορισμένα μαρτενσιτικά πλακίδια. Στο κατώτερο τμήμα της ΕΠ έχουν σχηματιστεί δενδρίτες. β) Οι δενδρίτες αυτοί αποτελούνται από βελονοειδή μαρτενσίτη, ενώ η λευκή φάση που παρεμβάλλεται μεταξύ των δενδριτών είναι η ευτηκτική  $\gamma + M_3C$  Nital 2%.

#### 2.7.1.2 Μικροδομές δοκιμίων με επίστρωση αιωρήματος γραφίτη

Σε αντίθεση με τα δοκίμια που επικαλύφθηκαν με το εμπορικό σπρέι γραφίτη, τα δοκίμια στα οποία χρησιμοποιήθηκε το αιώρημα σκόνης γραφίτη σε αιθανόλη παρουσίασαν μικροδομές της Ε.Π. οι οποίες παραπέμπουν περισσότερο σε μικροδομές χυτοσιδήρων. Στο Σχ. 2.19 φαίνεται χαρακτηριστικά η μικροδομή της ΕΠ ενός από τα δοκίμια της ομάδας αυτής, η οποία αποτελείται κυρίως από πρωτευόντες δενδρίτες σεμεντίτη μέσα σε ευτηκτική μήτρα. Αξίζει επίσης να παρατηρηθεί η λευκή ζώνη στη διεπιφάνεια ΕΠ/ΘΕΖ στην οποία έχουν αναπτυχθεί πλακίδια μαρτενσίτη και η οποία αποτελεί τυπικό χαρακτηριστικό μικροδομών που έχουν ενανθρακωθεί με υπερβολικά υψηλό δυναμικό C [43]. Οι μικροδομές των περισσότερων δοκιμίων που επικαλύφθηκαν με το αιώρημα της σκόνης σε αιθανόλη ήταν παρόμοιες με αυτή του Σχ. 2.19, γεγονός που υποδηλώνει ότι το αιώρημα περιείχε υψηλά ποσοστά C, οδηγώντας σε συστάσεις της Ε.Π που πολλές φορές υπερέβαιναν την ευτηκτική (4,3% κ.β. C). Όσον αφορά τη μικροδομή της ΘΕΖ, οι παρατηρήσεις που έγιναν προηγουμένως για τα δοκίμια που είχαν επικαλυφθεί με το εμπορικό σπρέι γραφίτη ισχύουν και στη περίπτωση αυτή.

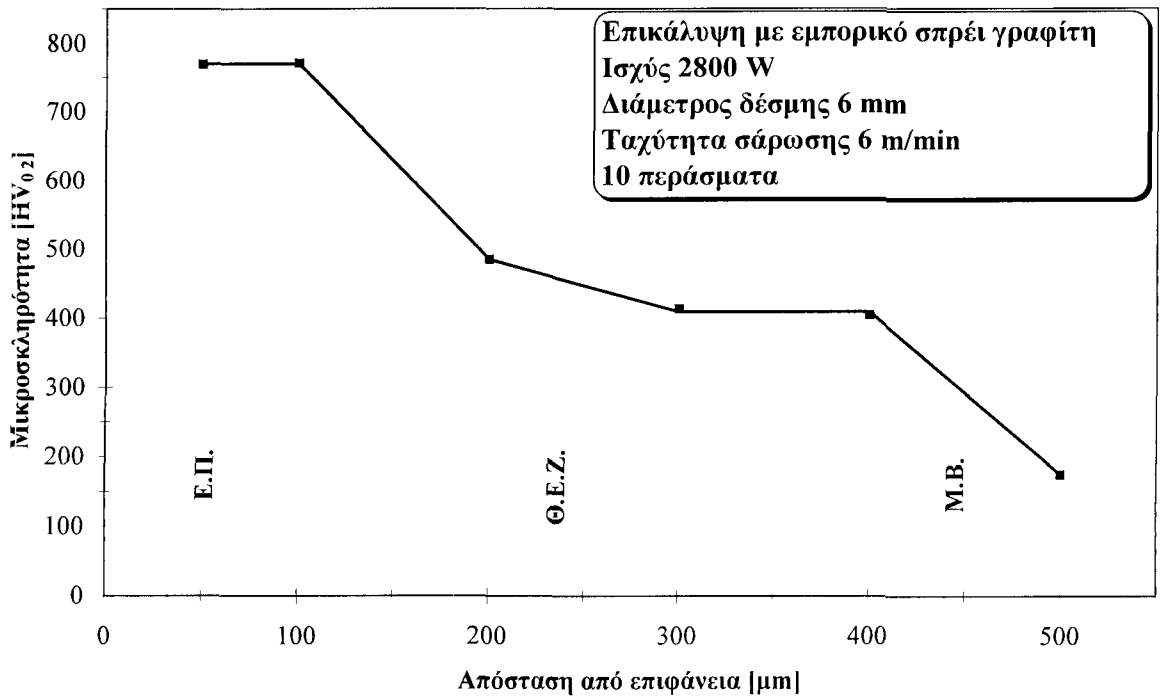


**Σχ. 2.19:** Η μικροδομή της Ε Π του δοκιμίου που είχε επικαλυφθεί με αιωρημα σκονης γραφίτη σε αιθανολη και ακτινοβολήθηκε με ισχύ 1300 W, διαμετρο δέσμης 3 mm, ταχύτητα σάρωσης 0.8 m/min και 2 περάσματα της δέσμης laser Nital 2%

### 2.7.2 Μετρήσεις μικροσκληρότητας

Ανεξάρτητα από τις διάφορες μικροδομές που δημιουργήθηκαν στις Ε Π των δοκιμίων, διαπιστώθηκε σημαντική αύξηση της μικροσκληρότητας σε σχέση με την αρχική μικροσκληρότητα του υλικού που ήταν  $200 \text{ HV}_{0.2}$ . Στα δοκίμια που είχαν επικαλυφθεί με το εμπορικό σπρέι γραφίτη και παρουσίασαν μικτή μικροδομή αποτελούμενη από βελονοειδή μαρτενσίτη και πλακίδια μαρτενσιτη, επετεύχθησαν τιμές μέχρι και  $770 \text{ HV}_{0.2}$ , δηλαδή η μικροσκληρότητα αυξήθηκε κατά περίπου 4 φορές. Το διαγραμμα του Σχ 2.20 δείχνει χαρακτηριστικά τη μικροσκληρότητα του δοκιμίου που ακτινοβολήθηκε με ισχύ 2800 W, διάμετρο δέσμης 6 mm, ταχύτητα σάρωσης 6 m/min και 10 περάσματα της δέσμης laser, σαν συνάρτηση της απόστασης από την επιφάνεια. Το προφίλ μικροσκληρότητας διακρίνεται ουσιαστικά σε τρεις περιοχές στην Ε Π η μικροσκληρότητα είναι υψηλή και σταθερή, ενώ στην Θ.Ε.Ζ η μικροσκληρότητα μειώνεται σταδιακά, για να καταλήξει στην τιμή του ΜΒ γύρω στα  $200 \text{ HV}_{0.2}$ . Η σταδιακή μείωση της μικροσκληροτητας μέσα στη Θ.Ε.Ζ συμφωνεί με την παρατήρηση που έγινε σχετικά με την επαναφορά του μπαινίτη στη ζώνη αυτή, φαινόμενο που είναι γνωστό ότι οδηγεί σε δευτερογενή σκλήρυνση.





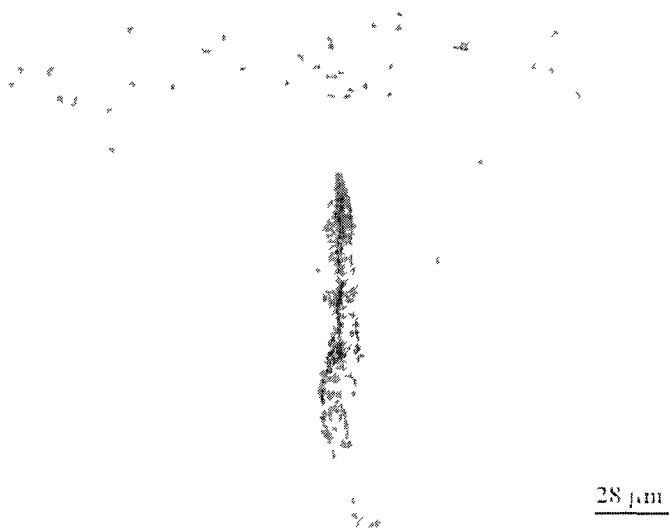
Σχ. 2.20: Χαρακτηριστικό προφίλ μικροσκληρότητας ενανθρακωμένου δοκιμίου χάλυβα 15CrNi6

Γενικότερα, όσον αφορά τα δοκίμια που είχαν επικαλυφθεί με εμπορικό σπρέι γραφίτη, μετρήθηκαν μικροσκληρότητες των Ε.Π. μεταξύ 550 και 770 HV<sub>0.2</sub>. Ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσίασαν οι μετρήσεις στα δοκίμια που πιστεύεται ότι ενανθρακώθηκαν σε στερεά κατάσταση. Λόγω του πολύ μικρού πάχους της Ε.Π. των δοκιμίων αυτών (βλ. Σχ. 2.15α και β) οι μικροσκληρομετρήσεις εκτελέστηκαν αναγκαστικά με πολύ μικρό φορτίο (25 gr) και παρουσίασαν κάποιες δυσκολίες. Παρ' όλα αυτά αξίζει να αναφερθεί ότι στο δοκίμιο που ακτινοβολήθηκε με ισχύ 750 W, διάμετρο δέσμης 7 mm, ταχύτητα σάρωσης 0.4 m/min και 5 περάσματα της δέσμης laser (Σχ. 2.15α) η μικροσκληρότητα στη σκουρόχρωμη επιφανειακή ζώνη μετρήθηκε γύρω στα 400 HV<sub>0.025</sub> ενώ αμέσως από κάτω, στη περιοχή των μαρτενσιτικών πλακιδίων σε μήτρα παραμένοντα ωστενίτη, η μικροσκληρότητα μετρήθηκε γύρω στα 480 HV<sub>0.025</sub>.

Τα δοκίμια που είχαν επικαλυφθεί με το αιώρημα σκόνης γραφίτη σε αιθανόλη παρουσίασαν, εν γένει, υψηλότερα επίπεδα μικροσκληρότητας με τιμές μέχρι και 900 HV<sub>0.2</sub>. Τα επίπεδα αυτά έρχονται σε συμφωνία με τις μεταλλογραφικές παρατηρήσεις που έγιναν στις Ε.Π. των δοκιμίων αυτών και ανταποκρίνονται στις υψηλές περιεκτικότητες σε C που φάνηκε ότι προκύπτουν με τη χρήση του αιωρήματος

### 2.7.3 Δημιουργία πορώδους και ρηγμάτων

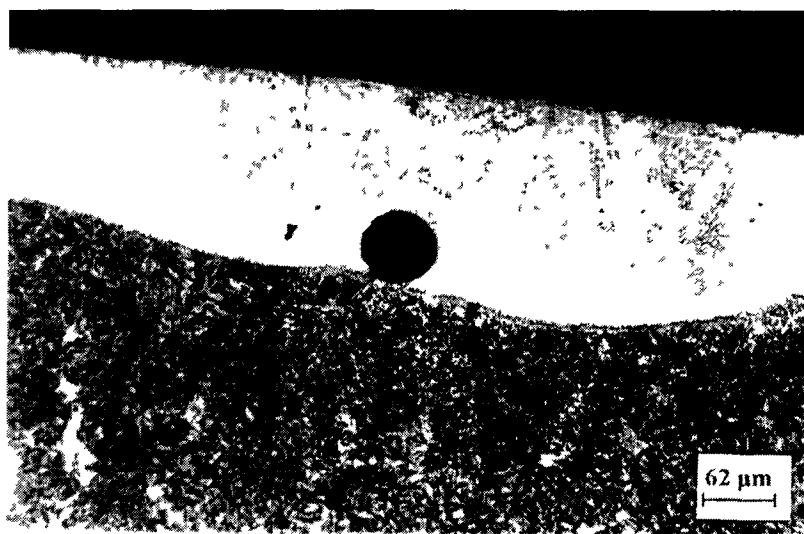
Η ύπαρξη ρηγμάτων παρατηρήθηκε σε αρκετά από τα δοκίμια που ενανθρακώθηκαν μέσω του μηχανισμού τήξης της επιφάνειάς τους. Η φωτομικρογραφία του Σχ. 2.21 δείχνει ένα τέτοιο ρήγμα στην Ε.Π. ενός από τα δοκίμια που είχαν αρχικά επικαλυφθεί με εμπορικό σπρέι γραφίτη. Παρόμοια ρήγματα εμφανίστηκαν σε δοκίμια και των δύο ομάδων. Η δημιουργία ρηγμάτων οφείλεται στην ψαθυρότητα των φάσεων που σχηματίζονται κατά τη στερεοποίηση της Ε.Π. και η οποία δεν επιτρέπει την παραλαβή των αναπτυσσόμενων παραμορφώσεων. Το φαινόμενο αυτό επιβαρύνεται περισσότερο κατά την ενανθράκωση με δέσμη laser, όπου οι ρυθμοί ψύξης και στερεοποίησης είναι ιδιαίτερα υψηλοί.



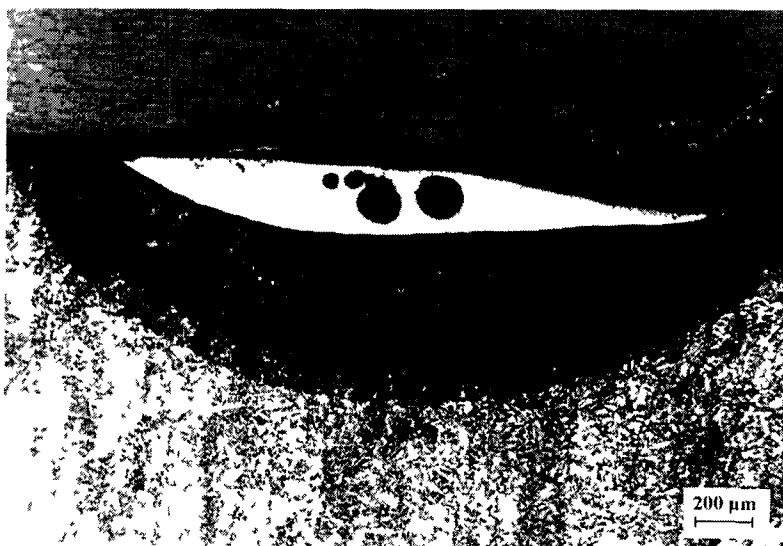
**Σχ. 2.21:** Ρήγμα σε μαρτενσιτική μητρα στο δοκίμιο που επικαλύφθηκε με εμπορικό σπρέι γραφίτη και ακτινοβολήθηκε με 1500 W, διάμετρο δέσμης 4.8 mm, ταχύτητα 0.6 m/min και 2 περάσματα της δέσμης laser Nital 2%

Ένα άλλο χαρακτηριστικό των δοκιμίων που ενανθρακώθηκαν με τήξη της επιφάνειας ήταν η δημιουργία πορώδους. Οι επιφάνειες δύο δοκιμίων, με χαρακτηριστική εμφάνιση πόρων στην Ε.Π., φαίνονται σε τομή στις φωτομικρογραφίες του Σχ. 2.22α και β. Το σφαιρικό σχήμα των πόρων οδηγεί στο συμπέρασμα ότι πρόκειται για πόρους αερίων που εγκλωβίζονται στο υπόστρωμα κατά τη στερεοποίηση. Οι κυριότερες πηγές αερίων είναι, κυρίως, το προστατευτικό αέριο που χρησιμοποιείται κατά τη διάρκεια της κατεργασίας ( $N_2$ ), διάφορες ακαθαρσίες που βρίσκονται στην επιφάνεια του υποστρώματος (λάδια, νερό) και οι

οποίες εξατμίζονται κατά την ακτινοβολήση με τη δέσμη laser, καθώς και αερια που βρίσκονται διαλυμένα μέσα στο χάλυβα ( $O_2$ ,  $N_2$ ) [44]



(α)



(β)

**Σχ. 2.22:** Πόροι αερίων στην επιφάνεια ενανθρακωμένων δοκιμίων που ακτινοβολήθηκαν με ισχυ 1300 W, διάμετρο δέσμης 3 mm, ταχύτητα σαρώσης 0.8 m/min και (α) 1 πέρασμα της δεσμης laser, (β) 5 περάσματα της δέσμης laser

## 2.8 Συμπεράσματα

Από την πειραματική διερεύνηση της ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser, μπορούν να διατυπωθούν τα εξής συμπεράσματα:

- i) Επετεύχθη σημαντική αύξηση της περιεκτικότητας της επιφάνειας του χάλυβα σε C, τόσο με το μηχανισμό της τήξης της επιφάνειας και της διάλυσης του C στην υγρή φάση, όσο και με το μηχανισμό της ωστενιτοποίησης και της διάχυσης του C σε στερεά κατάσταση.
- ii) Τα καλύτερα αποτελέσματα από απόψεως παραγόμενων μικροδομών της Ε.Π. λαμβάνονται με τη χρησιμοποίηση της επικάλυψης με εμπορικό σπρέι γραφίτη. Η χρήση αιωρήματος σκόνης γραφίτη σε αιθανόλη οδήγησε σε εισαγωγή υπέρμετρα μεγάλων ποσοτήτων C.
- iii) Δημιουργήθηκε ποικιλία μικροδομών της Ε.Π., ανάλογα με την εκάστοτε χρησιμοποιούμενη επικάλυψη και τις συνθήκες κατεργασίας, δηλαδή την ισχύ και τη διάμετρο της δέσμης laser, την ταχύτητα σάρωσης και τον αριθμό περασμάτων.
- iv) Εντοπίστηκαν ορισμένες συνθήκες κατεργασίας που οδηγούν σε ενανθράκωση με διάχυση του C στο υπόστρωμα σε στερεά κατάσταση. Την ενεργοποίηση του μηχανισμού αυτού ευνοεί η χρήση χαμηλής ισχύος (~750 W), μέσης διαμέτρου δέσμης (7-8 mm), χαμηλής ταχύτητας σάρωσης (0.2-0.6 m/min) και αριθμό περασμάτων από 1 έως 5.
- v) Επήλθε σημαντική αύξηση της σκληρότητας της επιφάνειας των ενανθρακωμένων δοκιμίων, η οποία έφτασε μέχρι και 4 φορές τη σκληρότητα του μετάλλου βάσης.
- vi) Εμφανίστηκε πορώδες και ρήγματα σε δοκίμια που ενανθρακώθηκαν με το μηχανισμό τήξης της επιφάνειας.

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3

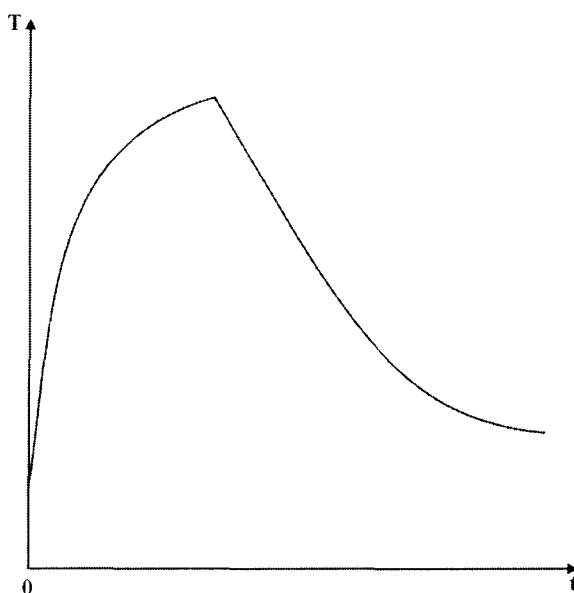
# ΜΟΝΤΕΛΑ ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΓΙΑ ΤΟΝ ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟ ΤΟΥ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΚΟΥ ΠΕΔΙΟΥ

### 3.1 Εισαγωγή

Όπως έγινε φανερό στο Κεφάλαιο 2 της διατριβής, το αποτέλεσμα της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης χαλύβων με δέσμη laser, καθορίζεται αποφασιστικά από τις επιλεγόμενες συνθήκες κατεργασίας, δηλαδή την ισχύ και την επιφάνεια διατομής της δέσμης laser, καθώς και από την ταχύτητα με την οποία η δέσμη σαρώνει την επιφάνεια. Οι παράμετροι αυτές επηρεάζουν το μεταβατικό θερμοκρασιακό πεδίο που αναπτύσσεται στο υλικό, κατά τη διάρκεια της ακτινοβολήσής του. Στην ουσία, καθορίζουν το θερμικό κύκλο στον οποίο υποβάλλεται το υλικό.

Το βασικό χαρακτηριστικό της επιφανειακής θέρμανσης χαλύβων με δέσμη laser είναι ό,τι σε κάθε σημείο της επιφάνειας αναπτύσσεται και ένας διαφορετικός θερμικός κύκλος, ανάλογα με τη σχετική θέση του σημείου ως προς τη κινούμενη δέσμη laser. Έτσι, οι αναπτυσσόμενοι ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης, καθώς και η μέγιστη θερμοκρασία, μεταβάλλονται από σημείο σε σημείο του υλικού. Πρακτικά αυτό σημαίνει ότι κάθε σημείο του χάλυβα υποβάλλεται και σε μία διαφορετική θερμική κατεργασία, με ανάλογες επιπτώσεις στις μεταβολές που επέρχονται στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες.

Ένας τυπικός θερμικός κύκλος τυχαίου σημείου της επιφάνειας χάλυβα, από την οποία διέρχεται μία δέσμη laser, φαίνεται στο διάγραμμα θερμοκρασίας-χρόνου του Σχ. 3.1. Καθώς η δέσμη προσεγγίζει το υπό παρατήρηση σημείο, η θερμοκρασία του αρχίζει να αυξάνεται ταχύτατα και σύντομα αποκτά μία μέγιστη τιμή. Η αύξηση της θερμοκρασίας οοείλεται στην απορρόφηση της ενέργειας της δέσμης laser από τις πρώτες επιφανειακές στοιβάδες, πάχους μερικών nm, του υλικού. Η ενέργεια αυτή αποδίδεται σαν θερμότητα στην επιφάνεια, η οποία στη συνέχεια μεταφέρεται με αγωγή προς τα επόμενα στρώματα. Η δέσμη laser στην περίπτωση αυτή λειτουργεί σαν μία επιφανειακή θερμική πηγή [45]. Καθώς η δέσμη συνεχίζει την πορεία της και αρχίζει να απομακρύνεται από το σημείο, η θερμότητα μεταφέρεται με αγωγή προς το εσωτερικό του υλικού, το οποίο δεν έχει επηρεαστεί θερμικά από τη δέσμη και λειτουργεί σαν δεξαμενή για την απαγωγή της θερμότητας. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα την ταχεία πτώση της θερμοκρασίας του σημείου.



**Σχ. 3.1:** Θερμικός κύκλος σημείου της επιφάνειας χάλυβα που ακτινοβολείται από δέσμη laser.

Σύμφωνα με τα παραπάνω, είναι φανερό ότι, στη γενική περίπτωση, η θερμοκρασία που αναπτύσσεται στο υλικό είναι μία συνάρτηση των χωρικών συντεταγμένων και του χρόνου:

$$T = T(x,y,z,t) \quad (3.1)$$

Ο πειραματικός καθορισμός της θερμοκρασίας ενός υλικού, όταν αυτό ακτινοβολείται με δέσμη laser, είναι τεχνικά πολύ δύσκολος και ιδιαίτερα δαπανηρός. Για το λόγο αυτό υπάρχουν ελάχιστες εργασίες που να αναφέρονται στη πειραματική μέτρηση θερμικών κύκλων. Έτσι, η ανάγκη προσφυγής σε υπολογισμούς, μέσω της δημιουργίας μαθηματικών μοντέλων αποτελεί, μονόδρομο. Για την εύρεση της μορφής της Εξ. (3.1) είναι απαραίτητη η επίλυση της διαφορικής εξίσωσης, που περιγράφει το μεταβατικό πρόβλημα μεταφοράς θερμότητας με αγωγή σε ισότροπο και ομογενές στερεό υλικό, κινούμενο με ορισμένη ταχύτητα ως προς τη θερμική πηγή (δέσμη laser) [46]:

$$\rho \cdot C_p \frac{\partial T}{\partial t} + u \cdot \rho \cdot C_p \frac{\partial T}{\partial x} - \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = Q_{beam} \quad (3.2)$$

Στην Εξ. (3.2)  $\rho$ ,  $C_p$  και  $k$  είναι η πυκνότητα, η ειδική θερμότητα και η θερμική αγωγιμότητα του υλικού, αντίστοιχα. Το  $u$  συμβολίζει την ταχύτητα με την οποία το υλικό κινείται ως προς τη θερμική πηγή, θεωρώντας ότι η κίνηση γίνεται προς τη διεύθυνση του άξονα  $x$ . Η προσδιδόμενη προς το υλικό θερμότητα από τη θερμική πηγή δίδεται από το  $Q_{beam}$ .

Οι συνοριακές συνθήκες του συγκεκριμένου προβλήματος καθορίζονται με βάση τις παραδοχές που γίνονται, σχετικά με τα φαινόμενα μεταφοράς θερμότητας μέσω συναγωγής και ακτινοβολίας από το υλικό προς το περιβάλλον. Συνήθως, οι απώλειες θερμότητας με συναγωγή και ακτινοβολία στην περίπτωση της επιφανειακής θέρμανσης χαλύβων με δέσμη laser αγνοούνται, καθώς θεωρείται ότι είναι αμελητέες σε σύγκριση με τα ποσά θερμότητας που μεταφέρονται μέσω αγωγής στο εσωτερικό του υλικού. Έτσι, στις περισσότερες περιπτώσεις, το υλικό θεωρείται θερμικά μονωμένο ως προς το εξωτερικό περιβάλλον. Επίσης, σε αντίθεση με κατεργασίες όπως η συγκόλληση και η επιφανειακή κραμάτωση, στην περίπτωση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης σε στερεά κατάσταση με δέσμη laser η μη ύπαρξη τήξης διευκολύνει την επίλυση του προβλήματος, αφού αποφεύγεται η εμφάνιση λανθάνουσας θερμότητας και φαινομένων συναγωγής στη λίμνη τήξης [4]. Επιπρόσθετα, η λανθάνουσα θερμότητα των μετασχηματισμών στερεών φάσεων θεωρείται μικρή και αμελείται [13].

Με την επίλυση του προβλήματος μεταφοράς θερμότητας κατά την επιφανειακή θέρμανση με δέσμη laser έχουν ασχοληθεί πολλοί ερευνητές και υπάρχει πληθώρα σχετικών εργασιών στη βιβλιογραφία. Σε περιπτώσεις απλής γεωμετρίας του προς κατεργασία τεμαχίου και με χρήση παραδοχών που απλοποιούν το πρόβλημα, έχει γίνει δυνατή η επίλυση με αναλυτικό τρόπο [2,13,47-50]. Ωστόσο, σε περιπτώσεις που η γεωμετρία είναι πιο περίπλοκη ή όπου αίρονται οι απλουστευτικές παραδοχές, η επίλυση είναι εφικτή μόνο με αριθμητικές μεθόδους, όπως των πεπερασμένων στοιχείων και των πεπερασμένων διαφορών [51-55].

Για τις ανάγκες της παρούσας διατριβής, ήταν απαραίτητη η δημιουργία μοντέλων υπολογισμού του θερμοκρασιακού πεδίου, που αναπτύσσεται στους χάλυβες κατά τη σκλήρυνση μετασχηματισμού και ενανθράκωσης με δέσμη laser. Οι υπολογισμοί των μοντέλων αυτών παρείχαν πληροφορίες σχετικά με τους θερμικούς κύκλους στο υλικό, σε σχέση με τις συνθήκες κατεργασίας. Τα αποτελέσματα των μοντέλων, τα οποία αφορούσαν τις μέγιστες θερμοκρασίες που αναπτύσσονται σε κάθε σημείο, τους ρυθμούς θέρμανσης και ψύξης, καθώς και τη χρονική διάρκεια του θερμικού κύκλου, αποτελούσαν απαραίτητα

δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα προσομοίωσης της κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων, που περιγράφονται σε επόμενα κεφάλαια.

Για την ανάπτυξη των μοντέλων υπολογισμού του θερμοκρασιακού πεδίου χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος των πεπερασμένων στοιχείων. Πιο συγκεκριμένα, η ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων έγινε με τη βοήθεια του υπολογιστικού πακέτου ABAQUS [56], το οποίο διατίθεται στο Εργαστήριο Μηχανικής και Αντοχής Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας. Με σκοπό, μάλιστα, να επιτευχθεί όσο το δυνατόν πιο επαρκής συλλογή δεδομένων σχετικά με τους θερμικούς κύκλους, κρίθηκε αναγκαία η δημιουργία δύο μοντέλων: ενός δυδιάστατου (2-D) και ενός τρισδιάστατου (3-D).

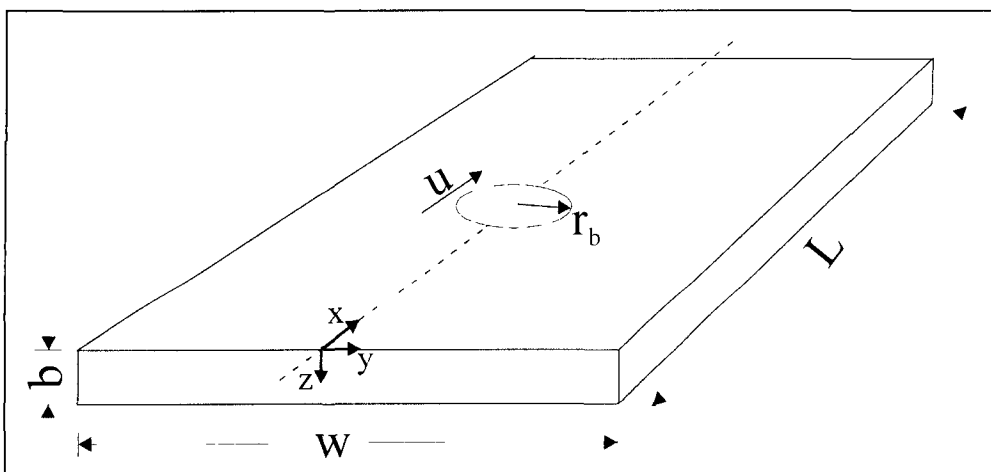
Στις επόμενες ενότητες του κεφαλαίου περιγράφονται τα δύο μοντέλα, καθώς και το πλαίσιο χρησιμοποίησης του καθενός από αυτά. Παρατίθεται η μαθηματική τυποποίηση του προς επίλυση προβλήματος και περιγράφεται ο τρόπος κατασκευής των καννάβων. Γίνεται ιδιαίτερη αναφορά στον τρόπο με τον οποίο προσομοιώθηκε η δέσμη laser σαν κινούμενη πηγή θερμότητας με πεπερασμένες χωρικές διαστάσεις, καθώς και σε θέματα που αφορούν τον χειρισμό των φυσικών ιδιοτήτων του υλικού, οι οποίες υπεισέρχονται στην επίλυση του προβλήματος. Τέλος, παρουσιάζονται χαρακτηριστικά αποτελέσματα των μοντέλων και περιγράφεται ο τρόπος με τον οποίο καθορίζονταν τα χρήσιμα αποτελέσματα – δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής.



### 3.2 Ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων

Σε προβλήματα μεταφοράς θερμότητας με αγωγή σε στερεά σώματα, στα οποία η θερμική πηγή κινείται ως προς το σώμα, η χωρική διάσταση του προβλήματος καθορίζεται, κατά κύριο λόγο, από τη σχέση διαστάσεων θερμικής πηγής-σώματος και από τη σχέση της ταχύτητας μετακίνησης της θερμικής πηγής με την ταχύτητα μεταφοράς της θερμότητας στο σώμα. Όταν, για παράδειγμα, το πάχος του στερεού σώματος είναι μεγάλο σε σχέση με το μέγεθος της πηγής και η ταχύτητα κίνησης της πηγής είναι μεγάλη, μπορεί να θεωρηθεί ότι η θερμότητα μεταφέρεται μόνο προς την κάθετη προς την επιφάνεια κατεύθυνση [18]. Στη περίπτωση αυτή, το πρόβλημα ανάγεται σε μία διάσταση (1-D). Όταν οι διαστάσεις του σώματος αρχίζουν και γίνονται συγκρίσιμες με τις διαστάσεις της πηγής, η θεώρηση της 1-D μεταφοράς θερμότητας παύει να ισχύει.

Για τη μελέτη της επιφανειακής θέρμανσης χαλύβων με δέσμη laser, το στερεό σώμα στο οποίο έλαβε χώρα η ανάλυση μεταφοράς θερμότητας με πεπερασμένα στοιχεία, θεωρήθηκε σαν πλάκα πεπερασμένων διαστάσεων. Η δέσμη laser θεωρήθηκε σαν ένα επιφανειακά κατανομημένο θερμικό φορτίο, κυκλικής διατομής ακτίνας  $r_b$ , κινούμενο με ταχύτητα  $u$  ως προς την πλάκα, Σχ. 3.2.



Σχ. 3.2: Πλάκα πεπερασμένων διαστάσεων ( $L \times w \times b$ ), στην επιφάνεια της οποίας κινείται, με ταχύτητα  $u$  προς τη διεύθυνση του άξονα  $x$ , θερμική πηγή κυκλικής διατομής ακτίνας  $r_b$ .

Στη γενική περίπτωση το πρόβλημα αυτό είναι τρισδιάστατο (3-D). Υπάρχει όμως περίπτωση να αντιμετωπιστεί και στις δύο διαστάσεις (2-D), θεωρώντας ότι η θερμότητα που

προσδίδεται από τη πηγή μεταφέρεται μόνο προς το κάθετο προς τη διεύθυνση κίνησης της πηγής επίπεδο (επίπεδο y-z στο Σχ. 3.2). Για να ισχύσει αυτό, θα πρέπει η ταχύτητα u να είναι αρκετά μεγαλύτερη από την “ταχύτητα” με την οποία μεταδίδεται η θερμότητα μέσα στο υλικό. Με άλλα λόγια, θα πρέπει ο χρόνος αλληλεπίδρασης της δέσμης με το υλικό (βλ. Εξ. 2.2) να είναι αρκετά μικρότερος από το χρόνο που χρειάζεται η θερμότητα για να διαχυθεί σε απόσταση ίση με την ακτίνα της δέσμης [15]:

$$t_{\text{int}} \ll \frac{r_b^2}{4\alpha} \quad (3.3)$$

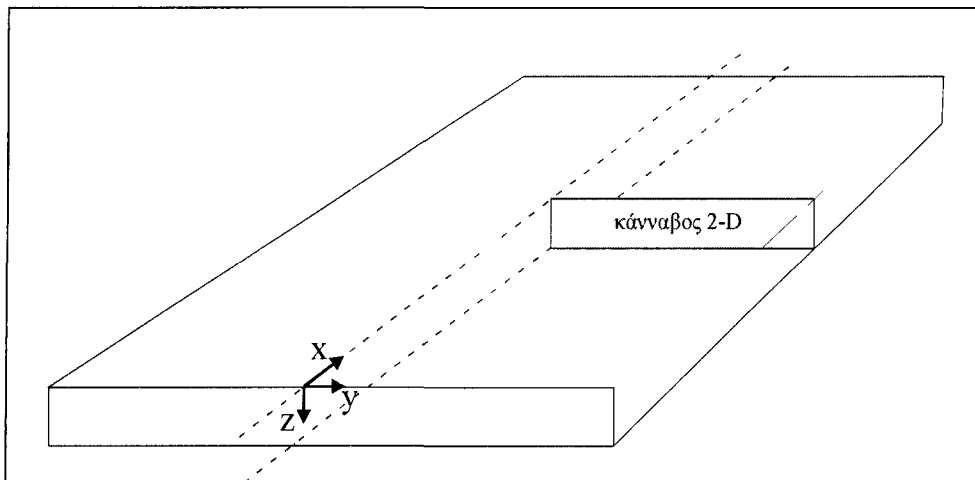
όπου α η θερμική διαχυτότητα του υλικού. Όταν ισχύει η παραπάνω συνθήκη, η δέσμη προλαβαίνει να εξαλείψει τα θερμοκρασιακά gradients στον άξονα x, αφού κινείται πολύ γρηγορότερα από τη θερμότητα προς τη κατεύθυνση αυτή. Συνεπώς, η θερμότητα μεταφέρεται μόνο προς το επίπεδο y-z και το πρόβλημα μπορεί να αντιμετωπιστεί σαν 2-D.

Όπως φάνηκε στο Κεφάλαιο 2, η πειραματική διαδικασία της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης με δέσμη laser περιελάμβανε ευρύ φάσμα ταχυτήτων σάρωσης. Θεωρήθηκε λοιπόν σκόπιμο να δημιουργηθεί ένα 2-D μοντέλο πεπερασμένων διαστάσεων, με το οποίο γινόταν ο υπολογισμός του θερμοκρασιακού πεδίου στις περιπτώσεις των υψηλότερων ταχυτήτων σάρωσης. Το μεγάλο πλεονέκτημα της χρήσης του μοντέλου 2-D ήταν η μεγάλη εξοικονόμηση υπολογιστικής ισχύος και χρόνου, καθώς η επίλυσή του είναι ευκολότερη. Στο μοντέλο αυτό αναφέρεται αναλυτικά η επόμενη παράγραφος.

Για τις περιπτώσεις που η παραπάνω θεώρηση δεν έδινε ικανοποιητικά αποτελέσματα, η ανάλυση γινόταν με μοντέλο 3-D. Η επιβάρυνση σε υπολογιστικό χρόνο με τη χρήση του μοντέλου 3-D ήταν σημαντική. Αρκεί να αναφερθεί ό,τι ο μέσος χρόνος για μία ανάλυση με το μοντέλο 2-D ήταν τάξεως μεγέθους 1 h, ενώ ο αντίστοιχος χρόνος ανάλυσης με το μοντέλο 3-D ήταν της τάξεως των 2-3 ημερών. Ωστόσο, η χρησιμοποίησή του κατέστη αναγκαία, ιδιαίτερα στην ανάλυση της ενανθράκωσης σε στερεά κατάσταση, όπου οι ταχύτητες σάρωσης της δέσμης laser ήταν μικρές.

### 3.3 Μοντέλο 2-D

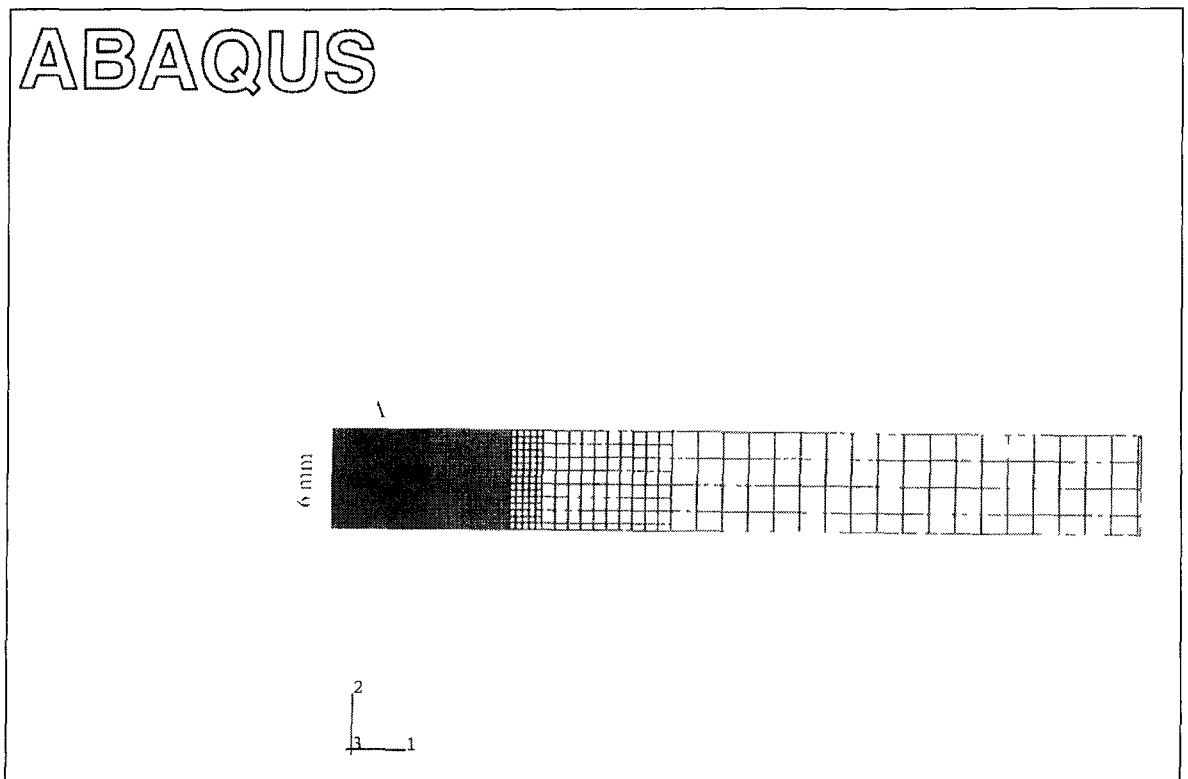
Για το 2-D μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων, ο κάρναβος ήταν ένα επίπεδο κάθετο στην διεύθυνση κίνησης της δέσμης (άξονας  $x$ ), όπως φαίνεται στο Σχ. 3.3.



Σχ. 3.3: Η θέση του κάρναβου του μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων δύο διαστάσεων.

Το κέντρο της δέσμης laser θεωρείται ότι κινείται στην αξονική γραμμή της επάνω επιφάνειας της πλάκας. Για λόγους συμμετρίας του προβλήματος, ήταν αρκετό να γίνει ανάλυση στη μισή πλάκα (ως προς τον άξονα  $y$ ), γεγονός που μείωσε σημαντικά το υπολογιστικό φορτίο.

Οι ακριβείς διαστάσεις του κάρναβου καθορίζονταν από τις διαστάσεις του συγκεκριμένου χάλυβα για τον οποίο γινόταν η ανάλυση. Για παράδειγμα, στον κάρναβο του Σχ. 3.4, το πάχος είναι 6 mm, όσο δηλαδή και το πάχος των δοκιμίων του χάλυβα 34CrNiMo6 που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα σκλήρυνσης μετασχηματισμού. Για τη κατασκευή του χρησιμοποιήθηκαν απλά τετραγωνικά στοιχεία, με ένα κόμβο σε κάθε κορυφή του τετραγώνου. Στον κάρναβο φαίνονται περιοχές με διαφορετική διακριτοποίηση. Έτσι, η περιοχή πάνω από την οποία διερχόταν η δέσμη laser (A) είχε την πυκνότερη διακριτοποίηση, αφού εκεί αναμενόταν να παρατηρηθούν και οι μεγαλύτερες μεταβολές της θερμοκρασίας. Στην περιοχή αυτή, λοιπόν, απαιτείτο και η μεγαλύτερη υπολογιστική ακρίβεια, που είναι γνωστό στη μέθοδο πεπερασμένων στοιχείων ότι εξαρτάται από το πλήθος των χρησιμοποιούμενων κόμβων. Σε περιοχές που δεν αλληλεπιδρούσαν με τη δέσμη laser, η διακριτοποίηση γινόταν πιο αραιή, ώστε να μην επιβαρύνεται άσκοπα η ανάλυση από υπολογιστικής απόψεως.



Σχ. 3.4: Κάνναβος δύο διαστάσεων με ανομοιόμορφη διακριτοποίηση.

Η διαφορική εξίσωση που περιγράφει τη μεταφορά θερμότητας με αγωγή στη συγκεκριμένη περίπτωση, δίδεται από τη σχέση:

$$\rho \cdot C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = 0 \quad (3.4)$$

Η αρχική συνθήκη καθορίζει τη θερμοκρασία σε όλο τον κάνναβο στη θερμοκρασία δωματίου για το χρόνο 0:

$$T(y,z,0) = 25 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (3.5)$$

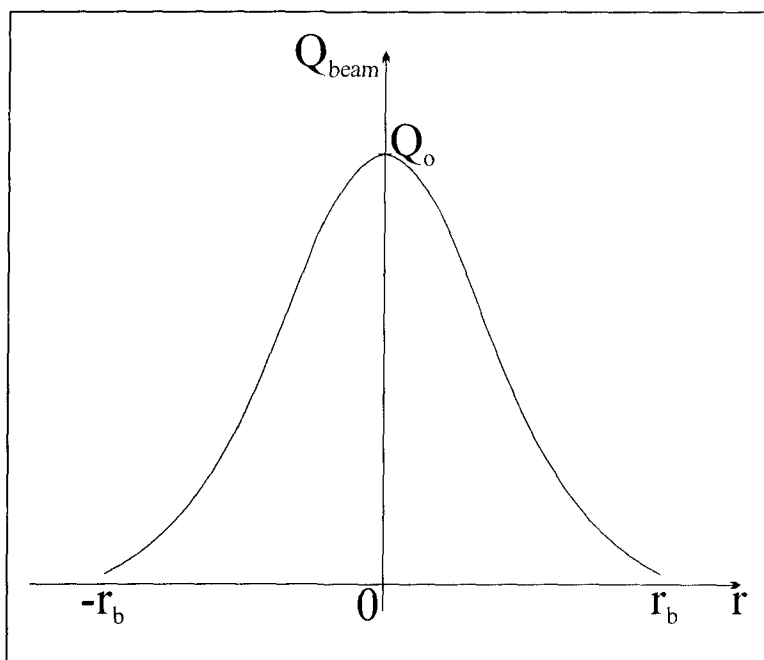
Το εξωτερικό σύνορο του καννάβου θεωρείται μονωμένο, επομένως οι συνοριακές συνθήκες εκφράζονται από τις σχέσεις:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial y} \right|_{y \in b} = 0 \quad (3.6\alpha)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z \in b} = 0 \quad (3.6\beta)$$

όπου το σύμβολο  $\in b$  υποδηλώνει τους κόμβους που ανήκουν στο εξωτερικό σύνορο του καννάβου. Οι συνοριακές συνθήκες των Εξ. (3.6α) και (3.6β) ίσχυαν για τους κόμβους του εξωτερικού συνόρου, οι οποίοι δεν έρχονταν σε επαφή με τη δέσμη laser.

Η δέσμη laser προσομοιώθηκε σαν μία επιφανειακή, κινούμενη πηγή θερμότητας, κυκλικής διατομής με ακτίνα  $r_b$ , η κατανομή εντάσεως της οποίας ήταν η Gauss. Στο Σχ. 3-5 φαίνεται μία δέσμη laser με κατανομή εντάσεως Gauss (TEM<sub>00</sub>).



Σχ. 3.5: Κατανομή Gauss της εντάσεως δέσμης laser.

Για να προσομοιωθεί η κίνηση της δέσμης επάνω στον κάρναβο, θεωρήθηκε ότι στους κόμβους που έρχονταν σε επαφή με τη δέσμη επιβάλλονταν χρονικά μεταβαλλόμενες συνοριακές συνθήκες. Το θερμικό φορτίο που δέχεται κάθε κόμβος  $i$ , ο οποίος βρίσκεται στο τμήμα εκείνο του εξωτερικού συνόρου που αλληλεπιδρά με τη δέσμη, είναι συνάρτηση της απόστασής του από το κέντρο της δέσμης ( $y=0$ ) και του χρόνου. Η συνάρτηση αυτή περιγράφεται από τη σχέση:

$$Q_{beam}(y,t) = Q_o \cdot \exp\{-[(r_b - u \cdot t)^2 + y_i^2]\} \quad (3.7)$$

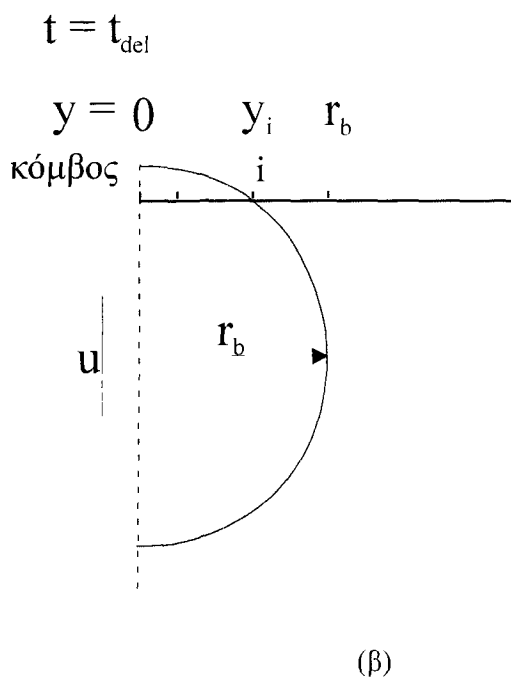
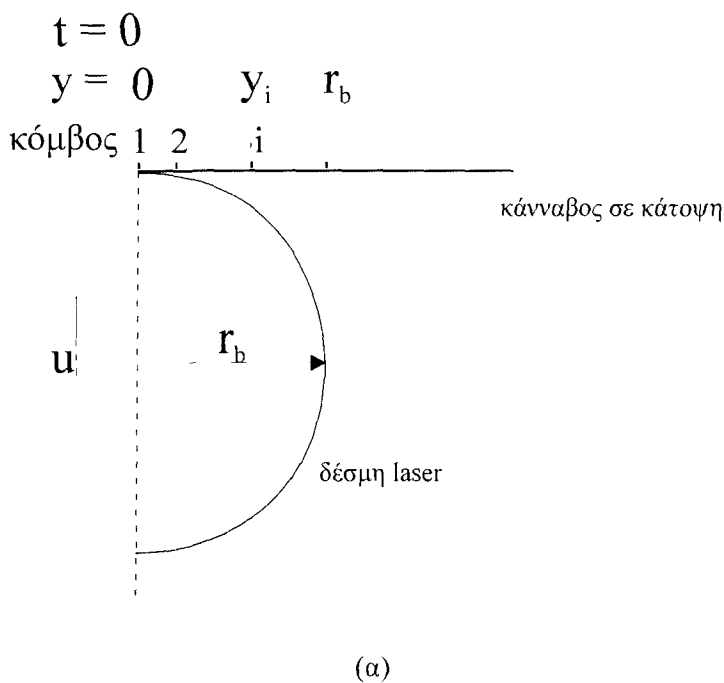
όπου  $u$  η ταχύτητα κίνησης της δέσμης και  $y_i$  η συντεταγμένη του κόμβου  $i$  ως προς τον άξονα  $y$ . Το  $Q_o$  εκφράζει τη μέγιστη πυκνότητα ισχύος, που εμφανίζεται στο κέντρο της δέσμης. Το  $Q_o$  δίδεται από τη σχέση:

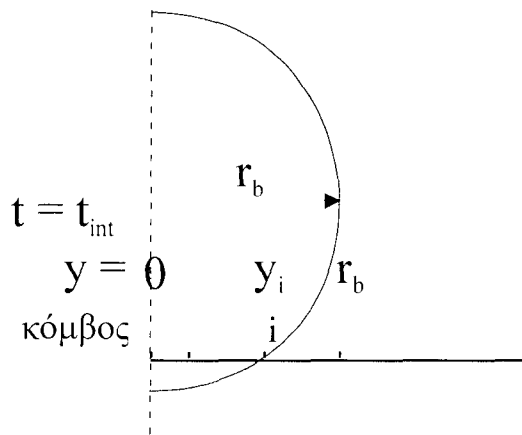
$$Q_o = \frac{P \cdot A}{\pi \cdot r_b^2} \quad (3.8)$$

Όπως φαίνεται, το  $Q_o$  αποτελεί την πυκνότητα ισχύος της δέσμης, όπως αυτή ορίστηκε στην Εξ. (2.1). Στην Εξ. (3.8),  $P$  είναι η ονομαστική ισχύς της δέσμης, ενώ  $r_b$  είναι η ακτίνα της διατομής της δέσμης, η οποία λαμβάνεται στο σημείο όπου η ένταση της δέσμης έχει μειωθεί στο  $1/e$  ( $\approx 37\%$ ) της μέγιστης τιμής της [13]. Ο συντελεστής  $A$  είναι η απορροφητικότητα της επιφάνειας στην ακτινοβολία της δέσμης. Στη γενική περίπτωση, ο συντελεστής απορροφητικότητας εξαρτάται από την κατάσταση της επιφάνειας και τη θερμοκρασία. Η πειραματική μέτρησή του παρουσιάζει εξαιρετικές δυσκολίες, με συνέπεια να έχουν προταθεί στη βιβλιογραφία διάφοροι τρόποι για τον υπολογισμό του [52, 57-59]. Ωστόσο, στην παρούσα διατριβή, ο συντελεστής απορροφητικότητας εκτιμήθηκε εμπειρικά και διατηρήθηκε σταθερός σε όλες τις αναλύσεις με τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων.

Επίσης, προσοχή έπρεπε να δοθεί στο θέμα της αποκοπής (cut-off) της επίδρασης της δέσμης. Η Εξ. (3.7) θεωρητικά προβλέπει κάποια θερμοροή, ακόμη και σε άπειρη απόσταση από το κέντρο της δέσμης, καθώς η κατανομή Gauss προσεγγίζει ασυμπτωτικά τον άξονα της

απόστασης. Στην πραγματικότητα, όμως, η δέσμη έχει πεπερασμένη διάμετρο, πέρα από την οποία δεν υπάρχει καμία επίδραση με το υλικό. Για το λόγο αυτό τέθηκαν κάποιες συνθήκες αποκοπής, μέσω του *χρόνου καθυστέρησης* (delay time) και του *χρόνου αλληλεπίδρασης* (interaction time) με τους κόμβους. Η κατανόηση των εννοιών αυτών γίνεται ευκολότερη με τη βοήθεια του Σχ. 3.6.





(γ)

**Σχ. 3.6:** Η θέση της δέσμης laser ως προς τον κώνναβο σε χρόνο (α)  $t = 0$ , (β)  $t = t_{del}$  και (γ)  $t = t_{int}$ .

Στο Σχ. 3.6(α) φαίνεται μία κάτοψη της δέσμης laser και του κώνναβου, στην αρχική χρονική στιγμή ( $t=0$ ). Ένας τυχαίος κόμβος  $i$ , που βρίσκεται σε απόσταση  $y_i$  από το κέντρο της δέσμης, δεν αλληλεπιδρά αμέσως με τη δέσμη, αλλά μετά τη παρέλευση ενός χρονικού διαστήματος, Σχ. 3.6(β). Το χρονικό αυτό διάστημα ορίζεται σαν χρόνος καθυστέρησης,  $t_{del}$  και μπορεί εύκολα να αποδειχθεί ότι δίδεται από τη σχέση:

$$t_{del} = \frac{r_b - \sqrt{r_b^2 - y_i^2}}{u} \quad (3.9)$$

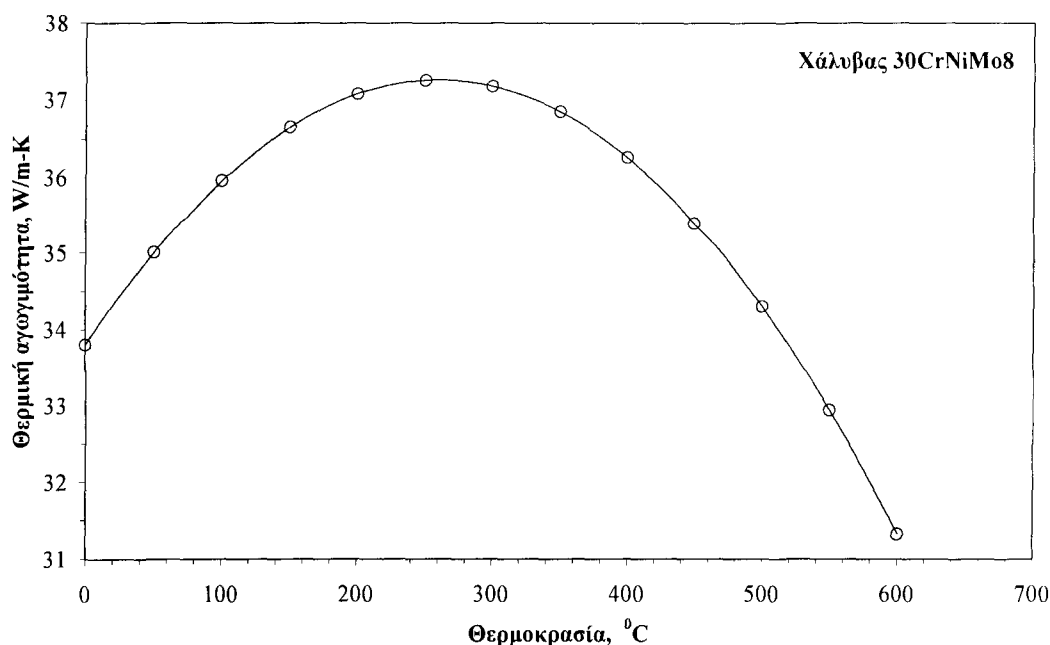
Όπως φαίνεται από την Εξ. (3.9), όσο πιο απομακρυσμένος από το κέντρο της δέσμης είναι ο κόμβος και όσο μικρότερη είναι η ταχύτητα της δέσμης, τόσο περισσότερο καθυστερεί η δέσμη να αλληλεπιδράσει με τον κόμβο. Όταν η δέσμη αρχίσει να αλληλεπιδρά με τον τυχαίο κόμβο  $i$ , η αλληλεπίδραση θα διαρκέσει για ένα χρονικό διάστημα  $t_{int}$ , Σχ. 3.6(γ), το οποίο επίσης απλά μπορεί να δειχθεί ότι ισούται με:

$$t_{int} = \frac{r_b + \sqrt{r_b^2 - y_i^2}}{u} \quad (3.10)$$

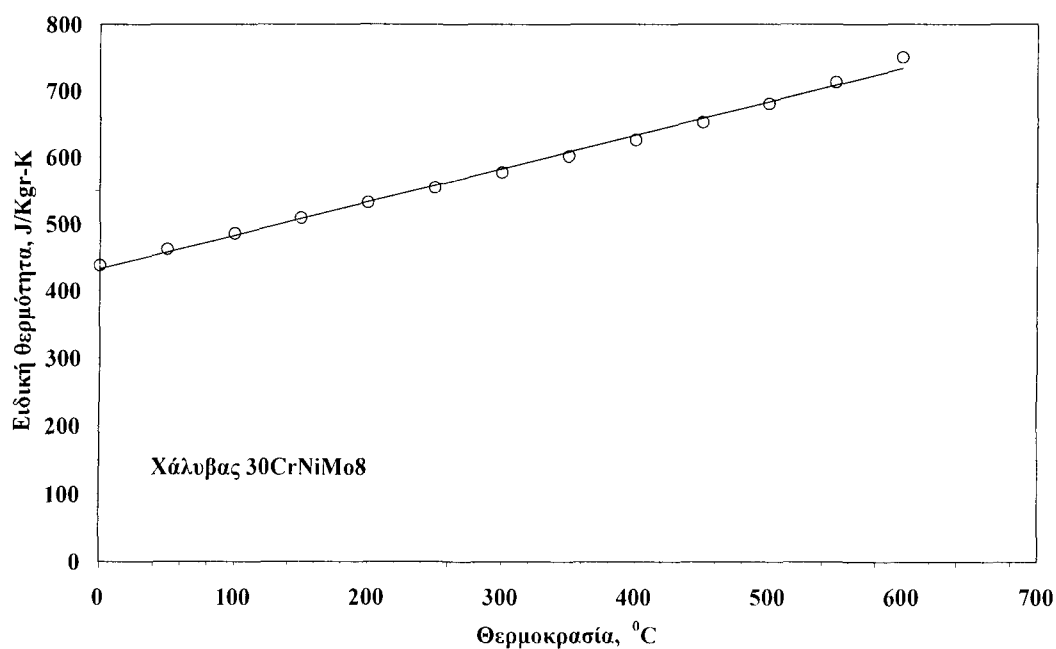


Όπως είναι λογικό, η Εξ. (3.10) δείχνει ό,τι το χρονικό διάστημα κατά το οποίο η δεσμη laser βρίσκεται πάνω από έναν κόμβο  $i$  είναι τόσο μεγαλύτερο, όσο πιο κοντά προς το κέντρο της δέσμης βρίσκεται ο κόμβος, καθώς και όσο μικρότερη είναι η ταχύτητα σάρωσης. Οι συνθήκες αποκοπής εκφράστηκαν πολύ απλά με τη χρήση των  $t_{del}$  και  $t_{int}$ , ως εξής: όταν  $t < t_{del} \Rightarrow Q_{beam} = 0$  και όταν  $t > t_{int} \Rightarrow Q_{beam} = 0$ . Έτσι, η επίδραση της δέσμης laser ουσιαστικά αποκόπτεται πριν πλησιάσει και αφού απομακρυνθεί από κάθε κόμβο  $i$ .

Σημαντικό ρόλο στην ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων που έλαβε χώρα στα πλαίσια της διατριβής έπαιξαν και οι φυσικές ιδιότητες του υλικού που υπεισέρχονται στο πρόβλημα, δηλαδή η πυκνότητα, η ειδική θερμότητα και η θερμική αγωγιμότητα. Είναι γνωστό ότι οι ιδιότητες αυτές είναι συναρτήσεις της θερμοκρασίας του ίδιου του υλικού [60]. Είναι λοιπόν εύλογο, σε ένα μεταβατικό πρόβλημα μεταφοράς θερμότητας, οι τιμές των ιδιοτήτων να μεταβάλλονται κατά τη διάρκεια της ανάλυσης. Δυστυχώς, δεδομένα αυτής της μορφής, δηλαδή τιμές των ιδιοτήτων σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, βρίσκονται ελάχιστα στη βιβλιογραφία. Έτσι, έγινε η εφικτή η ανεύρεση δεδομένων μόνο για το χάλυβα 30CrNiMo8 [61], ο οποίος είναι παρόμοιος με τον 34CrNiMo6 που χρησιμοποιήθηκε και στα πειράματα. Στα διαγράμματα των Σχ. 3.7 και 3.8 φαίνεται η μεταβολή της θερμικής αγωγιμότητας και της ειδικής θερμότητας σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, αντίστοιχα.



Σχ. 3.7: Η θερμική αγωγιμότητα του χάλυβα 30CrNiMo8 σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία.

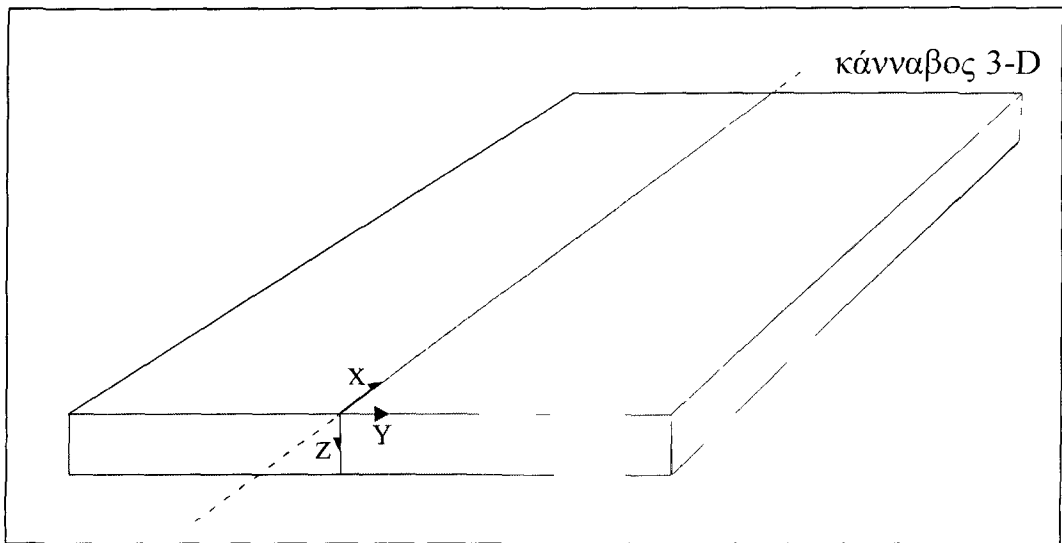


Σχ. 3.8: Η ειδική θερμότητα του χάλυβα 30CrNiMo8 σαν συνάρτηση της θερμοκρασίας.

Η χρησιμοποίηση θερμοκρασιακά εξαρτώμενων φυσικών ιδιοτήτων περιπλέκει το πρόβλημα, καθώς πλέον η διαφορική Εξ. (3.4) καθίσταται μη γραμμική [46]. Ωστόσο, το πακέτο πεπερασμένων στοιχείων ABAQUS δίνει τη δυνατότητα χρησιμοποίησης μεταβαλλόμενων φυσικών ιδιοτήτων, γεγονός που έκανε εφικτή τη χρησιμοποίησή τους στους υπολογισμούς. Για τους υπόλοιπους χάλυβες, για τους οποίους δεν κατέστη δυνατή η ανεύρεση δεδομένων για τη θερμοκρασιακή εξάρτηση των ιδιοτήτων τους, στους υπολογισμούς χρησιμοποιήθηκαν σταθερές τιμές.

### 3.4 Μοντέλο 3-D

Στις περιπτώσεις όπου η ανάλυση με το μοντέλο 2-D κρινόταν ότι δεν έδινε ικανοποιητικά αποτελέσματα, κυρίως στις μικρές ταχύτητες σάρωσης όπως εξηγήθηκε και προηγουμένως, ήταν αναγκαία η προσφυγή σε τρισδιάστατο μοντέλο. Στην περίπτωση του μοντέλου 3-D ο κάνναβος αντιστοιχούσε στη μισή πλάκα του υπό ακτινοβόληση χάλυβα, όπως φαίνεται στο Σχ. 3.9.

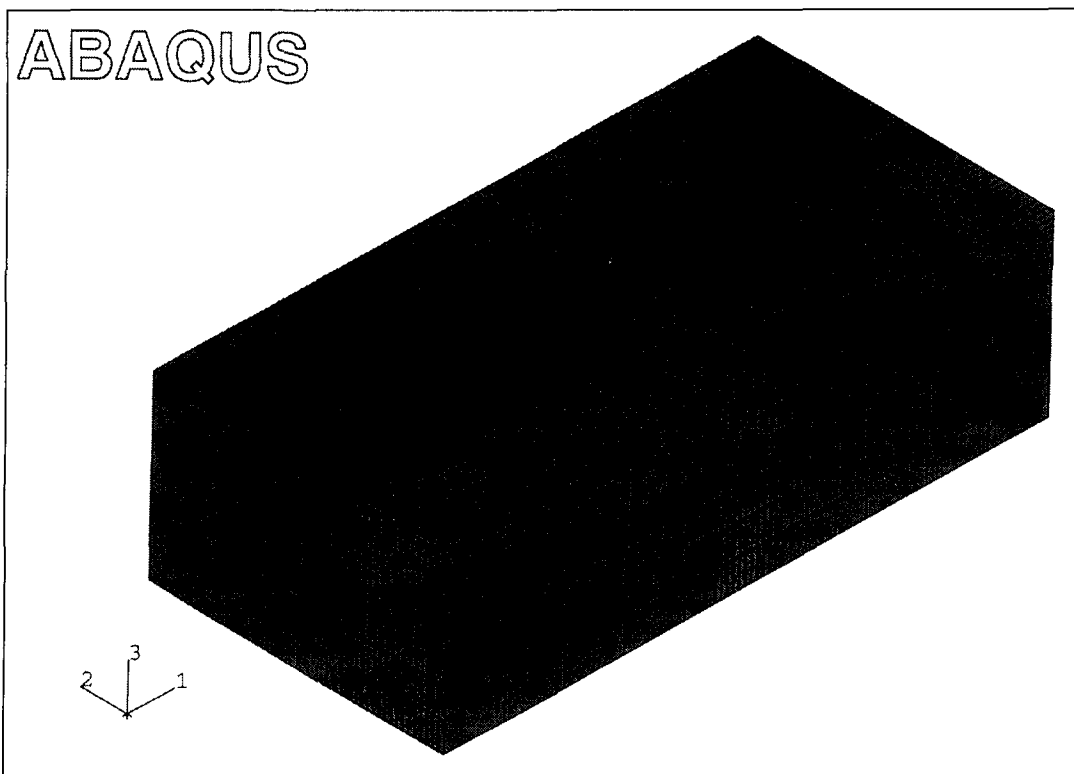


**Σχ. 3.9:** Ο κάνναβος του μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων τριών διαστάσεων.

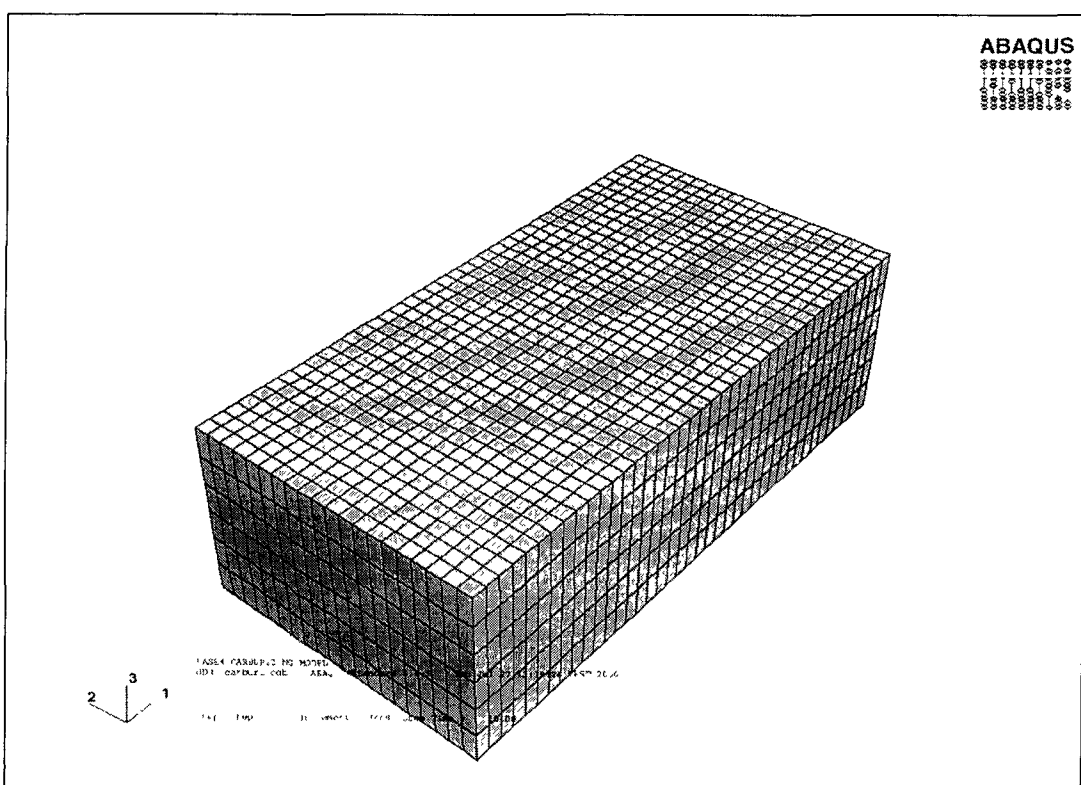
Οι διαστάσεις του καννάβου καθορίζονταν και στη περίπτωση αυτή από τις διαστάσεις των δοκιμίων των αντίστοιχων χαλύβων. Στο Σχ. 3.10 φαίνεται ο τρισδιάστατος κάνναβος που χρησιμοποιήθηκε για την ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων της σκλήρυνσης μετασχηματισμού του χάλυβα 34CrNiMo6. Και εδώ, όπως και στη περίπτωση του 2-D μοντέλου, χρησιμοποιήθηκε διαφορετική διακριτοποίηση σε διάφορες περιοχές του καννάβου. Στο Σχ. 3.11 φαίνεται ένας πιο απλός τρισδιάστατος κάνναβος, με ομοιόμορφη διακριτοποίηση, που χρησιμοποιήθηκε για την ανάλυση της εναθράκωσης με δέσμη laser του χάλυβα 15CrNi6, με το μηχανισμό της διάχυσης C σε στερεά κατάσταση. Οι κάνναβοι αποτελούντο από απλά κυβικά στοιχεία (brick elements), με ένα κόμβο σε κάθε κορυφή του κύβου.

Η διαφορική εξίσωση, που περιγράφει τη μεταφορά θερμότητας με αγωγή παρουσία κινούμενης θερμικής πηγής, στη περίπτωση των τριών διαστάσεων είναι:

$$\rho \cdot C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = 0 \quad (3.11)$$



Σχ. 3.10: Κάνναβος τριών διαστάσεων με ανομοιόμορφη διακριτοποίηση.



Σχ. 3.11: Κάνναβος τριών διαστάσεων με ομοιόμορφη διακριτοποίηση.

Η αρχική συνθήκη καθορίζει τη θερμοκρασία σε όλο τον κάνναβο στη θερμοκρασία δωματίου για το χρόνο 0:

$$T(x,y,z,0) = 25 \text{ }^{\circ}\text{C} \quad (3.12)$$

Το εξωτερικό σύνορο του καννάβου θεωρήθηκε μονωμένο, επομένως οι συνοριακές συνθήκες εκφράζονται από τις εξισώσεις:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x \in b} = 0 \quad (3.13\alpha)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial y} \right|_{y \in b} = 0 \quad (3.13\beta)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z \in b} = 0 \quad (3.13\gamma)$$

όπου το σύμβολο  $\in b$  υποδηλώνει τους κόμβους εκείνους, οι οποίοι ανήκαν στο εξωτερικό σύνορο του καννάβου, αλλά δεν αλληλεπιδρούσαν με τη δέσμη.

Όπως και στο μοντέλο 2-D, έτσι και εδώ η δέσμη laser θεωρήθηκε σαν μία επιφανειακή, κινούμενη πηγή θερμότητας, κυκλικής διατομής ακτίνας  $r_b$ , με κατανομή εντάσεως Gauss. Και πάλι η κίνηση της δέσμης προσομοιώθηκε με τη χρήση χρονικά μεταβαλλόμενων συνοριακών συνθηκών, στους κόμβους του εξωτερικού συνόρου που αλληλεπιδρούσαν με τη δέσμη. Το θερμικό φορτίο που δέχεται κάθε τυχαίος τέτοιος κόμβος  $i$ , περιγράφεται από τη σχέση:

$$Q_{beam}(x,y,t) = Q_o \cdot \exp\{-[(r_b - u \cdot t + x_i)^2 + y_i^2]\} \quad (3.14)$$

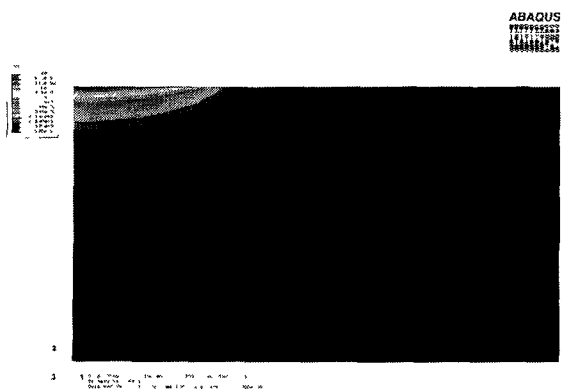
Η Εξ. (3.14) είναι παρόμοια της Εξ. (3.7), μόνο που έχει προσαρμοστεί για την περίπτωση τρισδιάστατης θερμικής πηγής. Το  $x_i$  είναι η συντεταγμένη του κόμβου  $i$  στον άξονα  $x$ , δηλαδή στον άξονα κίνησης της δέσμης. Και στο μοντέλο 3-D τέθηκαν συνθήκες αποκοπής της επίδρασης της δέσμης, με τρόπο παρόμοιο με αυτόν που παρουσιάστηκε αναλυτικά για το μοντέλο 2-D και δεν κρίνεται σκόπιμο να αναφερθούν ξανά με λεπτομέρεια. Το ίδιο ισχύει και για τις φυσικές ιδιότητες των υλικών, που χρησιμοποιήθηκαν στην ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων με το μοντέλο 3-D.

Τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων 2-D και 3-D που αναπτύχθηκαν και παρουσιάστηκαν παραπάνω, χρησιμοποιήθηκαν για τη συλλογή δεδομένων σχετικά με το θερμοκρασιακό πεδίο και τους θερμικούς κύκλους, που αναπτύσσονται στους χάλυβες κατά την επιφανειακή τους θέρμανση με δέσμη laser. Στην επόμενη παράγραφο παρουσιάζονται χαρακτηριστικά αποτελέσματα της ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων και εξηγείται ο τρόπος συλλογής των απαραίτητων δεδομένων των θερμικών κύκλων.

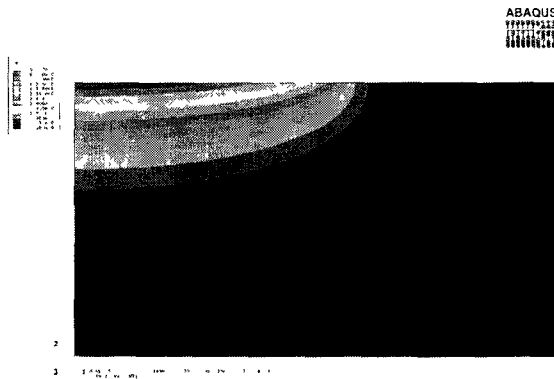
### 3.5 Χαρακτηριστικά αποτελέσματα

Σαν κύρια δεδομένα εισόδου στην ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων χρησιμοποιούνταν οι συνθήκες κατεργασίας, δηλαδή οι παράμετροι της δέσμης laser όπως η ισχύς ( $P$ ), η ακτίνα της διατομής της ( $r_b$ ) και η ταχύτητα σάρωσης ( $u$ ). Στις παραμέτρους αυτές δίδονταν τιμές που είχαν χρησιμοποιηθεί και στη πειραματική διαδικασία σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης με δέσμη laser, που παρουσιάστηκε αναλυτικά στο Κεφάλαιο 2. Με τον τρόπο αυτό συσχετιζόνταν οι συνθήκες κατεργασίας με το αναπτυσσόμενο θερμοκρασιακό πεδίο στο υλικό.

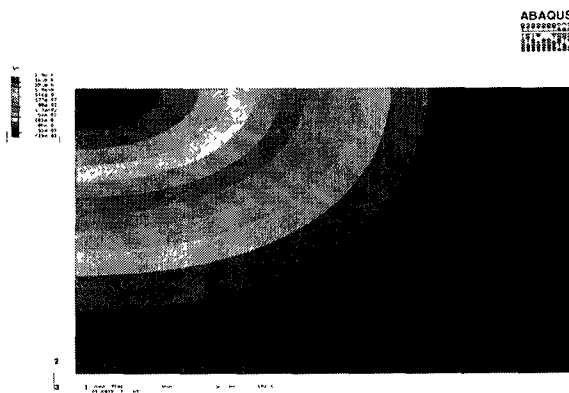
Μία μορφή στην οποία μπορούσαν να ληφθούν τα αποτελέσματα της ανάλυσης ήταν οι *ισοθερμοκρασιακές καμπύλες* (contours), οι οποίες απεικονίζουν το θερμοκρασιακό πεδίο στον κάρναβο σε συγκεκριμένες χρονικές στιγμές. Στο Σχ. 3.12(α) έως (δ) φαίνονται *ισοθερμοκρασιακές καμπύλες* σε κάρναβο 2-D, που χρησιμοποιήθηκε για τον υπολογισμό του θερμοκρασιακού πεδίου στο χάλυβα Ck-60 (πλάτος καννάβου 5 mm, πάχος 2.5 mm, 1250 στοιχεία), κατά την ακτινοβόλησή του με  $P = 1500$  W,  $r_b = 2.5$  mm και  $u = 4.6$  m/min. Στο Σχ. 3.13(α) έως (δ) φαίνονται αντίστοιχες καμπύλες σε κάρναβο 3-D, κατά την ενανθράκωση του χάλυβα 15CrNi6 (μήκος καννάβου 20 mm, πλάτος 10 mm, πάχος 6 mm, 4800 στοιχεία) με δέσμη laser, με συνθήκες κατεργασίας  $P = 750$  W,  $r_b = 3.5$  mm και  $u = 0.2$  m/min.



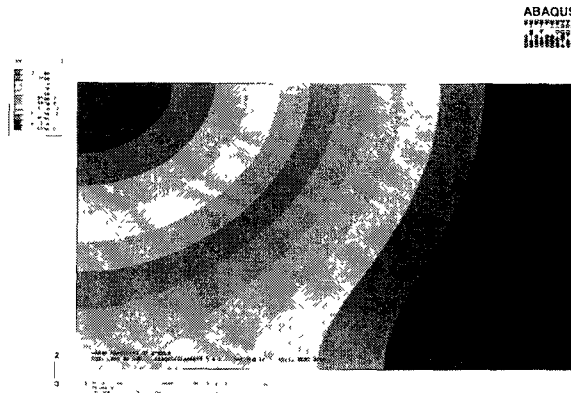
(α)



(β)

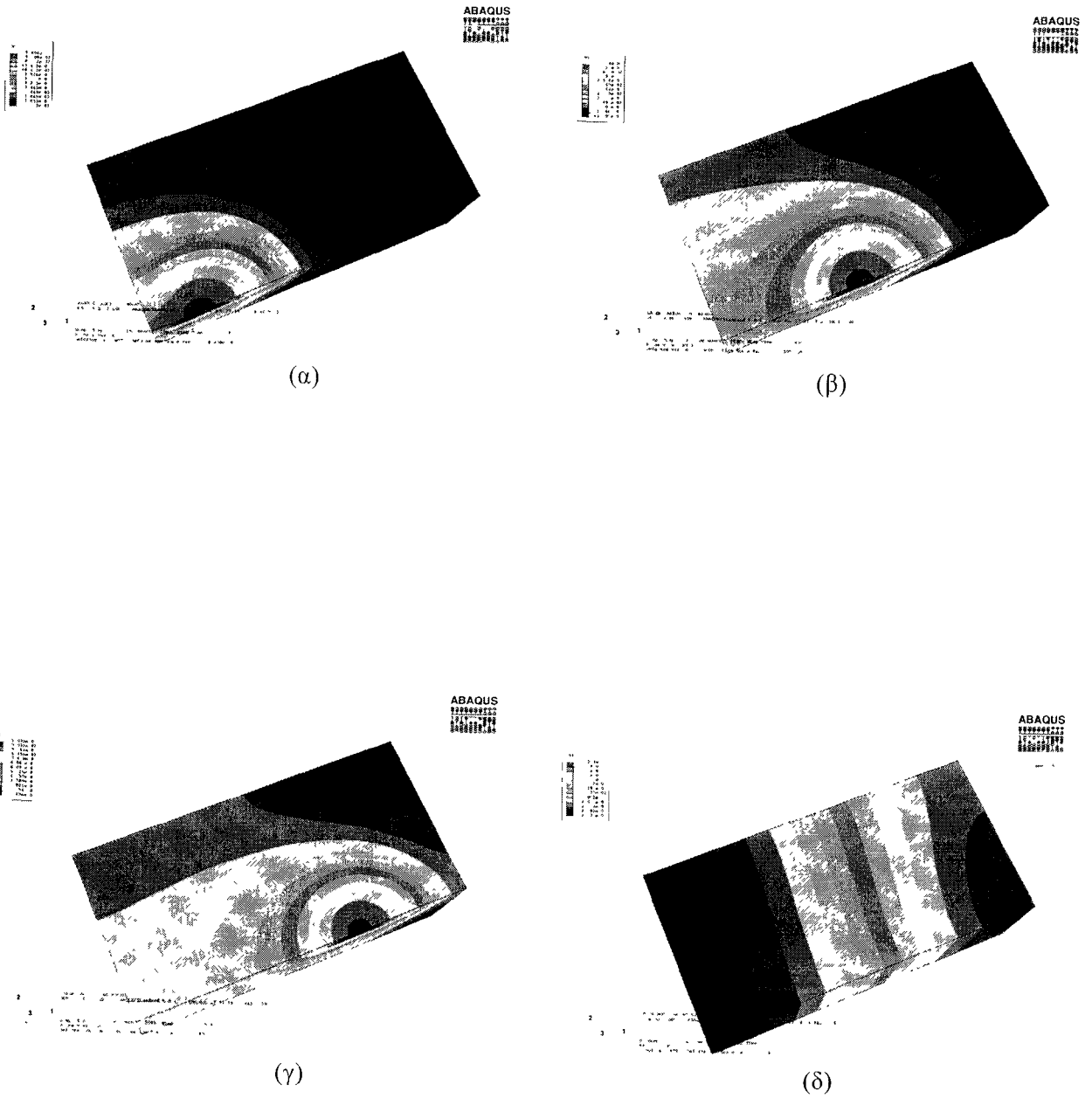


(γ)



(δ)

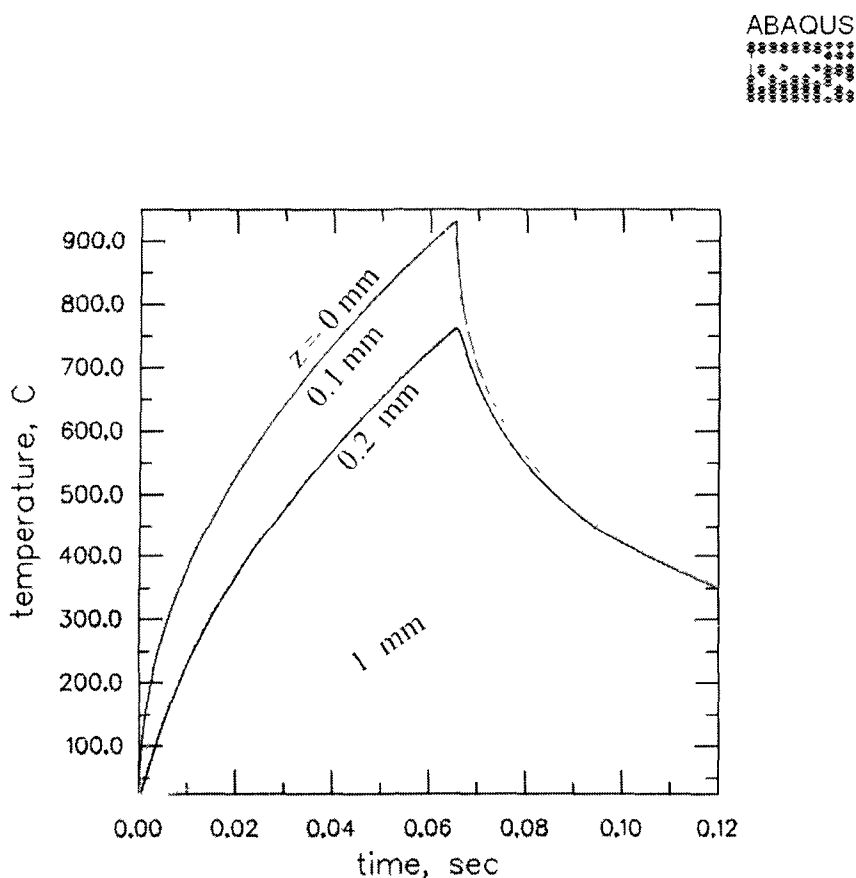
**Σχ. 3.12:** Ισοθερμοκρασιακές καμπύλες σε κάναβο 2-D, κατά την επιφανειακή θέρμανση χάλυβα Ck-60 με δέσμη laser. (α)  $t = 5.04$  msec, (β)  $t = 31.5$  msec, (γ)  $t = 76.8$  msec και (δ)  $t = 120$  msec.



**Σχ. 3.13:** Ισοθερμοκρασιακές καμπύλες σε κάρναβο 3-D, κατά την ενανθράκωση χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser. (α)  $t = 2.39$  sec, (β)  $t = 3.89$  sec, (γ)  $t = 5.41$  sec και (δ)  $t = 10$  sec.

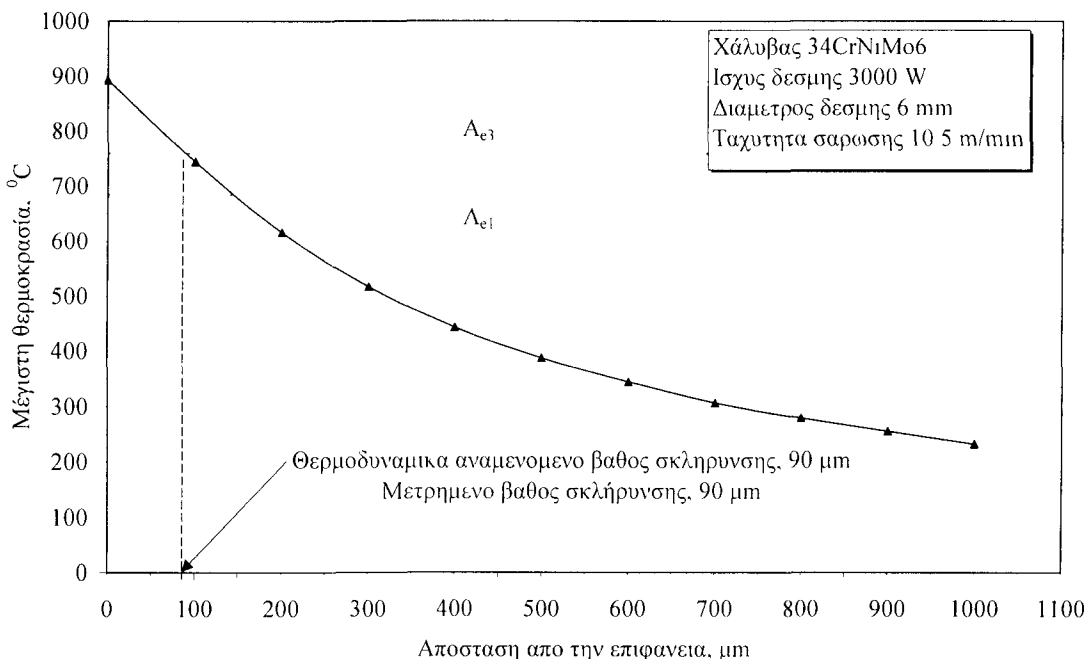


Μία άλλη, πολύ χρήσιμη για το σκοπό της διατριβής, μορφή αποτελεσμάτων, ήταν αυτή που αφορούσε τους θερμικούς κύκλους, δηλαδή τη χρονική μεταβολή της θερμοκρασίας στους κόμβους του καννάβου. Με τον τρόπο αυτό έγινε εφικτή η παρακολούθηση της θερμικής προϊστορίας κάθε σημείου μέσα στο υλικό, κατά τη διάρκεια της κατεργασίας. Στο διάγραμμα του Σχ. 3.14 φαίνονται οι θερμικοί κύκλοι σε διάφορα σημεία χάλυβα Ck-60. Τα αποτελέσματα προέρχονται από το μοντέλο 2-D και για συνθήκες κατεργασίας ίδιες με αυτές του Σχ. 3.12. Οι καμπύλες αναφέρονται σε κόμβους που βρίσκονταν στο κέντρο της δέσμης ( $y=0$ ) και σε διαφορετικές αποστάσεις από την επιφάνεια ( $z = 0 \text{ mm}$ ,  $z = 0.1 \text{ mm}$ ,  $z = 0.2 \text{ mm}$  και  $z = 1 \text{ mm}$ ). Όπως φαίνεται, η θερμοκρασία αυξάνεται ταχύτατα, φτάνει σε μία μέγιστη τιμή και στη συνέχεια αρχίζει η φάση της ψύξης. Η μέγιστη θερμοκρασία των κόμβων μειώνεται σημαντικά, όσο μεγαλύτερη είναι η απόστασή τους από την επιφάνεια.

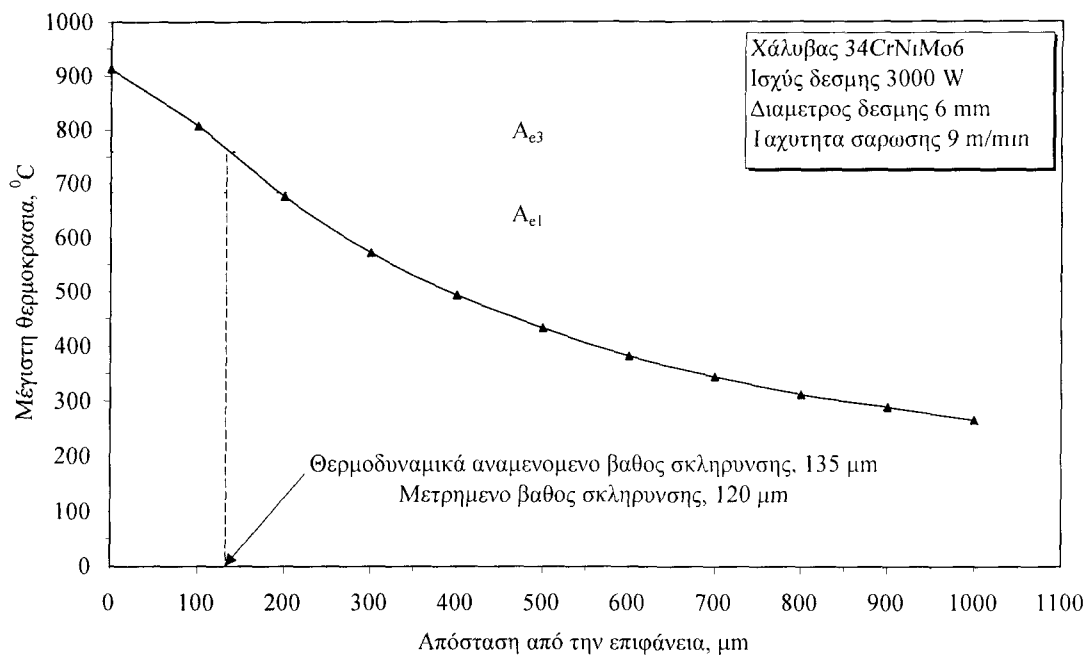


**Σχ. 3.14:** Θερμικοί κύκλοι σε διάφορα σημεία χάλυβα Ck-60, που ακτινοβολήθηκε με  $P = 1500 \text{ W}$ ,  $r_b = 2.5 \text{ mm}$  και  $u = 4.6 \text{ m/min}$ .

Ενδιαφέρον παρουσιάζει η σταδιακή αποτυχία των μοντέλων 2-D να υπολογίσουν αξιόπιστα το θερμοκρασιακό πεδίο, όσο μειωνόταν η ταχύτητα σάρωσης. Χαρακτηριστικά παρατίθενται τα διαγράμματα του Σχ. 3.15(α) και (β), στα οποία φαίνεται η μέγιστη θερμοκρασία των θερμικών κύκλων σαν συνάρτηση της απόστασης από την επιφάνεια, για το 2-D μοντέλο του χάλυβα 34CrNiMo6. Αυτό που αλλάζει σε κάθε διάγραμμα είναι η ταχύτητα σάρωσης, ενώ οι υπόλοιπες συνθήκες κατεργασίας ήταν ίδιες. Στα διαγράμματα έχουν προστεθεί οι κρίσιμες θερμοκρασίες  $A_{e1}$  και  $A_{e3}$  (κρίσιμη θερμοκρασία ολοκλήρωσης του σχηματισμού ωστενίτη) του χάλυβα αυτού. Θεωρητικά, η σκλήρυνση της επιφάνειας πρέπει να φτάσει μέχρι εκείνο το βάθος, για το οποίο η μέγιστη θερμοκρασία ξεπερνά οριακά την  $A_{e3}$ . Το βάθος των αντίστοιχων πειραματικών δοκιμίων του χάλυβα μετρήθηκε και έγινε σύγκριση με το υπολογισμένο βάθος σκλήρυνσης. Όπως φαίνεται, στην ταχύτητα σάρωσης των 10.5 m/min, Σχ. 3.15(α), το υπολογισμένο και το μετρημένο βάθος σκλήρυνσης συμπίπτουν. Στην λίγο χαμηλότερη ταχύτητα των 9 m/min, Σχ. 3.15β, αρχίζει και υπάρχει μικρή απόκλιση μεταξύ μέτρησης και υπολογισμού. Σε ακόμη χαμηλότερες ταχύτητες σάρωσης η απόκλιση αυτή έπαιρνε μεγαλύτερες τιμές, οπότε ήταν αναγκαστική η χρησιμοποίηση ενός μοντέλου 3-D.



(α)



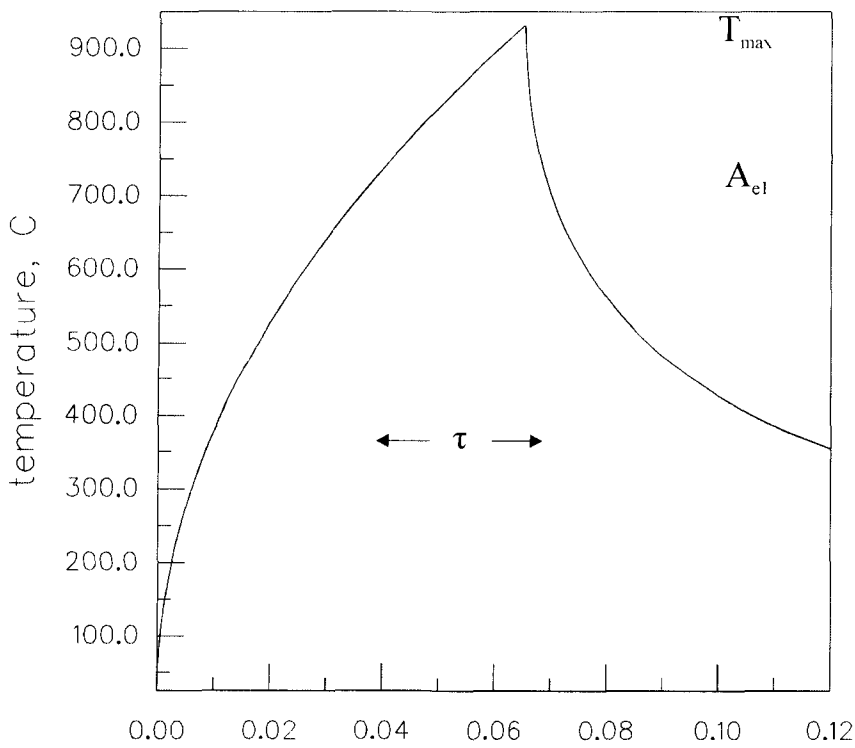
(β)

**Σχ. 3.15:** Μέγιστη θερμοκρασία σε συνάρτηση της απόστασης από την επιφάνεια, όπως υπολογίστηκε από 2-D μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων για το χάλυβα 34CrNiMo6. Ταχύτητα σάρωσης ( $\alpha$ ) 10.5 m/min και ( $\beta$ ) 9 m/min

Ο υπολογισμός των θερμικών κύκλων είχε ιδιαίτερη σημασία για την συνέχεια της διατριβής, καθώς από αυτούς ελήφθησαν τα απαραίτητα δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων, τα οποία παρουσιάζονται στο επόμενο κεφάλαιο. Ο τρόπος με τον οποίο λαμβάνονταν τα δεδομένα αυτά εξηγείται με τη βοήθεια του Σχ. 3.16. Στο σχήμα αυτό έχει απομονωθεί ο θερμικός κύκλος του σημείου με συντεταγμένες  $y = 0$  και  $z = 0$  του Σχ. 3.14. Επάνω στο διάγραμμα έχει επίσης τοποθετηθεί θερμοκρασία  $A_{e1}$  (κρίσιμη θερμοκρασία έναρξης σχηματισμού ωστενίτη) του χάλυβα Ck-60, η οποία υπολογίστηκε με τη βοήθεια του λογισμικού Thermo-Calc στους  $727^{\circ}\text{C}$ . Από το διάγραμμα αυτό μπορεί να καθοριστεί για το συγκεκριμένο σημείο η μέγιστη θερμοκρασία ( $T_{\max}$ ), καθώς και το χρονικό διάστημα κατά το οποίο η θερμοκρασία του σημείου παραμένει υψηλότερη από την κρίσιμη θερμοκρασία  $A_{e1}$  ( $\tau$ ). Η σημασία των παραμέτρων αυτών στη προσομοίωση των μετασχηματισμών φάσεων αναλύεται με λεπτομέρεια στο Κεφάλαιο 4 και δεν κρίνεται σκόπιμο να αναφερθεί εδώ. Ωστόσο, με τον ίδιο ακριβώς τρόπο μπορούν να

συλλεχθούν παρόμοια δεδομένα για οποιοδήποτε σημείο του υλικού, χαρτογραφώντας έτσι τις διαφορετικές θερμικές κατεργασίες που υφίσταται κάθε σημείο του χάλυβα.

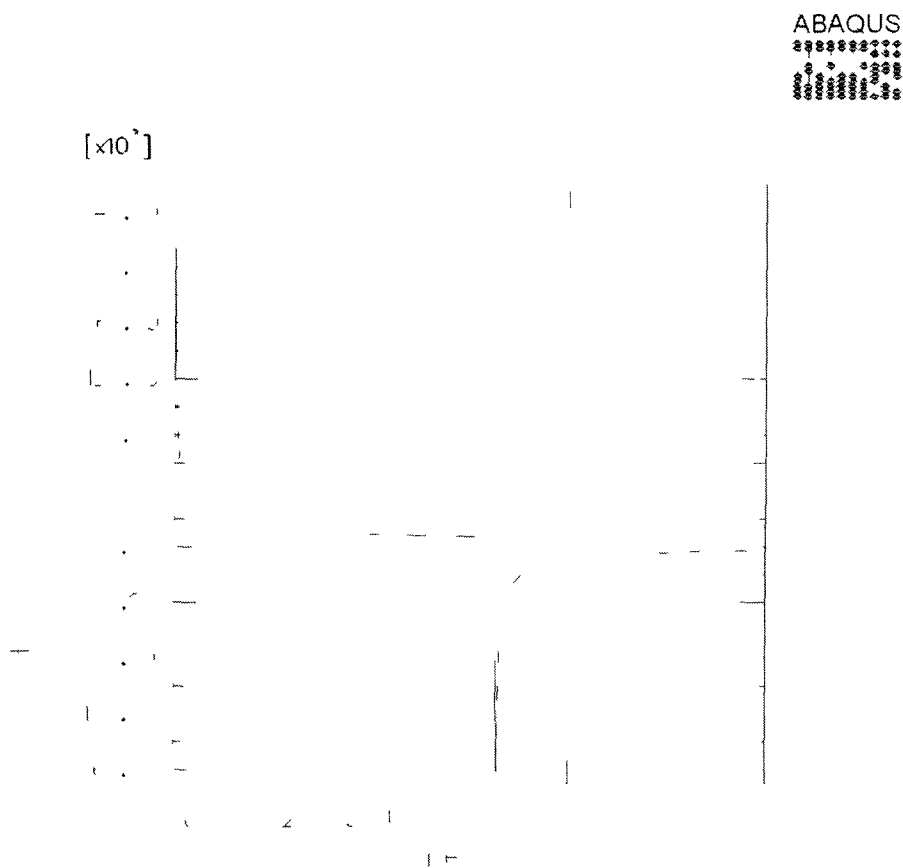
ABAQUS  
00000 1.00  
 0000 90.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00  
 00000 0.00



**Σχ. 3.16:** Τρόπος καθορισμού της μέγιστης θερμοκρασίας και του χρόνου πάνω από τη κρίσιμη θερμοκρασία  $A_{el}$ , για τυχαίο σημείο του υλικού.

Κλείνοντας το παρόν κεφάλαιο, παρατίθεται το διάγραμμα του Σχ. 3.17, στο οποίο φαίνεται ο ρυθμός μεταβολής της θερμοκρασίας, δηλαδή ο ρυθμός θέρμανσης και ψύξης, σε συνάρτηση με το χρόνο. Θα πρέπει να παρατηρηθούν οι πολύ υψηλές τιμές του ρυθμού θέρμανσης, που ξεπερνούν τους  $10^4$  K/sec, γεγονός που χαρακτηρίζει τις επιφανειακές κατεργασίες χαλύβων με δέσμη laser, όπως έχει άλλωστε ήδη αναφερθεί και προηγουμένως. Η επίδραση των υψηλών ρυθμών θέρμανσης και των υπολοίπων χαρακτηριστικών του

θερμικού κύκλου στην εξέλιξη των μετασχηματισμών φάσεων αναλύονται στο κεφάλαιο που ακολουθεί ευθύς αμέσως.



**Σχ. 3.17:** Ο ρυθμός μεταβολής της θερμοκρασίας στον κομβο του χάλυβα Ck-60, που βρισκόταν στο κέντρο της δέσμης ( $y = 0, z = 0$ ), για συνθήκες ακτινοβολήσης  $P = 1500 \text{ W}$ ,  $r_b = 2.5 \text{ mm}$  και  $u = 4.6 \text{ m/min}$ .

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4

### ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΤΗΣ ΚΙΝΗΤΙΚΗΣ ΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ ΩΣΤΕΝΙΤΗ ΥΠΟ ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΤΑΧΕΙΑΣ ΘΕΡΜΑΝΣΗΣ

#### 4.1 Εισαγωγή

Ένας από τους βασικούς στόχους της παρούσας διατριβής ήταν η προσομοίωση της κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων, οι οποίοι λαμβάνουν χώρα κατά την θέρμανση χαλύβων με δέσμη laser. Τόσο η σκλήρυνση μετασχηματισμού, όσο και η ενανθράκωση χαλύβων, προϋποθέτουν τη διαλυτοποίηση της αρχικής μικροδομής και το σχηματισμό ωστενίτη στην επιφάνεια του υλικού. Κατά την σκλήρυνση μετασχηματισμού ο παραγόμενος ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη κατά την ψύξη της επιφάνειας, προσδίδοντας έτσι την επιθυμητή αύξηση της σκληρότητας. Αντίστοιχα, κατά την ενανθράκωση, η δημιουργία ωστενίτη είναι απαραίτητη ώστε να επιτευχθεί η εισαγωγή αυξημένων ποσοτήτων άνθρακα στην επιφάνεια.

Στη βιβλιογραφία μπορούν να βρεθούν τόσο πειραματικές, όσο και θεωρητικές εργασίες, σχετικά με το σχηματισμό ωστενίτη σε διάφορα είδη χαλύβων και για ποικίλες μορφές αρχικής μικροδομής [62-66]. Ωστόσο, στις εργασίες αυτές εξετάζεται η δημιουργία ωστενίτη είτε σε συνθήκες ισόθερμης ανόπτησης, είτε σε συνεχή θέρμανση με χαμηλούς ρυθμούς. Αντιθέτως, ελάχιστα έχει διερευνηθεί, τόσο από πειραματική όσο και από θεωρητική άποψη, η ωστενιτοποίηση με υψηλούς ρυθμούς θέρμανσης ( $>10^3$  K/sec).

Ο σχηματισμός ωστενίτη και η δημιουργία ενός ομογενούς στερεού διαλύματος  $\gamma$ Fe-C είναι διεργασίες που για να ολοκληρωθούν απαιτούν μικρά μεν, πεπερασμένα δε χρονικά διαστήματα. Στις συμβατικές κατεργασίες επιφανειακής σκλήρυνσης (φλογοβαφή, επαγωγική σκλήρυνση) και ενανθράκωσης (στερεά και αέρια) το στάδιο της διαλυτοποίησης της αρχικής μικροδομής και του σχηματισμού ωστενίτη δεν είναι ιδιαίτερα κρίσιμο, καθώς δίδεται στο υλικό επαρκής χρόνος για τη διαδικασία αυτή. Αντίθετα, όταν η επιφάνεια ενός χάλυβα ακτινοβολείται από μία δέσμη laser, οι ρυθμοί θέρμανσης που αναπτύσσονται είναι της τάξεως των  $10^4$  K/sec ή και μεγαλύτεροι, ενώ το χρονικό διάστημα κατά το οποίο το υλικό παραμένει σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες της κρίσιμης για το σχηματισμό ωστενίτη είναι της τάξεως μερικών δεκάδων msec [1]. Η διαδικασία σχηματισμού του ωστενίτη κάτω από αυτές τις συνθήκες επιβαρύνεται ακόμη περισσότερο, δεδομένου ότι η κρίσιμη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης κατά τη θέρμανση,  $A_{c3}$ , μετατοπίζεται σε υψηλότερες τιμές όταν η

θέρμανση γίνεται πολύ γρήγορα [67]. Στη βιβλιογραφία αναφέρονται εργασίες σχετικά με την ταχεία θέρμανση χαλύβων χαμηλής και μέσης περιεκτικότητας σε άνθρακα, στις οποίες διαπιστώθηκε ότι η  $A_{e3}$  φτάνει σε τιμές μέχρι και  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  υψηλότερα από την  $A_{e3}$ , δηλαδή τη κρίσιμη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης που προβλέπεται από τη θερμοδυναμική ισορροπία [55, 68, 69]. Το θέμα λοιπόν του σχηματισμού ωστενίτη, κάτω από υψηλούς ρυθμούς θέρμανσης και για μικρή παραμονή σε υπερκρίσιμες θερμοκρασίες, είναι καθοριστικής σημασίας για την πρόβλεψη του αποτελέσματος μιας επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη laser.

Οι χάλυβες που συνήθως υποβάλλονται σε επιφανειακή σκλήρυνση μετασχηματισμού με δέσμη laser είναι υποευτηκτοειδείς και μάλιστα σε εξομαλυσμένη (normalized) κατάσταση, που σημαίνει ότι η αρχική τους μικροδομή αποτελείται από προευτηκτοειδή φερρίτη και λαμελλοειδή (lamellar) περλίτη. Η διαλυτοποίηση αυτού του είδους μικροδομής, κατά τη θέρμανση σε συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας, πραγματοποιείται σε δύο στάδια:

- i) Στη θερμοκρασία  $A_{e1}$  λαμβάνει χώρα η ευτηκτοειδής αντίδραση. Στη θερμοκρασία αυτή σχηματίζονται οι πρώτοι πυρήνες ωστενίτη, οι οποίοι στη συνέχεια αναπτύσσονται εις βάρος του περλίτη. Η ελέγχουσα διεργασία κατά το στάδιο αυτό είναι η διάλυση του  $\text{Fe}_3\text{C}$ , που καθορίζεται από τη διάχυση C μέσα στις λαμέλλες του φερρίτη. Η θερμοκρασία παραμένει αμετάβλητη, μέχρις ότου όλος ο περλίτης μετασχηματιστεί σε ωστενίτη. Ο ωστενίτης που δημιουργείται από τον περλίτη είναι υψηλής περιεκτικότητας σε C (0.76% κ.β.).
- ii) Στο επόμενο στάδιο, η θερμοκρασία αρχίζει να αυξάνεται και πάλι. Όπως προβλέπει το διάγραμμα ισορροπίας Fe-C, το ποσοστό ωστενίτη θα συνεχίσει να αυξάνεται, αυτή τη φορά εις βάρος του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Η ανάπτυξη του ωστενίτη λαμβάνει χώρα με ταυτόχρονη διάχυση C από τις περιοχές υψηλής συγκέντρωσης, οι οποίες προήλθαν από το πρώτο στάδιο του μετασχηματισμού, προς τις περιοχές που προήλθαν από τον προευτηκτοειδή φερρίτη και οι οποίες περιέχουν αμελητέες ποσότητες C. Η διάχυση του C καθορίζει και το ρυθμό με τον οποίο εξελίσσεται το στάδιο αυτό.

Η συνολική ταχύτητα με την οποία σχηματίζεται ο ωστενίτης καθορίζεται σαφώς από το δεύτερο στάδιο, καθώς η διαλυτοποίηση του περλίτη είναι μια σχετικά γρήγορη διαδικασία, λόγω των μικρών αποστάσεων διάχυσης που χρειάζεται να διανύσουν τα άτομα C. Το γεγονός αυτό, βέβαια, δεν σημαίνει ότι το στάδιο αυτό μπορεί και να αγνοηθεί. Όπως αναφέρθηκε προηγουμένως, το συνολικό χρονικό διάστημα ωστενιτοποίησης κατά τη

θέρμανση με δέσμη laser είναι τόσο σύντομο, ώστε ακόμη και ο χρόνος που απαιτείται για τη διαλυτοποίηση του περλίτη να δεσμεύει ένα σημαντικό μέρος του, εμποδίζοντας έτσι την ταχύτερη διάλυση του προευθηκτοειδούς φερρίτη.

Η παραπάνω σειρά των μετασχηματισμών ισχύει και στη περίπτωση που η θέρμανση είναι ταχεία και απέχει πολύ από συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας. Η διαφορά έγκειται στο ότι η διαλυτοποίηση του περλίτη εκτείνεται σε μεγαλύτερο εύρος θερμοκρασιών, δηλαδή δεν ξεκινά και ολοκληρώνεται αμετάβλητα στη θερμοκρασία  $A_{e1}$ , αλλά συνεχίζεται και μέσα στην ενδοκρίσιμη ( $\alpha+\gamma$ ) περιοχή του διαγράμματος ισορροπίας.

Στα πλαίσια της παρούσας διατριβής έγινε προσπάθεια προσομοίωσης των δύο σταδίων σχηματισμού του ωστενίτη που περιγράφηκαν παραπάνω, κάτω από συνθήκες ταχείας θέρμανσης και σύντομων χρονικών διαστημάτων ωστενιτοποίησης. Για το σκοπό αυτό ακολουθήθηκε η μεθοδολογία της υπολογιστικής κινητικής, μέσω του λογισμικού προσομοίωσης διαχυτικών μετασχηματισμών DICTRA [5, 6].

Δημιουργήθηκαν δύο ξεχωριστά μοντέλα, χρησιμοποιούμενα εν σειρά, τα οποία αντιστοιχούσαν σε κάθε ένα από τα δύο στάδια της ωστενιτοποίησης που προαναφέρθηκαν. Το πρώτο μοντέλο αφορούσε τη διαδικασία διαλυτοποίησης του περλίτη, ενώ το δεύτερο τη διαδικασία διαλυτοποίησης του προευθηκτοειδούς φερρίτη. Σαν δεδομένα εισόδου στα δύο μοντέλα υπεισέρχονταν τόσο στοιχεία της αρχικής μικροδομής, όσο και χαρακτηριστικά της χρονικής μεταβολής της θερμοκρασίας κατά την ακτινοβολήση του υλικού με δέσμη laser, τα οποία συνδέονται άμεσα με τις συνθήκες κατεργασίας, όπως η ισχύς της δέσμης, η ταχύτητα σάρωσης, κ.τ.λ..

Στις επόμενες ενότητες του κεφαλαίου περιγράφονται κατά σειρά οι θεωρήσεις που έγιναν σχετικά με τη χρονική μεταβολή της θερμοκρασίας, τα μοντέλα προσομοίωσης της διαλυτοποίησης περλίτη και προευθηκτοειδούς φερρίτη, καθώς και τα αποτελέσματα που προέκυψαν από την προσομοίωση της ωστενιτοποίησης. Επίσης, γίνεται μία προσπάθεια θεωρητικής ερμηνείας των υπολογιστικών αποτελεσμάτων.

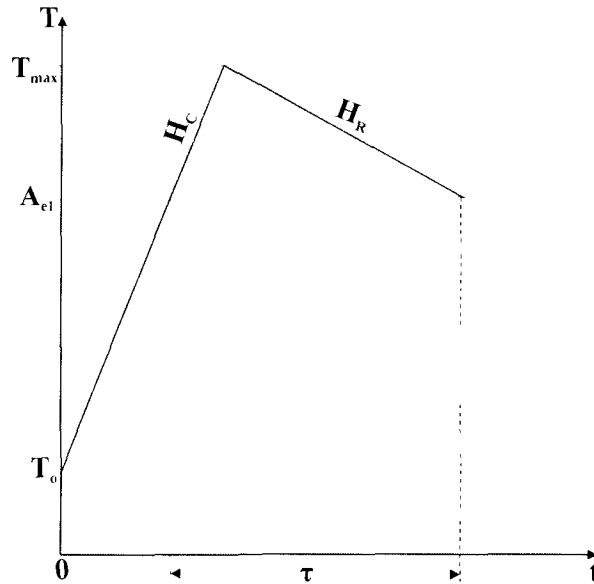


## 4.2 Ο θερμικός κύκλος

Όπως αναφέρθηκε αναλυτικά στο Κεφάλαιο 3 της διατριβής, όταν μία δέσμη laser σαρώνει την επιφάνεια ενός στερεού σώματος, η θερμοκρασία ενός τυχαίου σημείου της μεταβάλλεται χρονικά με τον τρόπο που παρουσιάστηκε στο Σχ. 3.1. Αρχικά η θερμοκρασία αυξάνεται ταχύτατα, καθώς η δέσμη laser προσεγγίζει το υπό παρατήρηση σημείο και πολύ σύντομα φτάνει σε μία μέγιστη τιμή. Στη συνέχεια, καθώς η δέσμη αρχίζει να απομακρύνεται, η θερμότητα μεταφέρεται μέσω αγωγής προς το ψυχρό εσωτερικό του υλικού, με αποτέλεσμα την επίσης ταχεία πτώση της θερμοκρασίας. Η μεταβολή της θερμοκρασίας κάθε σημείου του υλικού ονομάστηκε *θερμικός κύκλος* και τα χαρακτηριστικά του, όπως ο ρυθμός θέρμανσης,  $H_C$ , η μέγιστη θερμοκρασία,  $T_{max}$ , και ο ρυθμός ψύξης,  $H_R$ , εξηγήθηκε ότι εξαρτώνται τόσο από τις παραμέτρους της δέσμης laser (ισχύς και επιφάνεια διατομής της δέσμης laser, ταχύτητα σάρωσης), όσο και από τις φυσικές ιδιότητες του υλικού (θερμική αγωγιμότητα, πυκνότητα, ειδική θερμότητα, ανακλαστικότητα).

Όσον αφορά ειδικότερα την επιφανειακή θέρμανση χαλύβων με δέσμη laser, σημαντικό ρόλο παίζει το χρονικό διάστημα κατά το οποίο η θερμοκρασία παραμένει μεγαλύτερη από τη κρίσιμη θερμοκρασία έναρξης του ωστενιτικού μετασχηματισμού,  $A_{c1}$ . Ο χρόνος αυτός ονομάζεται *χρόνος παραμονής* (dwell time),  $\tau$ , Σχ. 3.16. Ο χρόνος παραμονής θα πρέπει να είναι επαρκής, έτσι ώστε να επιτυγχάνεται ο σχηματισμός και η ομογενοποίηση του ωστενίτη. Υπενθυμίζεται ότι κατά την επιφανειακή θέρμανση χαλύβων με δέσμη laser οι ρυθμοί θέρμανσης που παρατηρούνται είναι πολύ υψηλοί, ενώ ο χρόνος παραμονής είναι τάξεως μόλις μερικών δεκάδων msec. Γίνεται λοιπόν αντιληπτό ότι ο χρόνος παραμονής αποτελεί ιδιαίτερα σημαντική παράμετρο της κατεργασίας.

Για τις ανάγκες της προσομοίωσης σχηματισμού ωστενίτη κατά την κατεργασία, ο πραγματικός θερμικός κύκλος προσεγγίστηκε με τη μορφή που φαίνεται στο Σχ. 4.1. Η θερμοκρασία θεωρήθηκε ότι αυξάνεται γραμμικά από τη θερμοκρασία δωματίου,  $T_0$  (298.15 K), μέχρι τη μέγιστη θερμοκρασία,  $T_{max}$ , με σταθερό ρυθμό θέρμανσης,  $H_C$ . Στη συνέχεια, η θερμοκρασία μειώνεται, επίσης γραμμικά, από την  $T_{max}$  μέχρι τη θερμοκρασία  $A_{c1}$ , με σταθερό ρυθμό ψύξης,  $H_R$ .



Σχ. 4.1: Προσέγγιση του θερμικού κύκλου που χρησιμοποιήθηκε για τις προσομοιώσεις κινητικής.

Σύμφωνα με την παραπάνω θεώρηση του θερμικού κύκλου, μπορεί εύκολα ναδειχθεί ότι οι χαρακτηριστικές του παράμετροι  $T_{max}$ ,  $H_C$ ,  $H_R$  και  $\tau$ , συνδέονται μεταξύ τους μέσω της σχέσης:

$$\tau = (T_{max} - A_{ei}) \cdot \left( \frac{1}{H_R} + \frac{1}{H_C} \right) \quad (4.1)$$

Παρατηρώντας την Εξ. (4.1) γίνεται φανερό ότι ένας συγκεκριμένος χρόνος παραμονής μπορεί να επιτευχθεί με διάφορους συνδυασμούς ρυθμών θέρμανσης και ψύξης, για μία δεδομένη μέγιστη θερμοκρασία. Το γεγονός αυτό έχει ξεχωριστή σημασία, όπως θα αναφερθεί λεπτομερέστερα στη συνέχεια.

Συνοψίζοντας τα παραπάνω, ο θερμικός κύκλος προσεγγίστηκε σαν μια γραμμική άνοδος και στη συνέχεια γραμμική πτώση της θερμοκρασίας. Με τον τρόπο αυτό έγινε δυνατή η συσχέτιση των βασικών παραμέτρων του θερμικού κύκλου, όπως ο χρόνος παραμονής, οι ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης, καθώς και η μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται σε κάθε σημείο του υλικού.

### 4.3 Μοντέλο προσομοίωσης της διαλυτοποίησης περλίτη

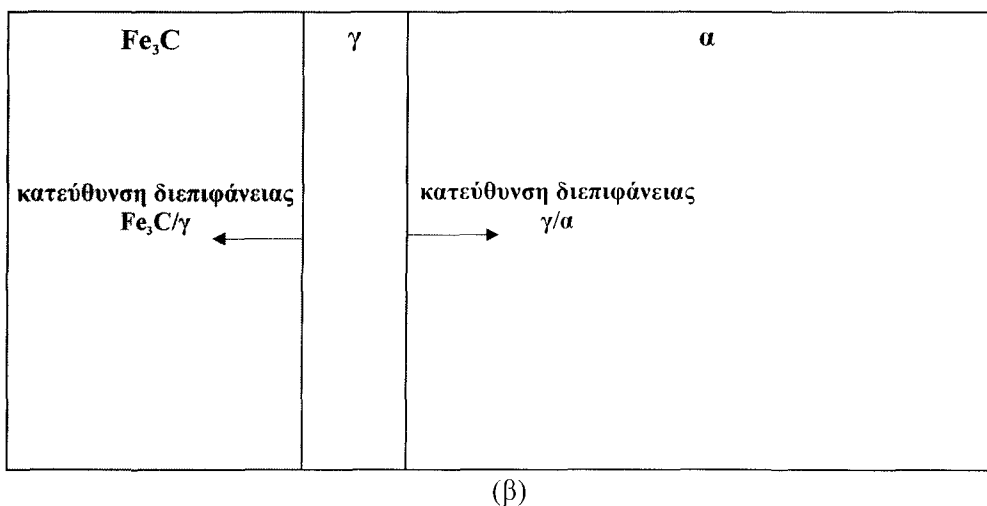
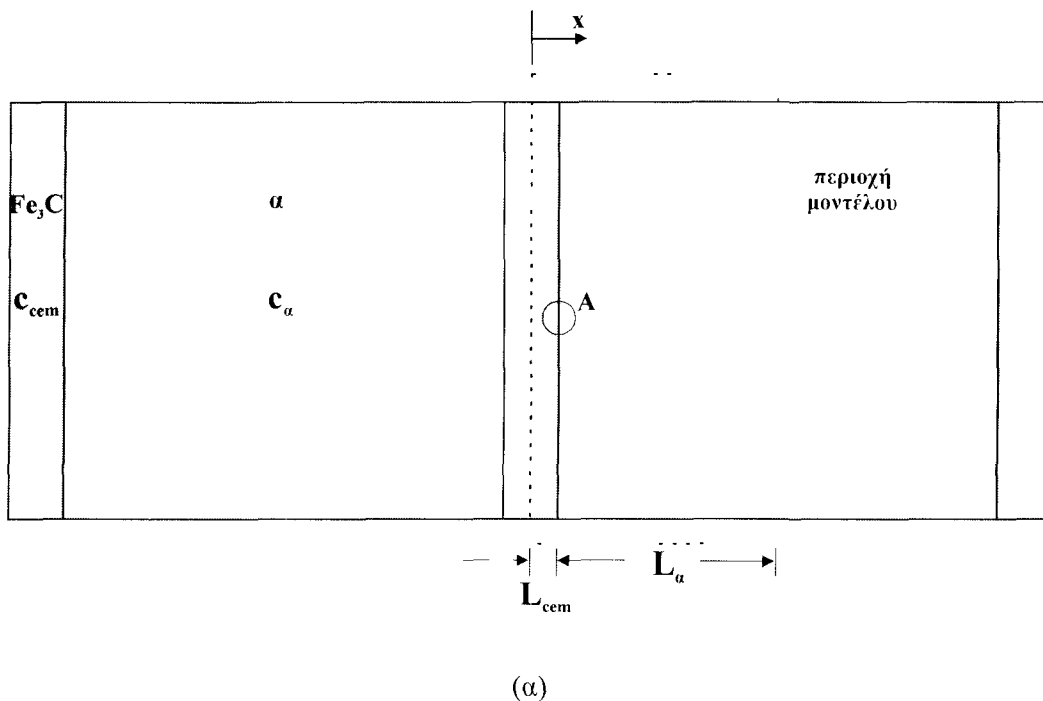
Η μικρογραφία από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης του Σχ. 4.2 απεικονίζει τη μορφολογία του περλίτη σε ένα δοκίμιο εξομαλυσμένου χάλυβα Ck-60, όπου διακρίνονται καθαρά οι εναλλασσόμενες λαμέλλες του σεμεντίτη (λευκές) και του φερρίτη (σκούρες). Η γνωστή αυτή μορφολογία του περλίτη μπορεί να προσεγγισθεί με τον τρόπο που παρουσιάζει το Σχ. 4.3α, όπου πλακίδια σεμεντίτη ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) εναλλάσσονται με πλακίδια φερρίτη ( $\alpha$ ). Η διαλυτοποίηση του περλίτη πραγματοποιείται με τη διάχυση C από το  $\text{Fe}_3\text{C}$  (6.67% κ.β. C) προς το φερρίτη.



Σχ. 4.2: Εναλλασσόμενες λαμέλλες  $\text{Fe}_3\text{C}$  και φερρίτη σε περλιτική μικροδομή του χάλυβα Ck-60

Οι ευνοϊκότερες θέσεις πυρήνωσης του ωστενίτη σε μια περλιτική μικροδομή είναι δύο [22]: α) τα όρια μεταξύ δύο διαφορετικών περλιτικών κόκκων και β) οι διεπιφάνειες  $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$  μέσα σε ένα περλιτικό κόκκο. Οι πρώτες θέσεις πυρήνωσης είναι και οι δυναμικότερες, ωστόσο η προσομοίωση της ανάπτυξης ωστενίτη από τέτοιες θέσεις πυρήνωσης παρουσιάζει σημαντικές υπολογιστικές δυσκολίες. Έτσι, για τους σκοπούς του μοντέλου που προσομοιώνει τη διαλυτοποίηση περλίτη, έγινε η παραδοχή ότι ο ωστενίτης ( $\gamma$ ) πυρηνώνεται μόνο στη διεπιφάνεια των πλακιδίων  $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$ , σχηματίζοντας δύο νέες διεπιφάνειες,  $\text{Fe}_3\text{C}/\gamma$  και  $\gamma/\alpha$ , Σχ. 4.3β. Η ανάπτυξη του ωστενίτη γίνεται με τη κίνηση των δύο αυτών διεπιφανειών προς τα αριστερά (μέσα στο  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) και τα δεξιά (μέσα στο  $\alpha$ ),

αντίστοιχα. Όπως φαίνεται και από στο Σχ. 4.3β, το μοντέλο είναι μονοδιάστατο (1-D). Επίσης, λόγω συμμετρίας, αρκούσε να εξετασθεί το τι συμβαίνει στο μισό πλακίδιο του  $\text{Fe}_3\text{C}$  και στο αντίστοιχο μισό πλακίδιο του  $\alpha$ , ελήφθη δηλαδή υπόψη η περιοχή που περικλείεται από τις διακεκομμένες γραμμές στο Σχ. 4.3α.



**Σχ. 4.3:** α) Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου για τη προσομοίωση διαλυτοποίησης περλίτη και β) μεγέθυνση της λεπτομέρειας A, που δείχνει τον τρόπο ανάπτυξης του ωστενίτη μέσα στον περλίτη.

Τα αρχικά μήκη των δύο περιοχών,  $L_{cem}$  και  $L_{\alpha}$ , καθορίστηκαν με τη βοήθεια υπολογιστικής θερμοδυναμικής. Κατ' αρχήν, υπολογίστηκαν τα κλάσματα όγκου του  $Fe_3C$ ,  $f_{cem}$ , και του  $\alpha$ ,  $f_{\alpha}$ , που βρίσκονταν στο περλίτη. Η αναλογία όγκων των δύο φάσεων μπορεί να μετατραπεί απευθείας σε αναλογία μηκών, καθώς η διεπιφάνεια μεταξύ των δύο φάσεων θεωρείται ότι έχει μοναδιαίο εμβαδόν. Με άλλα λόγια, ισχύει η σχέση:

$$\frac{f_{cem}}{f_{\alpha}} = \frac{L_{cem}}{L_{\alpha}} \quad (4.2)$$

Έτσι, επιλέγοντας αυθαίρετα κάποια τιμή για το  $L_{cem}$ , ή μετρώντας το με κάποιο τρόπο (π.χ. ηλεκτρονική μικροσκοπία), αυτόματα μπορεί να καθορισθεί και το  $L_{\alpha}$ . Η αρχική χημική σύσταση των δύο φάσεων σε θερμοκρασία δωματίου καθορίστηκε και πάλι με τη βοήθεια υπολογιστικής θερμοδυναμικής. Το αρχικό μέγεθος και οι συστάσεις των δύο περιοχών θα πρέπει να εξασφαλίζουν την ευτηκτοειδή σύσταση του περλίτη σε C. Θα πρέπει δηλαδή να ισχύει η σχέση:

$$L_{cem} \cdot c_{cem} + L_{\alpha} \cdot c_{\alpha} = (L_{cem} + L_{\alpha}) \cdot c_{eut} \quad (4.3)$$

όπου  $c_{cem}$ ,  $c_{\alpha}$  και  $c_{eut}$  οι συστάσεις των  $Fe_3C$  (6.67% κ.β.), φερρίτη και η ευτηκτοειδής σύσταση του περλίτη (0.77% κ.β.) σε C, αντίστοιχα.

Για την προσομοίωση του σχηματισμού ωστενίτη στο σύστημα, έπρεπε να επιλυθούν οι εξισώσεις διάχυσης στο εσωτερικό κάθε φάσης. Η ροή μάζας του C στο εσωτερικό κάθε φάσης περιγράφεται από το αντίστοιχο ισοζύγιο μάζας:

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_i \frac{\partial c_i}{\partial x} \right) \quad (4.4)$$

όπου ο δείκτης  $i$  δηλώνει κάποια από τις φάσεις  $\alpha$  ή  $\gamma$ . Στο εσωτερικό του  $Fe_3C$  δεν λαμβάνει χώρα διάχυση C, αλλά απλώς η περιοχή του  $Fe_3C$  συρρικνώνεται κατά τη διάρκεια της διαλυτοποίησης, διατηρώντας τη σύστασή του αμετάβλητη. Το  $c_i$  υποδηλώνει τη συγκέντρωση C στην αντίστοιχη φάση  $i$ , ενώ το  $D_i$  είναι ο συντελεστής διάχυσης του C στη φάση  $i$ . Λεπτομερής ανάλυση για τον τρόπο υπολογισμού των συντελεστών διάχυσης, που χρησιμοποιεί το λογισμικό DICTRA, γίνεται στο Παράρτημα I. Θα πρέπει πάντως να τονισθεί ότι ο υπολογισμός αυτός απαιτεί τόσο κινητικά, όσο και θερμοδυναμικά δεδομένα και στη γενική περίπτωση οδηγεί σε συντελεστές διάχυσης εξαρτώμενους από τη θερμοκρασία και τη χημική σύσταση.

Η ροή μάζας διαμέσου των σχηματιζόμενων διεπιφανειών περιγράφεται από τις σχέσεις:

$$v_{Fe_3C/\gamma} \cdot \left( c_{Fe_3C}^{Fe_3C/\gamma} - c_{\gamma}^{Fe_3C/\gamma} \right) = D_{\gamma} \left( \frac{\partial c_{\gamma}}{\partial x} \right)_{Fe_3C/\gamma} - D_{Fe_3C} \left( \frac{\partial c_{Fe_3C}}{\partial x} \right)_{Fe_3C/\gamma} \quad (4.5)$$

στη διεπιφάνεια  $Fe_3C/\gamma$  και

$$v_{\gamma/\alpha} \cdot \left( c_{\gamma}^{\gamma/\alpha} - c_{\alpha}^{\gamma/\alpha} \right) = D_{\alpha} \left( \frac{\partial c_{\alpha}}{\partial x} \right)_{\gamma/\alpha} - D_{\gamma} \left( \frac{\partial c_{\gamma}}{\partial x} \right)_{\gamma/\alpha} \quad (4.6)$$

στη διεπιφάνεια  $\gamma/\alpha$ . Στις Εξ. (4.5) και (4.6), το  $v$  εκφράζει την ταχύτητα της κάθε διεπιφάνειας και  $c_i^{i'/j}$  είναι η συγκέντρωση σε C της φάσης  $i$  στη διεπιφάνεια των φάσεων  $i'/j$ , π.χ.  $c_{\alpha}^{\gamma/\alpha}$  είναι η συγκέντρωση σε C της φάσης  $\alpha$  στη διεπιφάνεια  $\gamma/\alpha$ . Τέλος, οι βαθμίδες (gradients) συγκέντρωσης των φάσεων στις Εξ. (4.5) και (4.6) λαμβάνονται επάνω στην αντίστοιχη διεπιφάνεια. Στο σημείο αυτό θα πρέπει να τονισθεί ότι στο DICTRA γίνεται η υπόθεση πως οι διεπιφάνειες βρίσκονται σε κατάσταση τοπικής θερμοδυναμικής ισορροπίας. Αυτό σημαίνει ότι οι συγκεντρώσεις  $c_i^{i'/j}$  λαμβάνονται από το αντίστοιχο διάγραμμα ισορροπίας. Στην πράξη αυτό γίνεται μέσω του λογισμικού Thermo-Calc, στο οποίο το

DICTRA προσφεύγει εσωτερικά, κάθε φορά που απαιτείται ο θερμοδυναμικός υπολογισμός των συγκεντρώσεων  $c_i^{i'}$ .

Οι συνοριακές συνθήκες του μοντέλου δίδονται από τις σχέσεις:

$$\left(\frac{\partial c}{\partial x}\right)_{x=0} = 0 \quad (4.7)$$

$$\left(\frac{\partial c}{\partial x}\right)_{x=L_{cem}+L_{\alpha}} = 0 \quad (4.8)$$

Έγινε δηλαδή η υπόθεση ότι το σύστημα δεν ανταλλάσσει μάζα με το περιβάλλον. Τέλος, οι αρχικές συνθήκες του μοντέλου είχαν ως εξής:

$$c_{cem}(x,0) = c_{cem}(298.15K), \text{ για } 0 \leq x \leq L_{cem} \quad (4.9)$$

$$c_{\alpha}(x,0) = c_{\alpha}(298.15K), \text{ για } L_{cem} \leq x \leq L_{cem}+L_{\alpha} \quad (4.10)$$

δηλαδή, σαν αρχική συνθήκη λήφθηκε η σύσταση των φάσεων που προβλέπεται από τη θερμοδυναμική ισορροπία στη θερμοκρασία δωματίου (298.15 K), που ήταν και η αρχική θερμοκρασία της προσομοίωσης, όπως έχει ήδη αναφερθεί.

Το μονοδιάστατο πρόβλημα διάχυσης με κινούμενο σύνορο που περιγράφηκε παραπάνω επιλύθηκε με αριθμητικό τρόπο και, πιο συγκεκριμένα, με τη μέθοδο που περιγράφεται λεπτομερώς στο Παράρτημα II. Ο κώδικας τόσο για τους υπολογισμούς των συντελεστών διάχυσης, όσο και για τους υπολογισμούς των εξισώσεων ισοζυγίου μάζας είναι ενσωματωμένος στο λογισμικό DICTRA, το οποίο εκτελεί και την προσομοίωση.

#### 4.4 Μοντέλο προσομοίωσης της διαλυτοποίησης προευτηκτοειδούς φερρίτη

Το δεύτερο στάδιο της ωστενιτοποίησης αφορά, όπως αναφέρθηκε και στην εισαγωγή του κεφαλαίου, τη διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Κατά το στάδιο αυτό, ο υψηλής περιεκτικότητας σε C ωστενίτης, που δημιουργήθηκε στο πρώτο στάδιο, αναπτύσσεται πλέον εις βάρος του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Ο μετασχηματισμός ελέγχεται από την ταχύτητα με την οποία διαχέεται C από τον ωστενίτη προς τον φερρίτη.

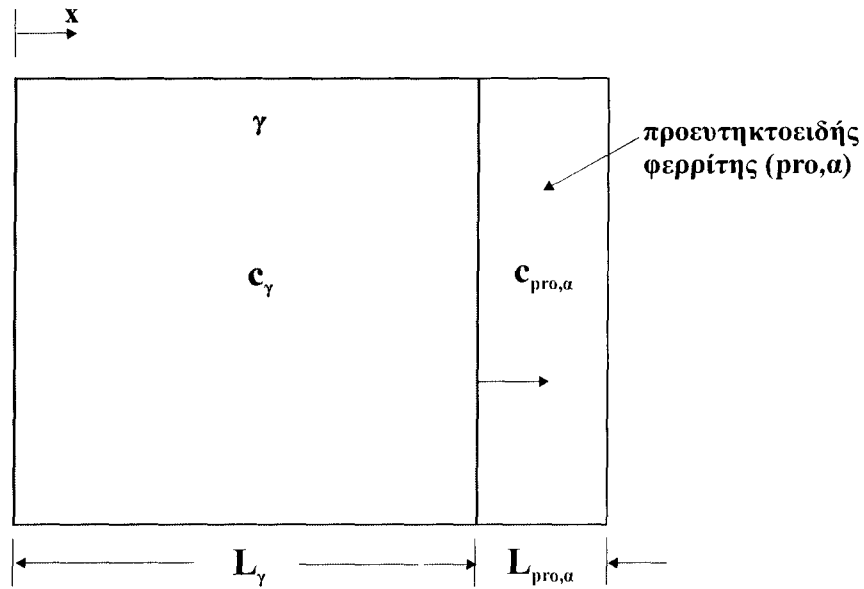
Στη μεθοδολογία προσομοίωσης που ακολουθήθηκε στη παρούσα διατριβή, θεωρήθηκε ότι ο μετασχηματισμός περνούσε στο δεύτερο στάδιο μόνο στις περιπτώσεις εκείνες, όπου είχε προηγουμένως ολοκληρωθεί πλήρως η διαλυτοποίηση του περλίτη. Στην ουσία, δηλαδή, θεωρήθηκε ότι τα δύο στάδια του μετασχηματισμού πραγματοποιούνται εν σειρά και όχι παράλληλα. Για το λόγο αυτό και τα αντίστοιχα μοντέλα του κάθε σταδίου χρησιμοποιήθηκαν σε σειρά.

Η γεωμετρία του μοντέλου που χρησιμοποιήθηκε φαίνεται στο Σχ. 4.4. Και στη περίπτωση αυτή δημιουργήθηκε ένα μοντέλο 1-D, επίπεδης γεωμετρίας, αποτελούμενο από μία περιοχή για τον ωστενίτη ( $\gamma$ ) και μία για τον προευτηκτοειδή φερρίτη (pro, $\alpha$ ). Τα αρχικά μήκη των δύο περιοχών,  $L_\gamma$  και  $L_{pro,\alpha}$ , συνδέονταν μεταξύ τους μέσω της αναλογίας του κλάσματος όγκου των δύο φάσεων:

$$\frac{L_\gamma}{L_{pro,\alpha}} = \frac{f_\gamma}{f_{pro,\alpha}} \quad (4.11)$$

Τα αρχικά κλάσματα όγκου,  $f_\gamma$  και  $f_{pro,\alpha}$ , υπολογίστηκαν με τη χρήση υπολογιστικής θερμοδυναμικής στη θερμοκρασία  $A_{c1}$ , σαν απόρροια της θεώρησης που έγινε προηγουμένως, ότι τα δύο στάδια του μετασχηματισμού λαμβάνουν χώρα εν σειρά. Αυτό σημαίνει ό,τι ο προευτηκτοειδής φερρίτης δεν συμμετείχε καθόλου στο μετασχηματισμό κατά το πρώτο στάδιο, με αποτέλεσμα το κλάσμα όγκου και η χημική του σύσταση να θεωρείται ότι παραμένουν στις τιμές που αντιστοιχούν στη θερμοκρασία  $A_{c1}$ . Παρομοίως, ο ωστενίτης κατά την έναρξη του δεύτερου σταδίου προέρχεται εξ ολοκλήρου από τον περλίτη, με αποτέλεσμα να λαμβάνει το κλάσμα όγκου που θα είχε ο περλίτης στη θερμοκρασία  $A_{c1}$ , καθώς και την ευτηκτοειδή σύσταση του περλίτη.





**Σχ. 4.4:** Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου διαλυτοποίησης προετηκτοειδούς φερρίτη.

Όπως και στην περίπτωση του περλίτη, έτσι και εδώ το μέγεθος και η σύσταση των δύο περιοχών θα πρέπει να εξασφαλίζουν ό,τι η συνολική σύσταση του συστήματος συμπίπτει με την ονομαστική χημική σύσταση του χάλυβα. Δηλαδή:

$$L_{\gamma} \cdot c_{\gamma} + L_{pro,\alpha} \cdot c_{pro,\alpha} = (L_{\gamma} + L_{pro,\alpha}) \cdot c_0 \quad (4.12)$$

όπου  $c_{\gamma}$ ,  $c_{pro,\alpha}$  και  $c_0$  οι συστάσεις των ωστενίτη, φερρίτη και η ονομαστική σύσταση του χάλυβα σε C, αντίστοιχα.

Η ανάπτυξη του ωστενίτη σε βάρος του προετηκτοειδούς φερρίτη προσομοιώνεται με την επίλυση των εξισώσεων διάχυσης στο εσωτερικό των δύο φάσεων. Το ισοζύγιο μάζας του C σε κάθε φάση δίδεται από την εξίσωση:

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_i \frac{\partial c_i}{\partial x} \right) \quad (4.13)$$

όπου ο δείκτης  $i$  δηλώνει κάποια από τις φάσεις  $\gamma$  ή  $pro,\alpha$ . Η ροή μάζας  $C$  διαμέσου της διεπιφάνειας  $\gamma/pro,\alpha$  περιγράφεται από τη σχέση:

$$v_{\gamma/pro,\alpha} \cdot (c_{\gamma}^{\gamma/pro,\alpha} - c_{pro,\alpha}^{\gamma/pro,\alpha}) = D_{pro,\alpha} \left( \frac{\partial c_{pro,\alpha}^{\gamma/pro,\alpha}}{\partial x} \right)_{\gamma/pro,\alpha} - D_{\gamma} \left( \frac{\partial c_{\gamma}^{\gamma/pro,\alpha}}{\partial x} \right)_{\gamma/pro,\alpha} \quad (4.14)$$

Όπως και στις αντίστοιχες Εξ. (4.5) και (4.6), οι συγκεντρώσεις  $c_{\gamma}^{\gamma/pro,\alpha}$  και  $c_{pro,\alpha}^{\gamma/pro,\alpha}$  εκφράζουν τη συγκέντρωση  $C$  στη διεπιφάνεια  $\gamma/pro,\alpha$  από τη πλευρά του ωστενίτη και του φερρίτη, αντίστοιχα. Οι συγκεντρώσεις αυτές υπολογίζονται με την παραδοχή τοπικής θερμοδυναμικής ισορροπίας στη διεπιφάνεια, σύμφωνα με τα όσα αναφέρθηκαν και στη προηγούμενη παράγραφο.

Το σύστημα θεωρήθηκε ότι δεν ανταλλάσσει μάζα με το περιβάλλον, με συνέπεια οι συνοριακές συνθήκες να δίδονται από τις εξισώσεις:

$$\left( \frac{\partial c}{\partial x} \right)_{x=0} = 0 \quad (4.15)$$

$$\left( \frac{\partial c}{\partial x} \right)_{x=L_{\gamma}+L_{pro,\alpha}} = 0 \quad (4.16)$$

Τέλος, οι αρχικές συνθήκες που αφορούσαν την αρχική συγκέντρωση  $C$  στις δύο φάσεις, δίδονται από τις σχέσεις:

$$c_{\gamma}(x,0) = c_{eut}, \quad 0 \leq x \leq L_{\gamma} \quad (4.17)$$

$$c_{pro,\alpha}(x,0) = c_{pro,\alpha}(A_{el}), \quad L_{\gamma} \leq x \leq L_{\gamma} + L_{pro,\alpha} \quad (4.18)$$

#### 4.5 Παραμετρική ανάλυση και αποτελέσματα της προσομοίωσης

Με στόχο τη διερεύνηση της επίδρασης τόσο των χαρακτηριστικών παραμέτρων του θερμικού κύκλου ( $T_{max}$ ,  $\tau$ ,  $H_C$ ,  $H_R$ ), οι οποίες εξαρτώνται άμεσα από τις συνθήκες κατεργασίας, όσο και των χαρακτηριστικών της αρχικής μικροδομής του χάλυβα ( $L_{cem}$ ,  $L_{pro,a}$ ) στο ποσοστό του σχηματιζόμενου ωστενίτη, διενεργήθηκε ευρεία παραμετρική ανάλυση με τη χρήση των μοντέλων κινητικής που περιγράφηκαν στις προηγούμενες παραγράφους. Πιο συγκεκριμένα, όσον αφορά τις παραμέτρους του θερμικού κύκλου, επελέγησαν διάφορες τιμές μέγιστης θερμοκρασίας, καθώς και ένα εύρος υψηλών ρυθμών θέρμανσης και ψύξης. Βάση αυτών και μέσω της Εξ. (4.1) υπολογίστηκε το αντίστοιχο εύρος χρόνων παραμονής. Οι τιμές των παραμέτρων του θερμικού κύκλου που χρησιμοποιήθηκαν στις προσομοιώσεις παρουσιάζονται συνοπτικά στο Πίνακα 4.1. Όπως φαίνεται από τον Πίνακα 4.1, χρησιμοποιήθηκαν πολύ υψηλοί ρυθμοί θέρμανσης ( $10^3 - 10^6$  K/sec), ενώ και οι χρόνοι ωστενιτοποίησης ήταν εξαιρετικά σύντομοι ( $\cong 4.5 \times 10^{-5} - 0.35$  sec).

**Πίνακας 4.1:** Τιμές των παραμέτρων θερμικού κύκλου που χρησιμοποιήθηκαν στις προσομοιώσεις.

Μέγιστη θερμοκρασία	Ρυθμοί θέρμανσης/ψύξης	Χρόνος παραμονής
$T_{max}$ , [K]	$H_C/H_R$ , [K/sec]	$\tau$ , [sec]
1023.15	$10^3 - 10^6$	$4.6720 \times 10^{-2} - 4.6720 \times 10^{-5}$
1073.15	$10^3 - 10^6$	$1.4672 \times 10^{-1} - 1.4672 \times 10^{-4}$
1123.15	$10^3 - 10^6$	$2.4672 \times 10^{-1} - 2.4672 \times 10^{-4}$
1173.15	$10^3 - 10^6$	$3.4672 \times 10^{-1} - 3.4672 \times 10^{-4}$

Για τον καθορισμό της επίδρασης των χαρακτηριστικών της αρχικής μικροδομής του χάλυβα στη διαδικασία ωστενιτοποίησης, επελέγησαν αντίστοιχα διάφορες τιμές διαλαμελλικού διαστήματος και μεγέθους κόκκου προευτηκτοειδούς φερρίτη, οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν στις προσομοιώσεις. Οι τιμές των παραμέτρων αυτών φαίνονται συνοπτικά στο Πίνακα 4.2.

**Πίνακας 4.2:** Τιμές των χαρακτηριστικών της αρχικής μικροδομής που χρησιμοποιήθηκαν στην παραμετρική ανάλυση.

Μήκος περιοχής $Fe_3C, L_{cem}, [nm]$	Μήκος περιοχής προευτηκτοειδούς φερρίτη, $L_{pro,a}, [\mu m]$
5	0.25
10	0.43
25	
50	1.00

Οι προσομοιώσεις εκτελέστηκαν για ένα κραματικό σύστημα Fe - 0.6% κ.β. C. Η κρίσιμη θερμοκρασία έναρξης σχηματισμού ωστενίτη,  $A_{e1}$ , καθορίστηκε για το σύστημα αυτό μέσω θερμοδυναμικών υπολογισμών και βρέθηκε ότι ισούται με 999.79 K. Τα αναγκαία θερμοδυναμικά δεδομένα, που χρησιμοποιήθηκαν για τους υπολογισμούς, μπορούν να βρεθούν στις αναφορές [70-76]. Τα αντίστοιχα κινητικά δεδομένα βρίσκονται στις αναφορές [77-81]. Στη συνέχεια παρουσιάζονται και συζητούνται τα αποτελέσματα της παραμετρικής ανάλυσης με τη χρήση των μοντέλων κινητικής, ξεχωριστά για κάθε στάδιο της ωστενιτοποίησης.

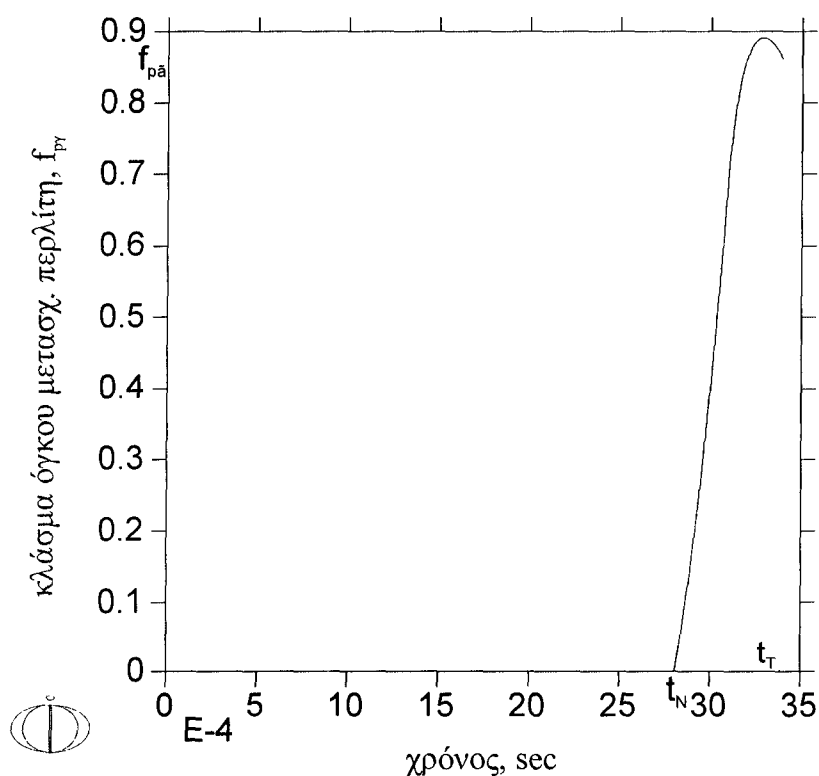
#### 4.5.1 Διαλυτοποίηση περλίτη

Το βασικό μέγεθος που υπολογίστηκε κατά τη προσομοίωση της διαλυτοποίησης περλίτη, ήταν το κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματιζόταν σε ωστενίτη,  $f_{py}$ , σαν συνάρτηση του χρόνου. Το διάγραμμα του Σχ. 4.5 παρουσιάζει μία χαρακτηριστική τέτοια καμπύλη, για τις τιμές των παραμέτρων προσομοίωσης που φαίνονται στο σχήμα. Παρόμοια διαγράμματα δημιουργήθηκαν για όλες τις τιμές των παραμέτρων των Πινάκων 4.1 και 4.2.

Θα πρέπει να σημειωθεί ότι μέχρι τη χρονική στιγμή  $t_N$  δεν σχηματίζεται καθόλου ωστενίτης. Αυτό συμβαίνει διότι μέχρι εκείνη τη στιγμή η θερμοκρασία αυξάνεται, αλλά είναι μικρότερη της  $A_{e1}$ . Στο χρόνο  $t_N$  η θερμοκρασία φτάνει στην  $A_{e1}$ , όπου και πυρηνώνεται ο ωστενίτης. Στη συνέχεια, ο ωστενίτης αναπτύσσεται και το κλάσμα όγκου του αυξάνει. Καθώς ο θερμικός κύκλος περνάει στη φάση της ψύξης, η θερμοκρασία αρχίζει να μειώνεται

και έτσι το κλάσμα όγκου του ωστενίτη εμφανίζει μία ελαφρά κάμψη. Κατά τη χρονική στιγμή  $t_T$  η θερμοκρασία ξαναπαίρνει την τιμή  $A_{e1}$ , αυτή τη φορά όμως κατά την πτώση της. Τη χρονική αυτή στιγμή θεωρήθηκε ότι λήγει και ο σχηματισμός ωστενίτη από περλίτη, καθώς κάτω από την  $A_{e1}$  ο ωστενίτης δεν είναι θερμοδυναμικά σταθερός.

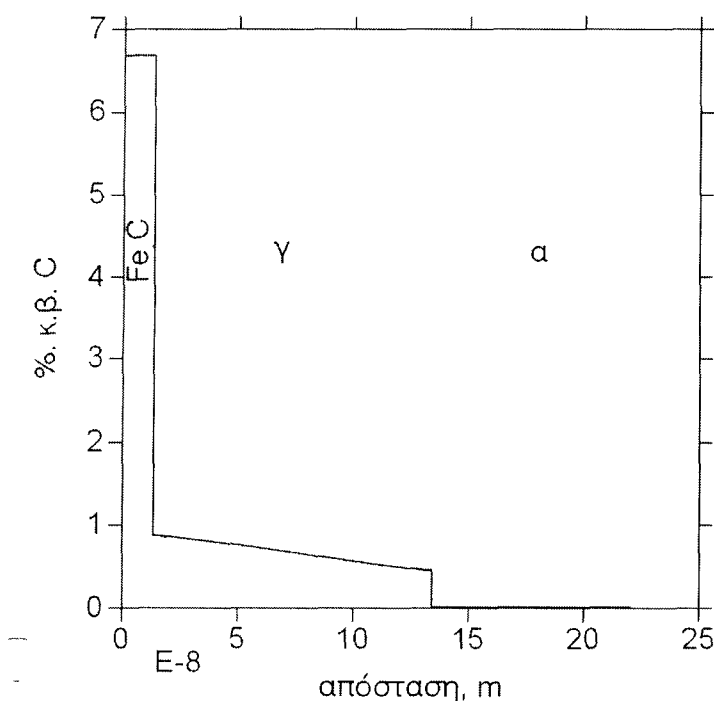
Το διάγραμμα του Σχ. 4.6 δείχνει ένα προφίλ συγκέντρωσης  $C$  κατά τη διάρκεια της διαλυτοποίησης του περλίτη, στο οποίο διακρίνονται και οι περιοχές των αντίστοιχων φάσεων. Όπως φαίνεται από το διάγραμμα, στην περιοχή του  $Fe_3C$  δεν υπάρχει κάποιο gradient συγκέντρωσης, κάτι που ισχύει και για την περιοχή του φερρίτη ( $\alpha$ ). Αντίθετα, στην περιοχή του ωστενίτη ( $\gamma$ ) έχει δημιουργηθεί ένα σημαντικό gradient συγκέντρωσης  $C$ , που οοείλεται στη διάχυση  $C$  από τον υψηλής συγκέντρωσης  $Fe_3C$  προς τον φερρίτη.



**Σχ. 4.5:** Χαρακτηριστική καμπύλη κλάσματος όγκου περλίτη που μετασηματίστηκε σε ωστενίτη σε συνάρτηση με τον χρόνο, για  $T_{max} = 1073.15$  K,  $\tau = 5.8688 \times 10^{-4}$  sec και  $L_{cem} = 5$  nm.

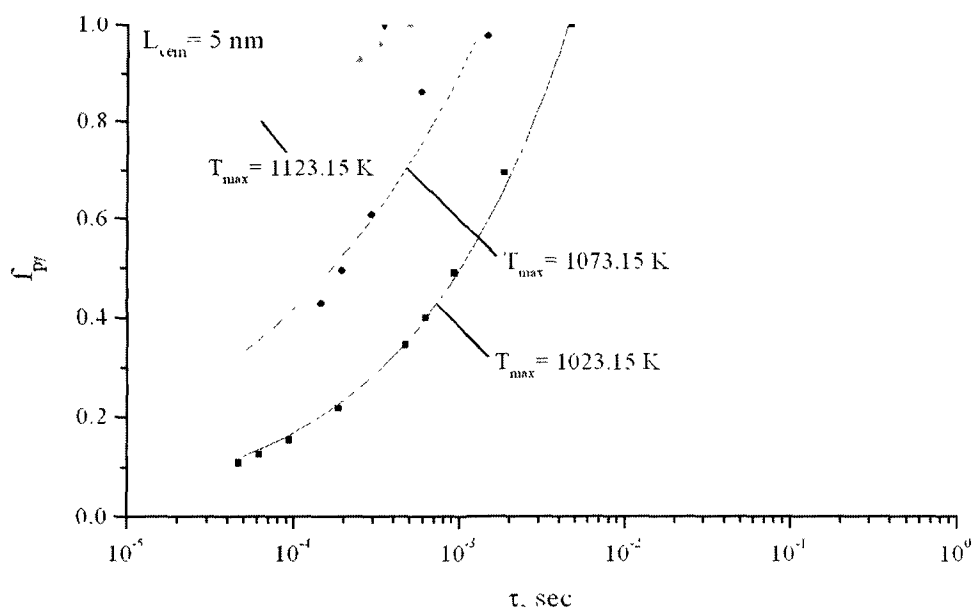
Με σκοπό τον καθορισμό της επίδρασης των παραμέτρων του θερμικού κύκλου και της αρχικής μικροδομής στο ποσοστό του σχηματιζόμενου ωστενίτη, συλλέχθηκαν οι τιμές του  $f_{p\gamma}$  (τελικό κλάσμα όγκου ωστενίτη από τη διαλυτοποίηση περλίτη) από όλες τις

προσομοιώσεις. Στο Σχ. 4.7(α) έως (δ) παρουσιάζεται η μεταβολή του κλάσματος όγκου ωστενίτη σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής και της μέγιστης θερμοκρασίας, για τα διάφορα διαλαμελλικά διαστήματα που χρησιμοποιήθηκαν στην ανάλυση. Τα σύμβολα στα διαγράμματα αντιστοιχούν στα υπολογιστικά αποτελέσματα των προσομοιώσεων, ενώ έχουν προστεθεί καμπύλες που προσαρμόζονται βέλτιστα στα αποτελέσματα αυτά. Εδώ θα πρέπει να σημειωθεί ό,τι  $f_{\gamma} = 1$ , δηλαδή πλήρης διαλυτοποίηση του περλίτη, αντιστοιχεί σε ποσοστό ωστενίτη συνολικά στο χάλυβα ίσο με 78.3% κ.ο., καθώς αυτό είναι το ποσοστό περλίτη που αρχικά υπάρχει στο σύστημα Fe - 0.6% κ.β. C.

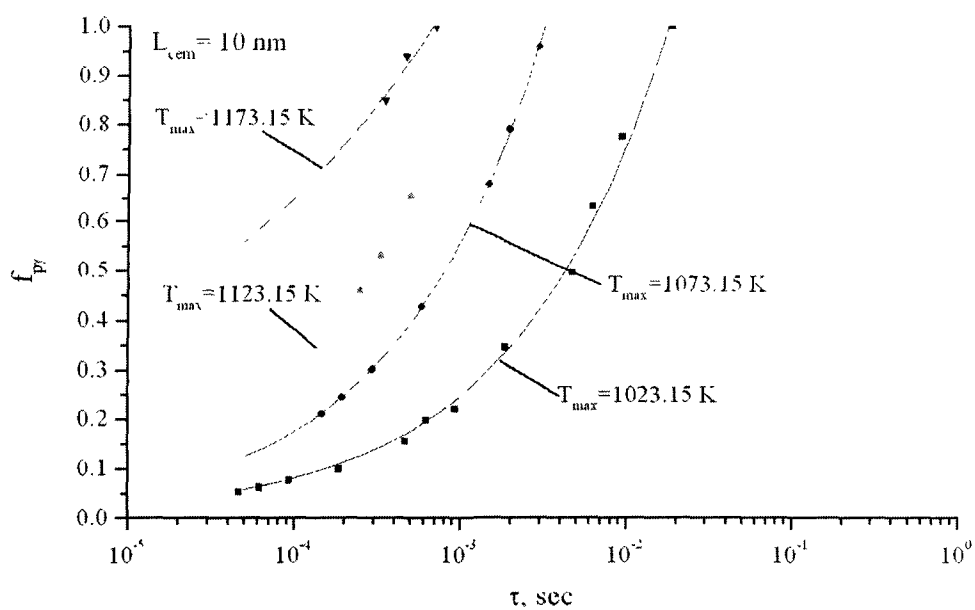


**Σχ. 4.6:** Προφίλ συγκέντρωσης C κατά τη διαλυτοποίηση περλίτη με  $T_{\max}=1073.15$  K,  $\tau=5.8688 \times 10^{-3}$  sec και  $L_{\text{cem}}=25$  nm.

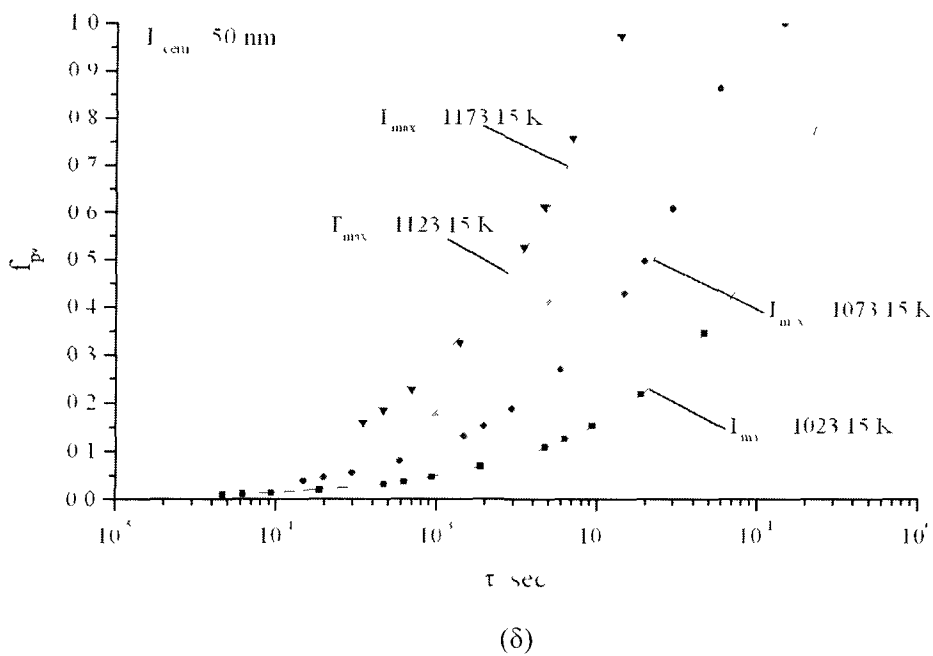
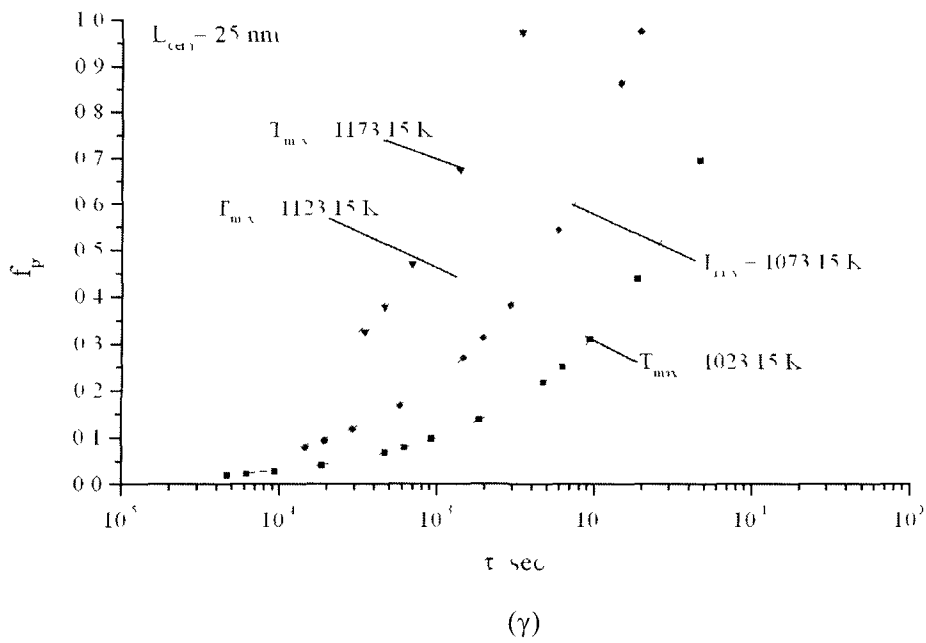
Μία πολύ ενδιαφέρουσα παρατήρηση από τα αποτελέσματα των προσομοιώσεων ήταν ό,τι το ποσοστό περλίτη που μετασχηματιζόταν σε ωστενίτη ήταν το ίδιο για ίδιους χρόνους παραμονής και μέγιστες θερμοκρασίες, ανεξάρτητα από τις τιμές των ρυθμών θέρμανσης και ψύξης. Όπως αναφέρθηκε στη παράγραφο 4.2 και όπως φαίνεται από την Εξ. (4.1), για μία συγκεκριμένη  $T_{\max}$  μπορεί να επιτευχθεί ένας σταθερός χρόνος παραμονής  $\tau$  χρησιμοποιώντας διάφορους συνδυασμούς τιμών  $H_C$  και  $H_R$ .



( $\alpha$ )



( $\beta$ )



**Σχ. 4.7:** Κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματίστηκε σε ωστενίτη,  $f_{\text{pear}}$ , σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής και της μέγιστης θερμοκρασίας, για μήκος περιοχής  $\text{Fe}_3\text{C}$  (α) 5 nm, (β) 10 nm, (γ) 25 nm και (δ) 50 nm



Έτσι, πραγματοποιήθηκαν προσομοιώσεις με διάφορους συνδυασμούς των  $H_C$  και  $H_R$ , φροντίζοντας να διατηρούνται πάντα σταθερά τα  $T_{max}$  και  $\tau$ . Αποδείχθηκε ότι σε όλες αυτές τις περιπτώσεις μετασχηματιζόταν σε ωστενίτη το ίδιο ποσοστό περλίτη. Εξήχθη λοιπόν το συμπέρασμα ότι η διαδικασία διαλυτοποίησης του περλίτη, όσον αφορά τις παραμέτρους του θερμικού κύκλου, δεν εξαρτιόταν από τους ρυθμούς θέρμανσης και ψύξης, αλλά μόνο από το διαθέσιμο χρόνο παραμονής και τη μέγιστη θερμοκρασία.

Εξετάζοντας τις καμπύλες που προσαρμόζονται στα υπολογιστικά αποτελέσματα του Σχ. 4.7(α) έως (δ), διαπιστώθηκε ότι το κλάσμα όγκου του περλίτη που μετασχηματίζεται σε ωστενίτη ακολουθεί μία συνάρτηση, ως προς το χρόνο παραμονής, της μορφής:

$$f_{pg} = k \cdot \tau^n \quad (4.19)$$

Στη συνέχεια, παρατηρήθηκε ότι ο εκθέτης  $n$  της Εξ. (4.19) δεν επηρεαζόταν από τη μέγιστη θερμοκρασία και το διαλαμελλικό διάστημα, αλλά ελάμβανε μία σταθερή τιμή περίπου ίση με 0.5. Αντίθετα, ο συντελεστής  $k$  της ίδιας εξίσωσης εξαρτιόταν ιδιαίτερα από τη μέγιστη θερμοκρασία. Στο διάγραμμα του Σχ. 4.8 φαίνεται ο συντελεστής  $k$  της Εξ. (4.19) σαν συνάρτηση της μέγιστης θερμοκρασίας. Οι διάφορες καμπύλες αντιστοιχούν σε διαφορετικά διαλαμελλικά διαστήματα. Όπως φαίνεται από το διάγραμμα, το  $k$  μεταβάλλεται γραμμικά με το  $T_{max}$ :

$$k = \alpha \cdot T_{max} - \beta \quad (4.20)$$

Η κλίση των γραμμών, δηλαδή ο συντελεστής  $\alpha$  της Εξ. (4.20), εξαρτάται από το διαλαμελλικό διάστημα. Όσο μικρότερο το  $L_{cem}$ , τόσο μεγαλύτερη η κλίση της γραμμής. Εδώ θα πρέπει να γίνει η εξής παρατήρηση: όταν  $T_{max} \leq A_{e1}$ , το ποσοστό του περλίτη που θα μετασχηματιστεί σε ωστενίτη θα είναι μηδέν, για οποιαδήποτε τιμή του χρόνου παραμονής. Συνεπώς, από την Εξ. (4.19) προκύπτει ότι στην οριακή περίπτωση, όταν:

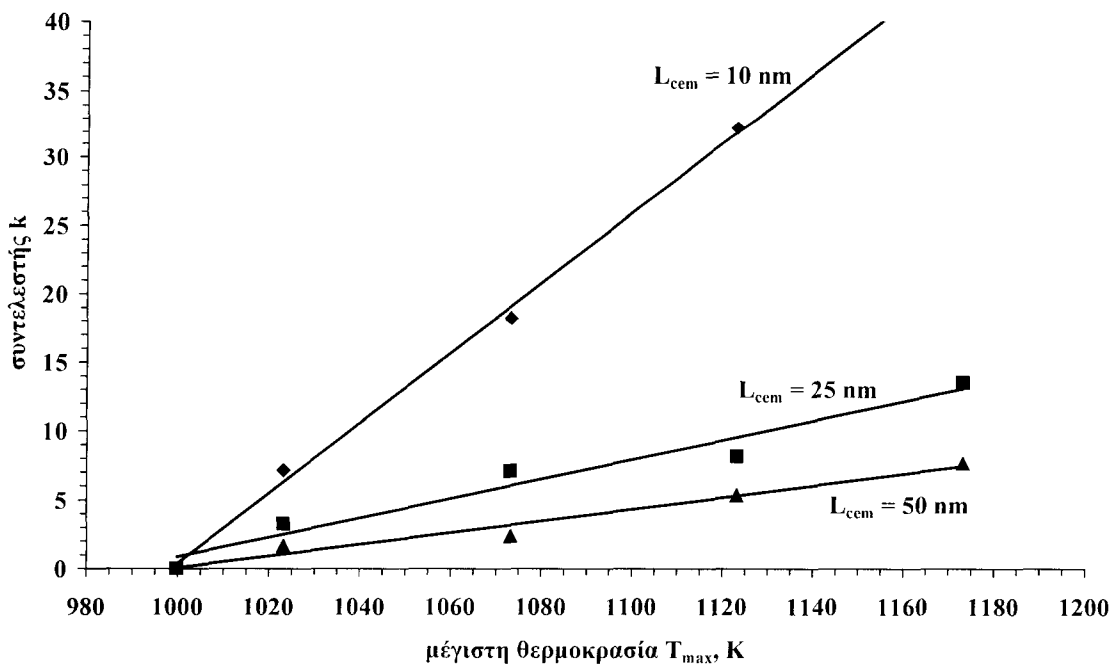
$$T_{max} = A_{e1} \Rightarrow f_{pg} = 0, \quad \forall \tau \Rightarrow k = 0$$

Υπό τις συνθήκες αυτές, η Εξ. (4.20) δίδει:

$$0 = \alpha \cdot A_{e1} - \beta \Rightarrow \beta = \alpha \cdot A_{e1} \quad (4.21)$$

Αντικαθιστώντας το  $\beta$  από την Εξ. (4.21) στην (4.20), προκύπτει:

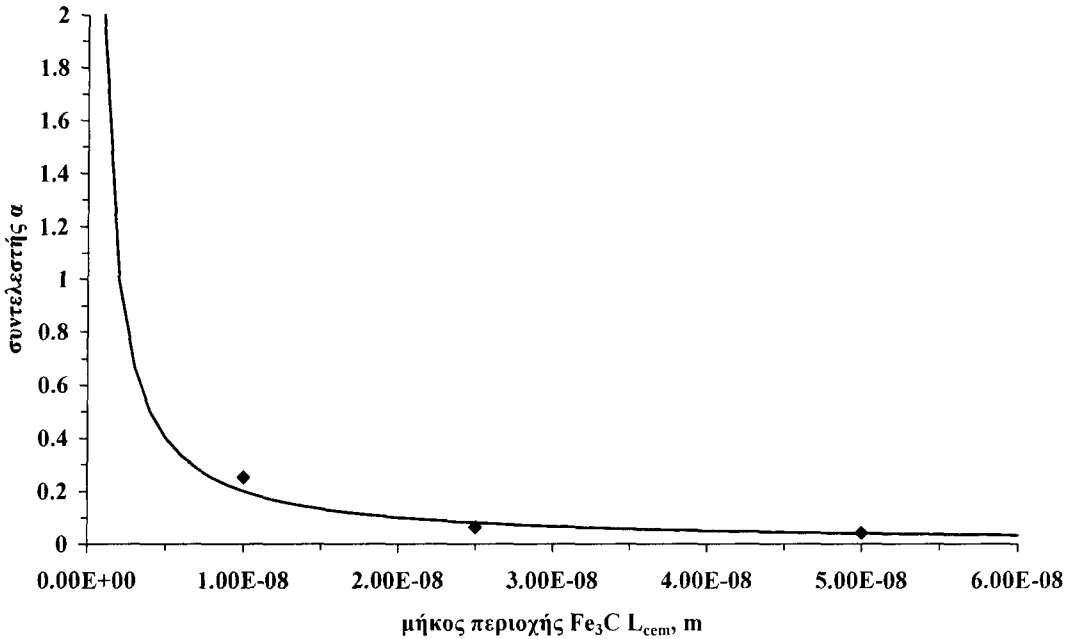
$$k = \alpha \cdot (T_{\max} - A_{e1}) \quad (4.22)$$



Σχ. 4.8: Η μεταβολή του συντελεστή  $k$  με τη μέγιστη θερμοκρασία.

Όπως αναφέρθηκε προηγουμένως, ο συντελεστής  $\alpha$  εξαρτάται από το διαλαμελλικό διάστημα. Το διάγραμμα του Σχ. 4.9 δείχνει τη μεταβολή του  $\alpha$  με το  $L_{cem}$ . Βρέθηκε ότι η συνάρτηση που περιγράφει καλύτερα τη μεταβολή του  $\alpha$  με το  $L_{cem}$  ήταν της μορφής:

$$\alpha = \frac{\delta}{L_{cem}} \quad (4.23)$$



Σχ. 4.9: Η μεταβολή του συντελεστή α με το διαλαμελλικό διάστημα.

Αντικαθιστώντας τις Εξ. (4.22) και (4.23) στην (4.19), προκύπτει τελικά η συνάρτηση που περιγράφει το κλάσμα όγκου ωστενίτη που σχηματίζεται από τη διαλυτοποίηση περλίτη, σε σχέση με τη μέγιστη θερμοκρασία, το χρόνο παραμονής και το διαλαμελλικό διάστημα:

$$f_{p\gamma} = (T_{\max} - A_{e1}) \frac{\delta \sqrt{\tau}}{L_{cem}} \quad (4.24)$$

Η σχέση που περιγράφεται από την Εξ. (4.24) έχει μεγάλη τεχνολογική σημασία, καθώς δίνει τη δυνατότητα πρόβλεψης του ποσοστού ωστενίτη που θα σχηματιστεί από περλίτη, με βάση παραμέτρους που εξαρτώνται από τις συνθήκες κατεργασίας και την αρχική κατάσταση της μικροδομής του υλικού. Από παραμέτρους, δηλαδή, οι οποίες μπορούν να

ελεγχθούν και να μεταβληθούν εύκολα. Έτσι, παρέχεται ήδη μία πρώτη δυνατότητα σχεδιασμού της επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη laser.

Πέρα από την τεχνολογική σημασία της Εξ. (4.24), έγινε μία προσπάθεια φυσικής ερμηνείας της, με σκοπό την καλύτερη κατανόηση του μηχανισμού ωστενιτοποίησης υπό συνθήκες ταχείας θέρμανσης. Η μοναδική παράμετρος της Εξ. (4.24) που στερείται φυσικής σημασίας είναι ο συντελεστής  $\delta$ . Ωστόσο, παρατηρώντας τις διαστάσεις της κάθε παραμέτρου και αφού το  $f_{pg}$  είναι αδιάστατο μέγεθος, ο συντελεστής  $\delta$  θα πρέπει να έχει διαστάσεις  $\left[ L / \left( T^{1/2} \cdot \theta \right) \right]$ , δηλαδή [μήκος/(χρόνος<sup>1/2</sup>·θερμοκρασία)]. Φαίνεται, λοιπόν, λογικό ότι ο συντελεστής  $\delta$  σχετίζεται με έναν χαρακτηριστικό συντελεστή διάχυσης και κάποια χαρακτηριστική θερμοκρασία, μέσω της σχέσης:

$$\delta = \frac{\sqrt{D}}{T} \quad (4.25)$$

Αντικαθιστώντας το  $\delta$  από την Εξ. (4.25) στην (4.24), προκύπτει:

$$f_{pg} = \left( \frac{T_{\max} - A_{e1}}{T} \right) \cdot \frac{\sqrt{D} \cdot \tau}{L_{cem}} \quad (4.26)$$

Η μορφή της Εξ. (4.26) δείχνει ότι το κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματίζεται, καθορίζεται από έναν θερμοδυναμικό και έναν κινητικό όρο. Ο θερμοδυναμικός όρος, που βρίσκεται εντός της παρενθέσεως, στην ουσία εκφράζει το πόσες φορές η υπερθέρμανση (superheating),  $T_{\max} - A_{e1}$ , του συστήματος υπερβαίνει μία χαρακτηριστική θερμοκρασία,  $T$ . Η χαρακτηριστική αυτή θερμοκρασία δεν μπορεί να είναι άλλη από την ίδια την  $A_{e1}$ , με συνέπεια ο θερμοδυναμικός όρος να εκφράζει τελικά το πόσες φορές η διαθέσιμη κινούσα δύναμη για το σχηματισμό ωστενίτη, που δίδεται από την υπερθέρμανση, ξεπερνά την ελάχιστη απαιτούμενη κινούσα δύναμη, που δίδεται από την  $A_{e1}$ .

Όσον αφορά τον κινητικό όρο της Εξ. (4.26), ο χαρακτηριστικός συντελεστής διάχυσης που εμφανίζεται θα πρέπει, λογικά, να σχετίζεται με τη διάχυση των ατόμων που ελέγχουν το ρυθμό του μετασχηματισμού. Είναι γνωστό ότι η διαλυτοποίηση του περλίτη ελέγχεται από τη διάχυση C στον ωστενίτη. Κατά συνέπεια, ο χαρακτηριστικός συντελεστής διάχυσης που υπεισέρχεται στην Εξ. (4.26) θα πρέπει να είναι ο συντελεστής διάχυσης του C στον ωστενίτη,  $D_\gamma$ . Έτσι, ο αριθμητής του κινητικού όρου,  $\sqrt{D_\gamma \cdot \tau}$ , εκφράζει την απόσταση διάχυσης που μπορούν να καλύψουν τα άτομα C, στη δεδομένη θερμοκρασία (που επηρεάζει το  $D_\gamma$ ) και με το δεδομένο διαθέσιμο χρόνο παραμονής. Κατά συνέπεια, συνολικά ο κινητικός όρος εκφράζει το πόσες φορές η διαθέσιμη απόσταση διάχυσης υπερβαίνει την ελάχιστη απαιτούμενη απόσταση διάχυσης, η οποία δίδεται από το διαλαμελλικό διάστημα,  $L_{cem}$ .

Ενσωματώνοντας όλα τα παραπάνω στην Εξ. (4.26), προκύπτει η τελική μορφή της σχέσης που συνδέει το κλάσμα όγκου ωστενίτη που σχηματίζεται από περλίτη, με τις παραμέτρους του θερμικού κύκλου και της αρχικής μικροδομής του υλικού:

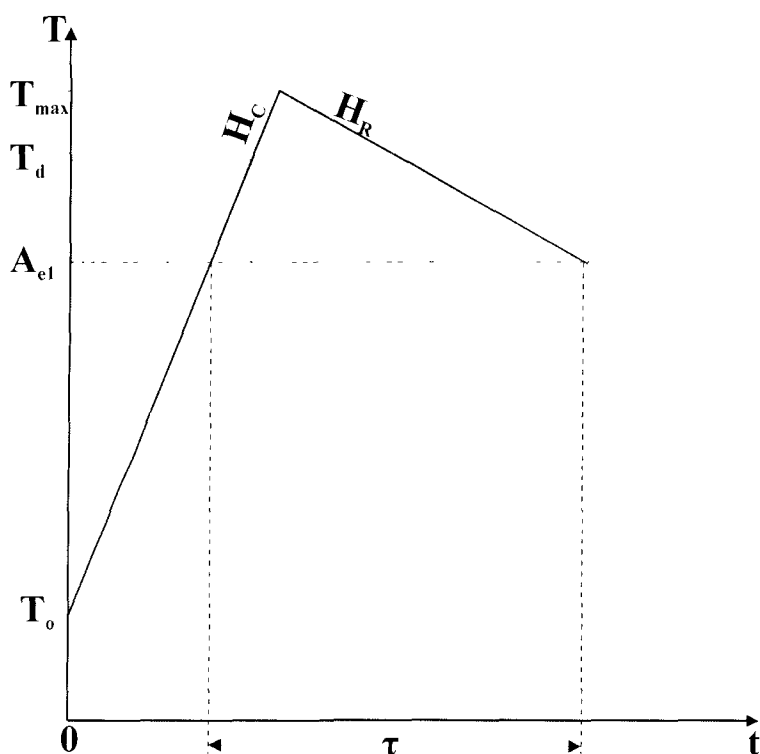
$$f_{p\gamma} = \left( \frac{T_{\max}}{A_{e1}} - 1 \right) \cdot \frac{\sqrt{D_\gamma \cdot \tau}}{L_{cem}} \quad (4.27)$$

#### 4.5.2 Διαλυτοποίηση προευτηκτοειδούς φερρίτη

Σε εκείνες τις περιπτώσεις παραμέτρων ( $T_{\max}$ ,  $\tau$ ,  $L_{cem}$ ) όπου επιτυγχανόταν πλήρης διαλυτοποίηση του περλίτη, η προσομοίωση της ωστενιτοποίησης συνεχιζόταν με το δεύτερο στάδιο, δηλαδή την ανάπτυξη του ωστενίτη εις βάρος του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Η χρονική μεταβολή της θερμοκρασίας, όπως θεωρήθηκε κατά το δεύτερο στάδιο της προσομοίωσης, περιγράφεται στο Σχ. 4.10. Ας υποθεθεί ότι η πλήρης διαλυτοποίηση του περλίτη κατά το πρώτο στάδιο επιτυγχανόταν στη θερμοκρασία  $T_d$ . Η θερμοκρασία αυτή αποτελούσε την αρχική θερμοκρασία για το δεύτερο στάδιο της προσομοίωσης. Στην περίπτωση δηλαδή της διαλυτοποίησης του προευτηκτοειδούς φερρίτη, ο θερμικός κύκλος θεωρείτο ότι ξεκινούσε από τη θερμοκρασία  $T_d$  και συνέχιζε μέχρι την ολοκλήρωσή του στην θερμοκρασία  $A_{e1}$  κατά την ψύξη.

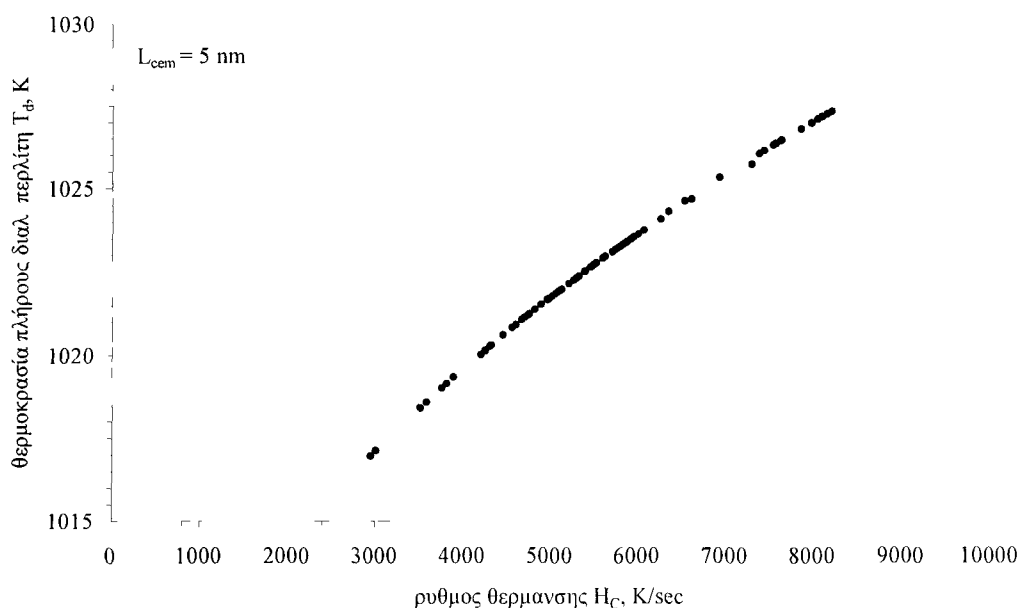
Θα πρέπει στο σημείο αυτό να τονισθεί ότι διαπιστώθηκε πως η θερμοκρασία  $T_d$  εξαρτάται ισχυρά από το ρυθμό θέρμανσης,  $H_C$ . Η μεταβολή της  $T_d$  σαν συνάρτηση του

ρυθμού θέρμανσης καταγράφηκε από τις προσομοιώσεις διαλυτοποίησης του περλίτη. Στο διάγραμμα του Σχ. 4.11 παρουσιάζεται χαρακτηριστικά η  $T_d$  σαν συνάρτηση του  $H_C$  για διαλυτοποίηση περλίτη με  $L_{cem}=5$  nm. Όπως φαίνεται, η θερμοκρασία πλήρους διαλυτοποίησης του περλίτη αυξάνεται σημαντικά με αύξηση του ρυθμού θέρμανσης.

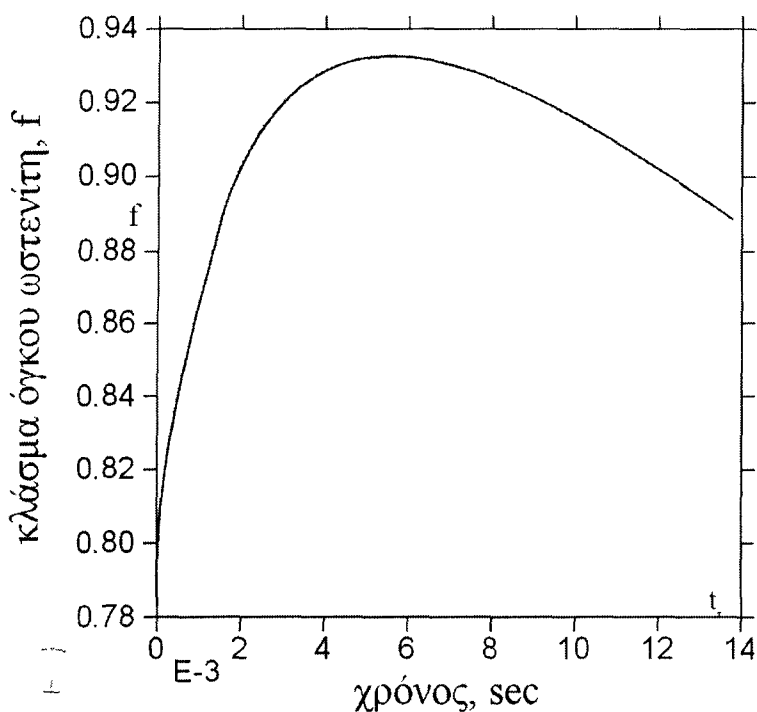


**Σχ. 4.10:** Ο θερμικός κύκλος κατά το δεύτερο στάδιο προσομοίωσης θεωρήθηκε ότι ξεκινούσε από τη θερμοκρασία πλήρους διαλυτοποίησης του περλίτη,  $T_d$ .

Μία τυπική καμπύλη κλάσματος όγκου ωστενίτη,  $f_\gamma$ , σε συνάρτηση με το χρόνο, όπως αυτή υπολογίστηκε από το μοντέλο διαλυτοποίησης του προευτηκτοειδούς φερρίτη, παρουσιάζεται στο διάγραμμα του Σχ. 4.12. Το κλάσμα όγκου ωστενίτη ξεκινάει από την αρχική τιμή  $f_\gamma = 0.783$ . Ο ωστενίτης αυτός προέρχεται εξ ολοκλήρου από τον περλίτη. Να υπενθυμισθεί εδώ ό,τι το κλάσμα όγκου του περλίτη στο κραματικό σύστημα Fe-0.6% κ.β. C είναι ακριβώς 0.783. Όπως φαίνεται, το  $f_\gamma$  αυξάνει με την πάροδο του χρόνου, καθώς η θερμοκρασία συνεχίζει να αυξάνεται. Όταν η θερμοκρασία περάσει στη φάση της ψύξης, το  $f_\gamma$  παρουσιάζει μία μικρή μείωση.



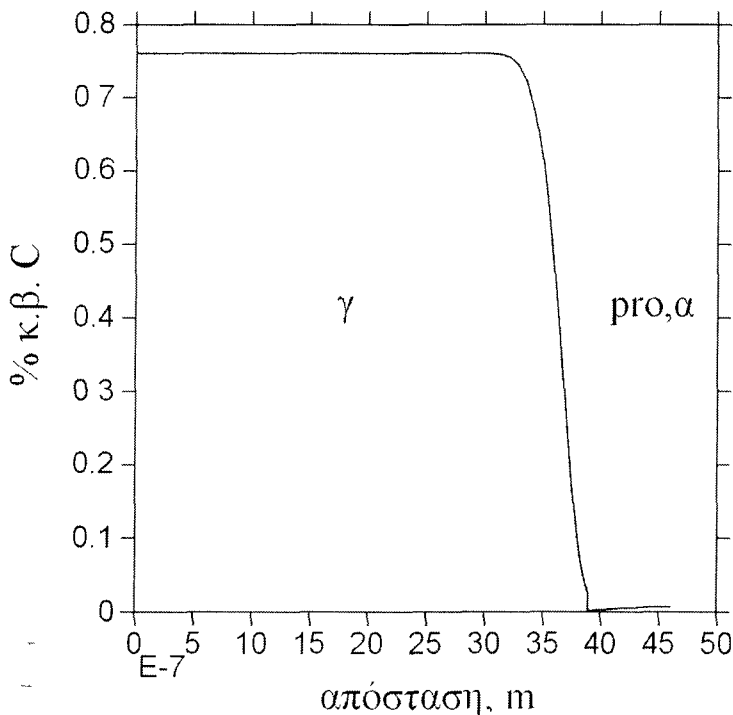
**Σχ. 4.11:** Η μεταβολή της θερμοκρασίας  $T_d$  με το ρυθμό θέρμανσης, κατά τη διαλυτοποίηση περλίτη με  $L_{cem}=5$  nm.



**Σχ. 4.12:** Κλάσμα όγκου ωστενίτη στο σύστημα,  $f_\gamma$ , σε συνάρτηση με το χρόνο, για  $T_{max} = 1123.15$  K,  $\tau = 2.4672 \times 10^{-2}$  sec,  $L_{cem} = 25$  nm και  $L_{pro\alpha} = 0.25$   $\mu$ m.

Τη χρονική στιγμή  $t_T$  η θερμοκρασία φτάνει, κατά την πτώση της στην  $A_{c1}$ . Θεωρώντας ότι στη θερμοκρασία αυτή τερματίζεται ο περαιτέρω σχηματισμός ωστενίτη, η τιμή του  $f_\gamma$  που αντιστοιχεί στη θερμοκρασία αυτή αποτελεί και το τελικό κλάσμα όγκου του ωστενίτη, που σχηματίστηκε συνολικά στο σύστημα κατά τη διάρκεια του θερμικού κύκλου. Οι τιμές του τελικού κλάσματος όγκου ωστενίτη συλλέχθηκαν από όλες τις προσομοιώσεις, για τις διάφορες τιμές παραμέτρων που χρησιμοποιήθηκαν (βλ. Πίνακες 4.1 και 4.2).

Στο Σχ. 4.13 δίδεται ένα προφίλ συγκέντρωσης C, κατά τη διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Η κατακόρυφη διακεκομμένη γραμμή συμβολίζει τη διεπιφάνεια μεταξύ των δύο φάσεων,  $\gamma$  και  $\text{pro},\alpha$ . Στην περιοχή του ωστενίτη που βρίσκεται κοντά στη διεπιφάνεια  $\gamma/\text{pro},\alpha$  έχει σχηματισθεί ένα σημαντικό gradient συγκέντρωσης, καθώς ο άνθρακας διαχέεται προς τον προευτηκτοειδή φερρίτη. Αντίθετα, στις περιοχές του ωστενίτη που βρίσκονται μακριά από τη διεπιφάνεια, η συγκέντρωση C βρίσκεται ακόμη στα αρχικά επίπεδα, δηλαδή σε αυτά που αντιστοιχούν στην ευτηκτοειδή σύσταση του ωστενίτη.



**Σχ. 4.13:** Προφίλ συγκέντρωσης C κατά τη διαλυτοποίηση προευτηκτοειδούς φερρίτη για παραμέτρους προσομοίωσης  $T_{\max} = 1173.15 \text{ K}$ ,  $\tau = 6.9344 \times 10^{-3} \text{ sec}$ ,  $L_{\text{cem}} = 5 \text{ nm}$  και  $L_{\text{pro},\alpha} = 1 \mu\text{m}$ .



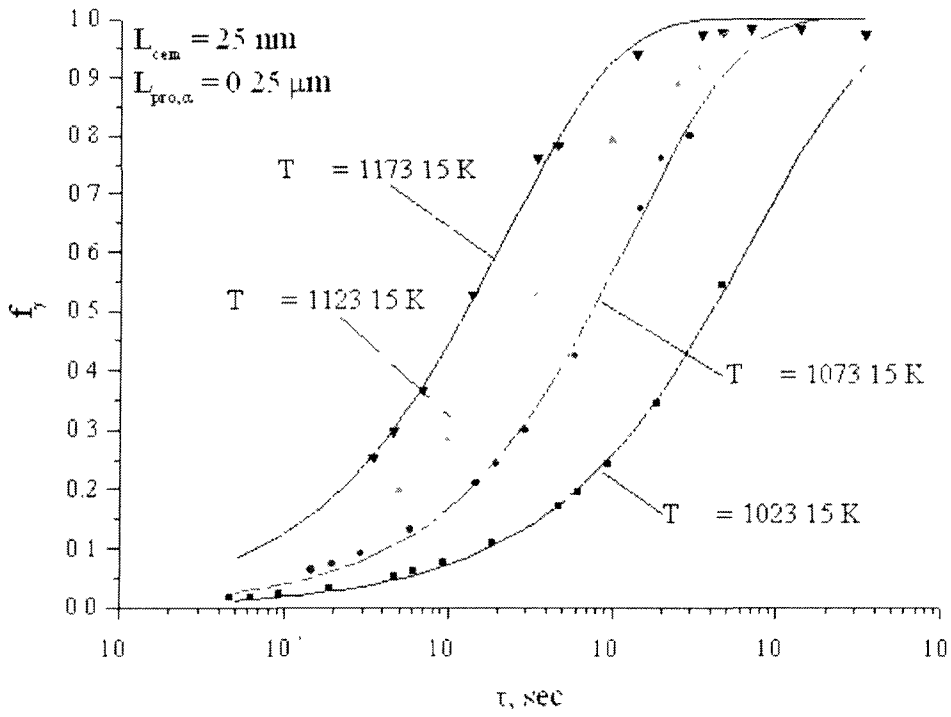
Από το σύνολο των προσομοιώσεων συγκεντρώθηκαν οι τελικές τιμές του κλάσματος όγκου ωστενίτη, ο οποίος σχηματιζόταν στο σύστημα κατά τη διάρκεια ολόκληρου πλέον του θερμικού κύκλου, δηλαδή μετά την ολοκλήρωση και των δύο σταδίων της ωστενιτοποίησης. Στα διαγράμματα του Σχ. 4.14 παρουσιάζεται χαρακτηριστικά το συνολικό κλάσμα όγκου ωστενίτη,  $f_v$ , σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής,  $\tau$ , καθώς και της μέγιστης θερμοκρασίας του θερμικού κύκλου,  $T_{max}$ , για διάφορα μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη που χρησιμοποιήθηκαν στις προσομοιώσεις. Τα σύμβολα στα διαγράμματα αντιπροσωπεύουν τα αποτελέσματα των προσομοιώσεων, ενώ έχουν προστεθεί καμπύλες που προσαρμόζονται βέλτιστα στα αποτελέσματα αυτά.

Όπως μπορεί να φανεί στα διαγράμματα, το συνολικό κλάσμα όγκου του σχηματιζόμενου στο σύστημα ωστενίτη μεταβάλλεται με το χρόνο παραμονής, ακολουθώντας μία συνάρτηση της μορφής:

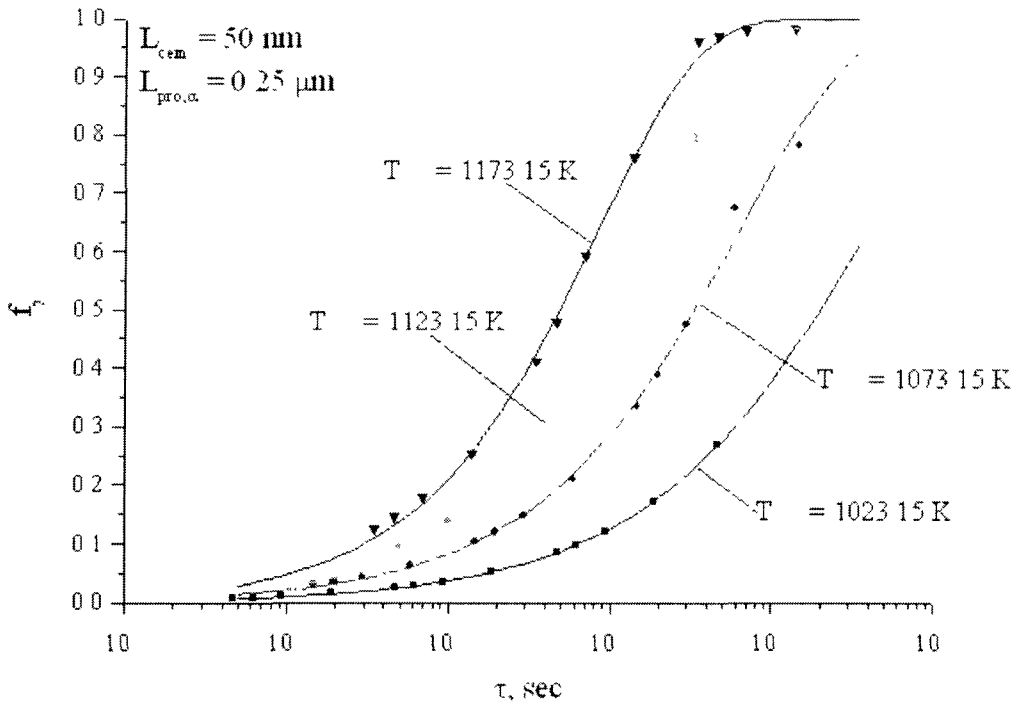
$$f_v = 1 - e^{-k \cdot \tau^n} \quad (4.28)$$

Η συνάρτηση αυτή δίνει τη γνωστή σιγμοειδή καμπύλη, η οποία περιγράφει συχνά μετασχηματισμούς φάσεων που λαμβάνουν χώρα υπό διαχυτικό έλεγχο. Μάλιστα, η ομοιότητα της Εξ. (4.28) με τη γνωστή συνάρτηση Johnson-Mehl-Avrami [82], η οποία περιγράφει την ανάπτυξη υπό διαχυτικό έλεγχο μίας στερεάς φάσεως  $\beta$  σε μία στερεά φάση  $\alpha$  κατά τη διάρκεια μίας ισόθερμης κατεργασίας, είναι μεγάλη.

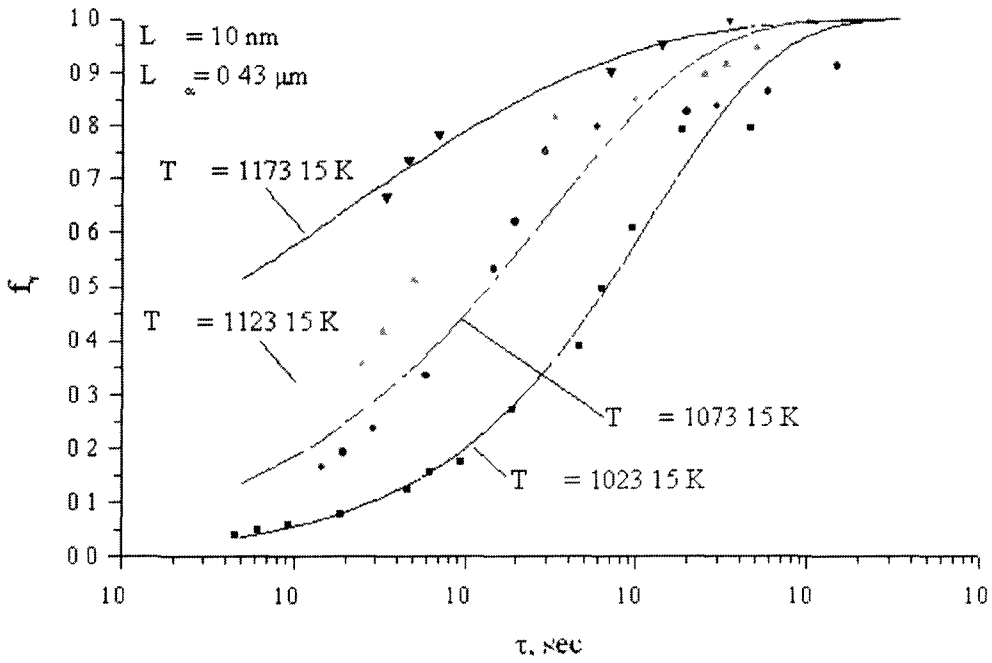
Ωστόσο, η Εξ. (4.28) παρότι μοιάζει με την εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami, έχει ουσιαστικές διαφορές με αυτήν, καθώς περιγράφει διαφορετικό είδος μετασχηματισμού. Η κλασική εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami περιγράφει ισόθερμο μετασχηματισμό, σε αντίθεση με την Εξ. (4.28) στην οποία κατά τη χρονική διάρκεια του μετασχηματισμού, δηλαδή κατά το χρόνο παραμονής  $\tau$ , η θερμοκρασία μεταβάλλεται συνεχώς. Επιπρόσθετα, το επάνω οριζόντιο τμήμα της σιγμοειδούς καμπύλης στην εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami προκύπτει λόγω της αλληλεπίδρασης (hard impingement) δύο διαφορετικών κόκκων, καθώς αυτοί αναπτύσσονται ταυτόχρονα. Αντίθετα, το οριζόντιο τμήμα της καμπύλης της Εξ. (4.28) οφείλεται στη σημαντική επιβράδυνση της ταχύτητας του μετασχηματισμού, κατά το δεύτερο στάδιο της ωστενιτοποίησης, δηλαδή κατά την διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη.



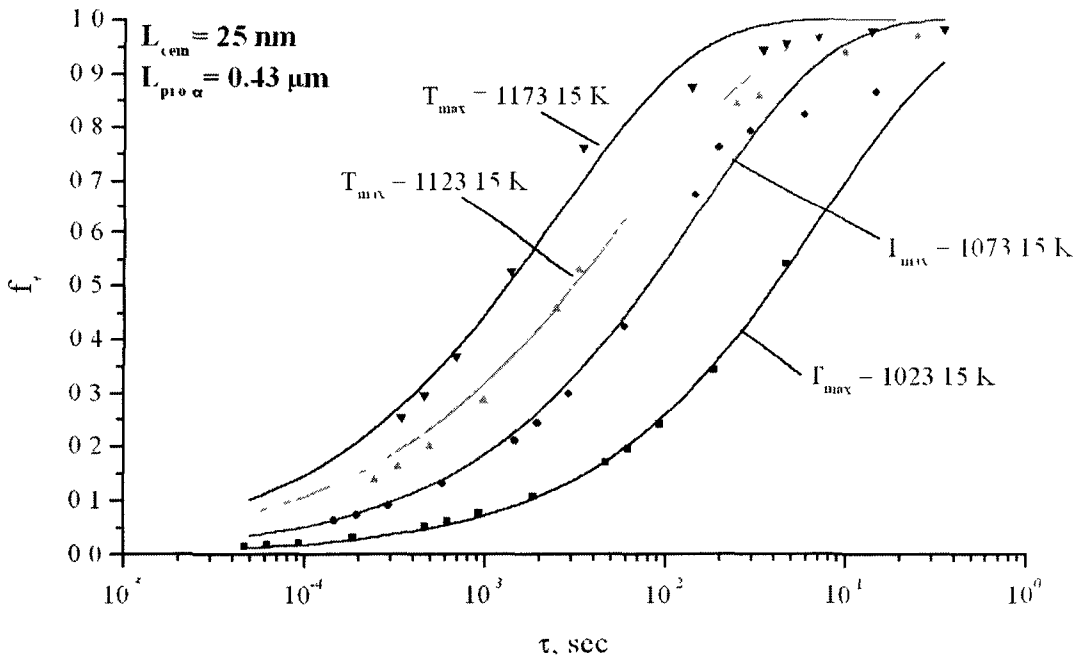
(α)



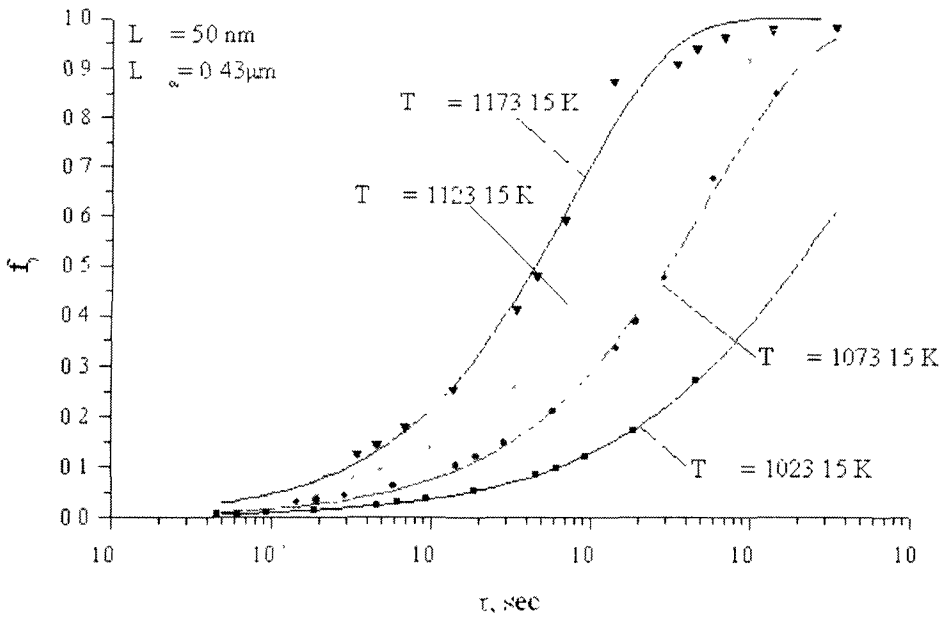
(β)



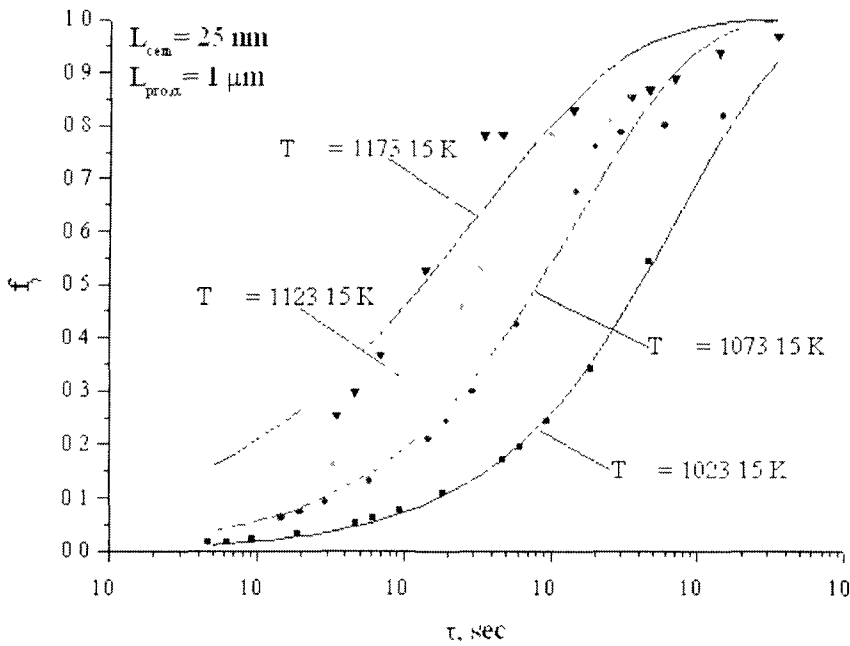
(γ)



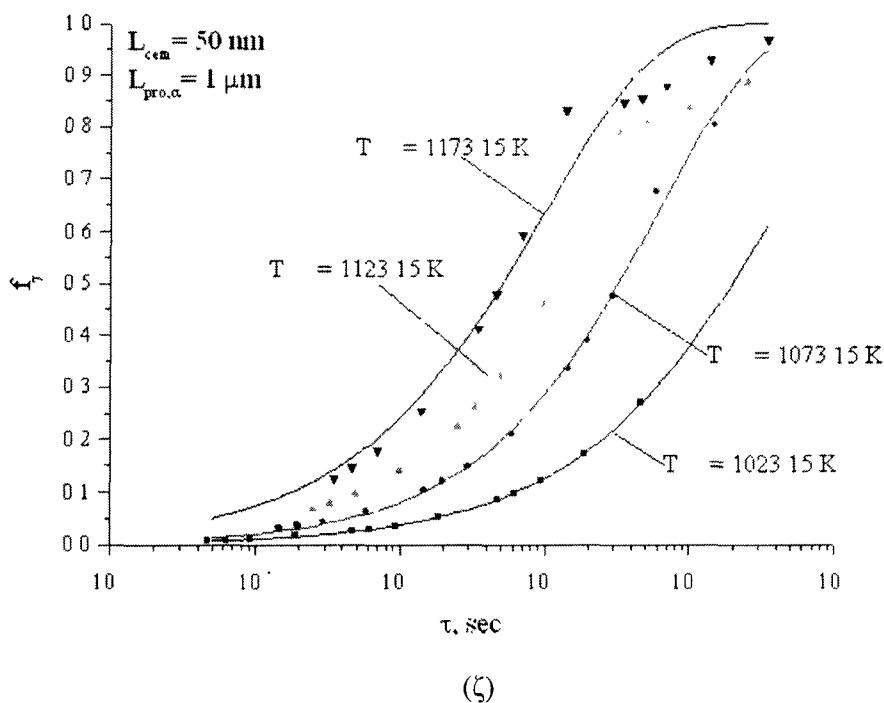
(δ)



(ε)



(σ)



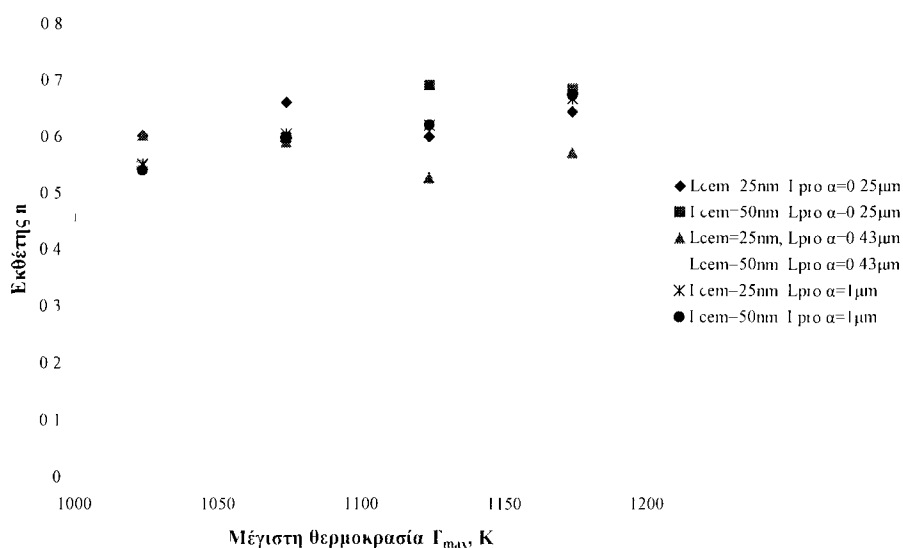
**Σχ. 4.14:** Το κλάσμα όγκου ωστενίτη στο σύστημα σαν συνάρτηση του χρόνου παραμονής και της μέγιστης θερμοκρασίας θερμικού κύκλου για  $L_{cem}$  και  $L_{pro,\alpha}$  (α) 25 nm και 0.25  $\mu\text{m}$ , (β) 50 nm και 0.25  $\mu\text{m}$ , (γ) 10 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (δ) 25 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (ε) 50 nm και 0.43  $\mu\text{m}$ , (στ) 25 nm και 1  $\mu\text{m}$  και (ζ) 50 nm και 1  $\mu\text{m}$ , αντίστοιχα.

Πραγματικά, ενώ στο τμήμα της καμπύλης που προέρχεται από τη διαλυτοποίηση του περλίτη ο ρυθμός ωστενιτοποίησης είναι υψηλός, στο τελευταίο τμήμα της καμπύλης, που προέρχεται από τη διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη, ο ρυθμός ωστενιτοποίησης μειώνεται σημαντικά και η καμπύλη αρχίζει να οριζοντιώνεται. Έτσι, ενώ σε πολλές περιπτώσεις επιτυγχανόταν πλήρης διαλυτοποίηση του περλίτη, ο προευτηκτοειδής φερρίτης φάνηκε ότι μπορεί να διαλυτοποιηθεί πλήρως μόνο στις υψηλότερες μέγιστες θερμοκρασίες και για αρκετά μεγάλους χρόνους παραμονής. Η διαφορά αυτή οφείλεται σαφέστατα στις αποστάσεις διάχυσης που πρέπει να διανύσουν τα άτομα C σε κάθε στάδιο της ωστενιτοποίησης. Οι αποστάσεις διάχυσης ακόμη και σε αρκετά χονδρόκοκκο περλίτη, είναι σχετικά μικρές και έτσι μπορούν να καλυφθούν γρήγορα από τα άτομα C, ακόμα και στα

πολύ σύντομα χρονικά διαστήματα που τους είναι διαθέσιμα. Αντίθετα, οι αποστάσεις διάχυσης που πρέπει να διανυθούν στη περίπτωση της διαλυτοποίησης του προευτηκτοειδούς φερρίτη είναι σημαντικά μεγαλύτερες, με αποτέλεσμα να μην επαρκεί ο διαθέσιμος χρόνος.

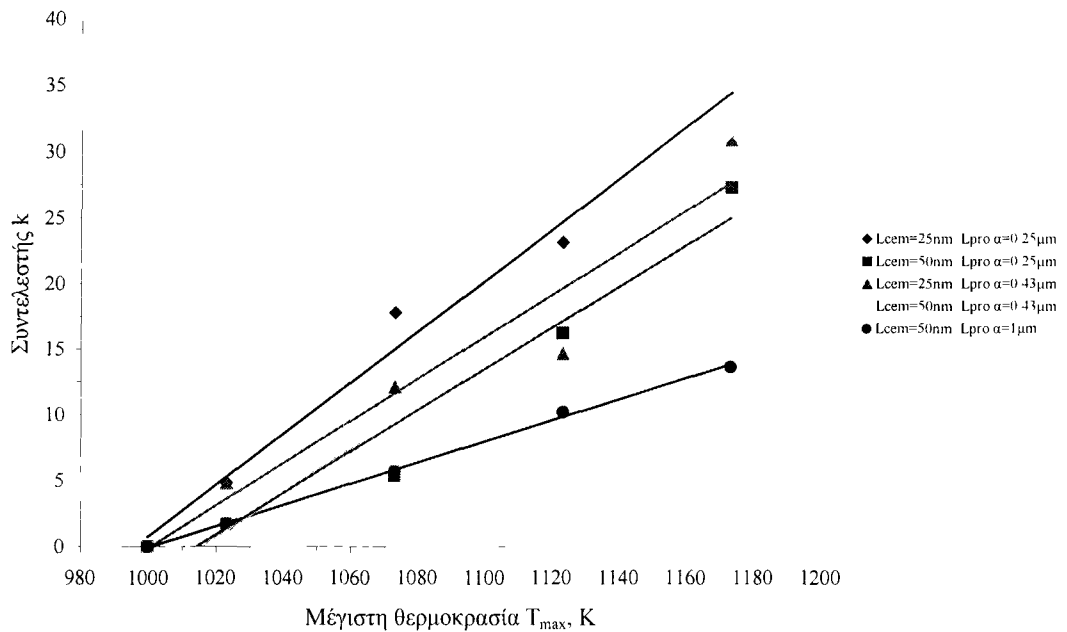
Ένας επιπρόσθετος λόγος για τον οποίο παρατηρήθηκε μείωση του ρυθμού ωστενιτοποίησης στο δεύτερο στάδιο σχετίζεται με τον θερμικό κύκλο. Στις περισσότερες περιπτώσεις που εξετάστηκαν στη παραμετρική ανάλυση, η διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη ξεκίνησε από αρκετά υψηλή θερμοκρασία. Ένα σημαντικό μέρος, δηλαδή, του θερμικού κύκλου είχε αναλωθεί κατά το πρώτο στάδιο. Έτσι, ένα μεγάλο τμήμα της διαλυτοποίησης του προευτηκτοειδούς φερρίτη λάμβανε χώρα κατά τη διάρκεια της πτώσης της θερμοκρασίας του θερμικού κύκλου. Αυτό είχε σαν συνέπεια τόσο τη συνεχή μείωση του συντελεστή διάχυσης του C στον ωστενίτη, όσο και τη διαρκώς μειούμενη θερμοδυναμική κινούσα δύναμη για το σχηματισμό ωστενίτη, με αποτέλεσμα τη σημαντική μείωση του ρυθμού ωστενιτοποίησης.

Επιστρέφοντας στην Εξ. (4.28), θα πρέπει να αναφερθεί ότι ο εκθέτης  $n$  έλαβε τιμές σε μία περιοχή μεταξύ περίπου 0.53 και 0.7, χωρίς ωστόσο να δείχνει κάποια σαφή εξάρτηση από τη μέγιστη θερμοκρασία ή από τα χαρακτηριστικά της αρχικής μικροδομής. Στο διάγραμμα του Σχ. 4.15 φαίνεται η μεταβολή του εκθέτη  $n$  με τη μέγιστη θερμοκρασία, για διάφορα μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη. Η μέση τιμή του εκθέτη  $n$  υπολογίστηκε στο 0.61.



Σχ. 4.15: Η μεταβολή του εκθέτη  $n$  της Εξ. (4.28) με τη μέγιστη θερμοκρασία, για διάφορα μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη.

Αντιθέτως, ο συντελεστής  $k$  της Εξ. (4.28) είχε μία σαφή εξάρτηση από τη μέγιστη θερμοκρασία. Το  $k$  λάμβανε υψηλότερες τιμές, όσο υψηλότερη ήταν η μέγιστη θερμοκρασία του θερμικού κύκλου. Μάλιστα η μεταβολή του  $k$  με το  $T_{\max}$  προσεγγίζεται πολύ καλά με μία γραμμική σχέση, όπως φαίνεται στο διάγραμμα του Σχ. 4.16, όπου οι διάφορες γραμμές αντιστοιχούν σε διαφορετικά μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη.



**Σχ. 4.16:** Ο συντελεστής  $k$  της Εξ. (4.28) σαν συνάρτηση της μέγιστης θερμοκρασίας θερμικού κύκλου,  $T_{\max}$ . Οι γραμμές αντιστοιχούν σε διαφορετικά μήκη περιοχών σεμεντίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη.

Και εδώ, όπως και στη περίπτωση της διαλυτοποίησης του περλίτη, το  $k$  τέθηκε ίσο με μηδέν στη θερμοκρασία  $A_{e1}$  (999.79 K), αφού τότε το  $f_{\gamma}=0$  για οποιαδήποτε τιμή του χρόνου παραμονής. Όπως μπορεί να παρατηρήσει κανείς από το Σχ. 4.16, η κλίση των ευθειών είναι τόσο μεγαλύτερη, όσο μικρότερες είναι οι διαστάσεις της αρχικής μικροδομής. Η συμπεριφορά αυτή συνδέεται άμεσα με τη συζήτηση που έγινε προηγουμένως, σχετικά με τις αποστάσεις διάχυσης των ατόμων C. Έτσι, ο συντελεστής  $k$ , για μία δεδομένη μέγιστη θερμοκρασία θερμικού κύκλου, λαμβάνει υψηλότερες τιμές όσο μειώνονται οι διαστάσεις της

αρχικής μικροδομής, δηλαδή όσο μικρότερες είναι οι απαιτούμενες αποστάσεις διάχυσης. Με τη σειρά τους, αυξημένες τιμές του  $k$  οδηγούν σε υψηλότερα ποσοστά ωστενίτη.

Οι παραπάνω παρατηρήσεις σχετικά με την Εξ. (4.28) συνιστούν άλλο ένα σημείο ομοιότητάς της με την εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami. Η ομοιότητα έγκειται στο ότι και εδώ η τιμή του εκθέτη  $n$  φαίνεται να είναι ανεξάρτητη από θερμοκρασιακά εξαρτώμενους όρους και λαμβάνει μία τιμή κοντά στο 0.6. Στην εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami ο εκθέτης  $n$  εξαρτάται από τη γεωμετρία των φάσεων που λαμβάνουν μέρος στο μετασχηματισμό. Ωστόσο, τιμή κοντά στο 0.6 δεν αντιστοιχεί σε κάποια από τις γνωστές γεωμετρίες για τις οποίες έχει καθοριστεί ο εκθέτης  $n$  στην εξίσωση Johnson-Mehl-Avrami [7, 82]. Το γεγονός αυτό πιθανότατα οφείλεται στο ό,τι στην ανάλυση της παρούσας διατριβής μελετήθηκε ένας πιο σύνθετος μετασχηματισμός, αποτελούμενος από δύο διακριτά στάδια, όπου ο εκθέτης  $n$  στην Εξ. (4.28) αναφέρεται συνολικά στη κινητική και των δύο σταδίων. Αντίθετα, όλοι οι παράγοντες του μετασχηματισμού που εξαρτώνται από τη θερμοκρασία, όπως για παράδειγμα η κινούσα δύναμη για το σχηματισμό ωστενίτη και ο ρυθμός ανάπτυξής του, φαίνεται ότι υπεισέρχονται στο συντελεστή  $k$ .

Συνοψίζοντας τα ευρήματα του κεφαλαίου αυτού, από την παραμετρική ανάλυση της κινητικής σχηματισμού ωστενίτη σε συνθήκες ταχείας θέρμανσης και σύντομων χρονικών διαστημάτων ωστενιτοποίησης, με τη χρήση των μοντέλων διαλυτοποίησης περλίτη και προευτηκτοειδούς φερρίτη, αποδείχθηκε η μεγάλη επίδραση των παραμέτρων του θερμικού κύκλου, οι οποίες σχετίζονται άμεσα με τις επιλεγόμενες συνθήκες κατεργασίας, καθώς και των χαρακτηριστικών της αρχικής μικροδομής του υλικού, στο αποτέλεσμα της κατεργασίας. Με την προηγηθείσα παραμετρική ανάλυση έγινε εφικτός ο ποιοτικός και ποσοτικός προσδιορισμός της επίδρασης αυτής. Στο επόμενο κεφάλαιο παρουσιάζεται η μεθοδολογία με την οποία μπορούν να χρησιμοποιηθούν τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής που αναπτύχθηκαν εδώ, σε συνδυασμό με την ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων που περιγράφηκε στο Κεφάλαιο 3, με σκοπό τον σχεδιασμό μίας επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη laser σε χάλυβα. Ταυτόχρονα, γίνεται και μία σύγκριση ανάμεσα σε υπολογιστικά αποτελέσματα και πειραματικά ευρήματα, από δοκίμια του χάλυβα Ck-60 που είχαν υποβληθεί σε πειράματα σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser, όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο 2. Με τον τρόπο αυτό, επιχειρήθηκε μία όσο το δυνατόν πιο ολοκληρωμένη προσέγγιση, στο θέμα του σχεδιασμού της επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη laser, η οποία όμως θα μπορούσε κάλλιστα να βρει ευρύτερη εφαρμογή και σε άλλες κατεργασίες που περιλαμβάνουν, σε κάποιο στάδιό τους, την ταχεία ωστενιτοποίηση χαλύβων.



## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5

### ΣΧΕΔΙΑΣΜΟΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΜΕ ΔΕΣΜΗ LASER

#### 5.1 Εισαγωγή

Στα προηγούμενα κεφάλαια της διατριβής παρουσιάστηκαν, κατά σειρά, η πειραματική διαδικασία σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης με δέσμη laser σε χάλυβες, τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων για τον υπολογισμό του θερμοκρασιακού πεδίου κατά την ακτινοβολήση χαλύβων με δέσμη laser, καθώς και τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής για την προσομοίωση του σχηματισμού ωστενίτη, σε συνθήκες ταχείας θέρμανσης και σύντομων χρονικών διαστημάτων ωστενιτοποίησης. Στο παρόν κεφάλαιο επιχειρείται μία προσπάθεια συνδυασμού των πληροφοριών που παρέχουν όλες οι παραπάνω διαδικασίες, με στόχο τον ολοκληρωμένο σχεδιασμό μίας επιφανειακής κατεργασίας με τη χρήση δέσμης laser. Έτσι, βασικός σκοπός της ανάλυσης που ακολουθεί είναι η ανάδειξη μίας μεθοδολογίας, η οποία θα μπορεί να προβλέψει το αποτέλεσμα της επιφανειακής κατεργασίας, υπό την έννοια της πρόβλεψης της κατανομής των ποσοστών φάσεων που απαρτίζουν τη τελική μικροδομή, χρησιμοποιώντας σαν δεδομένα εισόδου παραμέτρους, που καθορίζονται από τις συνθήκες κατεργασίας και την αρχική μικροδομή του υλικού.

Στις παραγράφους που ακολουθούν δίδεται η περιγραφή των βημάτων της προτεινόμενης μεθοδολογίας, χρησιμοποιώντας σαν παράδειγμα για το σκοπό αυτό, στοιχεία από την πειραματική σκλήρυνση μετασχηματισμού με δέσμη laser του χάλυβα Ck-60. Πιο συγκεκριμένα, λαμβάνοντας σαν δεδομένα εισόδου συνθήκες κατεργασίας με τις οποίες ακτινοβολήθηκαν δοκίμια του χάλυβα Ck-60, υπολογίστηκαν οι θερμοκοί κύκλοι που αναπτύσσονται στην επιφάνεια του χάλυβα κατά τη διάρκεια της κατεργασίας. Για το σκοπό αυτό χρησιμοποιήθηκαν τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων που περιγράφηκαν στο Κεφάλαιο 3. Από την ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων έγινε εφικτός ο υπολογισμός της μέγιστης θερμοκρασίας, του χρόνου παραμονής και των ρυθμών θέρμανσης και ψύξης σε κάθε σημείο του υλικού. Με άλλα λόγια, καθορίστηκε η διαφορετική θερμική κατεργασία στην οποία υποβάλλεται κάθε σημείο της επιφάνειας.

Στη συνέχεια, τα αποτελέσματα των μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων χρησιμοποιήθηκαν σαν δεδομένα εισόδου στα μοντέλα προσομοίωσης σχηματισμού ωστενίτη, για τα οποία έγινε εκτενής συζήτηση στο Κεφάλαιο 4. Βεβαίως, εκτός από δεδομένα που αφορούν τους θερμικούς κύκλους, τα μοντέλα κινητικής χρειάζονται και πληροφορία σχετικά με τα μεγέθη της αρχικής μικροδομής του υλικού. Για το λόγο αυτό διενεργήθηκε ποσοτική μεταλλογραφία σε δοκίμια του χάλυβα Ck-60, πριν αυτά υποβληθούν στη κατεργασία με δέσμη laser, μέσω της οποίας καθορίστηκε το διαλαμμελικό διάστημα του περλίτη και το μέγεθος κόκκου του προετηκτοειδούς φερρίτη.

Ακολούθησαν οι προσομοιώσεις κινητικής, με τη χρήση των μοντέλων διαλυτοποίησης περλίτη και προετηκτοειδούς φερρίτη. Με τον τρόπο αυτό υπολογίστηκε το ποσοστό ωστενίτη που σχηματίζεται σε κάθε σημείο του υλικού και έγινε εφικτός ο υπολογισμός της κατανομής των φάσεων στην – μετά τη κατεργασία – μικροδομή της επιφάνειας. Κατόπιν, η υπολογισμένη κατανομή των φάσεων συγκρίθηκε με την πραγματική κατανομή, η οποία μετρήθηκε σε πειραματικά δοκίμια του χάλυβα Ck-60. Οι μετρήσεις αυτές πραγματοποιήθηκαν με ποσοτική μεταλλογραφία των δοκιμίων. Για να υπάρχει συμβατότητα μεταξύ υπολογιστικών και πειραματικών αποτελεσμάτων, η ποσοτική μεταλλογραφία έγινε σε διακριτά σημεία της επιφάνειας των δοκιμίων, για τα οποία υπήρχαν αντίστοιχα υπολογιστικά αποτελέσματα. Η σύγκριση αυτή αποτέλεσε και μία αξιολόγηση των μοντέλων κινητικής που αναπτύχθηκαν στο προηγούμενο κεφάλαιο.

Το παρόν κεφάλαιο κλείνει με την παράθεση ενός παραδείγματος της ίδιας μεθοδολογίας, αυτή τη φορά στη περίπτωση της ενανθράκωσης με δέσμη laser σε χάλυβες, μέσω του μηχανισμού της διάχυσης C σε στερεά κατάσταση. Συγκεκριμένα, χρησιμοποιώντας συνθήκες κατεργασίας με τις οποίες επετεύχθη ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση, κατά την πειραματική διερεύνηση της ενανθράκωσης με δέσμη laser του χάλυβα 15CrNi6 που παρουσιάστηκε στο Κεφάλαιο 2, υπολογίστηκε το θερμοκρασιακό πεδίο στην επιφάνεια του υλικού με τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων. Στη συνέχεια, δημιουργήθηκε ένα απλό μοντέλο υπολογιστικής κινητικής για την προσομοίωση της ενανθράκωσης, με το οποίο υπολογίστηκαν τα αναμενόμενα προφίλ συγκέντρωσης και το βάθος ενανθράκωσης που επιτυγχάνεται με τη δέσμη laser, χωρίς να προκληθεί τήξη της επιφάνειας του υποστρώματος. Με τον τρόπο αυτό υποδεικνύεται μία μέθοδος διερεύνησης συνθηκών κατεργασίας, με τις οποίες θα ήταν δυνατή η ενανθράκωση με δέσμη laser σε στερεά κατάσταση, αποφεύγοντας την πραγματοποίηση μεγάλου αριθμού πειραμάτων.

## 5.2 Σκλήρυνση μετασχηματισμού χαλύβων

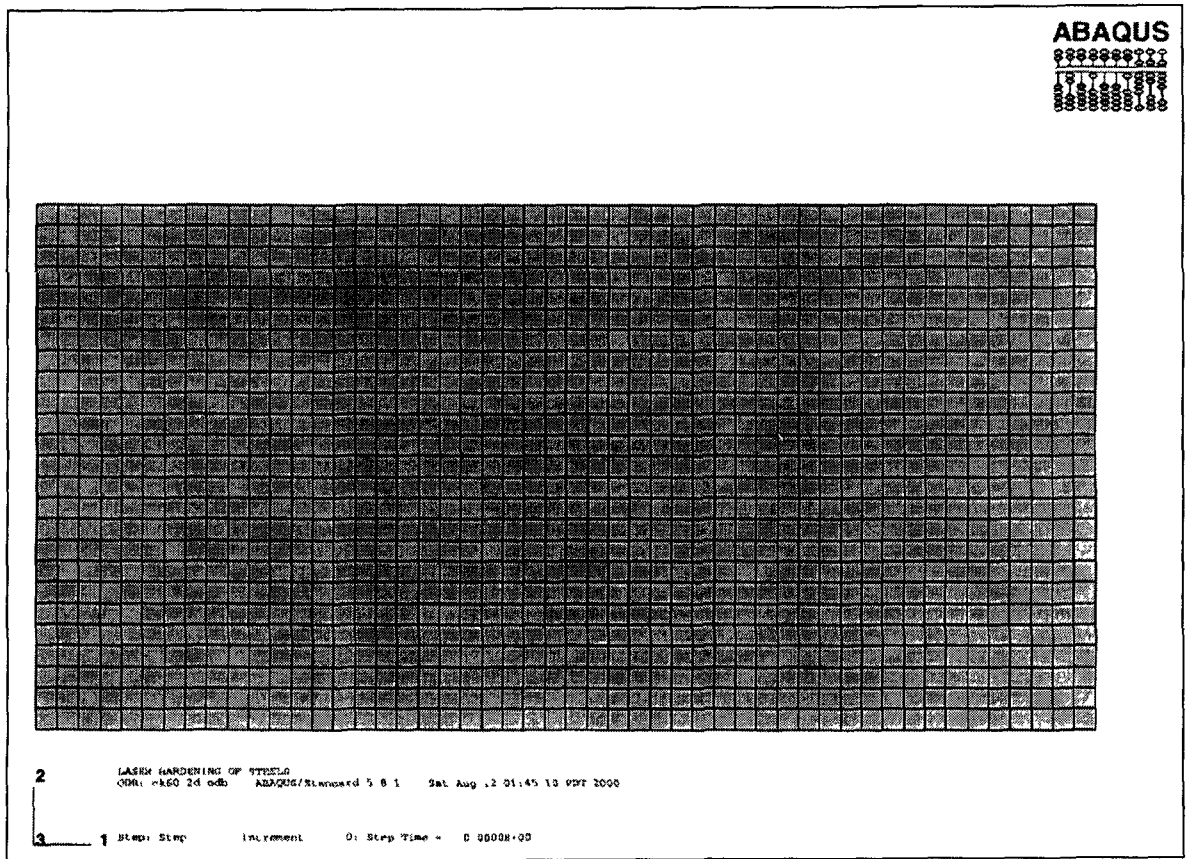
Σαν παράδειγμα για την εφαρμογή της μεθοδολογίας σχεδιασμού της σκλήρυνσης μετασχηματισμού χαλύβων με δέσμη laser, επελέγησαν συνθήκες κατεργασίας από τη πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε για τον απλό ανθρακοχάλυβα Ck-60. Έτσι, επελέγησαν τρεις συνδυασμοί τιμών των συνθηκών κατεργασίας, οι οποίοι φαίνονται στο Πίνακα 5.1.

**Πίνακας 5.1:** Οι συνθήκες κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν για το παράδειγμα σχεδιασμού της σκλήρυνσης μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60.

Ισχύς δέσμης, W	Διάμετρος δέσμης, mm	Ταχύτητα σάρωσης, m/min
1500	5.00	3
1500	5.00	4.6
1500	5.00	5.4

Οι συνθήκες αυτές χρησιμοποιήθηκαν κατ' αρχήν για τον υπολογισμό των θερμικών κύκλων που αναπτύσσονται στο χάλυβα. Οι υπολογισμοί πραγματοποιήθηκαν με το 2-D μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων που είχε κατασκευαστεί για τον χάλυβα Ck-60 και ο κάνναβός του παρουσιάζεται στο Σχ. 5.1. Όπως φαίνεται, πρόκειται για έναν ομοιόμορφο κάνναβο, αποτελούμενο από 1250 ισοπαραμετρικά τετραγωνικά στοιχεία, με έναν κόμβο σε κάθε κορυφή του στοιχείου. Το πάχος του καννάβου ήταν 2.5 mm, όσο δηλαδή και το πάχος των πειραματικών δοκιμίων του χάλυβα Ck-60, ενώ το πλάτος του καννάβου επελέγη στα 5 mm, έτσι ώστε να παρέχεται επαρκής δεξαμενή για την απαγωγή της θερμότητας από την επιφάνεια. Η απόσταση μεταξύ των κόμβων ήταν 0.1 mm και προς τις δύο διευθύνσεις. Ο κάνναβος θεωρήθηκε μονωμένος ως προς το περιβάλλον, αγνοήθηκαν δηλαδή οι απώλειες θερμότητας λόγω συναγωγής και ακτινοβολίας.

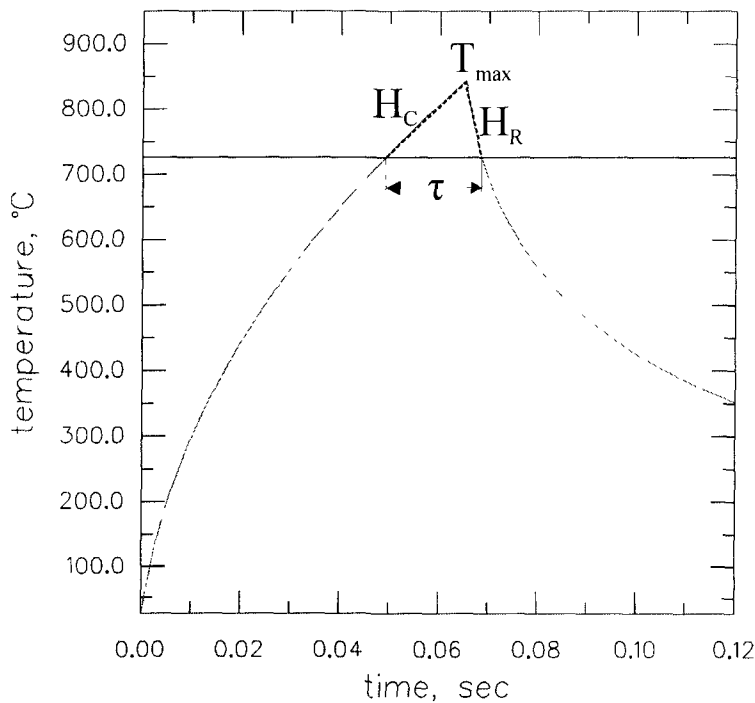
Η κινούμενη δέσμη laser, με κατανομή εντάσεως Gauss, προσομοιώθηκε με την επιβολή χρονικά μεταβαλλόμενων συνοριακών συνθηκών στα στοιχεία που αλληλεπιδρούσαν με τη δέσμη, με τον τρόπο που περιγράφηκε στο Κεφάλαιο 3. Οι φυσικές ιδιότητες του χάλυβα (πυκνότητα, θερμική αγωγιμότητα και ειδική θερμότητα) θεωρήθηκαν σταθερές και ανεξάρτητες της θερμοκρασίας.



**Σχ. 5.1:** Ο κάνναβος 2-D με τον οποίο υπολογίστηκαν οι θερμικοί κύκλοι στο χάλυβα Ck-60.

Από την ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων υπολογίστηκαν οι θερμικοί κύκλοι σε όλους τους κόμβους του υλικού και για τους τρεις συνδυασμούς συνθηκών κατεργασίας που εξετάστηκαν. Με τον τρόπο αυτό έγινε δυνατός ο καθορισμός των χαρακτηριστικών των θερμικών κύκλων σε κάθε κόμβο. Τα απαραίτητα στοιχεία του θερμικού κύκλου που έπρεπε να καταγραφούν ήταν η μέγιστη θερμοκρασία,  $T_{max}$ , ο χρόνος παραμονής,  $\tau$ , ο ρυθμός θέρμανσης,  $H_C$  και ο ρυθμός ψύξης,  $H_R$ . Στο διάγραμμα του Σχ. 5.2 παρουσιάζεται ο θερμικός κύκλος κόμβου, που βρισκόταν στο κέντρο της δέσμης ( $y=0$ ) και σε απόσταση από την επιφάνεια 0.1 mm ( $z=0.1$  mm), στο δοκίμιο που ακτινοβολήθηκε με ισχύ 1500 W, διάμετρο δέσμης 5 mm και ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min. Με τη βοήθεια του διαγράμματος εξηγείται ο τρόπος καθορισμού των χαρακτηριστικών του θερμικού κύκλου, τα οποία αποτελούσαν δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα κινητικής, όπως έχει ήδη αναφερθεί. Η μέγιστη θερμοκρασία καθοριζόταν άμεσα από το διάγραμμα. Ο χρόνος παραμονής υπολογιζόταν από το χρονικό διάστημα που η θερμοκρασία παρέμενε υψηλότερα από τη θερμοκρασία  $A_{c1}$  (οριζόντια συνεχής γραμμή). Για τον καθορισμό των ρυθμών θέρμανσης

και ψύξης γινόταν η παραδοχή ότι ήταν σταθεροί και δεν μεταβάλλονταν με το χρόνο. Έτσι, θεωρήθηκε ότι η θερμοκρασία αυξανόταν και μειωνόταν γραμμικά με το χρόνο, όπως δείχνουν οι διακεκομμένες γραμμές  $H_C$  και  $H_R$  στο διάγραμμα. Με την ίδια λογική συλλέγονταν τα χαρακτηριστικά των θερμικών κύκλων για όλους τους κόμβους του καννάβου.



**Σχ. 5.2:** Καθορισμός των  $T_{max}$ ,  $\tau$ ,  $H_C$  και  $H_R$  από τους υπολογισμένους με το μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων θερμικούς κύκλους.

Απαραίτητα δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής ήταν και τα χαρακτηριστικά μεγέθη της αρχικής μικροδομής του χάλυβα Ck-60. Η αρχική μικροδομή του χάλυβα αυτού αποτελείται από λαμελλοειδή περλίτη και προευθηκτοειδή φερρίτη, όπως

φαίνεται στη φωτομικρογραφία από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης του Σχ. 5.3. Επομένως, έπρεπε να καθοριστεί το διαλαμμελικό διάστημα του περλίτη, μέσω του οποίου υπολογίζεται το πάχος των λαμέλλων του σεμεντίτη, καθώς και το μέγεθος κόκκου του προευτηκτοειδούς φερρίτη.



Σχ. 5.3: Η αρχική μικροδομή του χάλυβα Ck-60, αποτελούμενη από λαμελλοειδή περλίτη και προευτηκτοειδή φερρίτη.

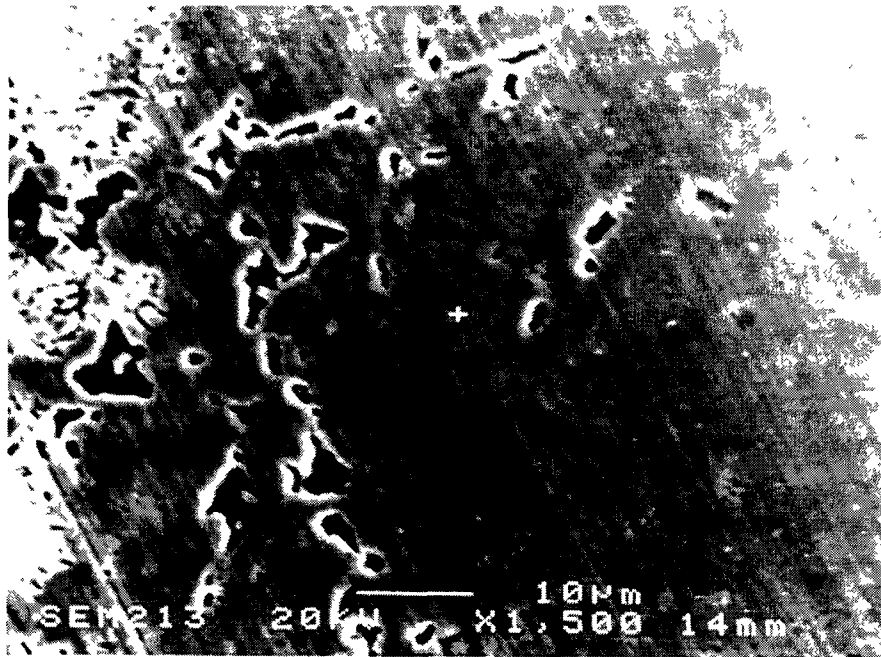
Το μέσο διαλαμμελικό διάστημα του περλίτη μετρήθηκε με τη μέθοδο που έχουν προτείνει οι Underwood [83] και Saltykov [84], η οποία αναφέρεται σαν η ακριβέστερη από τις διάφορες μεθόδους μέτρησης του διαλαμμελικού διαστήματος [85]. Το μέγεθος κόκκου του προευτηκτοειδούς φερρίτη μετρήθηκε σύμφωνα με τη διεθνή προδιαγραφή A.S.T.M. E 112-88 [86].

Από τις παραπάνω μετρήσεις διαπιστώθηκε τελικά ότι το μέσο πάχος της λαμέλλας σεμεντίτη ήταν ίσο με 8 nm, ενώ αντίστοιχα το μέσο μέγεθος κόκκου προευτηκτοειδούς φερρίτη ήταν ίσο με 4.4 μm στην αρχική μικροδομή του χάλυβα Ck-60. Έτσι, στις προσομοιώσεις με το μοντέλο διαλυτοποίησης περλίτη η τιμή για το  $L_{cem}$  τέθηκε στα 4 nm,

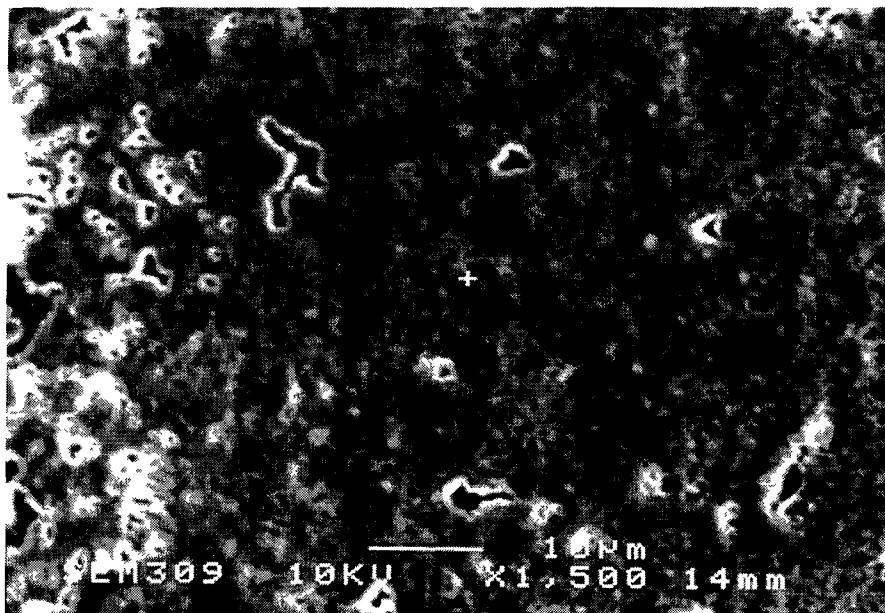
ενώ στο μοντέλο διαλυτοποίησης προευτηκτοειδούς φερρίτη η τιμή που χρησιμοποιήθηκε για το  $L_{pro,a}$  ήταν 2.2  $\mu\text{m}$ .

Το επόμενο βήμα της διαδικασίας περιελάμβανε την πραγματοποίηση υπολογισμών με τα μοντέλα κινητικής, χρησιμοποιώντας τα δεδομένα των θερμικών κύκλων και της αρχικής μικροδομής που προαναφέρθηκαν. Έτσι, σε κάθε κόμβο του υλικού για τον οποίο είχε υπολογιστεί ο θερμικός κύκλος, προσομοιώνονταν αρχικά η διαλυτοποίηση περλίτη και υπολογιζόταν το ποσοστό περλίτη που είχε μετασχηματιστεί σε ωστενίτη. Σε όσες περιπτώσεις το ποσοστό του περλίτη που είχε μετασχηματιστεί σε ωστενίτη ήταν 100%, δηλαδή είχε επιτευχθεί πλήρης διαλυτοποίηση του περλίτη, η προσομοίωση συνέχιζε στο δεύτερο στάδιο, δηλαδή στη διαλυτοποίηση του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Με τον τρόπο αυτό υπολογιζόταν το ποσοστό ωστενίτη στην τελική μικροδομή σε κάθε κόμβο του υλικού και έγινε εφικτή η εύρεση της κατανομής του ποσοστού ωστενίτη στην επιφάνεια του χάλυβα.

Το πραγματικό ποσοστό ωστενίτη, που είχε σχηματισθεί στα αντίστοιχα πειραματικά δοκίμια του χάλυβα Ck-60, μετρήθηκε μέσω ποσοτικής μεταλλογραφίας. Πιο συγκεκριμένα, η τομή της επιφάνειας των δοκιμίων εξετάστηκε με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Οι φωτομικρογραφίες του Σχ. 5.4 δείχνουν τη μικροδομή της σκληρυμένης επιφάνειας σε δύο σημεία δύο διαφορετικών δοκιμίων, η οποία αποτελείτο από μαρτενσιτική μήτρα, η οποία ήταν ωστενιτική πριν την ταχεία ψύξη της επιφάνειας (self-quenching) και νησίδες αδιάλυτου προευτηκτοειδούς φερρίτη (σκουρόχρωμοι κόκκοι). Ο λευκός σταυρός στις φωτογραφίες αντιστοιχεί ακριβώς στη θέση ενός από τα σημεία για τα οποία υπήρχε υπολογιστικό αποτέλεσμα από τα μοντέλα κινητικής. Ωστόσο, επειδή σε ένα πραγματικό υλικό δεν είναι δυνατόν να μετρηθεί το ποσοστό φάσεων σε ένα σημείο, η μέτρηση των ποσοστών μαρτενσίτη (δηλ. ωστενίτη) και προευτηκτοειδούς φερρίτη πραγματοποιούνταν σε μία μικρή περιοχή γύρω από το σημείο, δηλαδή στην περιοχή γύρω από το σταυρό που περικλείουν οι φωτογραφίες. Αν η περιοχή είναι αρκετά μικρή, μπορεί εύλογα να θεωρηθεί ότι ο θερμικός κύκλος, που αναπτύσσεται σε αυτήν κατά τη διάρκεια της ακτινοβολήσης με δέσμη laser, είναι ο ίδιος σε κάθε σημείο εντός της περιοχής και επομένως μπορεί να θεωρηθεί σαν ένα “σημείο” όσον αφορά το σχηματισμό ωστενίτη. Με αυτό τρόπο μετρήθηκαν τα κλάσματα όγκου μαρτενσίτη (ωστενίτη) και προευτηκτοειδούς φερρίτη σε όλα τα σημεία των δοκιμίων για τα οποία υπήρχαν υπολογιστικά αποτελέσματα και έτσι καθορίστηκε και η πραγματική κατανομή των ποσοστών φάσεων στη τελική μικροδομή. Η μέτρηση του κλάσματος όγκου των φάσεων έγινε με τη μέθοδο μέτρησης σημείων, σύμφωνα με τη διεθνή προδιαγραφή A.S.T.M. E 562-89 [87].



(α)

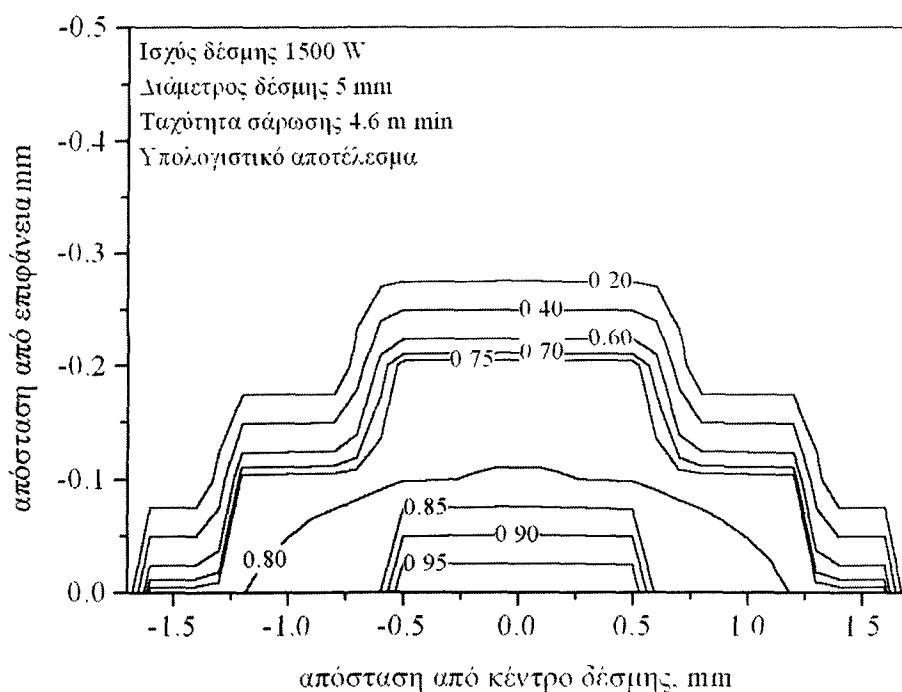


(β)

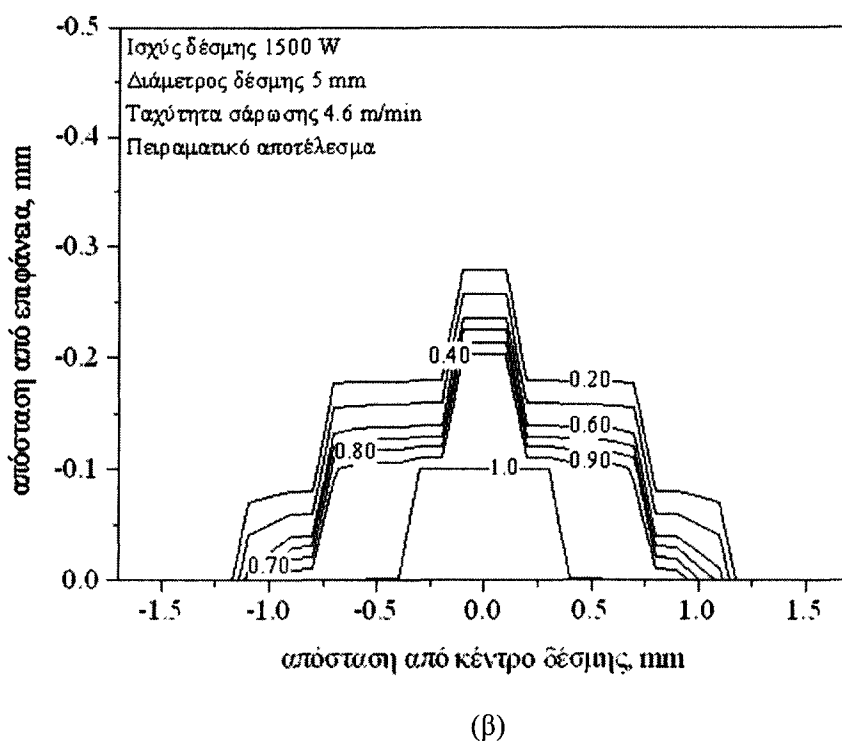
**Σχ. 5.4:** Η μικροδομή της σκληρυμένης περιοχής σε δοκίμια του χάλυβα Ck-60. Ισχύς δέσμης 1500 W, διάμετρος δέσμης 5 mm. (α) Ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min, σταυρός στο σημείο  $y=0.7$  mm (απόσταση από κέντρο δέσμης),  $z=0.1$  mm (απόσταση από επιφάνεια), (β) ταχύτητα σάρωσης 3 m/min, σταυρός στο σημείο  $y=0.1$  mm,  $z=0.3$  mm.



Τα αποτελέσματα όλης της παραπάνω διαδικασίας μπορούν να εμφανιστούν σε διαγράμματα σαν αυτά του Σχ. 5.5. Στα διαγράμματα αυτά παρουσιάζεται η κατανομή του κλάσματος όγκου ωστενίτη σαν συνάρτηση της απόστασης από το κέντρο της δέσμης και από την επιφάνεια. Πρόκειται δηλαδή για μία χαρτογράφηση της τελικής μικροδομής της επιφάνειας του χάλυβα. Στο Σχ. 5.5(α) δίδεται η κατανομή του κλάσματος όγκου ωστενίτη όπως υπολογίστηκε από τα μοντέλα κινητικής, ενώ στο Σχ. 5.5(β) δίδεται η αντίστοιχη μετρηθείσα κατανομή του πειραματικού δοκιμίου του χάλυβα Ck-60, για ισχύ δέσμης 1500 W, διάμετρο δέσμης 5 mm και ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min. Όπως μπορεί να παρατηρήσει κανείς, το υπολογισμένο βάθος σκλήρυνσης κάτω από την επιφάνεια βρίσκεται σε πολύ καλή συμφωνία με το πραγματικό. Ωστόσο, θα πρέπει να σημειωθεί ότι τα μοντέλα κινητικής υπολόγισαν χαμηλότερα ποσοστά ωστενίτη, από αυτά που είχαν σχηματισθεί στη πραγματικότητα. Αυτή η διαφορά οφείλεται στο ότι στην πραγματικότητα κατά τη θέρμανση του χάλυβα ενεργοποιούνται δρόμοι γρήγορης διάχυσης, όπως σύνορα κόκκων, γραμμοαταξίες, κ.τ.λ., οι οποίοι επιταχύνουν τη διαδικασία σχηματισμού ωστενίτη. Τα μοντέλα κινητικής που αναπτύχθηκαν και χρησιμοποιήθηκαν στην παρούσα διατριβή, ωστόσο, λαμβάνουν υπόψη μόνον τη διάχυση όγκου και αγνοούν την ταχεία διάχυση μέσω ατελειών της δομής. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα την πρόβλεψη ελαφρώς χαμηλότερων ποσοστών ωστενίτη από τα πραγματικά.



(α)



**Σχ. 5.5:** Κατανομή κλάσματος όγκου ωστενίτη στην τομή της επιφάνειας δοκιμίου του χάλυβα Ck-60, που ακτινοβολήθηκε με ισχύ δέσμης 1500 W, διάμετρο δέσμης 5 mm και ταχύτητα σάρωσης 4.6 m/min. (α) Υπολογιστικό και (β) πειραματικό αποτέλεσμα.

Θα πρέπει, επίσης, να παρατηρηθεί ό,τι η απότομη μορφή των καμπυλών ίσου κλάσματος όγκου (contours) στα διαγράμματα του Σχ. 5.5 οφείλεται στο ότι τόσο τα υπολογιστικά, όσο και τα πειραματικά αποτελέσματα ελήφθησαν σε διακριτά σημεία της επιφάνειας, όπως έχει ήδη αναφερθεί. Η κατάσταση αυτή θα μπορούσε να βελτιωθεί, χρησιμοποιώντας πυκνότερη διακριτοποίηση ευθύς εξαρχής στο μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων για τον υπολογισμό των θερμοκρασιών, με στόχο την καταγραφή των θερμικών κύκλων σε περισσότερα σημεία. Αυτό όμως επιβαρύνει σημαντικά το υπολογιστικό φορτίο που πρέπει να καλυφθεί. Επομένως, θα πρέπει να γίνεται ένας συμβιβασμός μεταξύ επιθυμητής ακρίβειας αποτελεσμάτων και απαιτούμενου υπολογιστικού φορτίου.

Κλείνοντας το παράδειγμα σχεδιασμού της κατεργασίας σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser στο χάλυβα Ck-60, με τη χρήση υπολογιστικών μέσων όπως τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων και υπολογιστικής κινητικής, θα πρέπει να τονισθεί η

σημασία της παραπάνω μεθοδολογίας. Η εκ των προτέρων χαρτογράφηση της τελικής μικροδομής στην επιφάνεια του χάλυβα, δίνει τη δυνατότητα πρόβλεψης των διαστάσεων της σκληρυμένης περιοχής, δηλαδή του βάθους και του πλάτους σκλήρυνσης στην επιφάνεια. Επιπρόσθετα, ο υπολογισμός της κατανομής των φάσεων επιτρέπει τον υπολογισμό της κατανομής της σκληρότητας στην επιφάνεια. Το μεγαλύτερο όμως πλεονέκτημα είναι ό,τι δίδεται η δυνατότητα διερεύνησης στον υπολογιστή, της επίδρασης διαφορετικών συνθηκών κατεργασίας σε όλα τα προαναφερθέντα αποτελέσματά της στο υλικό, χωρίς να χρειάζεται άμεση προσφυγή σε πειράματα. Το γεγονός αυτό, όπως είναι φυσικό, συνεπάγεται εξοικονόμηση χρόνου και κόστους, αφού η διαδικασία επιλογής των κατάλληλων συνθηκών κατεργασίας, για την επίτευξη των επιθυμητών διαστάσεων και μηχανικών ιδιοτήτων της σκληρυμένης περιοχής, συντομεύει δραστικά.

Τέλος, έχει ιδιαίτερη αξία το γεγονός ότι όλη η μεθοδολογία που περιγράφηκε μέχρι εδώ, μπορεί να εφαρμοστεί αυτούσια και σε άλλες θερμικές κατεργασίες που περιλαμβάνουν ωστενιτοποίηση του χάλυβα, χωρίς να χρησιμοποιείται απαραίτητα μία δέσμη laser. Η δέσμη laser, στη περίπτωση που απασχόλησε τη διατριβή, έπαιξε το ρόλο της θερμικής πηγής. Σε μία διαφορετική θερμική κατεργασία η πηγή θερμότητας θα μπορούσε να είναι οποιαδήποτε άλλη. Εάν για αυτή τη τυχαία θερμική κατεργασία ήταν εφικτός ο υπολογισμός της θερμικής προϊστορίας του υλικού, θα μπορούσε κάλλιστα να υπολογιστεί το σχηματιζόμενο ποσοστό ωστενίτη, χρησιμοποιώντας τα μοντέλα κινητικής με τον ίδιο τρόπο που έχει περιγραφεί έως τώρα. Μία περίπτωση αυτού του είδους θα μπορούσε να είναι η συνεχής ανόπτηση (continuous annealing) των χαλύβων TRIP, που χρησιμοποιούνται ευρέως στην αυτοκινητοβιομηχανία. Στην εφαρμογή αυτή, ελάσματα του χάλυβα διέρχονται σε συνεχή ροή και με ορισμένη ταχύτητα μέσα από κλιβάνους, με σκοπό την ωστενιτοποίησή τους για να συνεχίσουν στα επόμενα στάδια της θερμικής και μηχανικής τους κατεργασίας. Η τελική μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες των χαλύβων αυτών καθορίζονται, σε πολύ μεγάλο βαθμό, από το ποσοστό και τη σταθερότητα του παραγόμενου ωστενίτη [88-90]. Η επίδραση της ταχύτητας της συνεχούς ανοπτήσεως στο ποσοστό και τη σύσταση του παραγόμενου ωστενίτη θα μπορούσαν να διερευνηθούν, με τη χρήση των μοντέλων κινητικής που παρουσιάστηκαν στη παρούσα διατριβή. Τέτοιες προσπάθειες μάλιστα έχουν ήδη ξεκινήσει [91], η λεπτομερής περιγραφή τους όμως ξεφεύγει από τα πλαίσια της διατριβής. Αντίθετα, η παράγραφος που ακολουθεί δίνει ένα ακόμη παράδειγμα εφαρμογής της μεθοδολογίας σχεδιασμού, αυτή τη φορά στην ενανθράκωση με δέσμη laser του χάλυβα 15CrNi6, με ενεργοποίηση του μηχανισμού διάχυσης C σε στερεά κατάσταση στον ωστενίτη.

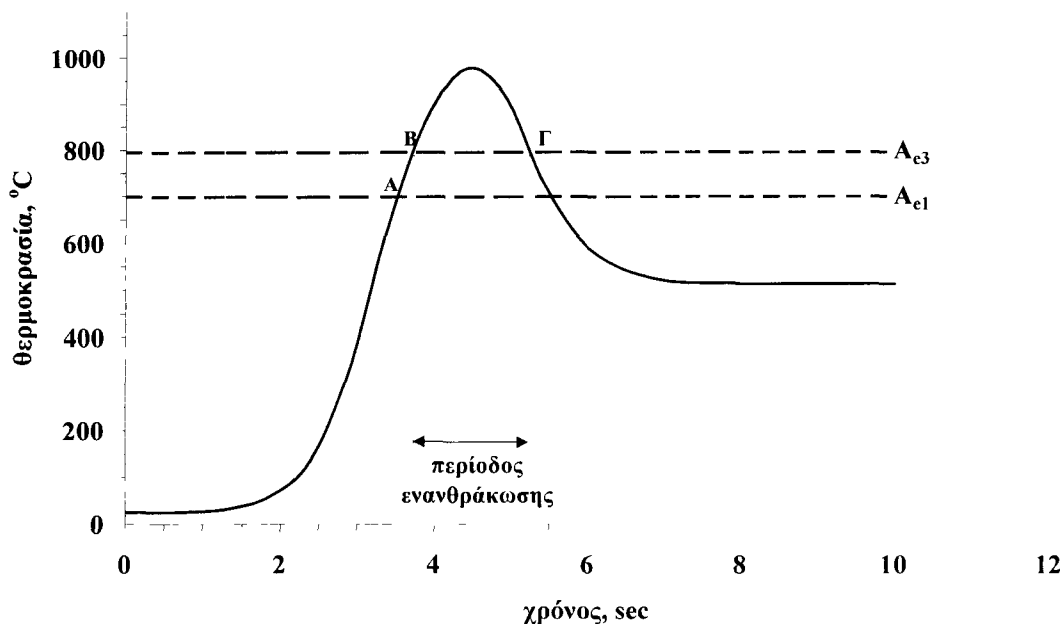
### 5.3 Ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση

Στο κεφάλαιο που αφορούσε την πειραματική διερεύνηση της ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser, διαπιστώθηκε η ύπαρξη μίας αρκετά περιορισμένης περιοχής συνθηκών κατεργασίας, στην οποία επιτεύχθηκε ενανθράκωση της επιφάνειας του χάλυβα με ενεργοποίηση του μηχανισμού διάχυσης C στον ωστενίτη, χωρίς να επέλθει τήξη του υποστρώματος. Ωστόσο, ο καθορισμός της κατάλληλης περιοχής συνθηκών προέκυψε μετά από μία μεγάλη σειρά πειραμάτων, γεγονός που δεν είναι ιδιαίτερα επιβαρυντικό όσον αφορά ένα ερευνητικό έργο, θα επέφερε όμως δυσβάσταχτο κόστος σε μία πιθανή βιομηχανική εφαρμογή της κατεργασίας. Αυτός είναι και ο λόγος, για τον οποίο θα παρουσίαζε μεγάλο ενδιαφέρον η δυνατότητα για εκ των προτέρων υπολογισμό της επίδρασης διαφόρων συνθηκών κατεργασίας, στην πιθανότητα ενανθράκωσης του χάλυβα σε στερεά κατάσταση με τη χρήση δέσμης laser.

Για το σκοπό αυτό ακολουθεί ένα παράδειγμα πρόβλεψης της επίδρασης των συνθηκών κατεργασίας στα προφίλ συγκέντρωσης C και στο βάθος ενανθράκωσης, χρησιμοποιώντας τις συνθήκες κατεργασίας ενός δοκιμίου του χάλυβα 15CrNi6, στο οποίο διαπιστώθηκε ενανθράκωση σε στερεά κατάσταση. Έτσι, μελετήθηκε το δοκίμιο που είχε υποβληθεί σε ενανθράκωση με δέσμη laser ισχύος 750 W και διαμέτρου 7 mm και ταχύτητα σάρωσης 0.2 m/min, η μικροδομή της επιφάνειας του οποίου παρουσιάστηκε στο Σχ. 2.15(β).

Αρχικά χρησιμοποιήθηκε μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων 3-D, λόγω της χαμηλής ταχύτητας σάρωσης, με στόχο τον υπολογισμό του θερμικού κύκλου που αναπτύσσεται στην επιφάνεια του υποστρώματος κατά τη διέλευση της δέσμης laser. Ο κάνναβος που κατασκευάστηκε για τον υπολογισμό αυτό παρουσιάστηκε στο Σχ. 3.11 και αποτελείται από 4800 κυβικά (solid brick) στοιχεία. Το πάχος του καννάβου ήταν 6 mm, όσο δηλαδή και το πάχος των δοκιμίων του χάλυβα 15CrNi6, το πλάτος 10 mm, ενώ η διαδρομή της δέσμης ήταν 20 mm.

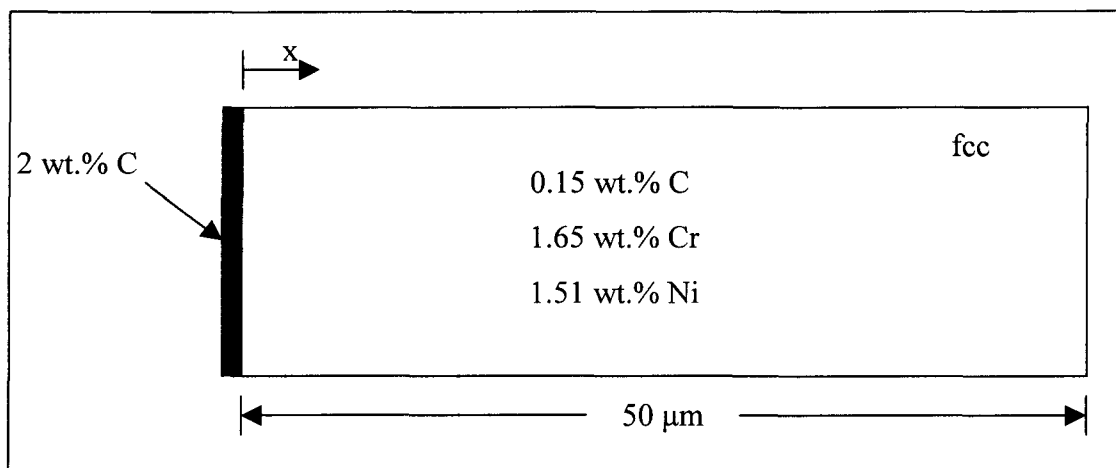
Στο διάγραμμα του Σχ. 5.6 φαίνεται ο θερμικός κύκλος που αναπτύσσεται επάνω στην επιφάνεια του χάλυβα, όπως υπολογίστηκε από το μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων. Η μέγιστη θερμοκρασία υπολογίστηκε στους 976.1 °C, απείχε δηλαδή κατά πολύ από τη θερμοκρασία liquidus του συγκεκριμένου χάλυβα, που υπολογίστηκε με το Thermo-Calc στους 1476 °C, επιβεβαιώνοντας έτσι την πειραματική παρατήρηση της μη ύπαρξης τήξης στην επιφάνεια του δοκιμίου. Επάνω στο διάγραμμα έχουν επίσης σημειωθεί με διακεκομμένες γραμμές οι κρίσιμες θερμοκρασίες  $A_{e1}$  και  $A_{e3}$  του χάλυβα, που υπολογίστηκαν πάλι με το Thermo-Calc στους 699 °C και 794 °C, αντίστοιχα (βλ. Πίνακα 2.6).



**Σχ. 5.6:** Ο θερμικός κύκλος που αναπτύσσεται στην επιφάνεια του χάλυβα 15CrNi6, όταν ακτινοβολείται με ισχύ δέσμης 750 W, διάμετρο δέσμης 7 mm και ταχύτητα σάρωσης 0.2 m/min.

Το επόμενο βήμα ήταν η προσομοίωση της ενανθράκωσης με χρήση μοντέλου υπολογιστικής κινητικής. Για το σκοπό αυτό κατασκευάστηκε ένα απλό μοντέλο, βασισμένο στη παραδοχή ότι η επιφάνεια του χάλυβα ωστενιτοποιείται πλήρως στο διάστημα που η θερμοκρασία, κατά την άνοδό της, κινείται μεταξύ  $A_{e1}$  και  $A_{e3}$  (σημεία A και B στο Σχ. 5.6). Έτσι, η χρήσιμη χρονική περίοδος ενανθράκωσης, που λήφθηκε υπόψη στο μοντέλο κινητικής, θεωρήθηκε στο διάστημα που η θερμοκρασία ήταν υψηλότερη από την  $A_{e3}$  (σημεία B έως Γ στο Σχ. 5.6), όπου η επιφάνεια θεωρούταν πλήρως ωστενιτική.

Η γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου κινητικής που χρησιμοποιήθηκε φαίνεται στο Σχ. 5.7. Το μοντέλο ήταν μονοδιάστατο (1-D), επίπεδης γεωμετρίας, με μήκος περιοχής 50  $\mu\text{m}$ . Το μήκος της περιοχής επιλέχθηκε αρκετά μικρό, ώστε να ευσταθεί η παραδοχή ότι στο εσωτερικό της περιοχής η μεταβολή της θερμοκρασίας συμπίπτει με τον θερμικό κύκλο που υπολογίστηκε ακριβώς επάνω στην επιφάνεια ( $x=0$ ). Η περιοχή του μοντέλου θεωρήθηκε ότι αποτελείται από ωστενίτη (fcc), με αρχική σύσταση ίση με την ονομαστική σύσταση του χάλυβα 15CrNi6, δηλαδή περιείχε 0.15% κ.β. C–1.65% κ.β. Cr–1.51% κ.β. Ni.



Σχ. 5.7: Γεωμετρική απεικόνιση του μοντέλου προσομοίωσης ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6 με δέσμη laser.

Η προσομοίωση της ενανθράκωσης επιτυγχάνεται με την επίλυση της εξίσωσης διάχυσης στο εσωτερικό του ωστενίτη:

$$\frac{\partial c_k}{\partial t} = \frac{\partial J_k}{\partial x} \quad (5.1)$$

όπου  $c_k$  και  $J_k$  η συγκέντρωση και η ροή μάζας του συστατικού  $k$  ( $k=C, Cr$  ή  $Ni$ ) στον ωστενίτη, αντίστοιχα. Οι ροές μάζας  $J_k$  υπολογίζονται από το νόμο Onsager-Fick, που ισχύει για διάχυση σε πολυμερή κραματικά συστήματα ( $n$  συστατικά):

$$J_k = - \sum_{j=1}^{n-1} D_{kj}^n \frac{\partial c_j}{\partial x} \quad (5.2)$$

Λεπτομέρειες για τον υπολογισμό του μητρώου ανηγμένων συντελεστών διάχυσης  $D_{kj}^n$  δίδονται στο Παράρτημα I. Ωστόσο, θα πρέπει να τονισθεί ότι ο υπολογισμός αυτός

απαιτεί τόσο θερμοδυναμικά, όσο και κινητικά δεδομένα και οδηγεί σε συντελεστές διάχυσης που εξαρτώνται από τη θερμοκρασία και τη συγκέντρωση. Η επίλυση της διαφορικής Εξ. (5.1) γίνεται με αριθμητικό τρόπο, με μία μέθοδο που αναπτύχθηκε από τον Ågren και περιγράφεται στο Παράρτημα II. Όλη η διαδικασία υπολογισμού των συντελεστών διάχυσης και της Εξ. (5.1) είναι ενσωματωμένοι στο λογισμικό DICTRA, το οποίο χρησιμοποιήθηκε για την πραγματοποίηση της προσομοίωσης.

Η συνοριακή συνθήκη που τέθηκε σχετικά με τον άνθρακα, ήταν ότι η συγκέντρωση άνθρακα στην επιφάνεια ήταν σταθερή και αντιστοιχούσε στη συγκέντρωση κορεσμού του ωστενίτη (2% κ.β. C):

$$\left. \frac{\partial c_C}{\partial x} \right|_{x=0} = c_C^{sat} \quad (5.3)$$

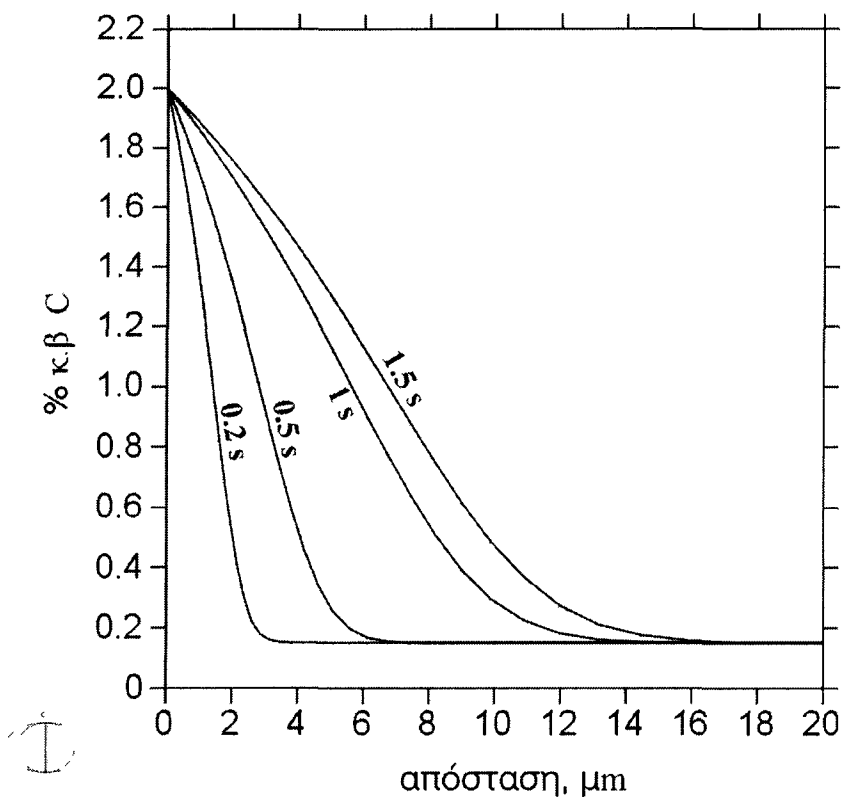
όπου  $c_C^{sat}$  η μέγιστη στερεά διαλυτότητα του ωστενίτη σε C. Αντίθετα, όσον αφορά τα Cr και Ni, το σύστημα θεωρήθηκε κλειστό:

$$\left. \frac{\partial c_{Cr}}{\partial x} \right|_{x=0} = 0 \quad (5.4)$$

$$\left. \frac{\partial c_{Ni}}{\partial x} \right|_{x=0} = 0 \quad (5.5)$$

Οι αρχικές συνθήκες που επελέγησαν αντιστοιχούσαν σε ομογενή ωστενίτη με σύσταση 0.15C-1.65Cr-1.51Ni (% κ.β.), όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως.

Μετά την ολοκλήρωση της προσομοίωσης, μελετήθηκε η εξέλιξη των προφίλ συγκέντρωσης C σε συνάρτηση με το χρόνο. Στο διάγραμμα του Σχ. 5.8 παρουσιάζονται τα προφίλ συγκέντρωσης σε διάφορες χρονικές στιγμές κατά τη διάρκεια της ακτινοβολήσης με τη δέσμη laser.

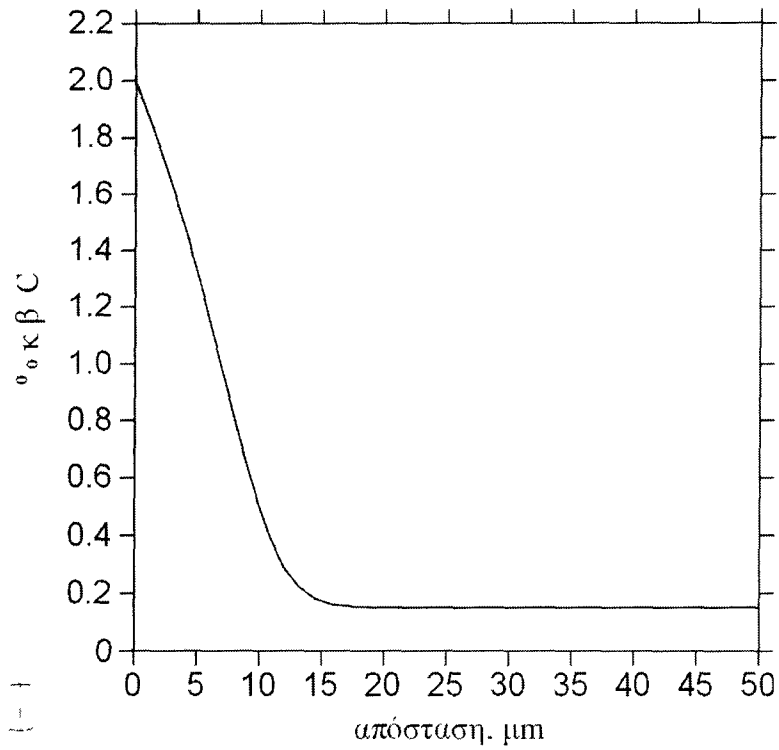


Σχ. 5.8: Προφίλ συγκέντρωσης C στην επιφάνεια του χάλυβα 15CrNi6, σε διάφορες χρονικές στιγμές.

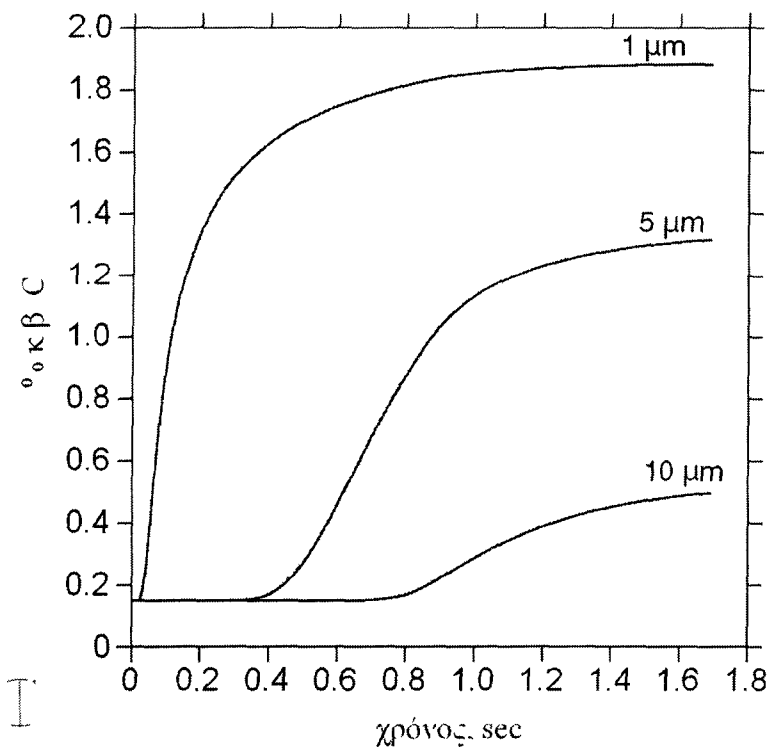
Το τελικό προφίλ συγκέντρωσης C, που επετεύχθη σε συνολικό χρήσιμο χρόνο ενανθράκωσης μόλις 1.7 sec, φαίνεται στο διάγραμμα του Σχ. 5.9. Μπορεί, λοιπόν, να διαπιστωθεί πως ακόμη και στο τόσο σύντομο χρονικό διάστημα που διατέθηκε, σημειώθηκε σημαντική αύξηση της περιεκτικότητας της επιφάνειας του χάλυβα σε C, μέσω διάχυσης σε στερεά κατάσταση στον ωστενίτη. Το βάθος ενανθράκωσης έφτασε περίπου στα 15 μm. Θα πρέπει, ωστόσο, να σημειωθεί ό,τι με την επιβολή ενός επιπλέον περάσματος της δέσμης laser το βάθος ενανθράκωσης θα αυξανόταν περαιτέρω, χωρίς να χρειαστεί να τηχθεί η επιφάνεια του υποστρώματος.

Ενδιαφέρον παρουσιάζει, επίσης, η εξέταση του ρυθμού με τον οποίο εμπλουτίζεται η επιφάνεια σε C. Το διάγραμμα του Σχ. 5.10 δείχνει το % κ.β. C σαν συνάρτηση του χρόνου, για διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια του υποστρώματος. Όπως μπορεί να παρατηρηθεί, η διάχυση του C στον ωστενίτη είναι πολύ γρήγορη, με αποτέλεσμα η το υλικό σε απόσταση 1 μm από την επιφάνεια να απορροφά περίπου 1.6% κ.β. C ανά δευτερόλεπτο. Ο ρυθμός αυτός μειώνεται σε περίπου 0.2% κ.β. C ανά δευτερόλεπτο, σε απόσταση 10 μm από την επιφάνεια.



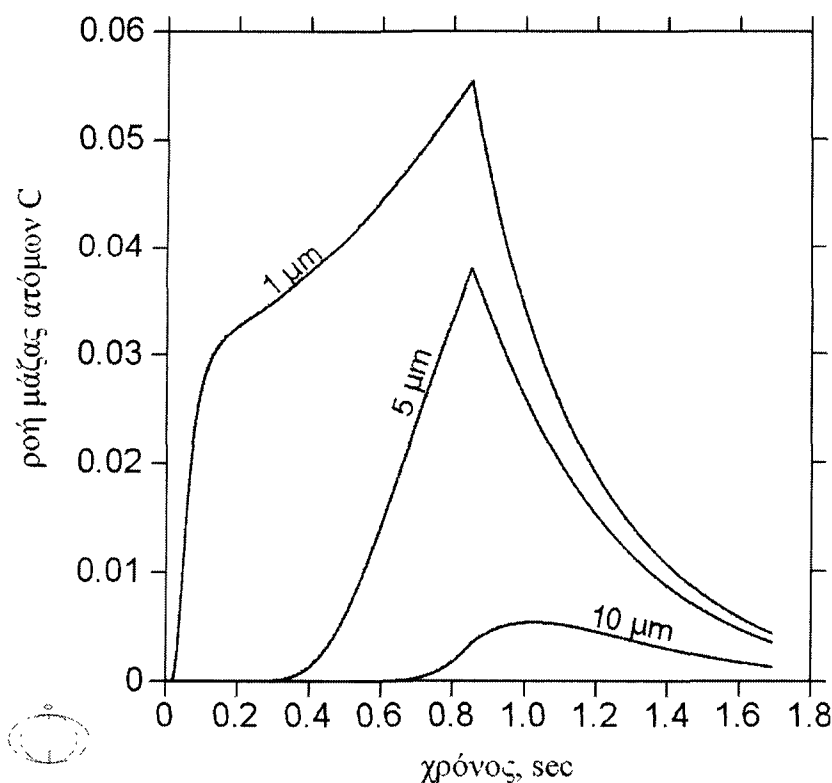


**Σχ. 5.9:** Το τελικό προφίλ συγκέντρωσης C στην επιφάνεια του χάλυβα, μετά από διάστημα ενανθράκωσης μόλις 1.7 sec.



**Σχ. 5.10:** Η εξέλιξη της συγκέντρωσης C με το χρόνο, σε διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια.

Ένα επίσης ενδιαφέρον αποτέλεσμα της προσομοίωσης αφορά τη ροή μάζας του C σε συνάρτηση με το χρόνο. Στο διάγραμμα του Σχ. 5.11 φαίνεται η μεταβολή της ροής μάζας C με το χρόνο, σε διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια. Είναι προφανές ότι η μεταβολή αυτή ακολουθεί τη μεταβολή της θερμοκρασίας. Έτσι, καθώς αρχικά η θερμοκρασία αυξάνει, η ροή μάζας αυξάνει ταυτόχρονα, γεγονός που οφείλεται στους διαρκώς υψηλότερους συντελεστές διάχυσης. Καθώς η θερμοκρασία περνάει στη φάση της ψύξης, η ροή μάζας μειώνεται και λόγω της μείωσης των συντελεστών διάχυσης, όσο και διότι η αυξημένη πλέον συγκέντρωση ατόμων C στον ωστενίτη δυσχεραίνει την διάχυση περαιτέρω ποσοτήτων.



**Σχ. 5.11:** Η ροή μάζας ατόμων C σαν συνάρτηση του χρόνου ενανθράκωσης, για διάφορες αποστάσεις από την επιφάνεια του υποστρώματος.

Η διαδικασία μελέτης της ενανθράκωσης με δέσμη laser που περιγράφηκε εδώ, δείχνει τις μεγάλες δυνατότητες που προσφέρουν τα υπολογιστικά μέσα για γρήγορο και εύκολο σχεδιασμό της κατεργασίας. Η χρήση του απλού μοντέλου υπολογιστικής κινητικής, που χρησιμοποιήθηκε στο παράδειγμα ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6, παρείχε μία

σειρά από χρήσιμες πληροφορίες σχετικά με τα προφίλ συγκέντρωσης, το βάθος ενανθράκωσης, τη ροή μάζας στο σύστημα, κ.τ.λ. Κάθε μία από τις πληροφορίες αυτές θα μπορούσε να αποτελεί ένα κριτήριο, με βάση το οποίο θα ήταν δυνατόν να γίνει η επιλογή των κατάλληλων συνθηκών κατεργασίας. Για παράδειγμα, εάν κριτήριο επιλογής συνθηκών κατεργασίας αποτελούσε η επίτευξη ενός συγκεκριμένου ποσοστού άνθρακα σε κάποια ορισμένη απόσταση από την επιφάνεια, θα ήταν αρκετός ο υπολογισμός του θερμικού κύκλου στην επιφάνεια με κάποιο μοντέλο μεταφοράς θερμότητας με πεπερασμένα στοιχεία και στη συνέχεια η προσομοίωση της ενανθράκωσης με το κατάλληλο μοντέλο κινητικής. Μία επαναλαμβανόμενη διαδικασία αυτού του είδους θα οδηγούσε στην επιλογή των βέλτιστων συνθηκών κατεργασίας, για επίτευξη ενανθράκωσης με δέσμη laser σε στερεά κατάσταση.

Με την περιγραφή της μεθοδολογίας σχεδιασμού της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης με δέσμη laser σε χάλυβες, ολοκληρώθηκε το ερευνητικό μέρος της παρούσας διδακτορικής διατριβής. Στο επόμενο και τελευταίο κεφάλαιο καταγράφονται τα συμπεράσματα, που προέκυψαν από το σύνολο της πρωτότυπης αυτής ερευνητικής προσπάθειας. Αποτελεί όμως απαραίητο κανόνα της Επιστήμης, η απάντηση ερωτημάτων να οδηγεί στη δημιουργία καινούριων σκέψεων και προκλήσεων. Για το λόγο αυτό, στο τελευταίο κεφάλαιο προτείνονται και συγκεκριμένα θέματα που σχετίζονται με το ερευνητικό αντικείμενο της διατριβής που κρατά ο αναγνώστης στα χέρια του και των οποίων η περαιτέρω μελέτη από επόμενους ερευνητές θα παρουσίαζε εξαιρετικό ενδιαφέρον.

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6

### ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ

#### 6.1 Συμπεράσματα

Η παρούσα διδακτορική διατριβή διερεύνησε τις επιφανειακές κατεργασίες σκλήρυνσης μετασχηματισμού και ενανθράκωσης χαλύβων, με τη χρησιμοποίηση δέσμης laser. Το κύριο μέρος της ερευνητικής προσπάθειας επικεντρώθηκε στην προσομοίωση της κινητικής του σχηματισμού ωστενίτη, λαμβάνοντας υπόψη τις συνθήκες ταχείας θέρμανσης και σύντομων χρονικών διαστημάτων ωστενιτοποίησης, οι οποίες χαρακτηρίζουν την επιφανειακή θέρμανση με δέσμη laser. Προς την κατεύθυνση αυτή αναπτύχθηκαν μοντέλα υπολογιστικής κινητικής, με τα οποία πραγματοποιήθηκαν οι προσομοιώσεις, κάνοντας χρήση του λογισμικού DICTRA. Βασικός στόχος της προσπάθειας ήταν η κατανόηση του τρόπου με τον οποίο εξελίσσεται ο σχηματισμός ωστενίτη, κατά την ακτινοβόληση των χαλύβων με δέσμη laser, καθώς και ο καθορισμός της επίδρασης που ασκούν στο αποτέλεσμα του μετασχηματισμού, παράμετροι που συνδέονται με τις συνθήκες κατεργασίας και την αρχική μικροδομή των χαλύβων.

Απαραίτητη προϋπόθεση για την επίτευξη του παραπάνω στόχου, ήταν η απόκτηση πληροφορίας σχετικά με τη θερμική προϊστορία του υλικού, που υφίσταται την επιφανειακή θέρμανση με δέσμη laser. Για το σκοπό αυτό αναπτύχθηκαν κατάλληλα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων, με τα οποία αναλύθηκε το μεταβατικό πρόβλημα μεταφοράς θερμότητας στους ακτινοβολούμενους χάλυβες. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων ήταν αναγκαία δεδομένα εισόδου για τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής.

Επιπρόσθετα, πραγματοποιήθηκε ευρεία πειραματική μελέτη της σκλήρυνσης μετασχηματισμού και της ενανθράκωσης με δέσμη laser σε διάφορους χάλυβες. Το τμήμα αυτό της διατριβής είχε σαν στόχο να καλύψει τόσο ερωτήματα τεχνολογικού ενδιαφέροντος σχετικά με τις δύο κατεργασίες, όσο και να προσφέρει πειραματικά δεδομένα για σύγκριση με τα υπολογιστικά αποτελέσματα των μοντέλων.

Τελικός στόχος ήταν η ανάδειξη μίας μεθοδολογίας σχεδιασμού των επιφανειακών κατεργασιών με δέσμη laser σε χάλυβες, κάνοντας συνδυασμένη χρήση των σύγχρονων υπολογιστικών μέσων που διατίθενται στο μηχανικό. Στα πλαίσια αυτά παρουσιάστηκε ένα

παράδειγμα σχεδιασμού σκλήρυνσης μετασχηματισμού του χάλυβα Ck-60, καθώς και ένα παράδειγμα σχεδιασμού ενανθράκωσης του χάλυβα 15CrNi6.

Στη συνέχεια, παρουσιάζονται τα κυριότερα γενικά συμπεράσματα που προέκυψαν από όλα τα στάδια της έρευνας που περιγράφηκαν παραπάνω, καθώς και κάποια ειδικότερα συμπεράσματα της μελέτης.

### 6.1.1 Γενικά συμπεράσματα

- Η πειραματική διερεύνηση της σκλήρυνσης μετασχηματισμού με δέσμη laser, που πραγματοποιήθηκε σε δύο απλούς ανθρακούχους (Ck-45, Ck-60) και δύο χαμηλά κραματωμένους (15CrNi6, 34CrNiMo6) χάλυβες, απέδειξε ότι επέρχονται σημαντικές μεταβολές στη μικροδομή και ουσιαστική αύξηση της σκληρότητας των επιφανειών τους, μετά τη κατεργασία.
- Η πραγματοποίηση πειραμάτων ενανθράκωσης με δέσμη laser στο χάλυβα 15CrNi6 απέδειξε τη δυνατότητα ενανθράκωσης της επιφάνειας, τόσο με το μηχανισμό τήξης του υποστρώματος (επιφανειακή κραμάτωση με άνθρακα), όσο και, κυρίως, με το μηχανισμό διάχυσης του άνθρακα σε στερεά κατάσταση. Ωστόσο, στο εύρος συνθηκών κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκε, η μεγάλη πλειοψηφία των δοκιμών ενανθρακώθηκε με το μηχανισμό τήξης του υποστρώματος.
- Η ανάπτυξη κατάλληλων μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων δύο (2-D) και τριών (3-D) διαστάσεων, για την επίλυση του μεταβατικού προβλήματος μεταφοράς θερμότητας κατά την επιφανειακή θέρμανση χαλύβων με δέσμη laser, δίδει τη δυνατότητα υπολογισμού των θερμικών κύκλων σε κάθε σημείο του υλικού. Με τον τρόπο αυτό γίνεται εφικτός ο καθορισμός της επίδρασης των χρησιμοποιούμενων συνθηκών ακτινοβολίας στο θερμοκρασιακό πεδίο που αναπτύσσεται στο υλικό.
- Η κινητική σχηματισμού ωστενίτη σε συνθήκες μη ισόθερμης ταχείας θέρμανσης και σύντομων χρόνων παραμονής, προσομοιώθηκε σε δύο διακριτά στάδια. Το πρώτο στάδιο περιελάμβανε τη διαλυτοποίηση περλίτη και το δεύτερο τη διαλυτοποίηση του

προευνηκτοειδούς φερρίτη. Για κάθε στάδιο αναπτύχθηκε και ένα ξεχωριστό μοντέλο υπολογιστικής κινητικής.

- Η συνδυασμένη χρήση υπολογιστικών μέσων, όπως τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων για την ανάλυση μεταφοράς θερμότητας και τα μοντέλα κινητικής σχηματισμού ωστενίτη και ενανθράκωσης, μπορούν να χρησιμοποιηθούν με μεγάλο βαθμό αξιοπιστίας, για το σχεδιασμό επιφανειακών κατεργασιών με δέσμη laser. Με τον τρόπο αυτό, είναι δυνατόν να προβλεφθεί εκ των προτέρων η επίδραση των συνθηκών κατεργασίας στη τελική μικροδομή και συνεπώς στις μηχανικές ιδιότητες της επιφάνειας των χαλύβων, ελαχιστοποιώντας τον αριθμό των απαιτούμενων πειραμάτων.

### 6.1.2 Ειδικά συμπεράσματα

- Στη σκληρυμένη περιοχή της επιφάνειας των χαλύβων η μικροδομή που σχηματίζεται μετά τη σκλήρυνση μετασχηματισμού είναι, κατά κύριο λόγο, μαρτενσιτική, οδηγώντας σε αντίστοιχη αύξηση της σκληρότητας κατά 2.5-4 φορές, ανάλογα με τον χάλυβα, σε σχέση με την προ της κατεργασίας σκληρότητα.
- Το επίπεδο σκλήρυνσης της επιφάνειας των χαλύβων εξαρτάται από την περιεκτικότητα του κάθε χάλυβα σε άνθρακα. Έτσι, τις μεγαλύτερες τιμές σκληρότητας μετά την κατεργασία παρουσίασε ο χάλυβας Ck-60, ενώ τις μικρότερες ο χάλυβας 15CrNi6.
- Το βάθος σκλήρυνσης επηρεάζεται σημαντικά από τις χρησιμοποιούμενες συνθήκες κατεργασίας (ισχύς και διάμετρος διατομής της δέσμης, ταχύτητα σάρωσης), για λόγους που σχετίζονται με την ένταση της προσπίπτουσας ακτινοβολίας και τον χρόνο αλληλεπίδρασης δέσμης-υλικού. Με το εύρος τιμών των συνθηκών κατεργασίας που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα σκλήρυνσης μετασχηματισμού, τα μέγιστα βάθη σκλήρυνσης που επετεύχθησαν, χωρίς να προκληθεί τήξη της επιφάνειας, ήταν της τάξεως μερικών δεκάτων του χιλιοστού.
- Επίδραση στο βάθος σκλήρυνσης έχει και η περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Έτσι, παρατηρήθηκε ότι σε χάλυβες με διαφορετικά ποσοστά άνθρακα, που ακτινοβολήθηκαν

με τις ίδιες συνθήκες κατεργασίας, το μεγαλύτερο βάθος σκλήρυνσης επιτυγχάνεται στον χάλυβα με τη μεγαλύτερη περιεκτικότητα. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι όσο μεγαλύτερη η περιεκτικότητα σε άνθρακα, τόσο μικρότερη είναι η ενδοκρίσιμη περιοχή (α+γ) του χάλυβα, με αποτέλεσμα να επιτυγχάνεται ευκολότερα πλήρης ωστενιτοποίηση της επιφάνειας και, κατ' επέκταση, σκλήρυνση σε μεγαλύτερα βάθη.

- Οι μικροδομές που δημιουργούνται στην επιφάνεια των δοκιμίων ενανθράκωσης παρουσιάζουν μεγάλη ποικιλία, εξαρτώμενες κυρίως από το είδος επίστρωσης γραφίτη που χρησιμοποιείται σαν πηγή άνθρακα και από τις συνθήκες κατεργασίας. Η χρήση εμπορικού σπρέι γραφίτη σαν επίστρωση οδήγησε στο σχηματισμό πιο επιθυμητών μικροδομών, όπως βελονοειδή και φυλλοειδή μαρτενσίτη, ενώ η χρήση αιωρήματος γραφίτη σε αιθανόλη είχε σαν αποτέλεσμα την εισαγωγή ιδιαίτερα υψηλών ποσοτήτων άνθρακα στην επιφάνεια και το σχηματισμό μικροδομών που απαντώνται σε χυτοσιδήρους.
- Σημαντική είναι και η σκλήρυνση της επιφάνειας των δοκιμίων, σαν συνέπεια της ενανθράκωσης. Το εύρος των τιμών σκληρότητας που επετεύχθη ήταν μεγάλο, σαν αποτέλεσμα της ποικιλίας μικροδομών που σχηματίστηκαν. Η αύξηση της σκληρότητας έφτασε μέχρι και 4 φορές υψηλότερα από την αντίστοιχη σκληρότητα του μετάλλου βάσης.
- Στην επιφάνεια ορισμένων δοκιμίων, που ενανθρακώθηκαν με το μηχανισμό τήξης του υποστρώματος, εμφανίστηκαν ρήγματα και πόροι αερίων, σαν συνέπεια της ταχείας στερεοποίησης και των υψηλών ρυθμών ψύξης που αναπτύσσονται κατά τη κατεργασία.
- Όσον αφορά τα μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων για την ανάλυση μεταφοράς θερμότητας, από τους υπολογισμένους θερμικούς κύκλους κάθε κόμβου λαμβάνεται πληροφορία σχετικά με τη μέγιστη θερμοκρασία ( $T_{max}$ ), τους ρυθμούς θέρμανσης ( $H_C$ ) και ψύξης ( $H_R$ ) και τον χρόνο παραμονής ( $\tau$ ) πάνω από τη κρίσιμη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης. Μπορεί δηλαδή να καταγραφεί η διαφορετική θερμική κατεργασία στην οποία, ουσιαστικά, υποβάλλεται κάθε σημείο του χάλυβα.

- Οι υπολογισμοί δείχνουν ότι η ακρίβεια των μοντέλων 2-D είναι ικανοποιητική σε σχετικά υψηλές ταχύτητες σάρωσης, ενώ στις χαμηλότερες ταχύτητες σάρωσης γίνεται επιβεβλημένη η χρησιμοποίηση 3-D μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων.
- Η παραμετρική μελέτη της διαδικασίας σχηματισμού ωστενίτη, σε κραματικό σύστημα Fe-0.6% κ.β. C, με τα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής, απέδειξε ότι το πρώτο στάδιο, δηλαδή η διαλυτοποίηση περλίτη, είναι σχετικά γρήγορο. Αποδείχθηκε, επίσης, ότι το κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματίζεται σε ωστενίτη,  $f_{p\gamma}$ , είναι ανεξάρτητο των ρυθμών θέρμανσης και ψύξης, αλλά εξαρτάται μόνον από τη μέγιστη θερμοκρασία, το χρόνο παραμονής και το διαλαμελλικό διάστημα του περλίτη ( $L_{cem}$ ).
- Η εξάρτηση του κλάσματος όγκου περλίτη που μετασχηματίζεται σε ωστενίτη από το χρόνο παραμονής, είναι της μορφής:

$$f_{p\gamma} = k \cdot \tau^n$$

όπου ο εκθέτης  $n$  είναι σταθερός και λαμβάνει μία τιμή περίπου 0.5, ενώ ο συντελεστής  $k$  μεταβάλλεται σημαντικά με τη μέγιστη θερμοκρασία και το διαλαμελλικό διάστημα.

- Η περαιτέρω ανάλυση των υπολογιστικών αποτελεσμάτων οδήγησε στο συμπέρασμα ότι το κλάσμα όγκου περλίτη που μετασχηματίζεται σε ωστενίτη εξαρτάται από το γινόμενο ενός θερμοδυναμικού και ενός κινητικού όρου:

$$f_{p\gamma} = \left( \frac{T_{\max}}{A_{el}} - 1 \right) \cdot \frac{\sqrt{D_{\gamma} \cdot \tau}}{L_{cem}}$$

- Οι προσομοιώσεις του δεύτερου σταδίου της ωστενιτοποίησης, δηλαδή η διαλυτοποίηση του προετηκτοειδούς φερρίτη, έδειξαν ότι το στάδιο αυτό είναι σημαντικά πιο αργό από το πρώτο. Το γεγονός αυτό, κατά κύριο λόγο, αποδίδεται στις μεγάλες αποστάσεις διάχυσης που πρέπει να καλύψουν τα άτομα C στη περίπτωση διαλυτοποίησης του προετηκτοειδούς φερρίτη, καθώς και στο ότι μεγάλο μέρος του δευτέρου σταδίου λαμβάνει χώρα κατά την πτώση της θερμοκρασίας, με συνέπεια τη συνεχή μείωση της



θερμοδυναμικής ωθούσας δύναμης για το σχηματισμό ωστενίτη και του συντελεστή διάχυσης του άνθρακα στον ωστενίτη.

- Το συνολικό κλάσμα όγκου ωστενίτη,  $f_{\gamma}$ , που σχηματίζεται στο σύστημα μετά το πέρας και του δευτέρου σταδίου ωστενιτοποίησης, βρέθηκε ότι εξαρτάται από το χρόνο παραμονής, μέσω μίας σχέσης της μορφής:

$$f_{\gamma} = 1 - e^{-k \cdot \tau^n}$$

Ο εκθέτης  $n$  δεν παρουσιάζει ιδιαίτερη μεταβολή με τη μέγιστη θερμοκρασία ή με τα χαρακτηριστικά της αρχικής μικροδομής ( $L_{cem}$ ,  $L_{pro,a}$ ), αλλά λαμβάνει τιμές κοντά στο 0.6. Αντίθετα, ο συντελεστής  $k$  εξαρτάται ισχυρά από τη μέγιστη θερμοκρασία και τα χαρακτηριστικά της αρχικής μικροδομής.

## 6.2 Προτάσεις για μελλοντική έρευνα

Κάθε διδακτορική διατριβή, αλλά και γενικότερα κάθε ερευνητικό έργο, με την ολοκλήρωσή του συνεισφέρει ένα κομμάτι γνώσης, στο ερευνητικό πεδίο στο οποίο έχει εστιαστεί. Ωστόσο, καθώς ο ερευνητής προχωρά όλο και βαθύτερα στην εξέταση των θεμάτων που τον απασχολούν, διαπιστώνει πληθώρα νέων ερωτημάτων και προκλήσεων να ανοίγονται μπροστά του. Το γεγονός αυτό αποτέλεσε και εξακολουθεί να αποτελεί την “ωθούσα δύναμη” για συνέχιση της έρευνας, χάρη στα αποτελέσματα της οποίας το ανθρώπινο είδος έχει καταφέρει να φτάσει στο υψηλό επίπεδο διαβίωσης που απολαμβάνει σήμερα.

Η παρούσα διατριβή δεν θα μπορούσε να αποτελεί εξαίρεση και θα ήταν ματαιοδοξία να ισχυριστεί κανείς ότι κάλυψε όλο το φάσμα των θεμάτων του ερευνητικού πεδίου με το οποίο ασχολήθηκε. Έτσι, παρατίθενται εδώ ορισμένα σημεία που προσφέρονται για περαιτέρω διερεύνηση, σαν φυσική συνέχεια των όσων έθιξε η διατριβή αυτή:

- Μεγάλο ενδιαφέρον θα είχε η διερεύνηση της επίδρασης κραματικών στοιχείων πλέον του άνθρακα, στη διαδικασία σχηματισμού ωστενίτη σε μη ισόθερμες συνθήκες ταχείας θέρμανσης, με χρήση των μοντέλων υπολογιστικής κινητικής που αναπτύχθηκαν εδώ. Η

διερεύνηση αυτή θα αποτελούσε ένα πρώτο βήμα, για την εξέταση της συμπεριφοράς χαμηλά κραματωμένων και ανοξειδωτων χαλύβων κατά την ταχεία ωστενιτοποίησή τους.

- Ένα άλλο θέμα σχετίζεται με την προσπάθεια για προσομοίωση των δύο σταδίων ωστενιτοποίησης (διαλυτοποίηση περλίτη, διαλυτοποίηση προευτηκτοειδούς φερρίτη) παράλληλα και όχι σε σειρά, όπως αντιμετωπίστηκαν έως τώρα. Η προσπάθεια αυτή θα απαιτούσε πιο σύνθετα μοντέλα υπολογιστικής κινητικής και, πιθανότατα, παρεμβάσεις σε επίπεδο κώδικα του λογισμικού προσομοίωσης DICTRA.
- Η μελέτη της επίδρασης πραγματικών θερμικών κύκλων, χωρίς δηλαδή την προσέγγιση της γραμμικής ανόδου και πτώσης της θερμοκρασίας που υιοθετήθηκε εδώ, για την περιγραφή της μεταβολής της θερμοκρασίας κατά την προσομοίωση της κινητικής σχηματισμού ωστενίτη, θα είχε επίσης ενδιαφέρον.
- Η προσπάθεια επέκτασης της υπάρχουσας μεθοδολογίας DICTRA, με σκοπό την προσομοίωση μετασχηματισμών φάσεων στις δύο και τρεις διαστάσεις του χώρου, θα αποτελούσε μία μεγάλη πρόκληση. Η επιτυχία ενός τέτοιου εγχειρήματος θα επέτρεπε όχι μόνο την προσομοίωση των μετασχηματισμών σε συνθήκες πλησιέστερες στην πραγματικότητα, αλλά θα έδινε και δυνατότητες απόκτησης πιο σύνθετων πληροφοριών, όπως η μορφολογία των αναπτυσσόμενων φάσεων και η ανάπτυξη ασταθειών στις διεπιφάνειες.
- Τέλος, ένα θέμα που θα απαιτούσε μεγάλη προσπάθεια, θα προσέφερε όμως δυνατότητες ακόμη και για εμπορική εκμετάλλευση: η δημιουργία ενός ολοκληρωμένου υπολογιστικού πακέτου, το οποίο θα χρησιμοποιούσε σαν δεδομένα τα επιθυμητά αποτελέσματα της κατεργασίας (βάθος σκλήρυνσης ή ενανθράκωσης, ποσοστά φάσεων ή προφίλ συγκέντρωσης, κ.τ.λ.), θα εκτελούσε αυτόματα τους απαραίτητους υπολογισμούς μεταφοράς θερμότητας, θερμοδυναμικής και κινητικής και θα κατέληγε σε επιλογή βέλτιστων συνθηκών κατεργασίας.

## ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

### Υπολογισμός συντελεστών διάχυσης σε πολυμερή κραματικά συστήματα

Η ροή μάζας, ανά μονάδα χρόνου και επιφανείας, ενός συστατικού  $k$  που διαχέεται προς τη διεύθυνση του άξονα  $z$ , δίδεται από το γνωστό 1<sup>ο</sup> νόμο του Fick:

$$J_k = -D_k \frac{\partial c_k}{\partial z} \quad (\text{I-1})$$

Ο συντελεστής διάχυσης  $D_k$  μπορεί να καθορισθεί από τον λόγο της ροής μάζας  $J_k$  προς την βαθμίδα συγκέντρωσης  $\partial c_k / \partial z$ . Ωστόσο, η ανάλυση πειραματικών δεδομένων διάχυσης έχει δείξει ότι η διαδικασία αυτή οδηγεί σε συντελεστές διάχυσης που εξαρτώνται και από τις βαθμίδες συγκέντρωσης. Το γεγονός αυτό στην πράξη εξουδετερώνει το νόμο του Fick και οδηγεί στην ανάγκη για την εύρεση μιας διαφορετικής μαθηματικής προσέγγισης της διάχυσης σε πολυμερή κραματικά συστήματα. Το παραπάνω πρόβλημα αντιμετωπίστηκε από τον Onsager, ο οποίος πρότεινε την εξής τροποποίηση του νόμου του Fick:

$$J_k = \sum_{j=1}^{n-1} D_{kj}'' \frac{\partial c_j}{\partial z} \quad (\text{I-2})$$

όπου  $k = 1, 2, \dots, n$ , τα συστατικά του κραματικού συστήματος. Η Εξ.(I-2) ισχύει στο εσωτερικό κάθε φάσης που συμμετέχει σε έναν μετασχηματισμό. Η ποσότητα  $D_{kj}''$  αντιπροσωπεύει τα στοιχεία του μητρώου των συντελεστών διάχυσης της κάθε φάσης, όταν το συστατικό  $n$  έχει επιλεγεί σαν διαλύτης (δηλ. σαν το κυριότερο κραματικό στοιχείο του συστήματος, π.χ. ο Fe στους χάλυβες), οπότε και δεν λαμβάνεται υπόψη στο άθροισμα της Εξ.(I-2). Η ποσότητα  $\partial c_j / \partial z$  είναι η βαθμίδα συγκέντρωσης του συστατικού  $j$ . Καθώς το  $D_{kj}''$  εξαρτάται ισχυρά από τη συγκέντρωση, η προσφυγή σε αριθμητικές μεθόδους είναι αναπόφευκτη, προκειμένου να επιλυθεί η εξίσωση διάχυσης:

$$\frac{\partial c_k}{\partial t} = - \frac{\partial J_k}{\partial z} \quad (\text{I-3})$$

Το πρόβλημα ανάγεται λοιπόν στη συλλογή κινητικών δεδομένων για τα στοιχεία του μητρώου  $D''_{kj}$ . Πειραματικά δεδομένα τέτοιου είδους υπάρχουν ελάχιστα. Επιπλέον, ακόμη και μία εκτεταμένη πειραματική διερεύνηση του πεδίου αυτού ελάχιστα θα βελτίωνε την κατάσταση, καθώς είναι ευνόητο πως είναι αδύνατον να εξετασθεί πειραματικά όλο το εύρος συστάσεων και θερμοκρασιών σε ένα πολυμερές κραματικό σύστημα. Συνεπώς, η βέλτιστη λύση είναι η εκτίμηση δεδομένων μέσω παρεμβολής ή προέκτασης των λιγοστών πειραματικών δεδομένων που υπάρχουν διαθέσιμα. Η χρήση τέτοιων προσεγγίσεων αναπτύσσεται σε ορισμένες αναφορές [92, 93] και περιγράφεται συνοπτικά παρακάτω.

Η διαχτυκική ροή ενός συστατικού  $k$ , ως προς ένα σύστημα αναφοράς σταθερό σε σχέση με το πλέγμα (lattice-fixed frame of reference), σε ένα κραματικό σύστημα με άτομα αντικατάστασης, μπορεί να περιγραφεί από την παρακάτω σχέση:

$$\tilde{J}_k = -x_k \Omega_k \frac{\partial \mu_k}{\partial z} \quad (\text{I-4})$$

όπου  $\Omega_k = y_{Va} M_{kVa}$ . Το  $y_{Va}$  αντιπροσωπεύει το κλάσμα των κενών πλεγματικών θέσεων (οπών), ενώ το  $M_{k:Va}$  είναι ένας συντελεστής κινητικότητας, που εκφράζει τη συχνότητα με την οποία ένα άτομο του συστατικού  $k$  και μία οπή ανταλλάσσουν θέσεις. Τα  $x_k$  και  $\partial \mu_k / \partial z$  είναι το ατομικό κλάσμα και η βαθμίδα χημικού δυναμικού του συστατικού  $k$ , αντίστοιχα. Με βάση τα παραπάνω, μπορεί να εξαχθεί μία σχέση για τους συντελεστές διάχυσης, αυτή τη φορά ως προς ένα σύστημα αναφοράς σταθερό σε σχέση με τον αριθμό των ατόμων (number-fixed frame of reference):

$$D_{kj} = \sum_{i=1}^n (\delta_{ik} - x_k) x_i \Omega_i \frac{\partial \mu_i}{\partial x_j} V_m \quad (\text{I-5})$$

όπου  $\delta_{ik}$  το δέλτα του Kronecker ( $\delta_{ik} = 1$  όταν  $i = k$ ,  $\delta_{ik} = 0$  όταν  $i \neq k$ ) και  $V_m$  ο μοριακός όγκος (που θεωρείται ανεξάρτητος της σύστασης). Τα στοιχεία  $D_{kj}$  σχηματίζουν ένα μητρώο  $n \times n$ . Ας σημειωθεί ότι η ποσότητα  $\partial \mu_i / \partial x_j$  είναι αμιγώς θερμοδυναμικής φύσης και καθορίζεται από τα θερμοδυναμικά δεδομένα του εξεταζόμενου κραματικού συστήματος.

Σε πρακτικούς υπολογισμούς διάχυσης, το ένα από τα  $n$  συστατικά απαλείφεται, επειδή ισχύει ότι  $\sum_{k=1}^n x_k = 1$ , οπότε ο συντελεστής διάχυσης που χρησιμοποιείται τελικά είναι της μορφής:

$$D_{kj}^n = D_{kj} - D_{kn} \quad (\text{I-6})$$

όπου το συστατικό  $n$  έχει απαλειφθεί. Τα στοιχεία  $D_{kj}^n$  σχηματίζουν ένα μητρώο τάξεως  $(n-1) \times (n-1)$ . Από πειράματα ζευγών διάχυσης μπορούν να εκτιμηθούν απευθείας οι ποσότητες  $D_{kj}^n$  και όχι τα  $D_{kj}$ .

Σε κραματικά συστήματα που περιέχουν και άτομα παρεμβολής, είναι πιο βολικό να χρησιμοποιείται σαν συγκέντρωση η μεταβλητή  $u_k$ , η οποία ορίζεται ως εξής:

$$u_k = \frac{x_k}{\sum_{i \in s} x_i} \quad (\text{I-7})$$

όπου το σύμβολο  $i \in s$  δηλώνει πως η άθροιση εκτελείται μόνο στα άτομα αντικατάστασης. Έτσι, η Εξ.(I-4) γίνεται:

$$\tilde{J}_k = -u_k \Omega_k \frac{\partial \mu_k}{\partial z} \quad (\text{I-8})$$

όταν το συστατικό  $k$  είναι άτομο αντικατάστασης και

$$\tilde{J}_k = -u_k y_{Va} \Omega_k \frac{\partial \mu_k}{\partial z} \quad (\text{I-9})$$

όταν το συστατικό  $k$  είναι άτομο παρεμβολής. Η Εξ.(I-5) αντικαθίσταται τώρα από τη σχέση:

$$D_{kj} = \sum_{i \in s} (\delta_{ik} - u_k) u_i \Omega_i \frac{\partial \mu_i}{\partial u_j} V_s + \sum_{i \in s} \delta_{ik} u_i y_{Va} \Omega_i \frac{\partial \mu_i}{\partial u_j} V_s \quad (\text{I-10})$$

όπου το  $V_s$  αντιπροσωπεύει το μοριακό όγκο των ατόμων αντικατάστασης. Τέλος, αντί της Εξ.(I-6), ισχύει ότι:

$$D_{kj}^n = D_{kj} - D_{kn} \quad (\text{I-11})$$

όταν το  $j$  είναι άτομο αντικατάστασης και

$$D_{kj}^n = D_{kj} \quad (\text{I-12})$$

όταν το  $j$  είναι άτομο παρεμβολής.

Παρατηρώντας την Εξ.(I-10), διαπιστώνεται ότι το μέγεθος που συνδέεται άμεσα με τα κινητικά δεδομένα του κραματικού συστήματος, είναι ο παράγοντας  $\Omega$ . Ο συντελεστής κινητικότητας ενός στοιχείου  $B$ ,  $\Omega_B$ , διαιρείται σε ένα παράγοντα συχνότητας (frequency factor)  $\Omega_k^0$  και σε μία ενθαλπία ενεργοποίησης  $Q_B$  [79]:

$$\Omega_B = \Omega_B^0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_B}{R \cdot T}\right) \cdot \frac{1}{R \cdot T} \cdot \Gamma_{mg} \quad (\text{I-13})$$

όπου το  $\Gamma_{mg}$  λαμβάνει υπόψη τη φερρομαγνητική μετάβαση και είναι συνάρτηση της σύστασης του κράματος. Έχει προταθεί ότι είναι καλύτερα να χρησιμοποιείται ο λογάριθμος του παράγοντα συχνότητας, παρά ο ίδιος ο παράγοντας συχνότητας [94]. Συνεπώς, ο παράγοντας συχνότητας δίδεται από τη σχέση:

$$\Omega_B^0 = \exp(\Theta_B) \quad (\text{I-14})$$

Τόσο το  $\Theta_B$  όσο και το  $Q_B$ , στη γενική περίπτωση, εξαρτώνται από τη σύσταση, τη θερμοκρασία και τη πίεση. Η εξάρτηση από τη σύσταση προσεγγίζεται με ένα γραμμικό συνδυασμό των τιμών στις ακραίες τιμές της σύστασης και από μία ανάπτυξη σειράς κατά Redlich-Kister:

$$\Phi_B = \sum_i x_i \Phi_B^i + \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j \left[ \sum_{r=0}^m {}^r \Phi_B^{i,j} (x_i - x_j)^r \right] + \sum_i \sum_{j>i} \sum_{k>j} x_i x_j x_k \left[ \sum_{\nu} v_{ijk}^{\nu} {}^{\nu} \Phi_B^{i,j,k} \right] \quad (\text{I-15})$$

όπου  $s = i, j, k$ . Το  $\Phi_B$  στην Εξ.(I-15) αντιπροσωπεύει μία ιδιότητα εξαρτώμενη από τη σύσταση, δηλαδή μπορεί να είναι είτε το  $\Theta_B$  ή το  $Q_B$ . Οι παράμετροι  $v'_{ijk}$  δίδονται από τη σχέση:

$$v'_{ijk} = x_s + \frac{1 - x_i - x_j - x_k}{3} \quad (I-16)$$

Κάθε παράμετρος  $\Phi$  είναι αποθηκευμένη στην βάση κινητικών δεδομένων του λογισμικού DICTRA και μπορεί να παρασταθεί σαν ένα πολυώνυμο της θερμοκρασίας και της πίεσης. Με όλη την παραπάνω διαδικασία υπολογίζονται οι κατάλληλοι συντελεστές διάχυσης, οι οποίοι και χρησιμοποιούνται για την προσομοίωση των μετασχηματισμών φάσεων από το DICTRA.

## ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ ΙΙ

### Αριθμητική μέθοδος επίλυσης συζευγμένων εξισώσεων διάχυσης

Η αριθμητική μέθοδος που χρησιμοποιείται από το λογισμικό υπολογιστικής κινητικής DICTRA, με σκοπό την προσομοίωση μετασχηματισμών φάσεων που λαμβάνουν χώρα υπό διαχυτικό έλεγχο (diffusion-controlled transformations) σε κραματικά συστήματα, αναπτύχθηκε από τον Ågren [95, 96]. Στο Παράρτημα αυτό συνοψίζονται τα σημαντικότερα σημεία της μεθόδου και επεξηγείται η χρήση της στην επίλυση των εξισώσεων διάχυσης.

Σε προβλήματα με απλή γεωμετρία, η κατανομή της συγκέντρωσης ενός κραματικού στοιχείου  $k$  στο χώρο και με τη πάροδο του χρόνου,  $c_k(x,t)$ , προσδιορίζεται με την επίλυση μίας παραβολικής μερικής διαφορικής εξίσωσης της παρακάτω μορφής:

$$\frac{\partial c_k}{\partial t} = x^{-m} \frac{\partial(-x^m J_k)}{\partial x} \quad (\text{II-1})$$

Στην Εξ.(II-1) το  $J_k$  συμβολίζει τη ροή μάζας του συστατικού  $k$  ανά μονάδα χρόνου και επιφανείας,  $x$  είναι η χωρική συντεταγμένη και  $m$  ένας γεωμετρικός εκθέτης, ο οποίος ισούται με 0 για επίπεδη γεωμετρία, με 1 για κυλινδρική γεωμετρία και με 2 για σφαιρική γεωμετρία. Η ροή μάζας για κάθε συστατικό  $k$  μπορεί να εκφραστεί σαν (βλ. και Παράρτημα Ι):

$$J_k = -\sum D_{kl} \frac{\partial c_l}{\partial x} \quad (\text{II-2})$$

Ο παράγοντας  $D_{kl}$  είναι το μητρώο των συντελεστών διάχυσης. Όπως φαίνεται από την Εξ.(II-2), η ροή μάζας ενός συστατικού εξαρτάται όχι μόνο από τη βαθμίδα (gradient) συγκέντρωσης του ίδιου του συστατικού, αλλά και από τις βαθμίδες συγκέντρωσης των υπολοίπων συστατικών. Η άποψη ότι η βαθμίδα συγκέντρωσης ενός συστατικού είναι δυνατόν να προκαλέσει την διαχυτική ροή ενός άλλου συστατικού διατυπώθηκε για πρώτη φορά από τον Onsager. Μία πολύ γνωστή επιβεβαίωση του φαινομένου αυτού προήλθε αργότερα από τα πειράματα του Darken, ο οποίος μελέτησε τη διάχυση μεταξύ δύο χαλύβων με παρόμοια ποσοστά C, αλλά με πολύ διαφορετικά ποσοστά Si.

Ας υποθεθεί τώρα ότι  $u$  είναι μία αυθαίρετη συνάρτηση. Η Εξ.(II-1) μπορεί να γραφεί στην εξής μορφή:



$$\int_{x_1}^{x_n} x^m \frac{\partial c_k}{\partial t} u dx = - \int_{x_1}^{x_n} \frac{\partial (-x^m J_k)}{\partial x} u dx \quad (\text{II-3})$$

όπου  $x_1$  και  $x_n$  είναι τα κάτω και άνω όρια ολοκλήρωσης, ως προς τη χωρική συντεταγμένη  $x$ , αντίστοιχα. Ολοκληρώνοντας το δεξί μέλος της Εξ.(II-3) κατά παράγοντες προκύπτει:

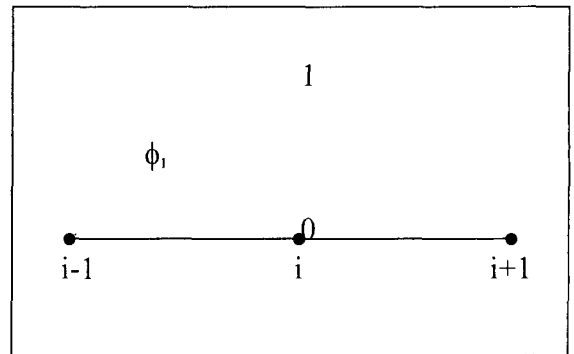
$$\int_{x_1}^{x_n} x^m \frac{\partial c_k}{\partial t} u dx = - [x_n^m J_k(x_n) u(x_n) - x_1^m J_k(x_1) u(x_1)] + \int_{x_1}^{x_n} J_k \frac{\partial u}{\partial x} dx \quad (\text{II-4})$$

Το επόμενο βήμα είναι η διακριτοποίηση του διαστήματος  $x_1 < x < x_n$  σε  $n-1$  διαστήματα ( $n$  κόμβους), όχι απαραίτητα ίσα μεταξύ τους. Σαν συνάρτηση  $u$  επιλέγεται η λεγόμενη “συνάρτηση οροφής”  $\phi_i$ , η οποία ορίζεται από μία έκφραση της μορφής (βλ. σχήμα):

$$\frac{x - x_{i-1}}{x_i - x_{i-1}}, \text{ όταν } x_{i-1} < x < x_i$$

$$\phi_i = \frac{x - x_{i+1}}{x_i - x_{i+1}}, \text{ όταν } x_i < x < x_{i+1} \quad (\text{II-5})$$

0, σε κάθε άλλη περίπτωση



και  $i = 1, 2, \dots, n$

Οι συναρτήσεις  $\phi_i$  ονομάζονται συναρτήσεις βάσης. Οι συγκεντρώσεις  $c_k$  μπορούν τώρα να εκφραστούν σαν γραμμικός συνδυασμός των συναρτήσεων βάσης:

$$c_k = \sum_{i=1}^n c_{ki} \phi_i \quad (\text{II-6})$$

Οι παράγοντες  $c_{ki}$  εκφράζουν απλώς τη συγκέντρωση του συστατικού  $k$  στον κόμβο  $i$ . Εισάγοντας την Εξ.(II-6) στην Εξ.(II-4), προκύπτει:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\partial c_{ki}}{\partial t} \int_{x_1}^{x_n} x^m \phi_i \phi_j dx = -[x_n^m J_k(x_n) \phi_j(x_n) - x_1^m J_k(x_1) \phi_j(x_1)] + \int_{x_1}^{x_n} J_k \frac{\partial \phi_j}{\partial x} dx \quad (\text{II-7})$$

Η Εξ.(II-7) αναπαριστά ένα σύστημα συνήθων διαφορικών εξισώσεων, αφού υπάρχει μία αντίστοιχη τέτοια σχέση για κάθε συστατικό  $k$  του κραματικού συστήματος.

Το επόμενο βήμα είναι η αντικατάσταση των ροών μάζας  $J_k$  από την Εξ.(II-2), οπότε η Εξ.(II-7) γίνεται:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\partial c_{ki}}{\partial t} \int_{x_1}^{x_n} x^m \phi_i \phi_j dx = -[x_n^m J_k(x_n) \phi_j(x_n) - x_1^m J_k(x_1) \phi_j(x_1)] - \sum_{i=1}^n c_{ki} \int_{x_1}^{x_n} x^m D_{kl} \frac{\partial \phi_i}{\partial x} \frac{\partial \phi_j}{\partial x} dx \quad (\text{II-8})$$

Για την ευκολότερη διαχείριση των παραπάνω σχέσεων ορίζονται στη συνέχεια τα μητρώα  $\mathbf{A}$  και  $\mathbf{B}_{kl}$  με στοιχεία  $a_{ij}$  και  $b_{ij}^{kl}$ , καθώς και το  $\mathbf{R}_k$  με στοιχεία  $r_i^k$ :

$$a_{ij} = \int_{x_1}^{x_n} x^m \phi_i \phi_j dx \quad (\text{II-9})$$

$$b_{ij}^{kl} = \int_{x_1}^{x_n} x^m D_{kl} \frac{\partial \phi_i}{\partial x} \frac{\partial \phi_j}{\partial x} dx \quad (\text{II-10})$$

$$\begin{aligned} & x_1^m J_k(x_1), \text{ για } i=1 \\ r_i^k &= -x_n^m J_k(x_n), \text{ για } i=n \\ & 0, \text{ για } i=2, 3, \dots, n-1 \end{aligned} \quad (\text{II-11})$$

Από την Εξ.(II-10) φαίνεται ότι το μητρώο  $\mathbf{B}_{kl}$  περιέχει τους συντελεστές διάχυσης που υπεισέρχονται στο πρόβλημα, ενώ από την Εξ.(II-11) φαίνεται ότι στο μητρώο  $\mathbf{R}_k$  περιέχονται οι συνοριακές συνθήκες του προβλήματος. Επιπρόσθετα, ορίζεται το μητρώο  $\mathbf{C}_k$  με στοιχεία τις συγκεντρώσεις  $c_{ki}$ , καθώς και το μητρώο  $\mathbf{dC}_k/\mathbf{dt}$  με στοιχεία τα  $dc_{ki}/dt$ . Έτσι, για το συστατικό  $k$ , η Εξ.(II-8) μπορεί να γραφεί στην παρακάτω μητρωϊκή μορφή:

$$\mathbf{A} \cdot \frac{d\mathbf{C}_k}{dt} = \mathbf{R}_k + \sum_l \mathbf{B}_{kl} \cdot \mathbf{C}_l \quad (\text{II-12})$$

Η παραπάνω συνήθης διαφορική εξίσωση ισχύει για ένα συστατικό  $k$  και η ολοκλήρωσή της δίνει την εξέλιξη της συγκέντρωσης του συστατικού αυτού με το χρόνο σε κάθε κόμβο  $i$  ( $x=x_i$ ). Με σκοπό να περιληφθούν οι συγκεντρώσεις όλων των συστατικών σε όλους τους κόμβους, ορίζονται τώρα τα παρακάτω μητρώα:

$A' = A$ , όταν  $k=1$  και  $0$  όταν  $k \neq 1$

$B$  = το μητρώο που αποτελείται από τα υπομητρώα  $B_{ki}$

$R'$  = το μητρώο που αποτελείται από τα υπομητρώα  $R_k$

$dC'/dt$  = το μητρώο που αποτελείται από τα υπομητρώα  $dC_k/dt$

$C'$  = το μητρώο που αποτελείται από τα υπομητρώα  $C_k$

Έτσι, οι εξισώσεις για όλα τα συστατικά σε όλους τους κόμβους περιέχονται στη παρακάτω μητρωϊκή εξίσωση:

$$A' \cdot \frac{dC'}{dt} = R' + B' \cdot C' \quad (\text{II-13})$$

Το πρόβλημα πλέον ανάγεται στην ολοκλήρωση της Εξ.(II-13). Χρησιμοποιώντας τον δείκτη  $t$  για την έκφραση των τιμών των παραπάνω μητρώων κατά τη διακριτή χρονική στιγμή  $t$  (π.χ.  $C'_i = C'_i(t)$ ,  $R'_i = R'_i(t)$ , κ.ο.κ.) και ολοκληρώνοντας την Εξ.(II-13) χρησιμοποιώντας τον κανόνα του τραπεζίου, προκύπτει:

$$A' \cdot (C'_{t+1} - C'_t) = \frac{\Delta t}{2} \cdot (R'_{t+1} + B'_{t+1} \cdot C'_{t+1} + R'_t + B'_t \cdot C'_t) \quad (\text{II-14})$$

όπου  $\Delta t$  είναι το χρονικό βήμα. Το μητρώο  $A'$  είναι ανεξάρτητο του χρόνου, βλ. Εξ.(II-9). Είναι σαφές ό,τι η επίλυση του προβλήματος διάχυσης έχει αναχθεί πλέον στην επίλυση του συστήματος μη γραμμικών εξισώσεων που αντιπροσωπεύει η Εξ.(II-14). Η λύση της Εξ.(II-14) μπορεί να γραφεί στη μορφή:

$$F(C'_{t+1}, C'_t) = 0 \quad (\text{II-15})$$

όπου

$$F(\mathbf{C}'_{t+1}, \mathbf{C}'_t) = \left( \mathbf{A}' - \frac{\Delta t}{2} \cdot \mathbf{B}'_{t+1} \right) \cdot \mathbf{C}'_{t+1} - \mathbf{R}'_{t+1} \cdot \frac{\Delta t}{2} + \left( \mathbf{A}' + \frac{\Delta t}{2} \cdot \mathbf{B}'_t \right) \cdot \mathbf{C}'_t + \mathbf{R}'_t \cdot \frac{\Delta t}{2} \quad (\text{II-16})$$

Στην παραπάνω έκφραση η άγνωστη ποσότητα είναι το  $\mathbf{C}'_{t+1}$ , δηλαδή οι συγκεντρώσεις των συστατικών στους κόμβους στο τέλος του χρονικού βήματος  $\Delta t$ . Οι ποσότητες που έχουν δείκτη  $t$  είναι κάθε φορά γνωστές από το προηγούμενο χρονικό βήμα, ενώ η πρώτη τους τιμή είναι γνωστή από τις αρχικές συνθήκες του προβλήματος. Η Εξ.(II-15) επιλύεται χρησιμοποιώντας τη μέθοδο Newton-Raphson, με τον παρακάτω τρόπο:

$$\frac{\partial F}{\partial \mathbf{C}'_{t+1}} \cdot \left( {}^{g+1} \mathbf{C}'_{t+1} - {}^g \mathbf{C}'_{t+1} \right) = -F({}^g \mathbf{C}'_{t+1}, \mathbf{C}'_t) \quad (\text{II-17})$$

όπου το  $\frac{\partial F}{\partial \mathbf{C}'_{t+1}}$  είναι η Ιακωβιανή της  $F$ , δηλαδή οι πρώτες παράγωγοι της  $F$  ως προς τις συγκεντρώσεις  $\mathbf{C}'_{t+1}$ . Ως είθισται, η επαναληπτική διαδικασία ξεκινά δίδοντας μία τυχαία τιμή στο  ${}^g \mathbf{C}'_{t+1}$  και στη συνέχεια επιλύεται η Εξ.(II-17) και λαμβάνεται μία βελτιωμένη τιμή για το  ${}^{g+1} \mathbf{C}'_{t+1}$ . Η επαναληπτική διαδικασία συνεχίζεται, μέχρις ότου η διαφορά της  $F$  από το 0 γίνει μικρότερη από την τιθέμενη ακρίβεια της μεθόδου.

## ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ

1. J.R. Bradley and S. Kim, *Metall. Trans. A*, 1988, vol. 19A, p. 2013.
2. M.F. Ashby and K.E. Easterling, *Acta Metall.*, 1984, vol. 32, p. 1935.
3. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, ‘‘Laser-Beam Carburizing of Low-Alloy Steels’’, accepted for publication in *Surface and Coatings Technology*.
4. W.M. Steen, *Laser Material Processing*, 1996, Springer-Verlag, London.
5. J. Ågren, *I.S.I.J. Inter.*, 1992, vol. 32, p. 291.
6. A. Engstrom, L. Hoglund and J. Ågren, *Metall. Mater. Trans. A*, 1994, vol. 25A, p. 1127.
7. Γ.Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Φυσική Μεταλλουργία - Θεμελιώδεις Αρχές*, 2000, Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας, Βόλος.
8. B. Jönsson, *I.S.I.J. Inter.*, 1995, vol. 35, p. 1415.
9. B. Sundman, B. Jönsson and J.O. Andersson, *CALPHAD*, 1985, vol. 9, p. 153.
10. H.W. Bergmann, *Heat Treatment, Handbook of the EuroLaser Academy*, 1998, ed. D. Schuöcker, vol. 2, Chapman and Hall, London.
11. R.K. Shiue and C. Chen, *Metall. Trans. A*, 1992, vol. 23A, p. 163.
12. D.M. Rössler, *An Introduction to the Laser Processing of Materials, Industrial Laser Annual Handbook*, 1986, ed. D. Belforte and M. Levitt.
13. H.R. Shercliff and M.F. Ashby, *Metall. Trans. A*, 1991, vol. 22A, p. 2459.
14. H.J. Hegge and J. Th. M. De Hossn, *Scripta Met.*, 1987, vol. 21, p. 1737.
15. W.-B. Li, K.E. Easterling and M.F. Ashby, *Acta Metall.*, 1986, vol. 34, p. 1533.
16. J.R. Bradley and S. Kim, *Scripta Met.*, 1989, vol. 23, p. 131.
17. J.C. Ion, T.J.I. Moisis, M. Paju and J. Johansson, *Mater. Sci. Tech.*, 1992, vol. 8, p. 799.
18. O.A. Sandven, *Laser Surface Hardening, A.S.M. Handbook*, 1991, vol. 4, A.S.M. International, Materials Park, Ohio.
19. Α. Κατσαμάς, *Διπλωματική Εργασία*, 1996, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, Βόλος.
20. A.I. Katsamas, A.D. Zervaki and G.N. Haidemenopoulos, *Balkantrib '96 2<sup>nd</sup> International Conference on Tribology Proceedings*, 1996, ed. K.D. Bouzakis, p. 412.
21. A.I. Katsamas, A.D. Zervaki and G.N. Haidemenopoulos, *Steel Res.*, 1997, vol. 68, p. 119.
22. G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, 1990, A.S.M. International, Materials Park, Ohio.
23. H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in Steels*, 1984, 2<sup>nd</sup> ed., Butterworth & Co., London.
24. R.W.K. Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties*, 1981, A.S.M., Materials Park, Ohio.
25. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, *J. Balk. Trib. Assoc.*, 1998, vol. 4, p. 129.
26. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, *Surf. Coat. Tech.*, 1999, vol. 115, p. 249.

27. Y. Arata, K. Inoue, H. Maruo and I. Miyamoto, *Application of Laser for Material Processing – Heat Flow in Laser Hardening, Plasma, Electron and Laser-Beam Technology*, 1986, ed. Y. Arata, A.S.M., Materials Park, Ohio.
28. C.A. Stickels, *Gas Carburizing*, A.S.M. Handbook, 1991, vol. 4, A.S.M. International, Materials Park, Ohio.
29. R.W. Foreman, *Pack Carburizing*, A.S.M. Handbook, 1991, vol. 4, A.S.M. International, Materials Park, Ohio.
30. A.D. Godding, *Liquid Carburizing and Cyaniding*, A.S.M. Handbook, 1991, vol. 4, A.S.M. International, Materials Park, Ohio.
31. D.A. Porter and K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 1992, 2<sup>nd</sup> ed., Chapman and Hall, London.
32. R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 1973, 2<sup>nd</sup> ed., Brooks/Cole Engineering Division, Monterey, California.
33. G.L. Tibbetts, *J. Appl. Phys.*, 1980, vol. 51, p. 4813.
34. M. Carbucicchio, G. Meazza, G. Palombarini and G. Sambogna, *J. Mater. Sci.*, 1983, vol. 18, p. 1543.
35. A.M. Walker, D.R.F. West and W.M. Steen, *Metall. Tech.*, 1984, vol. 11, p. 399.
36. A. Walker, H.M. Flower and D.R.F. West, *J. Mater. Sci.*, 1985, vol. 20, p. 989.
37. P. Canova and E. Ramous, *J. Mater. Sci.*, 1986, vol. 21, p. 2143.
38. M. Tayal and K. Mukherjee, *Mat. Sci. Eng.*, 1994, vol. A174, p. 231.
39. B. Grünenwald, E. Bischoff, J. Shen and F. Dausinger, *Mat. Sci. Tech.*, 1992, vol. 8, p. 637.
40. C.W. Draper and C.A. Ewing, *J. Mater. Sci.*, 1984, vol. 19, p. 3815.
41. M. Tayal and K. Mukherjee, *Scripta Met. Mater.*, 1993, vol. 29, p. 1279.
42. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, *The Coatings in Manufacturing Engineering 1<sup>st</sup> International Conference Proceedings*, 1999, ed. K.D. Bouzakis, H.K. Toenshoff and M. Geiger, p. 445.
43. *Case Hardening Steels*, A.S.M. Handbook, 1991, vol. 9, p. 217.
44. G. Sayegh, *Welding*, Handbook of the EuroLaser Academy, 1998, ed. D. Schuöcker, vol. 2, Chapman and Hall, London.
45. H. Hügel and F. Dausinger, *Interaction Phenomena*, Handbook of the EuroLaser Academy, 1998, ed. D. Schuöcker, vol. 2, Chapman and Hall, London.
46. H.S. Carslaw and J.C. Jaeger, *Conduction of Heat in Solids*, 1959, 2<sup>nd</sup> ed., Oxford University Press, London.
47. M. Davis, P. Kapadia, J. Dowden, W.M. Steen and C.H.G. Courtney, *J. Phys. D.: Appl. Phys.*, 1986, vol. 19, p. 1981.
48. M. Tayal and K. Mukherjee, *Laser Materials Processing – IV*, 1994, ed. J. Mazumder, K. Mukherjee and B.L. Mordike, T.M.S.

- 49 V.J. Papazoglou, Ph.D. Thesis, 1981, Dept. of Ocean Engineering, M.I.T., Boston, MA.
- 50 C. Hu and T.N. Baker, *Acta Metall. Mater.*, 1995, vol. 43, p. 3563.
- 51 B.W. Gu, T.C. Ma, S.K. Brown and L. Mannik, *Mater. Sci. Tech.*, 1994, vol. 10, p. 425.
- 52 S.J. Sharkey, W.M. Steen and D.J. Brookfield, *ICALEO*, 1990, p. 441.
- 53 G.R.B.E. Romer and J. Meijer, *Opt. Quant. Electr.*, 1995, vol. 27, p. 1397.
- 54 K.-K. Yoon, W.-B. Kim and S.-J. Na, *Surf. Coat. Tech.*, 1996, vol. 78, p. 157.
- 55 S.-J. Na and Y.-S. Yang, *Surf. Coat. Tech.*, 1988, vol. 34, p. 319.
- 56 ABAQUS, Hibbitt, Karlsson & Sorensen Inc., Pawtucket, RI.
- 57 Y.S. Sun, C.I. Weng, T.C. Chen and W.L. Li, *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1996, vol. 35, p. 3658.
- 58 P. Laurens, C. Dubouchet, D. Kechemair, F. Coste and L. Sabatier, *J. Phys. D*, 1996, vol. 29, p. 225.
- 59 C. Saint-Catherine, M. Jeandin, D. Kechemair, J.-P. Ricaud et al., *J. Phys. D*, 1991, vol. 1, p. 151.
- 60 P.S. Myers, O.A. Uyehara and G.L. Borman, *Fundamentals of Heat Flow in Welding*, Welding Research Council Bulletin, July 1967, no. 123.
- 61 THERSYST, Thermochemical database
- 62 M.A. Grossman and E.C. Bain, *Principles of Heat Treatment*, 1964, A.S.M., Materials Park, Ohio.
- 63 R.R. Judd and H.W. Paxton, *Trans. TMS-AIME*, 1968, vol. 242, p. 206.
- 64 G.R. Speich and A. Szirmai, *Trans. TMS-AIME*, 1969, vol. 245, p. 1063.
- 65 N.C. Law and D.V. Edmonds, *Metall. Trans. A*, 1980, vol. 11A, p. 33.
- 66 C.I. Garcia and A.J. Deardo, *Metall. Trans. A*, 1981, vol. 12A, p. 521.
- 67 K.-E. Thelning, *Steel and its Heat Treatment*, 1984, 2<sup>nd</sup> ed., Butterworths, London.
- 68 K.J. Albutt and S. Garber, *J.I.S.I.*, 1966, vol. 204, p. 1217.
- 69 A. Jacot and M. Rappaz, *Acta Mater.*, 1997, vol. 45, p. 575.
- 70 A. Dinsdale, *CALPHAD*, 1991, vol. 15, p. 317.
- 71 P. Gustafson, *Scan. J. Metall.*, 1985, vol. 14, p. 259.
- 72 W. Huang, *Metall. Trans. A*, 1990, vol. 21A, p. 2115.
- 73 J.-O. Andersson, *CALPHAD*, 1988, vol. 12, p. 9.
- 74 J.-O. Andersson, *Metall. Trans. A*, 1988, vol. 19A, p. 627.
- 75 W. Huang, *TRITA-MAC*, 1990, no. 441.
- 76 A. Dinsdale, *SGTE Data for Pure Elements*, NPL Report, 1989, DMA(A) 195.
- 77 J. Ågren, *Scripta Met.*, 1986, vol. 20, p. 1507.
- 78 B. Jönsson, *TRITA-MAC*, 1994, no. 561.
- 79 B. Jönsson, *Z. Metallkunde*, 1994, vol. 85, p. 498.
- 80 B. Jönsson, *Z. Metallkunde*, 1992, vol. 83, p. 349.
- 81 H. Du and J. Ågren, *Z. Metallkunde*, 1995, vol. 86, p. 522.
- 82 J.W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*, 1975, 2<sup>nd</sup> ed., Pergamon Press, Oxford.

83. E.E. Underwood, *Quantitative Stereology*, 1970, Addison-Wesley Publishing, Reading, MA.
84. S.A. Saltykov, *Stereology*, 1967, ed. H. Elias, Springer-Verlag, London.
85. G.F. Vander Voort, *Metallography Principles and Practice*, 1984, McGraw-Hill, New York.
86. A.S.T.M., Designation E 112-88: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 1988.
87. A.S.T.M., Designation E 562-89: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, 1989.
88. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi, *Trans. ISIJ*, 1987, vol. 27, p. 570.
89. G. Haidemenopoulos and K. Papadimitriou, *Steel Res.*, 1995, vol. 66, p. 433.
90. A.N. Vasilakos, K. Papamantellos, G.N. Haidemenopoulos and W. Bleck, *Steel Res.*, 1999, vol. 70, p. 466.
91. A.I. Katsamas, A.N. Vasilakos and G.N. Haidemenopoulos, "Simulation of Intercritical Annealing in Low-Alloy TRIP Steels", υποβλήθηκε για δημοσίευση στο περιοδικό *Steel Research*.
92. J.-O. Andersson and J. Ågren, *TRITA-MAC*, 1990, no. 436.
93. T. Åkermark, *Diploma Work*, 1991, KTH, Stockholm.
94. B. Jönsson, *Z. Metallkunde*, 1994, vol. 85, p. 502.
95. J. Ågren, *J. Phys. Chem. Solids*, 1982, vol. 43, p. 385.
96. J. Ågren, A new numerical method to solve coupled diffusion equations, *Rapportserie D*, 1987, no. 84, Institutionen för Metallografi, KTH, Stockholm.



## ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΣΕ ΠΕΡΙΟΔΙΚΑ ΜΕ ΚΡΙΤΕΣ

1. A.I. Katsamas, A.D. Zervaki and G.N. Haidemenopoulos, Laser-Beam Surface Transformation Hardening of Hypoeutectoid Ck-60 Steel, Steel Research, 1997, vol. 68, no. 3, p. 119-124.
2. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Laser Transformation Hardening of Ck-45 and Ck-60 Plain Carbon Steels, J. Balk. Trib. Assc., 1998, vol. 4, no. 3, p. 129-140.
3. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Surface Hardening of Low-Alloy 15CrNi6 Steel by CO<sub>2</sub> Laser-Beam, Surface and Coatings Technology, 1999, vol. 115, no. 2-3, p. 249-255.
4. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Laser-Beam Carburizing of Low-Alloy Steels, έχει γίνει δεκτή για δημοσίευση στο περιοδικό Surface and Coatings Technology.
5. A.I. Katsamas, A.N. Vasilakos and G.N. Haidemenopoulos, Simulation of Intercritical Annealing in Low-Alloy TRIP Steels, έχει υποβληθεί για δημοσίευση στο περιοδικό Steel Research.

## ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΣΕ ΠΡΑΚΤΙΚΑ ΣΥΝΕΔΡΙΩΝ

1. A.I. Katsamas, G.N. Haidemenopoulos and A.D. Zervaki, Laser Transformation Hardening of Hypoeutectoid Ck-60 Steel, Balkantrib '96, 2<sup>nd</sup> International Conference on Tribology Proceedings, 1996, ed. K.D. Bouzakis, p. 412-418.
2. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Laser Transformation Hardening of Low-Alloy Steels, Balkantrib '99, 3<sup>rd</sup> International Conference on Tribology Proceedings, 1999, vol. 2, p. 41-48.
3. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Modeling of Austenite Formation in Rapidly Heated Hypoeutectoid Steels based on Computational Kinetics, EUROMAT 99, International Conference Proceedings, 1999, ed. H. Dimigen, vol. 11.
4. A.I. Katsamas and G.N. Haidemenopoulos, Laser Carbon Surface Alloying of a 15CrNi6 Low-Alloy Steel, The Coatings in Manufacturing Engineering, 1<sup>st</sup> International Conference Proceedings, 1999, ed. K.D. Bouzakis, H.K. Toenshoff and M. Geiger, p. 445-454.

