



Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο  
Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών  
Κατεύθυνση Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών  
Εργαστήριο Φυσικής Μεταλλουργίας

## Διπλωματική Εργασία

# ΙΔΕΕΣ ΓΙΑ ΧΑΜΗΛΟΥ ΒΑΡΟΥΣ ΚΑΤΑΣΚΕΥΑΣΤΙΚΑ ΜΕΡΗ ΑΠΟ ΧΑΛΥΒΕΣ ΓΙΑ ΧΡΗΣΗ ΣΤΗΝ ΑΥΤΟΚΙΝΗΤΟΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑ

Αλέξανδρος Κ. Μπάνης

Πραγματοποιήθηκε στο Institute of Ferrous Metallurgy του  
RWTH Aachen University

Επιβλέποντες (ΙΕΗΚ): Univ. Prof. Dr.-Ing. W. Bleck,  
M. Sc. Jan Roik

Επιβλέποντες (ΕΜΠ): Dr.-Ing. Σ. Παπαευθυμίου,  
Επίκουρος Καθηγητής

Aachen, Αθήνα 2016





Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο  
Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών  
Κατεύθυνση Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών  
Εργαστήριο Φυσικής Μεταλλουργίας

## Διπλωματική Εργασία

# ΙΔΕΕΣ ΓΙΑ ΧΑΜΗΛΟΥ ΒΑΡΟΥΣ ΚΑΤΑΣΚΕΥΑΣΤΙΚΑ ΜΕΡΗ ΑΠΟ ΧΑΛΥΒΕΣ ΓΙΑ ΧΡΗΣΗ ΣΤΗΝ ΑΥΤΟΚΙΝΗΤΟΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑ

Αλέξανδρος Κ. Μπάνης

Πραγματοποιήθηκε στο Institute of Ferrous Metallurgy του  
RWTH Aachen University

Επιβλέποντες (ΙΕΗΚ): Univ. Prof. Dr.-Ing. W. Bleck,  
M. Sc. Jan Roik

Επιβλέποντες (ΕΜΠ): Dr.-Ing. Σ. Παπαευθυμίου,  
Επίκουρος Καθηγητής

Aachen, Αθήνα 2016





Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο  
Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών  
Κατεύθυνση Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών  
Εργαστήριο Φυσικής Μεταλλουργίας

ΙΔΕΕΣ ΓΙΑ ΧΑΜΗΛΟΥ ΒΑΡΟΥΣ  
ΚΑΤΑΣΚΕΥΑΣΤΙΚΑ ΜΕΡΗ ΑΠΟ ΧΑΛΥΒΕΣ  
ΓΙΑ ΧΡΗΣΗ ΣΤΗΝ  
ΑΥΤΟΚΙΝΗΤΟΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑ

Αλέξανδρος Κ. Μπάνης

Επιβλέποντες (ΙΕΗΚ): Univ. Prof. Dr.-Ing. W. Bleck,  
M. Sc. Jan Roik

Επιβλέποντες (ΕΜΠ): Dr.-Ing. Σ. Παπαευθυμίου,  
Επίκουρος Καθηγητής

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_

Γεώργιος Φούρλαρης, Καθηγητής \_\_\_\_\_

Δημήτριος Πάνιας, Καθηγητής \_\_\_\_\_

Σπυρίδων Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής, \_\_\_\_\_



*Στους γονείς μου*





## Ευχαριστίες

Η παρούσα εργασία πραγματοποιήθηκε στο πλαίσιο του Προγράμματος Erasmus+, στο Institute of Ferrous Metallurgy του RWTH Aachen University, με την έγκριση και αποδοχή της από τον Univ.-Prof. Dr.-Ing Wolfgang Bleck, στον οποίο οφείλω την ολοκλήρωσή της και τον οποίο ευχαριστώ θερμά.

Ωστόσο η ολοκλήρωση αυτής της εργασίας δεν θα ήταν εφικτή χωρίς την καθοδήγηση και επίβλεψη του Επίκουρου Καθηγητή κ. Σπυρίδωνα Παπαευθυμίου στον οποίο οφείλω βαθύτατες ευχαριστίες, όπως και στον Καθηγητή Γεώργιο Φούρλαρη, στον οποίο οφείλω ένα μεγάλο μέρος των ακαδημαϊκών και επιστημονικών βάσεων στο συγκεκριμένο αντικείμενο που μου επέτρεψαν να διεξάγω και να ολοκληρώσω την παρούσα διπλωματική εργασία.

Θα ήθελα επίσης να ευχαριστήσω τον M. Sc. Jan Roik ο οποίος επέβλεψε από την αρχή την εργασία μου και για την καθοδήγηση και τις διορθώσεις καθώς και για το γεγονός ότι διευκόλυνε την ένταξή μου στο εργασιακό περιβάλλον του Πανεπιστημίου και την παραμονή μου στο Άαχεν. Θα ήθελα επίσης να ευχαριστήσω τον M. Sc. A. Σεραφείμ για τις πολλές και καρποφόρες συζητήσεις που είχαμε για το θέμα μου. Ευχαριστώ θερμά όλο το τεχνικό προσωπικό που συνέβαλε στην προετοιμασία και καθοδήγηση των πειραμάτων που πραγματοποιήθηκαν στο πλαίσιο της εργασίας μου στο Άαχεν. Ιδιαίτερα στην κυρία Martina Sparrer για τη βοήθειά της σε διοικητικά θέματα που ανέκυψαν πριν και μετά την άφιξή μου. Όπως επίσης ευχαριστώ και τους υπαλλήλους του Erasmus+ στα γραφεία τόσο των Αθηνών όσο και του Άαχεν μέσω του οποίου κατέστη εφικτή η έρευνα και η παραμονή μου στο RWTH Aachen University.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω επίσης τον αδερφό μου και τους φίλους μου στην Αθήνα και το Άαχεν που με στήριζαν και με έκαναν να νιώθω άνετα κατά τη διαμονή μου στο εξωτερικό και βρίσκονταν στο πλευρό μου όποτε τους χρειαζόμουν.

Τέλος, θα ήθελα να αφιερώσω αυτή την εργασία στους γονείς μου που με έκαναν το άτομο που είμαι σήμερα και με την επιμονή και υπομονή τους αλλά

και με την ατελείωτη αγάπη τους με ώθησαν να προχωρώ πάντα μπροστά για  
όλη μου τη ζωή.

## Πίνακας Περιεχομένων

1. Περίληψη .....	1
2. Εισαγωγή.....	4
3. Θεωρητικό μέρος .....	6
3.1. Advanced High Strength Steels (AHSS).....	6
3.1.1. Διφασικοί Χάλυβες .....	6
3.2. Εξέλιξη της μικροδομής κατά την ανόπτηση στη διφασική περιοχή....	9
3.2.1. Ανακρυστάλλωση του φερρίτη και μέγεθος κόκκων φερρίτη .....	9
3.2.2. Πυρήνωση του ωστενίτη .....	11
3.2.3. Ανάπτυξη του ωστενίτη.....	11
3.2.4. Σκλήρυνση φερρίτη-μαρτενσίτη .....	12
3.2.5. Μετασχηματισμοί του ωστενίτη κατά την ψύξη .....	14
3.2.6. Θερμοκρασία μετασχηματισμού του μαρτενσίτη .....	14
3.3. Χαρακτηριστικά αντοχής διφασικών χαλύβων.....	15
3.3.1. Επίδραση της εκλέπτυνσης κόκκου.....	16
3.3.2. Επίδραση της αντοχής του φερρίτη .....	18
3.3.3. Επίδραση της σκληρότητας του μαρτενσίτη .....	19
3.3.4. Επίδραση του υπολειπόμενου ωστενίτη .....	19
3.3.5. Σκλήρυνση με κατακρήμνιση του φερρίτη.....	19
3.4. Παράμετροι ανόπτησης και σκλήρυνσης.....	20
3.4.1. Επίδραση της αρχικής μικροδομής.....	20
3.4.2. Επίδραση του ρυθμού θέρμανσης.....	21
3.4.3. Επίδραση της θερμοκρασίας ανόπτησης .....	22
3.4.4. Επίδραση του ρυθμού ψύξης.....	23
3.5. Κραματικά στοιχεία σε DP χάλυβες.....	24
3.5.1. Άνθρακας.....	26
3.5.2. Μαγγάνιο .....	27
3.5.3. Πυρίτιο .....	28
3.5.4. Αλουμίνιο.....	29
3.5.5. Μολυβδαίνιο .....	30
3.5.6. Χρώμιο.....	31
3.5.7. Μικροκραματικά στοιχεία .....	31
4. Πειραματικές διαδικασίες .....	34
4.1. Σχεδιασμός της έρευνας.....	34
4.2. Υλικά .....	35
4.2.1. Κραματικά στοιχεία.....	35

## Πίνακας Περιεχομένων

---

4.1.2	Χαρακτηριστικά των χαλύβων κατά την παραλαβή τους .....	36
4.3.	Πειράματα προσομοίωσης.....	37
4.3.1.	Προσομοίωση σε Υπολογιστή.....	37
4.3.2.	Μετρήσεις διαστολομετρίας .....	37
4.4.	Πειράματα σε λουτρά τηγμένου άλατος .....	42
4.4.1.	Δοκιμή εφελκυσμού .....	46
4.4.2.	Δοκιμή κάμψης.....	47
4.4.3.	Σκληρότητα.....	51
4.4.4.	Μεταλλογραφία .....	52
5.	Αποτελέσματα .....	53
5.1.	Θερμοδυναμική προσομοίωση.....	53
5.2.	Πειράματα διαστολομετρίας.....	55
5.2.1.	Μεταβολή του ρυθμού ψύξης μέχρι τη θερμοκρασία βαφής.....	55
5.2.2.	Μεταβολή του ρυθμού θέρμανσης .....	58
5.2.3.	Μεταβολή της θερμοκρασίας ανόπτησης .....	60
5.2.4.	Μεταβολή της Θερμοκρασίας Βαφής .....	63
5.3.	Αποτελέσματα μικροσκοπίας SEM.....	65
5.3.1.	Μικρογραφίες SEM του DP_Nb για τα πειράματα διαστολομετρίας.....	65
5.3.2.	Μικρογραφίες SEM του DP_CrMo για τα πειράματα διαστολομετρίας.....	67
5.3.3.	Μικρογραφίες SEM του DP_AlNb για τα πειράματα διαστολομετρίας.....	69
5.4.	Μηχανικές δοκιμές .....	71
5.4.1.	Επίδραση του χρόνου γήρανσης .....	72
5.4.2.	Επίδραση της θερμοκρασίας γήρανσης .....	75
5.4.3.	Δοκιμή κάμψης .....	81
6.	Συζήτηση .....	83
6.1.	Μηχανικές δοκιμές .....	83
6.1.1.	Επίδραση της γήρανσης .....	83
6.1.2.	Επίδραση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη .....	90
6.2.	Πειράματα διαστολομετρίας.....	91
6.2.1.	Εξέλιξη της μικροδομής.....	91
6.2.2.	Επίδραση των παραμέτρων της ανόπτησης.....	92
7.	Συμπεράσματα .....	94
8.	Μελλοντικές προτάσεις .....	95
9.	Βιβλιογραφική Ανασκόπηση .....	96

### 1. Περίληψη

Οι Διφασικοί Χάλυβες (**DP steels**) χρησιμοποιούνται ευρέως στην αυτοκινητοβιομηχανία. Καθώς οι τρέχουσες και μελλοντικές κατευθύνσεις απαιτούν τον συνδυασμό υψηλής αντοχής και ολκιμότητας, όπως και δυνατότητας μορφοποίησης, αναπτύσσονται νέοι, υψηλής αντοχής τύποι με σκοπό τη βελτίωση των ιδιοτήτων οι οποίες θεωρούνται απαραίτητες σύμφωνα με τις υποδείξεις των παραγωγών. Οι τύποι διφασικών χαλύβων που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτήν την εργασία περιέχουν κραματικά στοιχεία που ενισχύουν αυτές τις ιδιότητες όπως τα Al, Nb, Cr and Mo. Περιέχουν δε μικρό ποσοστό άνθρακα ώστε να προσδώσουν υψηλότερες τιμές ολκιμότητας εις βάρος της σκληρότητας και της αντοχής.

Σκοπός της εργασίας είναι η διερεύνηση της επίδρασης διαφορετικών παραμέτρων στις ιδιότητες τεσσάρων διαφορετικών τύπων DP χαλύβων. Αυτές οι παράμετροι είναι κυρίως οι χρόνοι και οι θερμοκρασίες ανόπτησης, καθώς και οι χρόνοι και οι θερμοκρασίες γήρανσης. Διερευνήθηκε επίσης η επίδραση του ρυθμού θέρμανσης και ψύξης σε πειράματα προσομοίωσης. Τα αποτελέσματα όλων αυτών των πειραμάτων αναλύθηκαν με μέσα μεταλλογραφίας στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (**SEM**) και με δοκιμές εφελκυσμού και κάμψης.

Σκοπός της έρευνας ήταν να επιτευχθεί ο καλύτερος συνδυασμός ιδιοτήτων και κυρίως υψηλές αντοχές, στο εύρος των 1000 και 1200 MPa, οι οποίες καθιστούν τους συγκεκριμένους χάλυβες κατάλληλους για εφαρμογή σε διάφορα μέρη των οχημάτων, όπου απαιτούνται υψηλές αντοχές, όπως το B-pillar και τα roof rails. Πολυάριθμα φαινόμενα διαδραματίζουν σημαντικό ρόλο στην εξέλιξη της μικροδομής, όπως επίσης και στη δύναμη και επιμήκυνση. Η εξέλιξη της μικροδομής και οι ιδιότητες επηρεάζονται από τη σύσταση των χαλύβων και τις παραμέτρους της ανόπτησης και της γήρανσης. Μεγάλη επίδραση στις ιδιότητες του χάλυβα έχει η πυκνότητα των διαταραχών, η οποία επηρεάζεται επίσης από το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη και τη χημική σύσταση του χάλυβα.

Το συμπέρασμα της εργασίας είναι ότι οι μηχανικές ιδιότητες των χαλύβων δεν βελτιστοποιούνται με την αύξηση των θερμοκρασιών και του χρόνου αλλά είναι

## Περίληψη

---

ο συνδυασμός αυτών των δύο παραμέτρων ο οποίος αποδίδει το μέγιστο των δυνατοτήτων τους. Παρατηρούμε δηλαδή ότι η δυνατότητα διαφοροποίησης των μηχανικών ιδιοτήτων μέσω μικρών μόνο αλλαγών στις παραμέτρους της θερμικής επεξεργασίας μπορεί να οδηγήσει σε καινοτόμες εφαρμογές των διφασικών χαλύβων στην αυτοκινητοβιομηχανία.

### **Abstract**

Dual-Phase steels are being used all over the automotive industry and new, high strength concepts are being proposed in order to improve the properties that are being required by the automakers. The current and future trends demand a good combination of strength and ductility and also good formability. The concepts used in this thesis include alloys that enhance these properties such as Al, Nb, Cr and Mo. They are of low carbon percentage in order to improve the ductility in expense of hardness and strength.

The purpose of the thesis is to investigate the influence of different parameters on the properties of four different dual phase concepts. These parameters are mainly the annealing times and temperatures and tempering times and temperatures as well. The influence of heating and cooling rates was also investigated in simulation experiments. The results of all these experiments were analyzed with means of metallography and scanning electron microscopy as well as tensile and bending testing.

The efforts of this research were focused to the achievement of the best combination of properties, with the most important being the high strengths in the range of 1000 and 1200 MPa, that make the current grades suitable for application in different parts of the vehicle, where high strengths are required such as the B pillar and the roof rails. Numerous phenomena play an important role on the evolution of microstructure as well as on the strength and elongation. The microstructure evolution and properties are affected by the composition of the steels and the annealing and tempering parameters. A great influence of the properties of the steel is on the dislocation density, which is also affected by the martensite volume fraction and the chemical composition of the steel.

The conclusion of the thesis is that the mechanical properties are not optimizing with increasing tempering temperatures and times but they can reach a maximum potential for a combination of these parameters. This can lead to a breakthrough in the application of DP steels in the automotive industry with the ability of varying the mechanical properties with only small changes in the heat treatment parameters.

## 2. Εισαγωγή

Τα σύγχρονα παγκόσμια πρότυπα επικεντρώνονται στην ανάγκη βελτίωσης της ασφάλειας σε περίπτωση σύγκρουσης, την αύξηση της οικονομίας καυσίμων και στη μείωση των εκπομπών ρύπων CO<sub>2</sub>. Αυτές οι ανάγκες οδήγησαν τους παραγωγούς αυτοκινήτων στην ανάπτυξη υλικών που ανταποκρίνονται σε αυτά τα δεδομένα, ενώ συγχρόνως μπορούν να εφαρμοστούν και να κατασκευαστούν βιομηχανικά. Η ανάπτυξη της οικογένειας των Advanced High Strength Steels (**AHSS**) κάλυψε ακριβώς όλα αυτά τα κριτήρια που αφορούν στην εξισορρόπηση των επιδόσεων, την ασφάλεια, την απόδοση καυσίμου, τις προσιτές τιμές, την περιβαλλοντική συμβατότητα και την προσέλκυση των καταναλωτών. Η τρέχουσα έρευνα αποσκοπεί στη βελτίωση των ιδιοτήτων του χάλυβα, ώστε να υπάρξουν ασφαλέστερα και ελαφρύτερα οχήματα. Οι κύριες ιδιότητες που χρειάζεται να βελτιωθούν προς αυτό είναι η αντοχή και η ολκιμότητα.

Οι διφασικοί χάλυβες χρησιμοποιούνται κατά κύριο λόγο στην αυτοκινητοβιομηχανία, η παρούσα εργασία δε θα επικεντρωθεί σε τέσσερις τύπους υψηλής περιεκτικότητας σε μαρτενσίτη που αποσκοπούν σε όριο θραύσης 1000 και 1200 MPa. Όλες οι περιπτώσεις χαλύβων υποβλήθηκαν σε ψυχρή έλαση και περιείχαν διαφορετικά ποσοστά C, Si, Mn, Cr, Mo, Al και άλλων μικροκραματικών στοιχείων. Μολονότι οι διφασικοί χάλυβες έχουν διερευνηθεί διεξοδικά τις τελευταίες δεκαετίες, εν τούτοις οι υψηλής αντοχής διφασικοί χάλυβες με όριο θραύσης 1000 και 1200 MPa μελετώνται ακόμα. Οι Bleck και Παπαευθυμίου έχουν διερευνήσει την επίδραση της σύστασης κατά όγκο σε μαρτενσίτη και τη συμβολή του στην αντοχή των διφασικών χαλύβων (Bleck et al. 2004). Πιο συγκεκριμένα, έφτασαν στο συμπέρασμα ότι στις περιπτώσεις διφασικών χαλύβων με κλάσμα όγκου μαρτενσίτη υψηλότερο από 30 %, η ολκιμότητα των χαλύβων μειώνεται σε μεγάλο ποσοστό. Παρόλα αυτά, με σκοπό να επιτευχθούν αντοχές των 1200 MPa, το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη πρέπει να αυξηθεί στα 80%. Αυτό μειώνει την ολκιμότητα, οπότε για να αυξηθεί εκ νέου πρέπει να διεξαχθούν διαδικασίες υπεργήρανσης. Από την άλλη πλευρά, οι Mein και Φούρλαρης έχουν διερευνήσει την επίδραση της προσθήκης αλουμινίου σε διφασικούς χάλυβες (Mein et al. 2012). Η επίδραση



## Εισαγωγή

---

αυτή θα έχει σημαντικό ρόλο στην παρούσα έρευνα εφόσον οι προσθήκες αλουμινίου επηρεάζουν τις θερμοκρασίες μετασχηματισμού του φερρίτη και ωστενίτη.

Οι παράμετροι οι οποίες διερευνώνται είναι οι ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης, οι θερμοκρασίες ανόπτησης, βαφής και γήρανσης, καθώς και ο χρόνος της γήρανσης. Λογισμικό προσομοίωσης και πειράματα διαστολομετρίας χρησιμοποιήθηκαν ώστε να καθοδηγήσουν την επιλογή των θερμοκρασιών και χρόνων που έπρεπε να χρησιμοποιηθούν στα πειράματα στα λουτρά άλατος. Σε αυτά εκτελέστηκαν θερμικές επεξεργασίες, όπως ανόπτηση και γήρανση, ώστε να γίνει ανάλυση της επίδρασης των διαφορετικών παραμέτρων. Τέλος, τα δείγματα αξιολογήθηκαν μέσω δοκιμών σκληρότητας, κάμψης και εφελκυσμού, καθώς και με μεταλλογραφικές μεθόδους

### 3. Θεωρητικό μέρος

#### 3.1. Advanced High Strength Steels (AHSS)

Τα προβλήματα ασφάλειας και περιβάλλοντος τα οποία πρέπει να επιλυθούν στη βιομηχανία των αυτοκινήτων οδήγησαν στην ανάπτυξη των Advanced High Strength Steels. Αυτοί οι χάλυβες είναι σύνθετα, εκλεπτυσμένα υλικά με καθορισμένη χημική σύνθεση και πολυφασικές μικροδομές που είναι αποτέλεσμα ελεγχόμενων διεργασιών θέρμανσης και ψύξης. Διάφοροι μηχανισμοί σκλήρυνσης δοκιμάζονται ώστε να επιτευχθεί ένα επιθυμητό εύρος αντοχής, ολκιμότητας, σκληρότητας και κόπωσης. Αυτοί οι χάλυβες είναι εξαιρετικά ελαφρείς και κατασκευασμένοι ώστε να πληρούν τους κανονισμούς ασφαλείας, μειωμένων εκπομπών και σταθερής απόδοσης σε προσιτό κόστος.

Οι AHSS είναι μια οικογένεια χαλύβων που περιλαμβάνει τους Dual Phase (DP), Complex-Phase (CP), Ferritic-Bainitic (FB), Martensitic (MS), Transformation-Induced Plasticity (TRIP), Hot Formed (HF) and Twinning-Induced Plasticity (TWIP). Όλοι τους ανήκουν στην 1<sup>η</sup> και 2<sup>η</sup> γενιά AHSS και μπορούν να καλύψουν τις λειτουργικές απαιτήσεις απόδοσης ορισμένων εξαρτημάτων. Πιο συγκεκριμένα, οι DP και TRIP χάλυβες χρησιμοποιούνται στις ζώνες παραμόρφωσης των αυτοκινήτων λόγω της δυνατότητάς τους να απορροφούν υψηλά ποσοστά ενέργειας. Για την καμπίνα των επιβατών χρειάζονται χάλυβες εξαιρετικά υψηλής αντοχής για τη βελτίωση της ασφάλειας. Τέτοιου είδους χάλυβες είναι συνήθως οι μαρτενσιτικοί και οι βασισμένοι στο βόριο Press Hardened Steels (PHS).

##### 3.1.1. Διφασικοί Χάλυβες

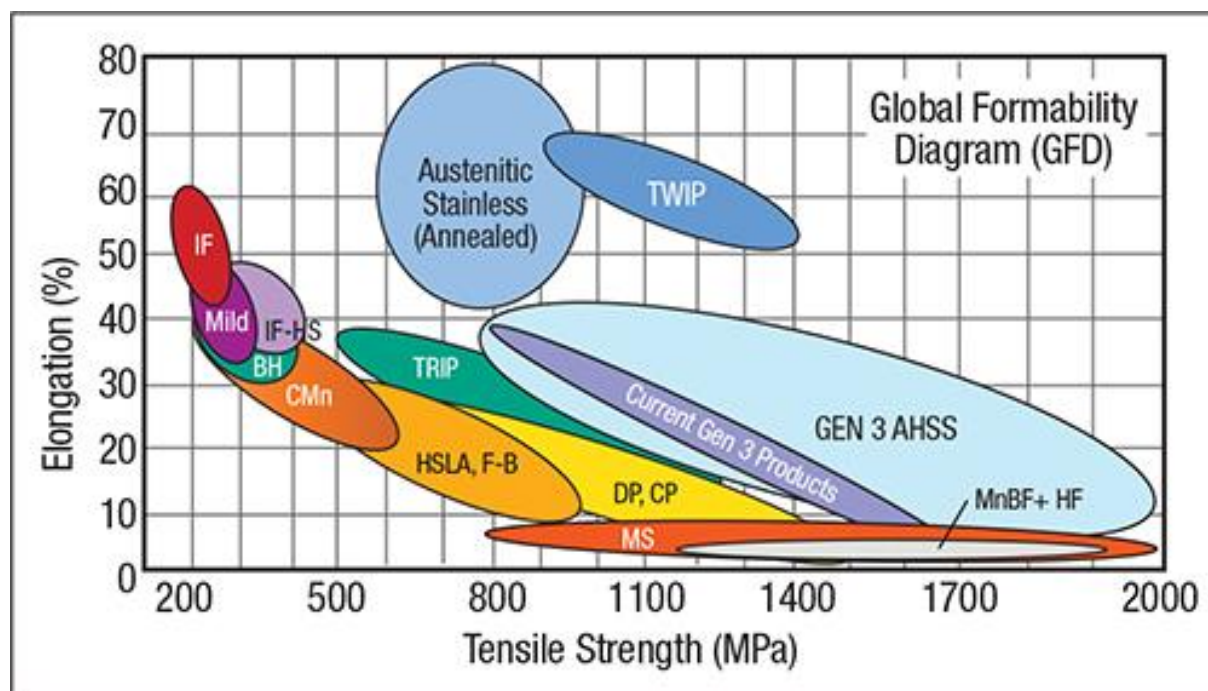
Οι DP χάλυβες αποτελούνται από μια φερριτική μήτρα που περιέχει μια δεύτερη φάση σκληρού μαρτενσίτη σε μορφή νησίδων. Σε γενικές γραμμές, αν αυξηθεί το κλάσμα όγκου της δεύτερης σκληρής φάσης, μπορεί να αυξηθεί η αντοχή του υλικού. Οι διφασικοί χάλυβες παράγονται με ελεγχόμενη ψύξη είτε από την ωστενιτική φάση σε προϊόντα θερμής έλασης ή από την περιοχή των δύο φάσεων ωστενίτη και φερρίτη για συνεχώς ανοπτημένα προϊόντα ψυχρής έλασης και προϊόντα θερμής επικάλυψης. Με αυτόν τον τρόπο, μέρος του

## Θεωρητικό μέρος

---

ωστενίτη θα μετασχηματιστεί σε φερρίτη πριν την ταχεία ψύξη η οποία θα μετασχηματίσει τον ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Κάποιες άλλες φάσεις επίσης μπορούν να προκύψουν, όπως ο μπαινίτης και ο υπολειπόμενος ωστενίτης λόγω της διαδικασίας παραγωγής. Ανάλογα με τη σύσταση και την πορεία κατεργασίας, χάλυβες που απαιτούν ενισχυμένη ικανότητα αντίστασης στη δημιουργία ρωγμών μπορούν να έχουν μια μικροδομή που περιέχει σημαντικές ποσότητες μπαινίτη.

Παρατηρώντας τη μικροδομή ενός DP χάλυβα, διακρίνεται ότι η μαλακή φερριτική φάση είναι γενικά συνεχής, γεγονός που προσδίδει στον χάλυβα υψηλή ολκιμότητα. Όταν αυτοί οι χάλυβες παραμορφώνονται, όπως π.χ. σε μια σύγκρουση αυτοκινήτου, συγκεντρώνονται τάσεις στις χαμηλότερης αντοχής φερριτική φάση, η οποία περιβάλλει τις νησίδες του μαρτενσίτη. Με αυτόν τον τρόπο δημιουργείται η υψηλή τιμή εργοσκήρυνσης (n-value) αυτών των χαλύβων. Αυτός ο βαθμός εργοσκήρυνσης σε συνδυασμό με την εξαιρετική επιμήκυνση κάνει τους χάλυβες να έχουν πολύ υψηλότερο όριο διαρροής (UTS) από όσο οι συμβατικοί χάλυβες. Στην **Εικόνα 3-1** φαίνεται το εύρος των αντοχών και των επιμηκύνσεων που μπορούν να επιτευχθούν από τους DP χάλυβες, σε σύγκριση με άλλους τύπους χαλύβων 1<sup>ης</sup>, 2<sup>ης</sup> και 3<sup>ης</sup> γενιάς. Οι DP χάλυβες παρουσιάζουν υψηλότερο βαθμό εργοσκήρυνσης και τελική εφελκυστική αντοχή.



Εικόνα 3-1: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης DP χαλύβων σε σύγκριση με άλλους τύπους χαλύβων.

Στον Πίνακα 3-1, φαίνονται οι υπάρχουσες κατηγορίες DP χαλύβων και οι εφαρμογές τους στην αυτοκινητοβιομηχανία. Το όνομα των χαλύβων αποτελείται από τον τύπο του χάλυβα και δύο αριθμούς. Ο πρώτος υποδηλώνει το όριο διαρροής ενώ ο δεύτερος το όριο θραύσης.

Πίνακας 3-1: Εφαρμογές διαφόρων DP χαλύβων στα μέρη των αυτοκινήτων.

<b>DP300/500</b>	Roof outer, door outer, body side outer, package tray, floor panel
<b>DP350/600</b>	Floor panel, hood outer, body side outer, cowl, fender, floor reinforcements
<b>DP500/800</b>	Body side inner, quarter panel inner, rear rails, rear shock reinforcements
<b>DP600/980</b>	Safety cage components (B-pillar, floor panel tunnel, engine cradle, front sub-frame package tray, shotgun, seat
<b>DP700/1000</b>	Roof rails
<b>DP800/1180</b>	B-pillar upper

### 3.2. Εξέλιξη της μικροδομής κατά την ανόπτηση στη διφασική περιοχή

#### 3.2.1. Ανακρυστάλλωση του φερρίτη και μέγεθος κόκκων φερρίτη

Η θέρμανση χάλυβα που έχει δεχτεί ψυχρή έλαση στην διφασική περιοχή, όπου συνυπάρχουν φερρίτης και ωστενίτης, οδηγεί σε ανακρυστάλλωση του φερρίτη που καθορίζει το μέγεθος του κόκκου και τις ιδιότητες της φερριτικής φάσης. Όπως προαναφέρθηκε, ο ωστενίτης αρχικά σχηματίζεται σε σωματίδια σεμεντίτη κατά μήκος των ορίων των κόκκων φερρίτη. Παρόλα αυτά, η μετατροπή από την ωστενιτοποιημένη στην ανακρυσταλλωμένη φερριτική μήτρα αλλάζει ριζικά την τελική δομή.

Μια τυχαία χωρική κατανομή ωστενίτη παρατηρείται αν η ανακρυστάλλωση ολοκληρωθεί πριν την ωστενιτοποίηση. Σε μη ανακρυσταλλωμένη δομή, ο ωστενίτης διαμορφώνεται καταρχήν σε σωματίδια σεμεντίτη κατά μήκος των ορίων των μη ανακρυσταλλωμένων επιμηκυμένων κόκκων φερρίτη έτσι ώστε να οδηγήσει στον σχηματισμό ωστενίτη ευθυγραμμισμένου με την κατεύθυνση έλασης επιτρέποντας τη δημιουργία μορφολογίας με ζώνες (Azizi-Alizamini et al. 2011).

Η πυρήνωση και η ανάπτυξη του ωστενίτη συνοδεύονται από εμπλουτισμό σε άνθρακα. Ακόμα και σε αυτή την περίπτωση, ο μέγιστος εμπλουτισμός σε άνθρακα κατά την ανόπτηση στη διφασική περιοχή δεν προλαμβάνει τον μετασχηματισμό μαρτενσίτη κατά τη βαφή σε θερμοκρασία δωματίου. Περαιτέρω εμπλουτισμός σε άνθρακα πραγματοποιείται λοιπόν κατά έναν μερικό μπαινιτικό μετασχηματισμό, αν είναι υπαρκτός, σε συνεργασία με διάφορα μικροκραματικά στοιχεία. Ανάλογα με τον ρυθμό θέρμανσης στη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή, το ποσοστό της ανακρυστάλλωσης του φερρίτη και οι συνθήκες για την ωστενιτοποίηση διαφοροποιούνται σε μεγάλο βαθμό. Οι μικροδομές επηρεάζονται από τις συνθήκες επαναθέρμανσης. Για βραδύτερους ρυθμούς θέρμανσης, οι μικροδομές που προκύπτουν αποτελούνται από κόκκους μαρτενσίτη διεσπαρμένους μέσα σε ισοαξονικούς και ανακρυσταλλωμένους κόκκους φερρίτη. Επιπροσθέτως, το μέγεθος του κόκκου φερρίτη είναι μεγαλύτερο σε περίπτωση βραδύτερων ρυθμών

θέρμανσης. Το ποσό του ανακρυσταλλωμένου φερρίτη αυξάνεται ανάλογα με τον χρόνο εμφάνισης. Αυτή η αύξηση συμβαίνει εις βάρος του μη ανακρυσταλλωμένου φερρίτη και μαρτενσίτη. Επιπλέον, ο μετασχηματισμός του φερρίτη σε ωστενίτη γίνεται όταν προσεγγίζεται η ευτηκτοειδής θερμοκρασία. Αυτά τα δύο φαινόμενα λαμβάνουν χώρα με τις δικές τους κινητικές. Σε περίπτωση βραδείας θέρμανσης, η ωστενιτοποίηση αρχίζει μετά από το τέλος της ανακρυστάλλωσης του φερρίτη. Στην περίπτωση ταχείας θέρμανσης, αυτά τα φαινόμενα αλληλεπικαλύπτονται. Συνεπώς, η ανακρυστάλλωση του φερρίτη καθυστερεί σημαντικά ενώ η δημιουργία πυρήνων ωστενίτη φαίνεται ότι γίνεται σε μεγαλύτερο βαθμό. Μπορεί να υποθεθεί ότι ατέλειες παραμόρφωσης γίνονται πιθανά σημεία πυρήνωσης ωστενίτη εις βάρος της ανακρυστάλλωσης του φερρίτη. Αυτή η κατανομή εκλεπτυσμένων κατακρημνισμάτων ωστενίτη σταθεροποιεί την παραμορφωμένη δομή και έτσι καθυστερεί την ανακρυστάλλωση του φερρίτη. Όπως προαναφέρθηκε, το ποσοστό του ωστενίτη εξαρτάται από τη θερμοκρασία αναθέρμανσης και τον ρυθμό θέρμανσης. Επιπλέον, παρατηρήθηκε ότι το ποσοστό του ωστενίτη μειώνεται ανάλογα με τον χρόνο παραμονής στην περίπτωση της ταχείας θέρμανσης. Μπορεί να υποθεθεί ότι αυτά τα φαινόμενα προκαλούνται από μία αλλαγή στις θερμοδυναμικές συνθήκες που επικρατούν στη διεπαφή φερρίτη-ωστενίτη. Όσον αφορά στην ταχεία θέρμανση, ο ωστενίτης αρχίζει να δημιουργείται υπό συνθήκες ανισορροπίας. Επαρκής πυρήνωση και ταχεία ανάπτυξη οδηγούν σε μεγάλη ποσότητα ωστενίτη (Andrade-Carozzo et al. 2007).

Κατά την ανακρυστάλλωση, οι παραμορφωμένοι κόκκοι φερρίτη μετατρέπονται σε κόκκους πιο ισοαξονικούς. Το κλάσμα μαλάκυνσης του φερρίτη μπορεί να προκύψει από τη σκληρότητα:

$$X = \frac{H_0 - H}{H_0 - H_{Rex}} \quad \text{Εξ. 3-1}$$

Όπου  $H_0$  είναι η αρχική μικροσκληρότητα του φερρίτη στο ψυχρώς ελασμένο χάλυβα,  $H$  η μικροσκληρότητα μετά τη διεργασία της ανόπτησης και  $H_{Rex}$  η μικροσκληρότητα που αντιστοιχεί στον πλήρως ανακρυσταλλωμένο χάλυβα (Huang et al. 2004).

### 3.2.2. Πυρήνωση του ωστενίτη

Με ψύξη από τη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή η νέα φάση μετασχηματίζεται εντός της φάσης του ωστενίτη. Με αυτόν τον τρόπο, η τελική διφασική μικροδομή ελέγχεται από τις περιοχές πυρήνωσης του ωστενίτη και από τη γεωμετρία των κόκκων του. Όταν σχηματίζεται ωστενίτης ( $\gamma$ ), λαμβάνει χώρα ένας μετασχηματισμός ελεγχόμενης διάχυσης που περιλαμβάνει διακυμάνσεις και αναδιανομή του άνθρακα στον φερρίτη ( $\alpha$ ) που ακολουθείται από την μετατροπή του φερρίτη σε ωστενίτη ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ). Σύμφωνα με μια άλλη θεωρία, το αρχικό χαμηλό σε άνθρακα μέρος του ωστενίτη μπορεί να σχηματιστεί από μια δίχως διάχυση μετατροπή  $\alpha \rightarrow \gamma$  και κατόπιν ο άνθρακας ανακατανέμεται με διάχυση. Αυτό θα μπορούσε να συμβεί αν η διάχυση θα μπορούσε για παράδειγμα να κατασταλεί από εξαιρετικά ταχεία θέρμανση. Σύμφωνα με τους μηχανισμούς διάχυσης, οι πυρήνες ωστενίτη θα έπρεπε να εμφανιστούν σε σημεία όπου είναι υψηλή η συγκέντρωση σε άνθρακα (Sadovsky 1973).

### 3.2.3. Ανάπτυξη του ωστενίτη

Υπάρχουν τρία στάδια ισοθερμικής ωστενιτοποίησης κατά τη θέρμανση των χαλύβων με φερριτική-περλιτική μικροδομή (Speich et al. 1981).

1. Ταχεία ανάπτυξη της  $\gamma$ -φάσης στις περιοχές περλίτη έως ότου αυτές καταναλωθούν πλήρως.
2. Βραδεία ανάπτυξη ωστενίτη στις προηγούμενες περιοχές φερρίτη. Ο χρόνος που απαιτείται για αυτό ορίζεται από δύο παράγοντες: τη διάχυση του άνθρακα στον ωστενίτη, που μπορεί να διαρκέσει για λίγα δευτερόλεπτα, και τη διάχυση μαγγανίου σε χαμηλές θερμοκρασίες, που χρειάζεται περίπου 24 ώρες.
3. Επίτευξη ισορροπίας σε ένα βαθμό που ελέγχεται από τη διάχυση των στοιχείων του κράματος στον ωστενίτη. Αυτός ο ρυθμός είναι πολύ βραδύτερος από αυτόν που χρειάζεται στον φερρίτη.

Κατά την πρώτη φάση της ωστενιτοποίησης, η αρχική αύξηση στην ποσότητα του ωστενίτη οφείλεται στον μετασχηματισμό του περλίτη χωρίς αλλαγή στο ποσό του φερρίτη (Souza et al 1982). Μέρος αυτού του περλίτη ωστόσο μπορεί

να παραμείνει κατά τη δεύτερη φάση της ανάπτυξης ωστενίτη. Σε αυτό το στάδιο, η δημιουργία πυρήνων νέου ωστενίτη, κατά προτίμηση στα όρια της ενδιάμεσης φάσης φερρίτη-περλίτη και η ανάπτυξη των κόκκων ωστενίτη- που είχαν αναδυθεί προηγουμένως- σε φερρίτη συμβαίνουν συγχρόνως. Εφόσον οι συντελεστές διάχυσης κατά μήκος και δια μέσου των ορίων των κόκκων είναι διαφορετικοί, η αύξηση των πυρήνων ωστενίτη κατά μήκος των αρχικών ορίων των κόκκων φερρίτη είναι ταχύτερη από όσο η ανάπτυξή τους στη μήτρα του φερρίτη. Με τον χρόνο παραμονής το ποσό της  $\gamma$ -φάσης αυξάνεται και όλα τα αρχικά όρια του φερρίτη αρχίζουν να καλύπτονται από ωστενίτη, ενώ ο ρυθμός αύξησης του ωστενίτη σε κόκκους φερρίτη παραμένει ο ίδιος. Ταχεία ψύξη ενός τέτοιου μείγματος μπορεί να έχει ως αποτέλεσμα ένα μαρτενσιτικό σκελετό (Fonstein 2015).

### 3.2.4. Σκλήρυνση φερρίτη-μαρτενσίτη

Οι Διφασικοί χάλυβες που χρησιμοποιούνται περισσότερο έχουν περίπου 20 % κλάσμα όγκου μαρτενσίτη και εμφανίζουν αντοχή εφελκυσμού εύρους 600-800 MPa. Αποσκοπώντας στη διατήρηση της καλής συμπεριφοράς στη διαμόρφωση και στην ανάπτυξη ιδιοτήτων όπως η ικανότητα συγκόλλησης, η αύξηση του περιεχομένου σε άνθρακα πάνω από 0.15 %. Δεν είναι επιθυμητή. Για τον λόγο αυτό και με σκοπό να επιτευχθούν υψηλότεροι βαθμοί, όπως 1000-1200 MPa, είναι εξαιρετικά σημαντικό να βρεθούν εναλλακτικές ώστε να διατηρηθεί χαμηλό το ποσοστό άνθρακα. Αυτές οι εναλλακτικές είναι η μείωση του μεγέθους του κόκκου του φερρίτη ή η αύξηση στο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη (Pushkareva et al. 2013). Πάντως, για να επιτευχθούν υψηλότερα ποσοστά αντοχής με την αύξηση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη και να διατηρηθούν άλλες ιδιότητες, όπως η καλή διαμορφωσιμότητα και η ευκαμψία σε επιθυμητά επίπεδα, μπορούν να εκτελούνται και άλλες διαδικασίες, όπως η σκλήρυνση.

Κατά την αναθέρμανση των DP χάλυβων σε θερμοκρασία χαμηλότερη του  $A_1$ , η εφελκυστική αντοχή και του φερρίτη και του μαρτενσίτη μειώνεται. Αυτή η αναθέρμανση καλείται σκλήρυνση και είναι συχνά υποχρεωτική κατά την ανόπτηση ή την αργή ψύξη κατά την παραγωγή τους. Κατά τη σκλήρυνση πλήρως βαμμένων χάλυβων οι αλλαγές στη μικροδομή είναι ομοιόμορφες όσον



## Θεωρητικό μέρος

---

αφορά στην απαλοιφή των διαταραχών, στις κατακρημνίσεις καρβιδίων και στον μετασχηματισμό του υπολειπόμενου ωστενίτη. Οι κύριες διακρίσεις κατά τη σκλήρυνση των DP χαλύβων προκύπτουν από τον υπερκορεσμό του φερρίτη με άτομα παρεμβολής, παραμένουσες τάσεις στον φερρίτη, υψηλότερες τοπικές πυκνότητες διαταραχών στους κόκκους φερρίτη κοντά στα όρια των κόκκων που γειτονεύουν με κόκκους μαρτενσίτη, μικρά μεγέθη κόκκων του υπολειπόμενου ωστενίτη, αλλά και από την ανομοιογενή χωρική κατανομή των κατακρημνισμάτων καρβιδίων. Αλλαγές στη μικροδομή των DP και των ιδιοτήτων τους επηρεάζονται από εξωτερικές παραμέτρους όπως η θερμοκρασία και η διάρκεια σκλήρυνσης. Εσωτερικά, γίνεται διάχυση των ατόμων άνθρακα στον φερρίτη με αποτέλεσμα τη χαλάρωση των εσωτερικών τάσεων.

### *Η παράμετρος Hollomon-Jaffe*

Οι βαμμένοι χάλυβες έχουν υψηλές τιμές σκληρότητας, εσωτερικές τάσεις και αντοχή, αλλά χαμηλές τιμές κρουστικών ιδιοτήτων. Συνεπώς, ο τύπος της σκλήρυνσης εξαρτάται από τον τύπο του χάλυβα. Αν και η θερμοκρασία της σκλήρυνσης έχει μεγάλη επίδραση στις αλλαγές στη μικροδομή, και ο χρόνος της σκλήρυνσης επίσης έχει σημαντικό αποτέλεσμα. Για να καθοριστεί η σχέση της λειτουργικής θερμοκρασίας και του χρόνου κατά τη γήρανση οι Hollomon-Jaffe πρότειναν μια εξίσωση στην οποία η σκληρότητα αλλάζει συναρτήσει των άλλων διαδικασιών διάχυσης:

$$H = t * \exp\left(-Q/RT\right) \quad \text{Εξ. 3-2}$$

Όπου  $Q$  είναι η ενέργεια ενεργοποίησης για τη διαδικασία σκλήρυνσης και  $R$  είναι η παγκόσμια σταθερά των αερίων. Η λύση της **Εξ. 3-2** μπορεί επίσης να γραφεί:

$$p = H = T * (c + \log t) \quad \text{Εξ. 3-3}$$

Η τιμή της παραμέτρου  $c$  σε αυτήν την περίπτωση εξαρτάται από τον περιεχόμενο στον χάλυβα άνθρακα και την προηγούμενη κατεργασία. Για διφασικούς χάλυβες, η σταθερά  $c$  θεωρείται ως ίση με 20, ενώ η θερμοκρασία

μετρείται σε Kelvin (K) και ο χρόνος σε ώρες (h). Η παράμετρος χρησιμοποιείται γενικότερα κατά την ανάλυση της γήρανσης του μαρτενσίτη, αλλά μπορεί να χρησιμοποιηθεί επίσης για να αναλυθεί η εξέλιξη των μηχανικών ιδιοτήτων κατά τη γήρανση των DP χαλύβων (Janjusevic et al. 2009; A. Kamp, et al. 2012).

### 3.2.5. Μετασχηματισμοί του ωστενίτη κατά την ψύξη

Κατά τη θέρμανση στη διφασική περιοχή πραγματοποιείται εμπλουτισμός του ωστενίτη με άνθρακα, που κάνει τον ωστενίτη πιο σταθερό σε σύγκριση με τον ωστενίτη του ίδιου χάλυβα που έχει ψυχθεί σε θερμοκρασία πάνω από την  $A_3$ . Ο εμπλουτισμός του ωστενίτη με άνθρακα κατά τη διάρκεια της παραμονής στη διφασική περιοχή οδηγεί σε μια σημαντική μετατόπιση του μετασχηματισμού του περλίτη προς χαμηλότερες θερμοκρασίες και αργότερους ρυθμούς ψύξης, σμίκρυνση της περιοχής του μπαινίτη και συνεπώς στη μείωση της  $M_s$ . Αντιθέτως, η θερμοκρασία αυτή αυξάνεται όταν αρχίζει να σχηματίζεται ο φερρίτης.

### 3.2.6. Θερμοκρασία μετασχηματισμού του μαρτενσίτη

Η θερμοκρασία έναρξης της μεταβολής του μαρτενσίτη  $M_s$  ελέγχει την υποδομή του μαρτενσίτη, την πιθανή αυτο-σκλήρυνση κατά την ψύξη και τη δυνατότητα να διατηρεί κάποιες ποσότητες υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή. Οι πιο σημαντικές μηχανικές ιδιότητες των DP χαλύβων διέπονται από την ποσότητα των κινητικών διαταραχών και το επίπεδο των εσωτερικών τάσεων που παράγονται κατά τον τοπικό μετασχηματισμό ωστενίτη σε φερρίτη. Η  $M_s$  επηρεάζεται σημαντικά από στοιχεία κράματος όπως το μαγγάνιο, το χρώμιο, το πυρίτιο και ο άνθρακας (Andrews 1965). Το περιεχόμενο σε άνθρακα στο κλάσμα ωστενίτη κατά τη στιγμή της έναρξης της μετατροπής του υπό ψύξη από τη διφασική  $\alpha+\gamma$  περιοχή είναι ο κύριος παράγων που καθορίζει την  $M_s$  θερμοκρασία και συνεπώς τις ιδιότητες του μαρτενσίτη, το επίπεδο των εσωτερικών τάσεων, την πυκνότητα των διαταραχών στον φερρίτη κ.λπ. Ανάλογα με το περιεχόμενο άνθρακα στους τυπικούς DP χάλυβες, στη  $\gamma$ -φάση επέρχεται η μετατροπή του μαρτενσίτη και μπορεί να διαφέρει από 0.1 έως 0.6 % το οποίο ερμηνεύεται σε διαφοροποιήσεις στην  $M_s$ . Η επίδραση των μικροκραματικών στοιχείων στην  $M_s$  αξίζει να σημειωθεί καθώς διαφοροποιούν

τον επιτρεπόμενο ρυθμό ψύξης, το ποσό του νέου μεταμορφωμένου φερρίτη και τον σχετικό εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα. Το αλουμίνιο π.χ. επηρεάζει την  $M_s$  αυξάνοντάς την κατά  $30\text{ }^\circ\text{C}$  ανά  $1\%$  Al. Παρόλα αυτά, εν απουσία πλήρους ωστενιτοποίησης, η αύξηση του ποσοστού του Al οδηγεί στη δημιουργία νέου φερρίτη, αυξάνοντας το περιεχόμενο σε άνθρακα στο υπολειπόμενο ποσοστό ωστενίτη και συνεπώς μειώνοντας την  $M_s$  (Nina Fonstein 2015). Από την άλλη, πρόσθεση κραματικών στοιχείων που αυξάνουν τη σκληρότητα του ωστενίτη και εμποδίζουν τη δημιουργία νέου φερρίτη, μπορούν να αυξήσουν την  $M_s$ , σε σύγκριση με λιγότερο κραματωμένους χάλυβες, γεγονός που οφείλεται στον χαμηλότερο εμπλουτισμό με άνθρακα του υπολειπόμενου ωστενίτη.

### 3.3. Χαρακτηριστικά αντοχής διφασικών χάλυβων

Η αντοχή των DP χάλυβων επηρεάζεται από διάφορους παράγοντες. Αυτοί οι παράγοντες ενισχύονται με σκληρά σωματίδια μαρτενσίτη, στερεά διαλύματα μαρτενσίτη με άνθρακα, ενίσχυση του φερρίτη με εκλέπτυνσή τους, σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης του φερρίτη καθώς και τη βαφή και γήρανσή του.

1. Η αντοχή των DP χάλυβων εξαρτάται από την κατανομή των παραμορφώσεων και των τάσεων ανάμεσα στον φερρίτη και τον μαρτενσίτη. Συνεπώς ο ρόλος του μαρτενσίτη στη σκλήρυνση θα έπρεπε να εξαρτάται από όλους τους παράγοντες που θα μπορούσαν να αλλάξουν την κατανομή του, όπως ο λόγος της αντοχής του μαρτενσίτη και του φερρίτη, η συνεκτικότητα των φάσεων και η ολική παραμόρφωση του χάλυβα.
2. Οι εγγενείς ιδιότητες του φερρίτη και του μαρτενσίτη σε ένα διφασικό μείγμα μπορούν να διαφέρουν από εκείνες σε μια μονοφασική κατάσταση. Αυτό σημαίνει είτε ότι η αντοχή του μαρτενσίτη σε διφασικούς χάλυβες είναι χαμηλότερη από εξ ολοκλήρου σκληρυμένους χάλυβες με το ίδιο περιεχόμενο σε άνθρακα, είτε ότι ανάλογα με το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη, η αντοχή του φερρίτη μπορεί να είναι υψηλότερη από εκείνη των φερριτικών χάλυβων της ίδιας σύστασης.

3. Οι ιδιότητες των DP χαλύβων μπορούν να επηρεαστούν σημαντικά από τις εναπομείνουσες εφελκυστικές τάσεις στον φερρίτη οι οποίες έχουν προκληθεί από τη διεύρυνση των παρακείμενων όγκων κατά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Το μέγεθος των εσωτερικών τάσεων εξαρτάται από το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη, το περιεχόμενό του σε άνθρακα και τον ρυθμό ψύξης από την  $M_s$  σε θερμοκρασία δωματίου.

### 3.3.1. Επίδραση της εκλέπτυνσης κόκκου

Εκλέπτυνση κόκκου σημαίνει μείωση στο μέγεθος των κόκκων που υπάρχουν σε ένα χάλυβα. Πολλές έρευνες έχουν καταδείξει ότι τα όρια διαρροής και θραύσης αυξάνονται λόγω της εκλέπτυνσης του κόκκου, ενώ η ομοιόμορφη και ολική επιμήκυνση επηρεάζονται λιγότερο. Μειώνοντας το μέγεθος του κόκκου αυξάνεται το ποσό σκλήρυνσης. Σε αντίθεση με άλλες μεθόδους αύξησης αντοχής του χάλυβα, η εκλέπτυνση του κόκκου βελτιώνει επίσης τη σκληρότητα του υλικού και τη δυνατότητά του να απορροφά ενέργεια σε συνθήκες σύγκρουσης. Οι πλέον διακριτές μηχανικές ιδιότητες των DP χαλύβων είναι το χαμηλό όριο ελαστικότητας, η υψηλή αρχική ενδοτράχυνση και οι υψηλές τιμές συνεχούς διαρροής στην κατάσταση της βαφής. Αυτά τα χαρακτηριστικά έχουν αποδοθεί σε τοπικές τάσεις και ανομοιογένειες εξαιτίας ανομοιογένειας των διαταραχών που βρίσκονται στον φερρίτη ως αποτέλεσμα του μετασχηματισμού από ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Αυτός ο μετασχηματισμός περιλαμβάνει αύξηση όγκου 2-4 %, ανάλογα με τη χημική σύσταση, δημιουργώντας μια ελαστικά και πλαστικά παραμορφωμένη ζώνη στο σημείο επαφής του φερρίτη με τον μαρτενσίτη. Οι ελαστικές τάσεις καθιστούν δυνατή την πλαστική ροή κατά τις πρώιμες φάσεις της διαρροής. Διάδραση μεταξύ διαταραχών, η συγκέντρωσή τους στις διασυνδέσεις φερρίτη-μαρτενσίτη και οι συνεπαγόμενες μεγάλοι εύρους ελαστικές τάσεις συμβάλλουν στη σύντομη ενδοτράχυνση. Στους DP χάλυβες η ομοιόμορφη και ολική επιμήκυνση επηρεάζονται ελάχιστα από ένα μειούμενο σε μέγεθος κόκκο φερρίτη. Η εκλέπτυνση του κόκκου αυξάνει το ποσοστό ενδοτράχυνσης σε χαμηλές παραμορφώσεις, ενώ σε υψηλότερες παραμορφώσεις εξισορροπείται και εξισώνεται με το ποσοστό του αδρού κόκκου του υλικού αναφοράς. Αυτό οδηγεί

σε μια σχεδόν ανεπηρέαστη ομοιόμορφη επιμήκυνση με μειούμενο μέγεθος του φερρίτη και συμβαίνει λόγω του υψηλότερου αριθμού των ορίων κόκκων και των ετεροφασικών διασυνδέσεων που αυξάνουν τον αριθμό των πηγών διαταραχών και αυξάνουν την πυκνότητά τους, και συνεπώς την αντοχή. Η ενδοτράχυνση των DP χαλύβων εξαρτάται από τον λόγο  $\sqrt{\frac{f}{d}}$ , όπου  $f$  είναι το κλάσμα όγκου της δεύτερης φάσης και  $d$  είναι η μέση διάμετρος της δεύτερης φάσης. Αυτό σημαίνει ότι για ένα σταθερό κλάσμα όγκου μαρτενσίτη, η ενδοτράχυνση αυξάνεται με μειωμένη σε μέγεθος νησίδα μαρτενσίτη (Calcagnotto et al. 2010).

Η θερμική επεξεργασία από τη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή (περιοχή συνύπαρξης φερρίτη και ωστενίτη στο διμερές διάγραμμα του χάλυβα) είναι επί του παρόντος το κύριο εργαλείο παραγωγής για τους περισσότερους ψυχρής έλασης AHSS. Αυτή η διαδικασία προϋποθέτει ελεγχόμενη θέρμανση στη διφασική περιοχή ανάμεσα στις  $A_1$  και  $A_3$  θερμοκρασίες και κατόπιν ταχεία ψύξη. Αυτός ο τρόπος θερμικής επεξεργασίας δημιουργεί ένα συνδυασμό μικροδομικών συστατικών που θα ήταν αδύνατο να σχηματιστούν σε ένα χάλυβα ίδιας σύνθεσης ψυγμένου ύστερα από πλήρη ωστενιτοποίηση. Υπάρχουν τρία κύρια χαρακτηριστικά που καθορίζουν την ανόπτηση στη διφασική περιοχή και τους μετασχηματισμούς φάσης κατά τη συνεπακόλουθη ψύξη. Πρώτον, ο στοιχειώδης εμπλουτισμός του ωστενίτη με άνθρακα συνοδεύεται από τη συμμετοχή κραματικών στοιχείων που συμβάλλουν στον σχηματισμό του ωστενίτη. Δεύτερον, ο μετασχηματισμός κατά την ψύξη λαμβάνει χώρα στα όρια των κόκκων ωστενίτη-φερρίτη που διευκολύνουν σημαντικά τον σχηματισμό του φερρίτη. Τρίτον, η επίδραση του σύντομου χρόνου παραμονής στη θερμοκρασία ανόπτησης, που οφείλεται στο γεγονός ότι ο ωστενίτης στη διφασική περιοχή χαρακτηρίζεται από μεγάλη ανομοιογένεια, βασίζεται στη χημική σύνθεση. Τα μηχανικά χαρακτηριστικά της μικροδομής ενός διφασικού ή πολυφασικού χάλυβα εξαρτώνται από το ποσοστό του κλάσματος όγκου της κάθε φάσης, τη μορφολογία τους και τις ιδιότητες του κάθε συστατικού, που αποκτήθηκαν κάτω από δεδομένες συνθήκες ανόπτησης. Για να παραχθούν διφασικοί χάλυβες με ένα συγκεκριμένο συνδυασμό κλασμάτων όγκου, είναι απαραίτητο να υπολογιστεί η επίδραση διαφορετικών παραμέτρων θερμικής επεξεργασίας. Μερικές από

αυτές τις παραμέτρους είναι ο ρυθμός θέρμανσης, η θερμοκρασία και ο χρόνος ανόπτησης, ο ρυθμός ψύξης και οι συνθήκες γήρανσης. Ένας ακόμα παράγοντας είναι η αρχική μικροδομή του χάλυβα πριν από την ανόπτηση επειδή μπορεί να επηρεάσει την κινητική της ωστενιτοποίησης και τη μορφολογία του μείγματος φερρίτη-ωστενίτη που προκύπτει πριν από την ψύξη.

### 3.3.2. Επίδραση της αντοχής του φερρίτη

Και η μαρτενσιτική και η φερριτική φάση καθορίζουν την αντοχή του χάλυβα. Λεπτότεροι κόκκοι φερρίτη σημαίνουν ισχυρότερη φερριτική μήτρα και συνεπώς αυξημένη εφελκυστική αντοχή. Η μικροσκληρότητα του φερρίτη αναφέρεται ότι αυξάνει με την αύξηση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη που οφείλεται στην επέκταση της περιοχής που εφάπτονται οι δύο φάσεις και στην αύξηση της αναλογίας του φερρίτη που παραμορφώθηκε κατά τον μετασχηματισμό  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Η αντοχή του φερρίτη συμβάλλει επίσης στην σκλήρυνση του χάλυβα. Επιπροσθέτως, μια αύξηση στο ποσόν του νέου μετασχηματισμένου φερρίτη αυξάνει την ενδοτράχυνση και την ομοιογενή επιμήκυνση.

### 3.3.3. Επίδραση της σκληρότητας του μαρτενσίτη

Όπως προαναφέρθηκε, η φερριτική φάση συνεισφέρει στην αντοχή του χάλυβα. Η πιο σημαντική ενδυνάμωση μπορεί να επιτευχθεί αυξάνοντας το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη. Η αντοχή του μαρτενσίτη, που καθορίζεται από τον περιεχόμενο άνθρακα, έχει μεγάλη επίδραση στη εργοσκληρυνση κατά το αρχικό στάδιο παραμόρφωσης. Η πιο άμεση επίδραση της αντοχής του μαρτενσίτη ωστόσο, είναι η επίδραση στην κατανομή των τάσεων ανάμεσα στις φάσεις, το ποσοστό της συσσώρευσης των διαταραχών στον φερρίτη και η συμβολή στην αρχική εξέλιξη της υποδομής που προέκυψε από τον μετασχηματισμό  $\gamma \rightarrow \alpha$  (Ramos, et al. 1979).

### 3.3.4. Επίδραση του υπολειπόμενου ωστενίτη

Η επίδραση του υπολειπόμενου ωστενίτη στην ενδοτράχυνση των DP χαλύβων αποδίδεται τυπικά στο TRIP-effect κατά την παραμόρφωση. Τοπικός μετασχηματισμός του υπολειπόμενου ωστενίτη αυξάνει την πυκνότητα των ατελειών, δημιουργεί πρόσθετη ανομοιομορφία της παραμόρφωσης και συνεπώς αυξάνει το ποσοστό της ενδοτράχυνσης (Fonstein 2015).

### 3.3.5. Σκλήρυνση με κατακρήμνιση του φερρίτη

Οτιδήποτε αυξάνει την αντοχή του φερρίτη και μειώνει την ολκιμότητά του μπορεί να επηρεάσει τη συνολική ολκιμότητα του διφασικού χάλυβα, εάν αυτή η μείωση δεν αντισταθμίζεται από ταυτόχρονη εκλέπτυνση του κόκκου ή από μείωση στο κλάσμα του μαρτενσίτη. Οι τρέχουσες τάσεις στη ζήτηση των DP χαλύβων με υψηλότερες απαιτήσεις αντοχής άλλαξαν δραματικά ως προς τη χρήση μικροκραματικών στοιχείων στους πολυφασικούς χάλυβες γενικότερα και στους DP ειδικότερα (Fonstein, 2015).

### 3.4. Παράμετροι ανόπτησης και σκλήρυνσης

#### 3.4.1. Επίδραση της αρχικής μικροδομής

Κατά τη θέρμανση χαλύβων με μια αρχική φερριτοπερλιτική μικροδομή λαμβάνει χώρα διαχυνόμενη πυρήνωση ωστενίτη στα όρια μεταξύ αποικιών περλίτη και κόκκων φερρίτη. Εάν ο χάλυβας εμπεριέχει σφαιροειδή καρβίδια στη μήτρα του φερρίτη, τότε ο ωστενίτης πυρηνοποιείται πρωταρχικά στα σωματίδια καρβιδίων που βρίσκονται στα όρια των κόκκων φερρίτη. Αυτές οι θέσεις πυρηνοποίησης είναι σε αφθονία και κατανέμονται περισσότερο ομοιόμορφα. Σύμφωνα με τους Garcia και Deardo, καρβίδια που βρίσκονται μέσα στους κόκκους φερρίτη δεν συνεισφέρουν στην πυρηνοποίηση του ωστενίτη, αλλά αντίθετα, διαλύονται αργότερα στη φερριτική μήτρα με διάχυση άνθρακα στην αναπτυσσόμενη γ-φάση (Garcia et al. 1981). Κατά τη θέρμανση ενός αρχικά βαμμένου χάλυβα με μαρτενσιτική μικροδομή μέσα στη διφασική περιοχή ο ωστενίτης καταρχάς πυρηνοποιείται στις τριπλές συμβολές των ορίων κόκκων του ωστενίτη, κατόπιν στις επιφάνειες των προγενέστερων κόκκων ωστενίτη και τέλος, στα όρια των πλακιδίων μαρτενσίτη. Ως αποτέλεσμα, παράγεται μια μικροδομή παρόμοια με τη Widmanstätten με βελονοειδές σχήμα από ωστενίτη που μπορεί να έχει μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη κατά την ψύξη υπολειπόμενης βελονοειδούς μορφολογίας με μορφή ινών.

Η αρχική μικροδομή ελέγχει επίσης την κινητική της ωστενιτοποίησης και τη μορφολογία του μείγματος ωστενίτη-φερρίτη, γεγονός το οποίο θα είναι καθοριστικός παράγοντας για την τελική μικροδομή του χάλυβα μετά από την ψύξη. Η επίδραση της αρχικής μικροδομής ανταποκρίνεται σε μια αλλαγή των κρίσιμων θερμοκρασιών των μετασχηματισμών φάσης και στο ποσοστό της ανάπτυξης του ωστενίτη σε αυξανόμενη θερμοκρασία ή χρόνο παραμονής. Ο ωστενίτης που παράγεται από τη θέρμανση του μαρτενσίτη στη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή, αντανακλά τον βελονοειδή προσανατολισμό του αρχικού μαρτενσίτη και όσο υψηλότερη είναι η αρχική θερμοκρασία θέρμανσης πριν τη βαφή, τόσο μεγαλύτερη είναι η ομοιότητα. Η ψυχρή παραμόρφωση αυξάνει τον αριθμό των πυρήνων ωστενίτη και ως αποτέλεσμα επιταχύνει τα αρχικά στάδια ωστενιτοποίησης. Παρόλα αυτά, η συνολική επίδραση της



ψυχρής κατεργασίας στην κινητική της ωστενιτοποίησης εξαρτάται όχι μόνον από τη μικροδομή πριν από την ψυχρή παραμόρφωση αλλά και από τον ρυθμό θέρμανσης, τον χρόνο παραμονής και το περιεχόμενο του άνθρακα στον χάλυβα. Ιδιαίτερα, εάν ο αριθμός των πυρήνων ωστενίτη αυξηθεί λόγω της ψυχρής κατεργασίας, η συνεπακόλουθη ανάπτυξη αυτών των πυρήνων μπορεί να παρέμβει στην εξέλιξη της μικροδομής (Fonstein, 2015).

### 3.4.2. Επίδραση του ρυθμού θέρμανσης

Η επίδραση της αρχικής μικροδομής στην πυρηνοποίηση του ωστενίτη εξαρτάται επίσης από τον ρυθμό θέρμανσης. Διεργασίες διάχυσης κατά τη θέρμανση πριν από τον μετασχηματισμό  $\alpha \rightarrow \gamma$  έχουν μεγάλη επίδραση στην πυρηνοποίηση και συνεπακόλουθη ανάπτυξη του ωστενίτη. Αυτές οι διεργασίες μπορεί να είναι η σκλήρυνση του μαρτενσίτη σε προηγουμένως βαμμένο χάλυβα, η ανακρυστάλλωση του φερρίτη, η σφαιροποίηση του πεταλοειδή σεμεντίτη κ.λπ. Αργή θέρμανση στη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή επιτρέπει τη σφαιροποίηση του περλίτη πριν από τον μετασχηματισμό  $\alpha \rightarrow \gamma$  ή την ολοκληρωτική σκλήρυνση του μαρτενσίτη. Τα σφαιροποιημένα σωματίδια σεμεντίτη σε ψυχρής έλασης φερρίτη δεν λειτουργούν ως θέσεις πυρηνοποίησης ωστενίτη. Από την άλλη, με ταχύτερη θέρμανση, λαμβάνει χώρα η πυρηνοποίηση του ωστενίτη στις διασυνδέσεις μεταξύ σφαιροποιημένου σεμεντίτη και φερρίτη μέσα στους κόκκους φερρίτη. Το κλάσμα όγκου του ανακρυσταλλωμένου φερρίτη σε συνάρτηση με τον χρόνο μπορεί να περιγραφεί από την εξίσωση Avrami. Σύμφωνα με αυτή,

$$X = 1 - \exp(-bt^n) \quad \text{Εξ. 3-4}$$

όπου  $X$  είναι το ανακρυσταλλωμένο κλάσμα όγκου του φερρίτη ως μια συνάρτηση του χρόνου ανόπτησης,  $n$  είναι μια σταθερά και  $b$  αντανακλά τη θερμοκρασιακή εξάρτηση της πυρηνοποίησης και των ρυθμών ανάπτυξης.

Σε χάλυβες που έχουν υποστεί ψυχρή έλαση η αύξηση στον ρυθμό θέρμανσης τείνει να αυξάνει τη θερμότητα που απαιτείται για να δημιουργηθεί ένα δίκτυο κόκκων ωστενίτη στα όρια των κόκκων φερρίτη. Η αρχική μικροδομή πριν από τον σχηματισμό ωστενίτη εξαρτάται από το ρυθμό θέρμανσης. Η αύξηση του

ρυθμού θέρμανσης καθυστερεί την ανακρυστάλλωση του φερρίτη από πλήρη ανακρυστάλλωση σε μερική, ενώ στον περλίτη, καθυστερεί τη σφαιροποίηση του σεμενίτη. Η χημική σύσταση του χάλυβα μπορεί να επιδράσει στην ανακρυστάλλωση και τις  $A_1$  θερμοκρασίες. Υψηλότερος ρυθμός θέρμανσης σημαίνει ότι λιγότεροι πυρήνες ωστενίτη έχουν δημιουργηθεί στα όρια των κόκκων φερρίτη σε σύγκριση με χαμηλότερο ρυθμό θέρμανσης, και ότι η πυρηνοποίηση του ωστενίτη πραγματοποιείται κυρίως στις πλούσιες σε άνθρακα περιοχές. Υψηλότεροι ρυθμοί θέρμανσης σημαίνουν λιγότερο διαθέσιμο χρόνο, γεγονός που περιορίζει τη διάχυση του άνθρακα σε κοντινές αποστάσεις. Συνεπώς, η αύξηση του ωστενίτη λαμβάνει χώρα κατά μήκος της κατεύθυνσης της έλασης, όπου η απόσταση μεταξύ των υφιστάμενων πυρήνων του ωστενίτη είναι μικρότερη. Ως αποτέλεσμα, υψηλοί ρυθμοί θέρμανσης καταλήγουν στη διαμόρφωση τραχειών και διαμηκών νησίδων ωστενίτη. Στην περίπτωση ωστόσο χαμηλότερων ρυθμών θέρμανσης, η ανακρυστάλλωση αρχίζει νωρίτερα. Έτσι λοιπόν, στην ίδια θερμοκρασία ανόπτησης το κλάσμα των ανακρυσταλλωμένων κόκκων φερρίτη στη μικροδομή είναι μεγαλύτερο. Το γεγονός αυτό σε συνδυασμό με τον περισσότερο διαθέσιμο χρόνο για τη διάχυση του άνθρακα διευκολύνει την πυρηνοποίηση του ωστενίτη στα όρια των κόκκων φερρίτη (Huang et al. 2004).

### 3.4.3. Επίδραση της θερμοκρασίας ανόπτησης

Η θερμοκρασία θέρμανσης είναι ο κύριος παράγων ελέγχου του κλάσματος όγκου του ωστενίτη και επηρεάζει τη μέση περιεκτικότητά του σε άνθρακα, επιδρώντας τελικά και στη σταθερότητα του ωστενίτη και την τελική μικροδομή που δημιουργήθηκε κατά την επακόλουθη ψύξη. Για υψηλότερες θερμοκρασίες ο ρυθμός της διάχυσης του άνθρακα αυξάνεται, ενώ η συγκέντρωση κλίνει προς τα όρια ωστενίτη-φερρίτη και ωστενίτη-καρβιδίων. Καθώς η μείωση στην κλίση συγκέντρωσης του άνθρακα είναι πιο σαφής στα όρια ωστενίτη-φερρίτη παρά σε αυτά ωστενίτη-καρβιδίων, ο ρυθμός ανάπτυξης του ωστενίτη προς τον φερρίτη είναι υψηλότερος από αυτόν στα καρβίδια. Συνεπώς, σε χάλυβες με περισσότερο σταθερά καρβίδια, μια αύξηση στη θερμοκρασία θέρμανσης μπορεί να οδηγήσει σε ένα μεγαλύτερο αριθμό αδιάλυτων καρβιδίων κατά τη μείωση του ωστενίτη (Garcia 2011).

Η θερμοκρασία ανόπτησης στη διφασική περιοχή καθορίζει το κλάσμα όγκου του ωστενίτη και το περιεχόμενό του σε άνθρακα. Όσον αφορά στον περιεχόμενο άνθρακα, έχει μεγάλη επίδραση στην ικανότητα σκλήρυνσης του ωστενίτη, ασκώντας επιρροή στους τύπους των προϊόντων του μετασχηματισμού. Κατά την ταχεία ψύξη, η μείωση στις θερμοκρασίες ανόπτησης σημαίνει αύξηση του περιεχόμενου άνθρακα στον ωστενίτη που μπορεί να αλλάξει την υποδομή του παραγομένου μαρτενσίτη από έναν πλακοειδή χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα σε μαρτενσίτη που εμφανίζει διδυμία με περιεχόμενο σε άνθρακα υψηλότερο του 0,40 % συνοδευόμενου από τη συγκράτηση κάποιας ποσότητας από τη μη μετασχηματισμένη γ-φάση (υπολειπόμενου ωστενίτη) (Thomas et al. 1981).

### 3.4.4. Επίδραση του ρυθμού ψύξης

Ο ρυθμός ψύξης από τη θερμοκρασία ανόπτησης καθορίζει τον τύπο των μετασχηματισμών του ωστενίτη, το κλάσμα όγκου του που μετασχηματίστηκε σε μαρτενσίτη και τέλος, την αντοχή και ολκιμότητα του φερρίτη, που εξαρτάται από το περιεχόμενο των ατόμων παρεμβολής σε στερεό διάλυμα και συνεπώς τον ρυθμό ψύξης. Οι επιδράσεις της θερμοκρασίας θέρμανσης και στη διφασική περιοχή και αυτές του κρίσιμου ρυθμού ψύξης είναι αλληλένδετες στην κατεργασία των διφασικών χαλύβων. Σε ένα χάλυβα με δεδομένη σύσταση, όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία θέρμανσης στην περιοχή α+γ, τόσο υψηλότερη είναι η συγκέντρωση του γ και τόσο χαμηλότερος ο ρυθμός ψύξης που απαιτείται για μαρτενσιτικό μετασχηματισμό σε φάση του ωστενίτη. Με υψηλό ρυθμό ψύξης, μπορούν να παραχθούν διφασικοί χάλυβες με χαμηλό περιεχόμενο άνθρακα καθώς και σημαντικά μειωμένη περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία (Nakaoka et al. 1981). Κατά την ταχεία βαφή, το ποσό του σχηματισμένου ωστενίτη και το ποσό του ανάλογου μαρτενσίτη, καθώς και οι ιδιότητες των διφασικών χαλύβων, είναι πολύ ευαίσθητα στη θερμοκρασία θέρμανσης. Από την άλλη, με σχετικά χαμηλούς ρυθμούς ψύξης, ο σχηματισμός φερρίτη μπορεί να πραγματοποιηθεί με μια σχεδόν εξισορροπημένη κατάτμηση του άνθρακα από τον νέο φερρίτη στον εναπομένοντα ωστενίτη. Ο τελευταίος, πριν μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη μπορεί να εξαρτάται λιγότερο από τη θερμοκρασία θέρμανσης. Μια αύξηση

στον ρυθμό ψύξης από την περιοχή α+γ προκαλεί υψηλές εσωτερικές τάσεις που συνοδεύουν τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό και αυξάνει την πυκνότητα μη σταθεροποιημένων διαταραχών σε περιοχές του φερρίτη που γειτονεύουν με μαρτενσίτη (Hansen et al. 1981).

### 3.5. Κραματικά στοιχεία σε DP χάλυβες

Η επίδραση της σύστασης του χάλυβα στη διαδικασία της ωστενιτοποίησης περιλαμβάνει μεγάλο αριθμό παραγόντων. Ορισμένοι από αυτούς μπορεί να είναι οι αλλαγές στην ενέργεια ενεργοποίησης του μετασχηματισμού α→γ, στη διαχυσιμότητα του άνθρακα, τη θερμοδυναμική δραστηριότητα του άνθρακα στον ωστενίτη, του βαθμούς συγκέντρωσης του άνθρακα ανάμεσα στις α και γ φάσεις, όπως και στις τιμές των  $A_e$ ,  $A_1$ , and  $A_3$  θερμοκρασιών που περιγράφονται από τις κατωτέρω εξισώσεις:

$$A_{e_1} = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad \text{Εξ. 3-5}$$

και

$$\begin{aligned} A_{e_3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo & \quad \text{Εξ. 3-6} \\ + 13.1W - 30M + 11Cr + 20Cu - 700P - 120As & \\ - 400Ti & \end{aligned}$$

Ένα σημαντικό χαρακτηριστικό των πρώιμων σταδίων της ωστενιτοποίησης είναι η ταυτόχρονη εμφάνιση της πυρηνοποίησης και της αύξησης μεγέθους των κόκκων, γεγονός που δημιουργεί προβλήματα στη διάκριση της επίδρασης των ξεχωριστών στοιχείων κράματος που μπορούν επίσης να εξαρτώνται από τις πειραματικές συνθήκες. Για παράδειγμα, η αύξηση στο περιεχόμενο μαγγάνιο αυξάνει την ενέργεια ενεργοποίησης του μετασχηματισμού α→γ και οφείλεται προφανώς στο διαχωρισμό του διαφορισμού του μαγγανίου στην επιφάνεια των σωματιδίων καρβιδίου, μειώνοντας έτσι τον ρυθμό της διάλυσης των καρβιδίων και ρυθμίζοντας την πυρηνοποίηση του ωστενίτη. Σε σύντομους χρόνους παραμονής, η διάλυση του σεμεντίτη πραγματοποιείται σε ρυθμό που

## Θεωρητικό μέρος

---

σε ορισμένες περιπτώσεις είναι υψηλότερος από εκείνον των ειδικών καρβιδίων που σχηματίζονται από χρώμιο, μολυβδαίνιο, βανάδιο και νιόβιο. Αυτό σημαίνει ότι πριν από τη διάλυση των ειδικών καρβιδίων, η κρίσιμη περιεκτικότητα σε άνθρακα στον ωστενίτη μπορεί να είναι χαμηλότερη από εκείνη που υπολογίζεται βάσει της εξίσωσης:

$$C_{\gamma} = \frac{C_{st}}{V_{\gamma}}$$

**Εξ. 3-7**

όπου  $C_{st}$  είναι η συνολική περιεκτικότητα άνθρακα στον χάλυβα και  $V_{\gamma}$  είναι ένα κλάσμα ωστενίτη. Ορισμένα στοιχεία μπορούν να επηρεάσουν έμμεσα τις παρατηρούμενες αλλαγές στην αύξηση του ωστενίτη και συγκεκριμένα μέσω της καθυστέρησης της ανακρυστάλλωσης ή μέσω της μεταβολής της αρχικής μικροδομής.

Η επιλογή της χημικής σύνθεσης για τους DP χάλυβες, σχετιζόμενη με την επίδρασή στην ανταπόκριση του χάλυβα κατά τη θέρμανση στη διφασική θερμοκρασιακή περιοχή, βασίζεται στην επίδραση κάθε στοιχείου κράματος:

1. στο εύρος της θερμοκρασίας της  $\alpha+\gamma$  περιοχής ( $A_1-A_3$ ) και την αντίστοιχη ευαισθησία του ποσού της  $\gamma$ -φάσης στην θερμοκρασία θέρμανσης,
2. στην κινητική ωστενιτοποίησης που καθορίζει το ποσό του ωστενίτη που σχηματίζεται σε συγκεκριμένες θερμοκρασίες και την ομοιογένειά του μετά την εμφάνισή του για συγκεκριμένους χρόνους σε συνεχείς σειρές απόπτησης,
3. στη μορφολογία του ωστενίτη η οποία μέχρι κάποιου σημείου κληρονομείται από την τελική δομή που σχηματίζεται κατά την ψύξη,
4. στο εύρος της θερμοκρασίας και την κινητική της ανακρυστάλλωσης, που επηρεάζουν την ωστενιτοποίηση και τη μορφολογία της τελικής μικροδομής,
5. στην κρίσιμη περιεκτικότητα σε άνθρακα στη  $\gamma$ -φάση και την ομοιογένεια της κατανομής του.

Η επίδραση της σύνθεσης του χάλυβα στο ποσόν του ωστενίτη που σχηματίζεται στη διφασική περιοχή σε δεδομένες παραμέτρους θέρμανσης ( $t, T$ ) είναι ελεγχόμενη μέχρι ενός σημείου από τις αντίστοιχες αλλαγές στα κρίσιμα σημεία του  $Fe(Me)-C$  διαγράμματος. Για παράδειγμα, σημαντική

αύξηση στο κλάσμα όγκου του ωστενίτη που προκλήθηκε αυξάνοντας την περιεκτικότητα σε μαγγάνιο, προκαλείται από βαθμιαία μείωση της  $A_1$  θερμοκρασίας. Αυτό αντιτίθεται στις επιδράσεις των προσθέτων Si και Al που αυξάνουν την  $A_1$ . Ένας άλλος παράγων που επιδρά στην ποσότητα του ωστενίτη είναι η μείωση του περιεχομένου σε άνθρακα στην ευτηκτοειδή κατάσταση (Speich, et al. 1981).

### 3.5.1. Άνθρακας

Το περιεχόμενο άνθρακα στον ωστενίτη είναι ο κύριος παράγοντας που καθορίζει τη σταθερότητα της φάσης κατά την ψύξη από τη διφασική περιοχή. Το ποσοστό του άνθρακα στον ωστενίτη, με τη σειρά του, υπαγορεύεται από το περιεχόμενο του άνθρακα στον χάλυβα, καθώς και από τη θερμοκρασία και τον χρόνο παραμονής στη διφασική περιοχή. Η κρίσιμη ποσότητα άνθρακα στην  $\gamma$ -φάση,  $C_\gamma$ , μπορεί να διαφέρει σε μεγάλο εύρος και μπορεί να ληφθεί υπόψη ως προς δύο διαφορετικά σημεία:

1. ο περιεχόμενος άνθρακας στην αρχική ωστενιτική φάση που καθορίζεται από τις παραμέτρους θέρμανσης, την αρχική μικροδομή, και την παρουσία στοιχείων σχηματισμού καρβιδίων, και
2. ο περιεχόμενος άνθρακας στο τελικό ποσό της  $\gamma$ -φάσης πριν ξεκινήσει ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός. Αυτό το ποσοστό άνθρακα καθορίζεται από το ποσοστό του νεωσί σχηματισμένου φερρίτη και από τις συνθήκες του διαχωρισμού του άνθρακα από φερρίτη σε ωστενίτη.

Η επίδραση του άνθρακα στις ιδιότητες εφελκυσμού της μικροδομής φερρίτη–μαρτενσίτη καθορίζεται καθαρά από τη δυνατότητά του να σχηματίζει ένα συγκεκριμένο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη,  $V_M$ , ο οποίος περιέχει συγκεκριμένο ποσοστό άνθρακα ( $C_M$ ). Πολλές έρευνες αποδεικνύουν ότι η αντοχή των DP χαλύβων είναι γραμμικά εξαρτημένες από το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη. Σχετικά με την αντοχή του μαρτενσίτη, οι τελικές ιδιότητες είναι ανεξάρτητες από την περιεκτικότητα σε άνθρακα στον μαρτενσίτη όταν  $V_M$  είναι κάτω από 40–45% (Garcia et al. 2011).

### 3.5.2. Μαγγάνιο

Είναι γνωστό ότι το μαγγάνιο είναι ένας ισχυρός σταθεροποιητής ωστενίτη ο οποίος προάγει την υψηλότερη σκληρότητά του. Αύξηση στο μαγγάνιο κινεί το εύρος του μετασχηματισμού του νέου φερρίτη σε χαμηλότερες θερμοκρασίες και χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης. Αυξάνοντας το ποσοστό Mn, οι περιοχές σχηματισμού του μπαινίτη ύστερα από πλήρη ωστενιτοποίηση κινούνται επίσης σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. Η  $M_s$  θερμοκρασία ελέγχεται από τις συγκεντρώσεις και του μαγγανίου και του άνθρακα στις τελευταίες υπολειπόμενες ποσότητες του ωστενίτη και πιθανές αλλαγές στο μέγεθος αυτών των υπολειπόμενων κόκκων ωστενίτη. Έχει παρατηρηθεί ότι προσθήκες μαγγανίου συνοδεύονται με εκλέπτυνση των κόκκων ωστενίτη. Αυτή η επίδραση του Mn προκαλείται από:

1. μείωση στην  $A_1$  και ως εκ τούτου στις απαιτούμενες θερμοκρασίες ανόπτησης,
2. διεύρυνση της τριφασικής  $\alpha+\gamma$ +σεμεντίτης περιοχής του σεμενίτη όπου καθυστερεί η αύξηση του κόκκου,
3. εκλέπτυνση του σεμενίτη στην αρχική μικροδομή, που προκαλεί μια ισχυρότερη επίδραση αγκίστρωσης των κόκκων, και
4. μείωση της κινητικότητας των ορίων του κόκκου που οφείλεται στην επίδραση στο φαινόμενο υστέρησης διαλυμένης ουσίας (solute drag effect) (Calcagnotto et al. 2012).

Η επίδραση του ίδιου του μαγγανίου στην αντοχή της φερριτικής φάσης είναι περίπου 25–35 MPa ανά 1 % Mn (Pickering 1978). Συγχρόνως, με δεδομένη θερμοκρασία θέρμανσης στη διφασική περιοχή, η αύξηση της περιεκτικότητας σε μαγγάνιο έχει ως αποτέλεσμα υψηλότερο κλάσμα όγκου ωστενίτη,  $V_\gamma$ , καθώς το Mn μειώνει την  $A_1$  θερμοκρασία και το περιεχόμενο σε άνθρακα στην ευτηκτοειδή. Αυτό παράγει μεγαλύτερα κλάσματα όγκου μαρτενσίτη λόγω της υψηλότερης σκληρότητας του ωστενίτη που έχει μεγαλύτερη σπουδαιότητα κατά την αργή ψύξη. Με αυτόν τον τρόπο, η συνολικά εμφανιζόμενη επίδραση του Mn στην αντοχή του DP χάλυβα μπορεί να είναι πολύ ισχυρότερη από την επιρροή του στην αύξηση της αντοχής του φερρίτη. Επίσης, ο λόγος YS/TS μειώνεται αυξάνοντας το περιεχόμενο Mn. Αυτό συμβαίνει λόγω του

υψηλότερου επιπέδου διασποράς της μικροδομής, δίνοντας έμφαση στον σημαντικό ρόλο του υψηλότερου λόγου του αριθμού των σωματιδίων του μαρτενσίτη σε σχέση με τα σωματίδια του φερρίτη (Takada et al. 1982). Παρόλα αυτά, πιθανότατα ο κυρίαρχος ρόλος του Mn είναι η ενίσχυση της σταθερότητας του ωστενίτη, που προκύπτει σε χαμηλότερη θερμοκρασία  $M_s$ . Πιο συγκεκριμένα, με την ίδια έκταση διασποράς μικροδομής, ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε χαμηλότερη θερμοκρασία θα έπρεπε να αυξάνει την πυκνότητα των κινητών διαταραχών κοντά στη διεπαφή μαρτενσίτη/φερρίτη καθώς και τις εσωτερικές τάσεις στον φερρίτη, που θα μπορούσαν επίσης να συμβάλλουν σε χαμηλότερο λόγο YS/TS.

### 3.5.3. Πυρίτιο

Το Mn και το Si αποτελούν τα πλέον τυπικά στοιχεία κράματος των διφασικών χαλύβων και συχνά παρατηρούνται οι συνδυαζόμενες επιδράσεις τους, ενώ η επίδραση του πυριτίου μπορεί να εξαρτάται από την περιεκτικότητα σε Mn. Η δημιουργία κράματος με σιλικόνη οδηγεί σε σημαντική αύξηση των ορίων διαρροής και θραύσης των διφασικών χαλύβων λόγω της ενίσχυσης στερεού διαλύματος του φερρίτη, αλλά συγχρόνως αύξηση στο ποσοστό Si συνοδεύεται από αύξηση στην ισορροπία της ομοιόμορφης/ολικής επιμήκυνσης και στην αντοχή εφελκυσμού των DP χαλύβων. Η διατήρηση υψηλής ολκιμότητας σε πυριτιούχους διφασικούς έχει αποδοθεί στο αυξημένο ποσό εργοσκήρυνσης του φερρίτη κραματωμένου με Si εντός της περιοχής παραμόρφωσης. Έχει παρατηρηθεί ότι υπάρχει μια υψηλότερη αύξηση του ορίου θραύσης από ότι στο όριο διαρροής των DP χαλύβων με την αύξηση του περιεχόμενου Si. Πρόσθετα Si μειώνουν τη συσσωρευμένη ενέργεια του φερρίτη εμποδίζοντας τη δημιουργία ασυνεχειών, αυξάνοντας με αυτόν τον τρόπο την πυκνότητα διαταραχών. Υψηλότερη ενδοτράχυνση οδηγεί σε υψηλότερη ομοιόμορφη επιμήκυνση και καλύτερη ισορροπία μεταξύ αντοχής εφελκυσμού και ολκιμότητας των DP χαλύβων σε υψηλότερες περιεκτικότητες Si. Υψηλότερη καθαρότητα του φερρίτη παρουσία Si οφειλόμενης σε υψηλότερη διάχυση του άνθρακα στον ωστενίτη προωθεί υψηλότερη ολκιμότητα του φερρίτη, συνεισφέροντας έτσι στην ολική ολκιμότητα του χάλυβα (Davies 1979).



### 3.5.4. Αλουμίνιο

Ο σχηματισμός νέου φερρίτη κατά την αποσύνθεση του ωστενίτη σε ψύξη μέτριων ρυθμών είναι ένας σημαντικός παράγοντας για την αγκίστρωση του υπολειπόμενου μέρους της  $\gamma$ -φάσης λόγω του επιμερισμού του άνθρακα και της προκύπτουσας αύξησης σε περιεκτικότητα άνθρακα  $C_\gamma$ . Αυτό μπορεί να εμποδίσει τον μπαινιτικό μετασχηματισμό και να επεκτείνει το εύρος του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού σε χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης. Συνεπώς, τα στοιχεία που συμβάλλουν στον σχηματισμό του φερρίτη, όπως Si και Al, μπορούν να ενισχύσουν έμμεσα τη σταθερότητα της  $\gamma$ -φάσης καταστέλλοντας τις περλιτικές αντιδράσεις και επιτρέποντας τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό του υπολειπόμενου ωστενίτη σε χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης. Παρατηρήθηκε σε άλλες έρευνες ότι ο σχηματισμός νέου φερρίτη επιταχύνεται προσθέτοντας περισσότερο Al. Ως αποτέλεσμα, μεγαλύτερη περιεκτικότητα άνθρακα στον υπολειπόμενο ωστενίτη καταστέλλει τον μπαινίτη και με 1,1 % Al η μικροδομή φερρίτη-μαρτενσίτη μπορεί να ληφθεί σε ρυθμό τόσο χαμηλό όσο 5 °C/s (Girina 2005).

Το Al αυξάνει σημαντικά την  $A_3$  θερμοκρασία ενώ η ανόπτηση των χαλύβων με αυξημένο περιεχόμενο Al σε δεδομένη θερμοκρασία εντός της διφασικής περιοχής συνοδεύεται από προοδευτικά μειούμενο κλάσμα όγκου του σχηματισμένου ωστενίτη οπότε και του μαρτενσίτη μετά την ψύξη. Η παραγωγή θερμώς ελασμένων διφασικών χαλύβων περιλαμβάνει μια τριών σταδίων διαδικασία ψύξης. Αρχικά ψύξη μέχρι μια ισόθερμη θερμοκρασιακή κατάσταση, όπου το έλασμα συγκρατείται για κάποια δευτερόλεπτα ώστε να επιτρέψει επαρκή σχηματισμό φερρίτη, με παράλληλο εμπλουτισμό του μαρτενσίτη σε άνθρακα. Καθώς επισυμβαίνει ο εμπλουτισμός, ο σχηματισμός μπαινίτη καταπιέζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες και περαιτέρω σε διαφορετικά χρονικά περιθώρια. Έτσι, κατά την ταχεία ψύξη και συσπείρωση κάτω από την  $M_s$ , ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη, παράγοντας μια μικροδομή φερρίτη-μαρτενσίτη. Υπάρχει η αντίληψη ότι καθώς το αλουμίνιο είναι ουσιαστικά αδιάλυτο μέσα στον σεμενίτη και άλλα κατακρημνίσματα καρβιδίων, θα είναι δυνατό ο άνθρακας να παραμείνει μέσα στο στερεό διάλυμα στους υπολειπόμενους κόκκους ωστενίτη, αυξάνοντας με αυτόν τον τρόπο τη συγκέντρωση των κόκκων σε άνθρακα, ελαττώνοντας την  $M_s$  κάτω από τη

θερμοκρασία περιβάλλοντος και επιτρέποντας την αγκίστρωση του ωστενίτη. Υποβοηθητική στον περαιτέρω εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα πριν από την ψύξη είναι η ικανότητα των προσθηκών αλουμινίου να προάγουν την αγκίστρωση του φερρίτη. Επιταχύνοντας την πυρηνοποίηση και την αύξηση σε συντομότερα χρονικά περιθώρια και ανεβάζοντας την  $A_3$  θερμοκρασία, μπορεί να συμβεί περαιτέρω εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα κατά τη διάρκεια των διαδικασιών της τριφασικής ψύξης που είναι απαραίτητες για να δημιουργηθεί θερμής έλασης διφασικός χάλυβας (Mein et al. 2012).

### 3.5.5. Μολυβδαίνιο

Η επίδραση του μολυβδαίνιου συνίσταται στην ενίσχυση την σκληρότητας του ωστενίτη καταστέλλοντας την περλιτική αντίδραση, κατεβάζοντας τη θερμοκρασία του μπαινιτικού μετασχηματισμού και επεκτείνοντας την μπαινιτική περιοχή. Πράγματι, το Mo έχει την ισχυρότερη επίδραση στη σταθερότητα του ωστενίτη διευκολύνοντας τον μετασχηματισμό ωστενίτη-σε μαρτενσίτη σε χαμηλότερο ρυθμό ψύξης. Η επίδρασή του είναι 2.6 και 1.3 φορές ισχυρότερη από όσο αυτή των Mn και Cr, αντίστοιχα (Irie et al. 1981). Λόγω αυτής της επίδρασης στη σκληρότητα του ωστενίτη, το Mo ρίχνει τον φερριτικό μετασχηματισμό σε χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης. Προσθέτοντας περισσότερο Mo μειώνονται ουσιαστικά οι θερμοκρασίες σχηματισμού του μπαινίτη και παρατείνεται ο χρόνος παραμονής για την έναρξη του μπαινιτικού μετασχηματισμού σε συνθήκες σχεδόν ισοθερμικές με αυτές που χρειάζονται για ψευδαργυρικές επιστρώσεις, επιτρέποντας έτσι την αποφυγή του μπαινίτη στην τελική μικροδομή των επιστρωμένων DP χαλύβων. Κατά την ψύξη από τη διφασική περιοχή, προσθήκες Mo βελτιώνουν τη σκληρότητα του ωστενίτη καταστέλλοντας τον σχηματισμό περλίτη και φερρίτη και επιβραδύνοντας την κινητική του μετασχηματισμού του φερρίτη μετατοπίζοντας όλο το διάγραμμα σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. Το επιβραδυντικό αποτέλεσμα του Mo είναι ισχυρότερο για ψύξη από τη διφασική περιοχή, γεγονός που μπορεί να συνδέεται με υψηλότερη περιεκτικότητα σε άνθρακα στο κλάσμα του ωστενίτη. Σημαντικά χαρακτηριστικά της παρουσίας μολυβδαίνιου σε χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα χάλυβα είναι η μειωμένη δραστηριότητα του άνθρακα λόγω του σχηματισμού συμπλόκων Mo–C και της επιβράδυνσης της

διάχυσης του άνθρακα στον ωστενίτη (Hara et al. 2004). Η ικανότητα του μολυβδαίνιου να αυξάνει την αντοχή των διφασικών χαλύβων ύστερα από σχετικά βραδεία ψύξη διαφαίνεται από την υψηλότερη σκληρότητα του ωστενίτη που προκύπτει από υψηλότερη ποσότητα μαρτενσίτη (Coldren et al. 1980).

### 3.5.6. Χρώμιο

Προσθήκες Cr αυξάνουν τη σκληρότητα του ωστενίτη επιβραδύνοντας την κινητική του μετασχηματισμού του φερρίτη. Παρόμοια με το Mo, η επιβραδυντική επίδραση του Cr στους μετασχηματισμούς ωστενίτη είναι πιο σημαντική μετά από την ανόπτηση στη διφασική περιοχή λόγω της υψηλής περιεκτικότητας του άνθρακα στον ωστενίτη. Τα αποτελέσματα του χρωμίου στις εφελκυστικές ιδιότητες καθορίζονται πρωταρχικά από τον τύπο της μικροδομής που σχηματίστηκε κατά την ψύξη του ωστενίτη, δηλαδή από την επίδραση του Cr στη σκληρότητα του ωστενίτη (Hashiguchi 1980).

### 3.5.7. Μικροκραματικά στοιχεία

Γενικά, η επίδραση αυτών των στοιχείων μπορεί να θεωρηθεί ότι προκαλείται από ένα πλήθος παραγόντων, όπως: 1. η πιθανή παύση του μετασχηματισμού  $\gamma \rightarrow \alpha$ , ο οποίος ελέγχεται από τη συγκέντρωση των μικροκραματικών στοιχείων στον ωστενίτη, 2. η εκλέπτυνση της μικροδομής εξ ου και, 3. η αύξηση στη διεπιφανειακή περιοχή και την παρουσία διεσπαρμένων καρβονιτριδίων. Ο πρώτος παράγων θα έπρεπε να ωφελεί τη σταθερότητα του ωστενίτη και οι δύο τελευταίοι θα έπρεπε να προκαλούν μείωση. Η σχετική συνεισφορά του κάθε παράγοντα καθοδηγείται από τη διαλυτότητα του συγκεκριμένου στοιχείου στον ωστενίτη, τη δεδομένη θερμοκρασία ανόπτησης και από τον τύπο των πιθανών κατακρήμνισμάτων όπως καρβίδια και νιτρίδια.

Η επίδραση των μικροκραματικών στοιχείων στους DP χάλυβες από Nb και/ή Ti μπορεί να συνδεθεί με εκλέπτυνση της δομής και σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης. Η επίδραση της ενίσχυσης με στοιχεία που συμβάλλουν στον σχηματισμό καρβιονιτριδίων είναι το άθροισμα της συνεισφοράς της σκλήρυνσης μέσω κατακρήμνισης και της εκλέπτυνσης της δομής. Μετά την ανόπτηση στο χαμηλότερο μέρος της διφασικής περιοχής, το Nb ευθύνεται για

τον συνδυασμό των παραγόντων που αυξάνουν την αντοχή όπως η εμφανιζόμενη αύξηση στο κλάσμα όγκου του ωστενίτη/μαρτενσίτη με υψηλότερη περιεκτικότητα σε Nb, με πλήρη ή μερική αναστολή της ανακρυστάλλωσης του φερρίτη, η εκλέπτυνση κόκκων της γενικής δομής, και σε μικρότερο βαθμό, η σκλήρυνση με κατακρήμνιση. Σε υψηλότερες θερμοκρασίες κοντά στην  $A_3$ , η ανακρυστάλλωση του φερρίτη είναι ολοκληρωμένη και το κλάσμα του ωστενίτη πλησιάζει σε συνθήκες ισορροπίας ώστε το αποτέλεσμα της σκλήρυνσης λόγω του Nb καθίσταται λιγότερο σημαντικό. Παρά ταύτα, η εκλέπτυνση κόκκου σε ελαφρώς μεγαλύτερη ποσότητα μαρτενσίτη και η υψηλότερη συνεισφορά από τη σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης προκαλούν συνδυαστικά μια αύξηση  $\sim 140$  MPa στην αντοχή του χάλυβα με 0.03 wt.-% Nb. Η ενίσχυση με Nb χαρακτηρίζεται από καλύτερη ισορροπία της TS και TE που μπορεί να εξηγηθεί από τον κυρίαρχο ρόλο της εκλέπτυνσης της μικροδομής καταλήγοντας σε υψηλότερη ενδοτράχυνση και συνεπώς σε υψηλότερη ομοιόμορφη επιμήκυνση. Προσθήκες Ti σε μικροκραματωμένο σε Nb χάλυβα διευκόλυνε την μεγέθυνση των κατακρημνισμάτων επειδή τα σωματίδια TiN λειτουργούν ως υπόστρωμα στα καρβίδια Nb. Ως αποτέλεσμα, οι DP χάλυβες που έχουν μικροκραματωθεί από συνδυασμένες προσθήκες Nb και Ti παρουσιάζουν χαμηλότερη αντοχή από αυτήν που παρουσιάζουν χάλυβες που έχουν μικροκραματωθεί μόνο με Nb (Song 2014).

Καλύτεροι συνδυασμοί ιδιοτήτων διφασικών χαλύβων, οι οποίοι αρχικά επιτυγχάνονται από ψύξη σε μέτριους ρυθμούς αποδόθηκαν στην ευεργετική επίδραση του βαναδίου (Bucher 1979). Σε σχετικά χαμηλούς ρυθμούς ψύξης από την περιοχή  $\alpha+\gamma$ , οι χάλυβες βαναδίου ενισχύθηκαν με διεσπαρμένα σωματίδια που είχαν αρκετό χρόνο να κατακρημνισθούν από υπερκορεσμένο φερρίτη κατά τη διάρκεια ψύξης. Παρόλο που η διαλυτότητα του βαναδίου στον ωστενίτη αυξάνεται με τη θερμοκρασία στην περιοχή  $\alpha+\gamma$ , η μεγαλύτερη ενισχυτική δράση του βαναδίου παρατηρήθηκε μετά από θέρμανση σε χαμηλότερη θερμοκρασία (750 °C). Αυτό μπορεί να υποδηλώνει ότι η ποσότητα των κατακρημνισμάτων ελέγχεται από τον υπερκορεσμό του άνθρακα στον φερρίτη. Γενικά, σε μια σταθερή θερμοκρασία παραμονής στην περιοχή  $\alpha+\gamma$ , η επίδραση του αυξανόμενου βαναδίου στις εφελκυστικές ιδιότητες των διφασικών χαλύβων είναι ασήμαντη, λόγω των αντιτιθέμενων

## Θεωρητικό μέρος

---

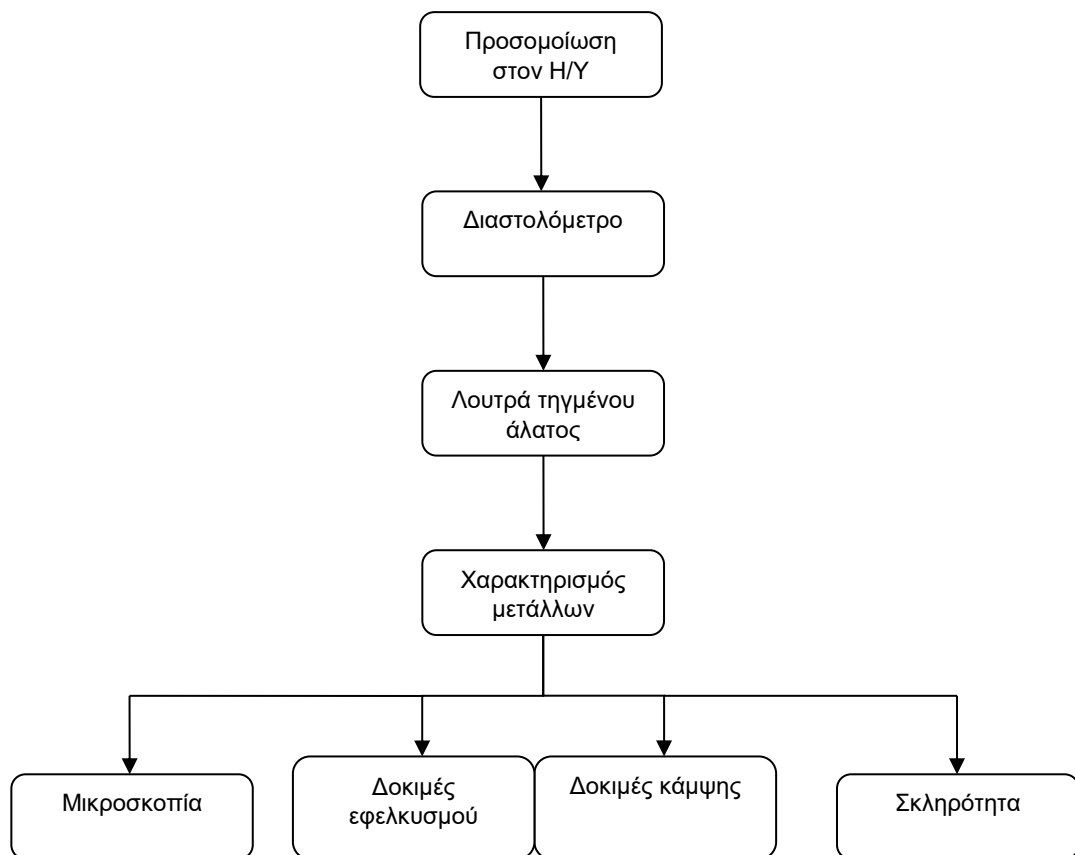
αποτελεσμάτων της εκλέπτυνσης κόκκων και της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση που επηρεάζονται από το βανάδιο, από τη μια πλευρά, και το μειούμενο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη λόγω της δέσμευσης του άνθρακα, από την άλλη.

.

## 4. Πειραματικές διαδικασίες

### 4.1. Σχεδιασμός της έρευνας

Ο σχεδιασμός της έρευνας αναπτύσσεται στην **Εικόνα 4-1**. Αποτελείται από προσομοίωση σε υπολογιστή, μικρής κλίμακας πειράματα, μεγάλης κλίμακας πειράματα και δοκιμές. Η προσομοίωση στον υπολογιστή και τα μικρής κλίμακας πειράματα αποσκοπούσαν στο να καθοριστούν οι βέλτιστες παράμετροι που απαιτούνται για τα μεγάλης κλίμακας πειράματα. Οι δοκιμές πραγματοποιήθηκαν με σκοπό τον χαρακτηρισμό των δοσμένων υλικών.



**Εικόνα 4-1:** Σχεδιασμός πειραμάτων και δοκιμών της εργασίας.

### 4.2. Υλικά

#### 4.2.1. Κραματικά στοιχεία

Τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτήν την εργασία περιέχουν μικρή ποσότητα άνθρακα και μικροκραματικών στοιχείων. Οι τύποι του χάλυβα ονομάστηκαν ανάλογα με τα στοιχεία του κράματός το οποίο θεωρήθηκε ότι έχει τη μεγάλη επίδραση στις ιδιότητές του. Δύο από τους τύπους περιέχουν παρόμοια ποσότητα άνθρακα και διαφορετικό ποσοστό άλλων κραματικών στοιχείων (DP\_CrMo και DP\_Nb). Όσον αφορά στο DP\_Nb δεν υπάρχει καθόλου μολυβδαίνιο στη σύσταση. Μόνο μία από αυτές έχει μετρήσιμο ποσοστό αλουμινίου (DP\_AINb) η οποία περιέχει επίσης μια ελαφρώς αυξημένη ποσότητα άνθρακα. Αυξημένη ποσότητα άνθρακα μπορεί επίσης να ανευρεθεί στον δεύτερο τύπο χάλυβα (DP\_CrMo\_2). Η σύνθεση φαίνεται στον Πίνακα 4-1:

Πίνακας 4-1: Χημική σύσταση των χαλύβων που χρησιμοποιήθηκαν στην έρευνα

Grades	DP_Nb	DP_CrMo	DP_AINb	DP_CrMo_2
C%	<0,1	<0,1	<0,15	<0,15
Si+Al%	<0,2	<0,35	<0,75	<0,5
Mn+Cr+Mo%	<2,5	<3,5	<3	<3,5
Nb+Ti+V%	<0,05	<0,03	<0,06	-
N%	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Micro-alloying %	<0,06	<0,06	<0,06	<0,02

### 4.1.2 Χαρακτηριστικά των χαλύβων κατά την παραλαβή τους

Οι ποιότητες παράχθηκαν σε φύλλα με ψυχρή έλαση και το πάχος τους κυμαινόταν μεταξύ 1.4-1.6 mm. Η παραγωγή των φύλλων χάλυβα είναι τυπική για κάθε τύπο χάλυβα. Μετά τη χύτευση, το χυτό εισάγεται στον μύλο θερμής έλασης και ύστερα από τη θερμή έλαση το πάχος του φύλλου θα έχει μειωθεί έως 90%. Κατόπιν, πραγματοποιείται ψυχρή έλαση η οποία θα συμβάλει στο τελικό σχήμα και τη μικροδομή του φύλλου. Η αρχική μικροδομή του DP χάλυβα θα επιτευχθεί στη γραμμή παραγωγής ανάλογα με τους χρόνους και τις θερμοκρασίες ψύξης. Οι δύο πρώτοι τύποι παράχθηκαν στη γραμμή παραγωγής της εταιρείας χάλυβα που τους παρείχε ενώ οι DP\_AINb και DP\_CrMo\_2 παράχθηκαν σε εργαστηριακή κλίμακα στο Ferrous Metallurgy Institute του RWTH.

Πίνακας 4-2: Παραγωγή των τύπων χάλυβα που χρησιμοποιήθηκαν στην εργασία

<b>Grade</b>	<b>Production</b>	<b>Coiling temperature</b>	<b>Cold rolling reduction</b>	<b>Average Thickness</b>
<b>DP_Nb</b>	Production Line	550 °C	60 %	1,35 mm
<b>DP_CrMo</b>	Lab scale production	650 °C	60 %	1,5 mm
<b>DP_AINb</b>	Production Line	550 °C	60-70 %	1,65 mm
<b>DP_CrMo_2</b>	Production Line	550 °C	60-70 %	1,65 mm



### 4.3. Πειράματα προσομοίωσης

#### 4.3.1. Προσομοίωση σε Υπολογιστή

Με σκοπό την απόκτηση μιας πρώτης εικόνας για τις θερμοκρασίες στις οποίες επισυμβαίνει η φάση του μετασχηματισμού χρησιμοποιήθηκε λογισμικό προσομοίωσης. Με τη μέθοδο CALPHAD επιτυγχάνεται η συγκέντρωση όλης της πειραματικής πληροφορίας ισορροπίας φάσεων σε ένα σύστημα και όλης της θερμοδυναμικής πληροφορίας που προκύπτει από τις μελέτες θερμοχημικής και θερμοφυσικής. Οι θερμοδυναμικές ιδιότητες κάθε φάσης περιγράφονται κατόπιν με μαθηματικό μοντέλο που ενέχει ρυθμιζόμενες παραμέτρους. Οι παράμετροι αξιολογούνται βελτιστοποιώντας την προσαρμογή του μοντέλου σε όλες τις πληροφορίες, συμπεριλαμβάνοντας επίσης και συνυπάρχουσες φάσεις. Καθίσταται κατόπιν δυνατό να υπολογιστεί εκ νέου το διάγραμμα φάσεων καθώς και οι θερμοδυναμικές ιδιότητες όλων των φάσεων. Η φιλοσοφία της μεθόδου CALPHAD είναι να προσδοθεί μια συνεπής περιγραφή του διαγράμματος φάσης και των θερμοδυναμικών ιδιοτήτων ούτως ώστε να μπορεί κανείς να προβλέψει με αξιοπιστία το σύνολο των σταθερών φάσεων και τις θερμοδυναμικές ιδιότητές τους σε περιοχές χωρίς πειραματικές πληροφορίες, όπως και τις μετασταθείς καταστάσεις με προσομοιώσεις των μετασχηματισμών των φάσεων.

Το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε ήταν το Thermo-Calc. Κατά την ηλεκτρονική προσομοίωση χρησιμοποιήθηκαν ίδιες παράμετροι για όλες τις ποιότητες. Η πίεση ήταν 101325 Pa. Κατά τη σχεδίαση, το βήμα ήταν 20 K ενώ η ελάχιστη θερμοκρασία ήταν 575.15 K και η μέγιστη 1873.15 K. Η μόνη μεταβλητή ήταν η χημική σύσταση κάθε τύπου. Τα στοιχεία που χρησιμοποιήθηκαν κατά την προσομοίωση ήταν C, Al, Cr, Mn, Mo and Si. Οι φάσεις που λήφθηκαν υπόψη ήταν οι fcc, bcc, και η φάση του σεμεντίτη.

#### 4.3.2. Μετρήσεις διαστολομετρίας

Οι μετασχηματισμοί φάσεων είναι ένας από τους παράγοντες που επηρεάζουν τα μέγιστα τις ιδιότητες του χάλυβα, ιδιαίτερα τον μετασχηματισμό  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Η διαστολομετρία είναι μία από τις κλασικές τεχνικές, μαζί με τη διαφοροποιημένη θερμική και ποσοτική ανάλυση των μικροδομών, και χρησιμοποιείται συνήθως

## Πειραματικές διαδικασίες

---

για να καθοριστεί η αρχή και το τέλος των φάσεων μετασχηματισμού στους χάλυβες.

Το DIL805A/D of Bähr Co. είναι ένα ειδικό διαστολόμετρο το οποίο χρησιμοποιείται για τον καθορισμό της παραμέτρου μεταμόρφωσης και για τη δημιουργία διαγραμμάτων TTT-, και DTTT συνεχούς ψύξης. Τα χαρακτηριστικά που διακρίνουν το DIL805A είναι οι υψηλοί ρυθμοί θέρμανσης μέχρι τους 4000 °C/s και ψύξης έως 2500 °C/s. Η DIL805D (παραμόρφωση) διακρίνεται από τα ποσοστά παραμόρφωσης από 0.01 έως 125 mm/s. Τα πειράματα είναι ευέλικτα και μπορούν να δομηθούν ώστε να μιμούνται μια διαδικασία κάθε μήκους ή πολυπλοκότητας.



Εικόνα 4-2: Διάταξη του διαστολόμετρου DIL-805/D.

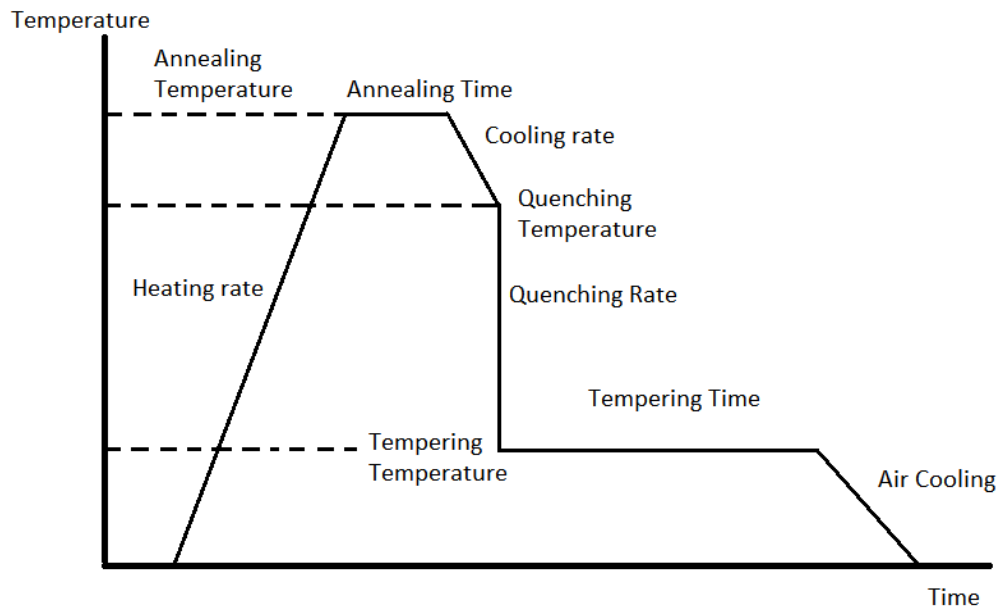
### ***Επίδραση των κρίσιμων παραμέτρων***

Τα πειράματα διενεργήθηκαν αρχικά για το DP\_Nb με σκοπό να αναλυθεί η επίδραση κάθε παραμέτρου στον σχηματισμό ωστενίτη και μαρτενσίτη και πώς

## Πειραματικές διαδικασίες

---

αυτές θα μπορούσαν να επηρεάσουν την σκληρότητα του χάλυβα και συνεπώς την αντοχή του.



**Εικόνα 4-3:** Διάγραμμα Θερμοκρασίας-Χρόνου για να περιγραφεί ο κύκλος απόπτησης που χρησιμοποιήθηκε στα πειράματα διαστολομετρίας.

## Πειραματικές διαδικασίες

Οι παράμετροι που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα διαστολομετρίας παρουσιάζονται στον **Πίνακα 4-3**:

**Πίνακας 4-3:** Παράμετροι που διερευνήθηκαν στα πειράματα διαστολομετρίας

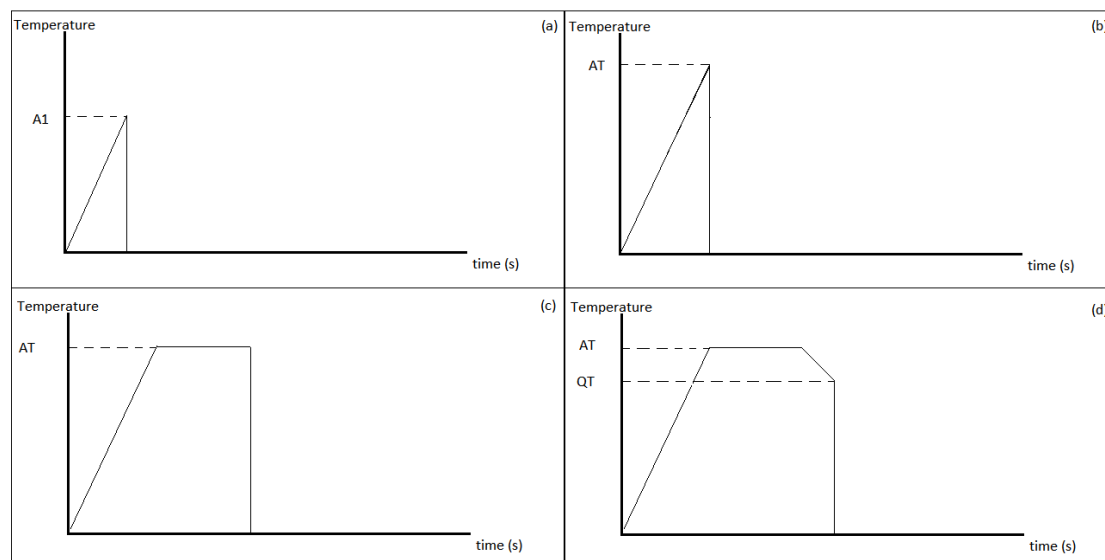
<b>Constant parameters</b>			
<b>Annealing Time</b>	<b>Quenching Rate</b>	<b>Tempering Time</b>	<b>Tempering Temperature</b>
80 s	60 K/s	240 s	240 °C
<b>Varied parameters</b>			
<b>Heating Rate (K/s)</b>	<b>Annealing Temperature (°C)</b>	<b>Cooling Rate (K/s)</b>	<b>Quenching Temperature (°C)</b>
1	800	5	670
5	800	5	670
10	800	5	670
5	800	1	670
5	800	10	670
5	800	5	690
5	800	5	650
5	820	5	670
5	840	5	670

### ***Ανάλυση της εξέλιξης της μικροδομής κατά την ανόπτηση***

Η δεύτερη σειρά πειραμάτων στο διαστολόμετρο έγιναν με σκοπό να αναλυθεί η μικροδομή κάθε τύπου χάλυβα σε διαφορετικά στάδια του κύκλου ανόπτησης. Για να καθοριστούν αυτά τα στάδια χρησιμοποιήθηκαν τα αποτελέσματα των Thermo-Calc και προηγούμενων διαστολομετρικών πειραμάτων. Γενικά, το πρώτο βήμα ήταν θέρμανση μέχρι τη θερμοκρασία  $A_1$  και το δεύτερο όταν επιτεύχθηκε η επιθυμητή θερμοκρασία ανόπτησης. Το τρίτο βήμα περιλάμβανε τη θέρμανση μέχρι τη θερμοκρασία ανόπτησης συν τον χρόνο ανόπτησης και το τελικό βήμα περιλάμβανε όλη την ανόπτηση συν την αργή ψύξη μέχρι τη θερμοκρασία βαφής. Για να έχουμε τη δυνατότητα να παρατηρούμε τη μικροδομή σε κάθε ένα από αυτά τα στάδια έπρεπε να κάνουμε βαφή στα

## Πειραματικές διαδικασίες

δείγματα και κατόπιν να τα αναλύσουμε στο SEM. Πιο συγκεκριμένα, το πρώτο στάδιο είχε ως σκοπό να εξεταστεί η πυρηνοποίηση του ωστενίτη. Το δεύτερο, η ανάπτυξη του ωστενίτη κατά τη διάρκεια της θέρμανσης, ενώ στο τρίτο στάδιο θα εξεταζόταν ο ισοθερμικός σχηματισμός ωστενίτη. Αυτοί οι κύκλοι παρουσιάζονται στην **Εικόνα 4-4**.



**Εικόνα 4-4:** Με σκοπό την ανάλυση της μικροδομής, πραγματοποιήθηκε βαφή σε διαφορετικά βήματα του κύκλου θέρμανσης. Οι θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής μεταβάλλονταν ανάλογα με τον τύπο του χάλυβα.

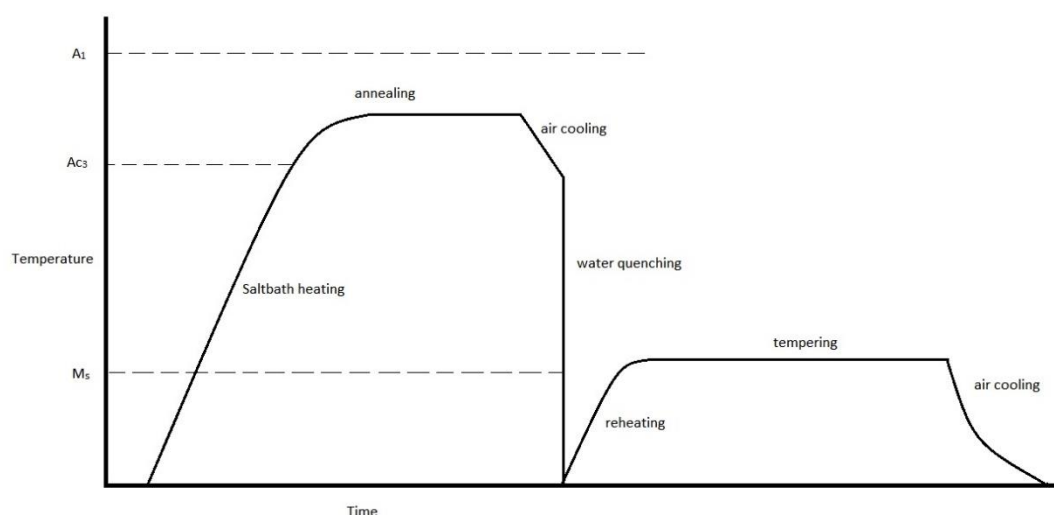
Όπου  $A_1$ ,  $AT$  και  $QT$  είναι διαφορετικές για κάθε δείγμα  $AT$  και  $QT$  είναι οι θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής αντίστοιχα.

**Πίνακας 4-3:** Θερμοκρασίες των διαστολομετρικών πειραμάτων

	$A_1$ (°C)	$AT$ (°C)	$QT$ (°C)
<b>DP_Nb</b>	710	760	660
<b>DP_CrMo</b>	705	770	670
<b>DP_AINb</b>	780	825	740

### 4.4. Πειράματα σε λουτρό τηγμένου άλατος

Τα Λουτρά Τηγμένου Άλατος αποτελούν έναν εύκολο τρόπο εκτέλεσης διεργασιών θέρμανσης σε υψηλότερες ή χαμηλότερες θερμοκρασίες. Προπαρασκευασμένα δοκίμια για δοκιμές εφελκυσμού ή κάμψης προσδέθηκαν με σύρμα σε μια ράβδο και βυθίστηκαν στο λουτρό τηγμένου άλατος για τον επιθυμητό χρόνο. Σε κάθε ράβδο προσαρμόστηκαν κάθε φορά 3-5 δοκίμια. Τα πειράματα έγιναν σε δύο βήματα. Το πρώτο είναι το μέρος της ανόπτησης και το δεύτερο της γήρανσης.



**Εικόνα 4-5:** Ο κύκλος της ανόπτησης που χρησιμοποιήθηκε στα πειράματα Λουτρού Τηγμένου Άλατος. Η θερμοκρασία ανόπτησης βρισκόταν στη διφασική περιοχή. Οι ρυθμοί θέρμανσης και ψύξης δεν μπορούν να ελεγχθούν από το λουτρό τηγμένου άλατος. Οι θερμοκρασίες και οι χρόνοι ποίκιλαν ανάλογα με τον χάλυβα.

Η στρατηγική που ακολουθήθηκε για τα πειράματα ανόπτησης συνίσταται στη θέρμανση των δοκιμίων στη διφασική περιοχή ανάμεσα στις θερμοκρασίες  $A_1$  και  $A_3$ . Αυτό επιτρέπει να επιτευχθεί το επιθυμητό ποσοστό ωστενίτη που θα καθορίσει την αντοχή του χάλυβα. Ο ρυθμός θέρμανσης στο λουτρό τηγμένου άλατος δεν μπορούσε να ελεγχθεί, εφόσον εξαρτάται από το μέγεθος του δοκιμίου και το γεωμετρικό σχήμα, αλλά έχει εκτιμηθεί από προηγούμενες έρευνες ότι είναι της τάξης των 30 K/s. Μετά την πάροδο κάποιου συγκεκριμένου χρόνου τα δοκίμια ανασύρθηκαν από το λουτρό τηγμένου άλατος, ψύχθηκαν με αέρα έως ότου φθάσουν στην επιθυμητή θερμοκρασία

## Πειραματικές διαδικασίες

---

και κατόπιν βυθίστηκαν σε νερό προς βαφή. Κατόπιν, καθαρίστηκαν από το αλάτι και βυθίστηκαν σε ένα δεύτερο λουτρό τηγμένου άλατος που είχε τη θερμοκρασία γήρανσης. Μετά την πάροδο του επιθυμητού χρόνου ανασύρθηκαν από το λουτρό τηγμένου άλατος και αφέθηκαν να ψυχθούν στον αέρα μέχρι να αποκτήσουν τη θερμοκρασία δωματίου. Τέλος, αφού καθαρίστηκαν ήταν έτοιμα για την τελική δοκιμή εφελκυσμού.

Για να μετρηθεί η θερμοκρασία, προσαρμόστηκε σε ένα δοκίμιο κάθε ράβδου ένα θερμοζεύγος. Τα άλατα που χρησιμοποιήθηκαν στα λουτρά τηγμένου άλατος ανόπτησης και γήρανσης ήταν διαφορετικά. Το πρώτο ήταν GS540 με αδρανοποιητή ενώ το δεύτερο AS140. Σκοπός του αδρανοποιητή ήταν να εμποδίσει την εξανθράκωση (decarburization).



**Εικόνα 4-6:** Για την ανόπτηση χρησιμοποιήθηκε το πρώτο λουτρό (αριστερά) για θερμοκρασίες ~750-850 °C. Το δεύτερο λουτρό τηγμένου άλατος θερμάνθηκε σε χαμηλές θερμοκρασίες ~ 200 °C και χρησιμοποιήθηκε για τη γήρανση.

## Πειραματικές διαδικασίες

---

Το πρώτο σύνολο πειραμάτων στο λουτρό τηγμένου άλατος αποσκοπούσε στο να διερευνηθεί η επίδραση της θερμοκρασίας γήρανσης σε κάθε τύπο χάλυβα. Με βάση τα αποτελέσματα του διαστολόμετρου και προηγούμενες δημοσιεύσεις χρησιμοποιήθηκαν διαφορετικές παράμετροι ανόπτησης για κάθε τύπο χάλυβα. Αυτές οι παράμετροι φαίνονται στον **Πίνακα 4-4**.

**Πίνακας 4-4:** Παράμετροι ανόπτησης στα πειράματα λουτρού τηγμένου άλατος

<b>DP_Nb</b>	
Χρόνος θέρμανσης	105 s
Θερμοκρασία ανόπτησης	760 °C
Θερμοκρασία βαφής	670 °C
<b>DP_CrMo &amp; DP_CrMo_2</b>	
Χρόνος Θέρμανσης	106 s
Θερμοκρασία ανόπτησης	770 °C
Θερμοκρασία βαφής	670 °C
<b>DP_AINb</b>	
Χρόνος Θέρμανσης	108 s
Θερμοκρασία ανόπτησης	825 °C
Θερμοκρασία βαφής	740 °C

Για κάποια από τα δοκίμια του τύπου DP\_AINb διερευνήθηκε η επίδραση των θερμοκρασιών ανόπτησης και βαφής. Σκοπός ήταν να διερευνηθεί η επίδραση των κλασμάτων όγκου μαρτενσίτη και φερρίτη στην εφελκυστική αντοχή και ολκιμότητα καθώς και η επίδραση του νέου φερρίτη που είναι το αποτέλεσμα του μετασχηματισμού κατά τη βραδεία ψύξη, σε αυτές τις ιδιότητες.



## Πειραματικές διαδικασίες

**Πίνακας 4-5:** Θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής προς διερεύνηση της επίδρασης του μαρτενσίτη και του φερρίτη στα κλάσματα όγκου

DP_AINb	
Θερμοκρασία ανόπτησης (°C)	Θερμοκρασία βαφής (°C)
800	800
825	740
850	680
875	600

Ύστερα από τη βαφή στο νερό όλα τα δοκίμια βυθίστηκαν στο δεύτερο λουτρό τηγμένου άλατος προς σκλήρυνση. Η έρευνα ως προς τις παραμέτρους γήρανσης συνίσταται στην μεταβολή του χρόνου και της θερμοκρασίας της γήρανσης.

**Πίνακας 4-6:** Χρόνοι και θερμοκρασίες γήρανσης στα λουτρά τηγμένου άλατος

	DP_Nb	DP_CrMo	DP_AINb	DP_CrMo_2
<b>Χρόνος</b>	200	200	200	200
<b>γήρανσης (s)</b>	400	400		
	600	600		
<b>Θερμοκρασία</b>	185	185	185	185
<b>γήρανσης</b>	200	200	200	200
<b>(°C)</b>	250	250	225	250
	300	300	250	300
	350	350	275	350
			300	
			325	
			350	

Οι χρόνοι και οι θερμοκρασίες σκλήρυνσης επιλέχθηκαν σύμφωνα με την Παράμετρο Hollomon-Jaffe της Εξ. 3-3. Συνδυάζει αυτές τις δύο παραμέτρους σε μια τιμή και διευκολύνει τον καθορισμό του εύρους των πειραμάτων. Η σταθερά  $c$  υπολογίζεται με την **Εξ. 4-1**

$$c = \frac{T_2 \log t_2 - T_1 \log t_1}{T_1 - T_2} \quad \text{Εξ. 4-1}$$

Για την τρέχουσα εργασία επιλέχθηκε ίση με 20 που χρησιμοποιείται συνήθως για τους DP χάλυβες (Janjusevic et al. 2009).

## Μηχανικές Δοκιμές

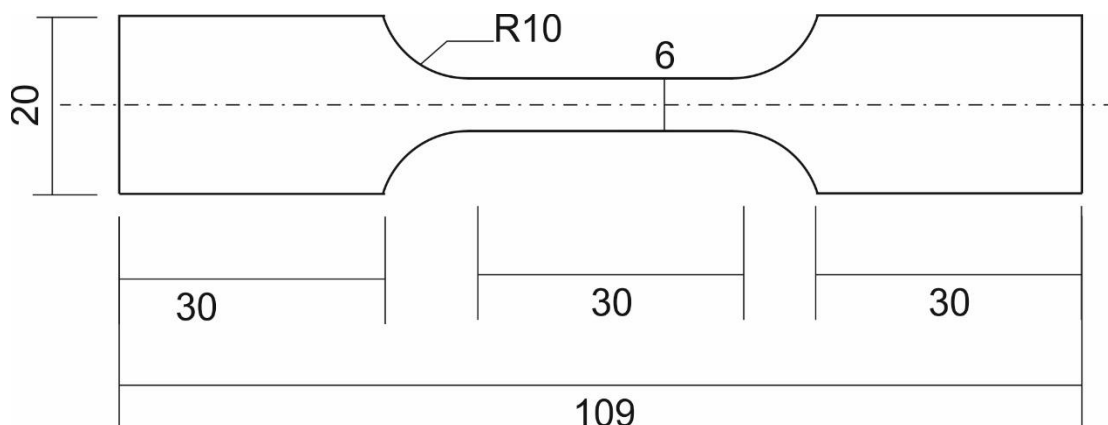
### 4.4.1. Δοκιμή εφελκυσμού



**Εικόνα 4-7:** Η διάταξη εφελκυστικής αντοχής Zwick-Z100.

Με τη δοκιμή εφελκυσμού ελέγχθηκαν πολλές διαφορετικές ιδιότητες. Αυτές είναι: τα όρια διαρροής και θραύσης, ο βαθμός διαρροής, η ολική και ομοιόμορφη επιμήκυνση και το ποσοστό ενδοτράχυνσης. Επίπεδα δοκίμια 109x20 mm κόπηκαν και ετοιμάστηκαν για τη διαδικασία ανόπτησης. Οδηγίες για τις διαστάσεις των δειγμάτων δίνονται στο DIN EN 50125 (Beuth 2009). Οι δοκιμές εφελκυσμού διεξήχθησαν με τη μηχανή Zwick-Z100 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος με ταχύτητα άκρων στήριξης 1mm/min. Η επιμήκυνση

μετρήθηκε με οπτικό σύστημα μέτρησης που ανίχνευε το μήκος με δύο ράβδους μέτρησης που απομακρύνονταν κατά τη δοκιμή.



**Εικόνα 4-8:** Τα δοκίμια πριν τον εφελκυσμό διαμορφώθηκαν σύμφωνα με το πρότυπο DIN EN 50125.

Στη συμβατική δοκιμή εφελκυσμού, κατασκευάστηκε μια καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης βάσει των μετρήσεων φορτίου-επιμήκυνσης που έγιναν στο κάθε δοκίμιο (**Εικόνα 4-8**). Η τάση ( $\sigma$ ) που χρησιμοποιήθηκε στην καμπύλη τάσης παραμόρφωσης είναι η μέση διαμήκης τάση που εφαρμόστηκε στο δείγμα.

### 4.4.2. Δοκιμή κάμψης

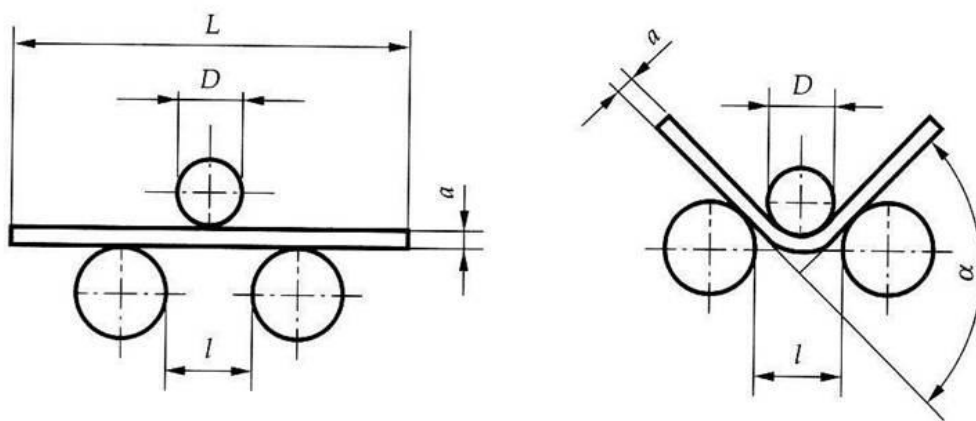
Οι δοκιμές κάμψης διενεργήθηκαν σύμφωνα με τις DIN EN ISO 7438 προδιαγραφές (Beuth 2005). Πρόκειται για μια δοκιμή κάμψης τριών σημείων που χαρακτηρίζει τη συμπεριφορά σχηματισμού και την ευαισθησία στην αστοχία για μεταλλικά υλικά υπό συνθήκες κάμψης-παραμόρφωσης. Οι διαστάσεις των δειγμάτων κάμψης ήταν 80x25 mm ενώ το πάχος ήταν διαφορετικό για κάθε τύπο. Το δείγμα τοποθετήθηκε σε περιστρεφόμενα ράουλα με διάμετρο 20mm και κάμφθηκε χωρίς λιπαντικό. Κατά τη δοκιμή βιντεοσκοπήθηκε η ανάπτυξη των ρωγμών και καταγράφηκε η αλλαγή της δύναμης και της επιμήκυνσης. Για τον υπολογισμό της γωνίας κάμψης χρησιμοποιήθηκε η **Εξ. 4-2** βάσει των προδιαγραφών DIN EN ISO 7438.

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{p * c + W * (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad \text{Εξ. 4-2}$$

$$W = \sqrt{p^2 + (f - c)^2 - c^2} \quad \text{Εξ. 4-3}$$

$$c = \frac{\varphi}{2} + \alpha + \frac{D}{2} \quad \text{Εξ. 4-4}$$

Όπου D, l, L, και α φαίνονται στην **Εικόνα 4-9**.



Key:

$a$  = Diameter or thickness of the test piece

$D$  = Diameter of the mandrel

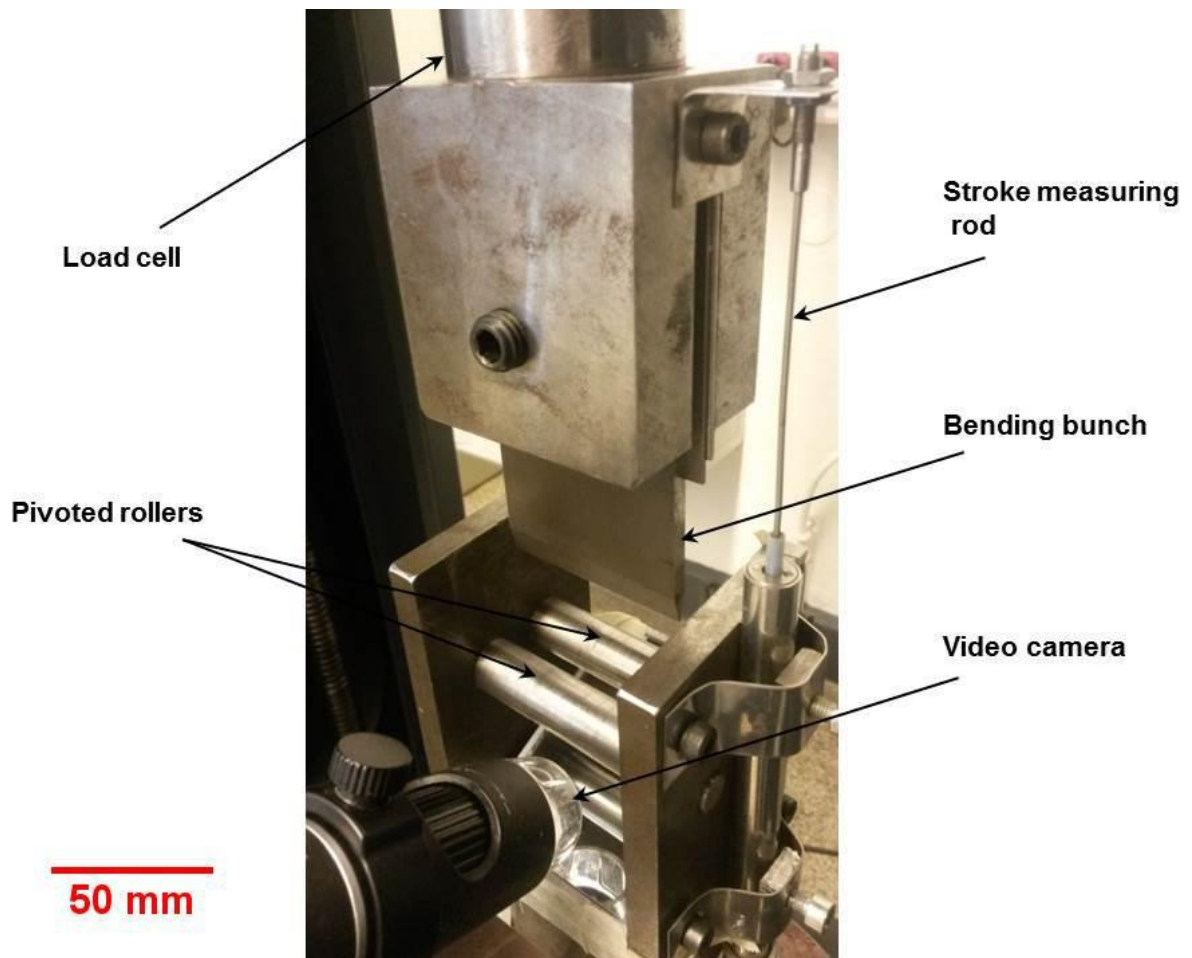
$L$  = Length of the test piece

$l$  = Distance between supports

$\alpha$  = Angle of the bend

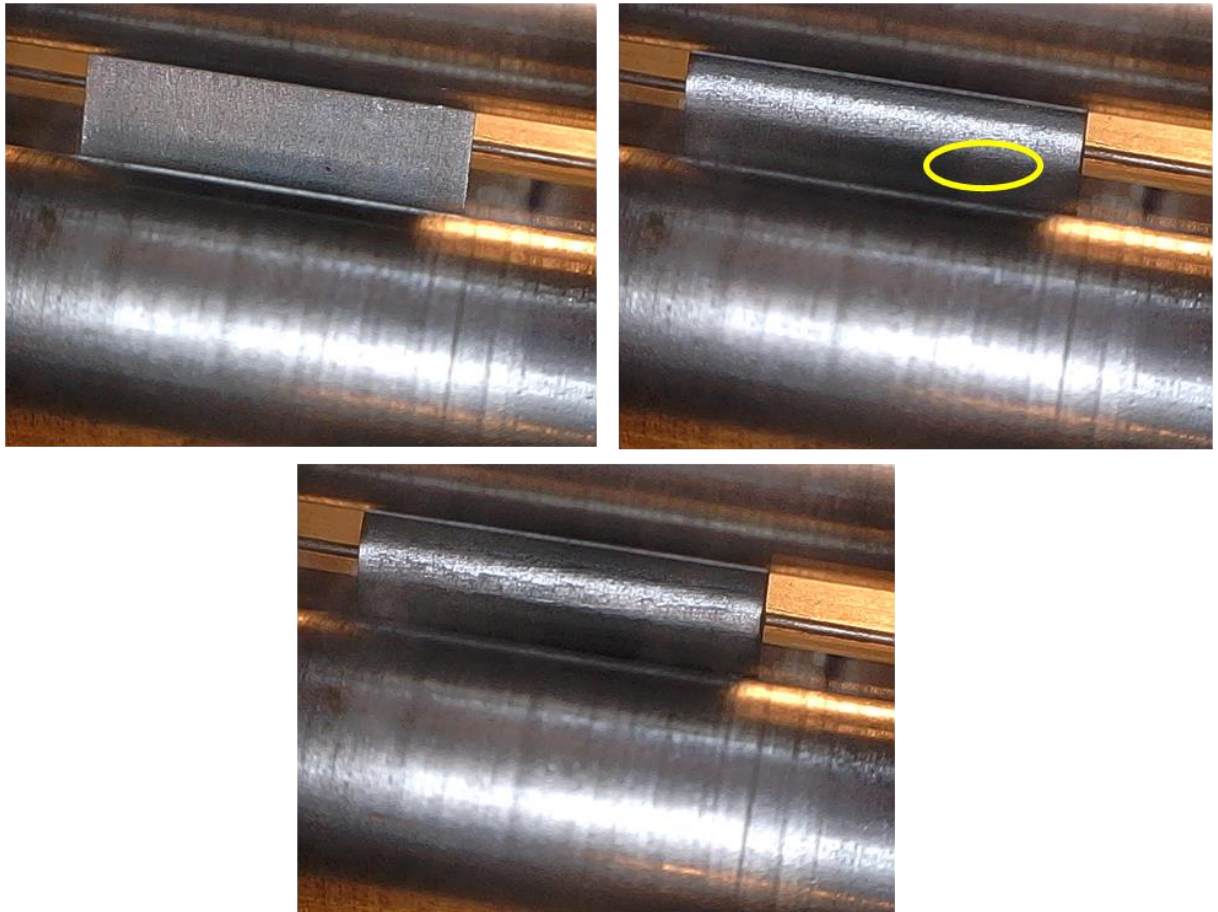
**Εικόνα 4-9:** Σχηματική αναπαράσταση της δοκιμής των τριών σημείων κάμψης σύμφωνα με το πρότυπο DIN EN ISO 7438.

Τα πειράματα έλαβαν χώρα σε θερμοκρασία δωματίου. Τα δοκίμια στιλβώθηκαν πριν από τη δοκιμή, ενώ δεν χρησιμοποιήθηκε λιπαντικό. Η εγκατάσταση περιλάμβανε δύο περιστρεφόμενα ράουλα διαμέτρου 18 και 20 mm ανάλογα με το πάχος των δοκιμίων. Η ισχύς κάμψης εφαρμόστηκε με τον άξονα κάμψης, που είχε πάχος 1 mm, με μια ταχύτητα 5 mm/min. Η δοκιμή κάμψης διακόπηκε μετά την έναρξη και την ανάπτυξη ρωγμών στα δοκίμια.



**Εικόνα 4-10:** Η διάταξη για τη δοκιμή κάμψης που χρησιμοποιήθηκε για τα πειράματα, όπου φαίνονται τα ράουλα και ο άξονας κάμψης.

Η συχνότητα καταγραφής των εικόνων ήταν 1/4 δευτερόλεπτα. Η αρχή της μέτρησης μπορούσε να συσχετιστεί με την μετατόπιση όταν η ρωγμή εμφανιζόταν, όπως φαίνεται στην **Εικόνα 4-11** και να υπολογιστεί ο σχετικός βαθμός κάμψης. Για ορισμένα δείγματα η κάμψη ξεπερνούσε τις  $135^\circ$  και το δείγμα ερχόταν σε επαφή με τον άξονα πίεσης έτσι ώστε οι γωνίες κάμψης πάνω από  $135^\circ$  να μην μπορούν να καθοριστούν.

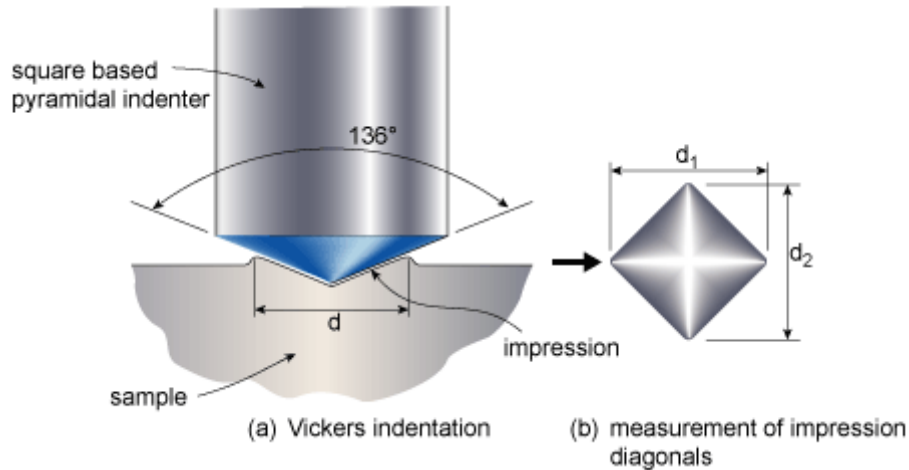


**Εικόνα 4-11:** Η γωνία κάμψης υπολογίστηκε στο σημείο όπου εμφανίστηκε η πρώτη ρωγμή.

Τα πειράματα κάμψης ξεκίνησαν κατά το αρχικό στάδιο όπου η γωνία κάμψης είναι  $0^\circ$  και το φορτίο είναι 0 kN. Μετά από την έναρξη του πειράματος λήφθηκαν δεδομένα καθώς και φωτογραφίες κάθε 1 / 4 δευτερολέπτου. Τη στιγμή που εμφανίζεται η πρώτη ρωγμή υπολογίζεται και η γωνία κάμψης οπότε και το πείραμα μπορεί να διακοπεί. Αν το πείραμα συνεχιστεί θα μπορούσε κανείς να δει την ανάπτυξη και την εμφάνιση περισσότερων ρωγμών στο δοκίμιο.

### 4.4.3. Σκληρότητα

Στη Σκληρότητα Vickers το δείγμα πιέστηκε τοπικά με διαμάντι σε μια επιλεγμένη δοκιμή ισχύος και για συγκεκριμένη διάρκεια. Μετρήθηκαν και οι δύο διαγώνιες από το αποτύπωμα που άφησε το διαμάντι και υπολογίστηκε η σκληρότητα από τον αριθμητικό μέσο όρο.



**Εικόνα 4-12:** Αρχή της δοκιμής σκληρότητας Vickers. Το διαμάντι πιέζεται στο δείγμα και αφήνει ένα αποτύπωμα. Οι διαγώνιοι του αποτυπώματος μετρούνται ώστε να υπολογιστεί το HV.

Η σκληρότητα Vickers δίνεται από την εξίσωση:

$$HV = \frac{1}{9.81} * \frac{F}{A} \quad \text{Εξ. 4-5}$$

όπου F είναι το φορτίο που ασκείται και A η περιοχή της δοκιμής.

Το φορτίο εφαρμόστηκε για 15 δευτερόλεπτα. Για κάθε δοκίμιο έγιναν τρεις μετρήσεις σε διαφορετικές περιοχές ώστε να καταλήξουμε σε μια μέση σκληρότητα. Κατόπιν τα διαγώνια μήκη μετρήθηκαν σε οπτικό μικροσκόπιο. Τέλος, η σκληρότητα Vickers μετατράπηκε σε αντοχή εφελκυσμού σύμφωνα με την **Εξ. 4-6**.

$$HV = \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \text{ approximately} \quad \text{Εξ. 4-6}$$



### 4.4.4. Μεταλλογραφία

Για την παρασκευή των δοκιμίων ακολουθήθηκε η τυπική διαδικασία που συνίσταται αρχικά σε λείανση και στίλβωση των δοκιμίων και χημική προσβολή με χρήση Nitral σε δεύτερο χρόνο. Κατόπιν, φυλάσσονται σε αεροστεγή κουτιά ώστε να αποφευχθεί η επαφή με τον αέρα και πιθανή οξείδωση. Στο SEM, λήφθηκαν φωτογραφίες σε μεγέθυνση των 1000x, 2000x, 5000x and 10000x. Για κάθε μεγέθυνση, λήφθηκαν δύο φωτογραφίες σε διαφορετικές περιοχές για κάθε δοκίμιο. Χρησιμοποιήθηκε ανιχνευτής InLens.



**Εικόνα 4-13:** Το SEM του IEHK Institute.

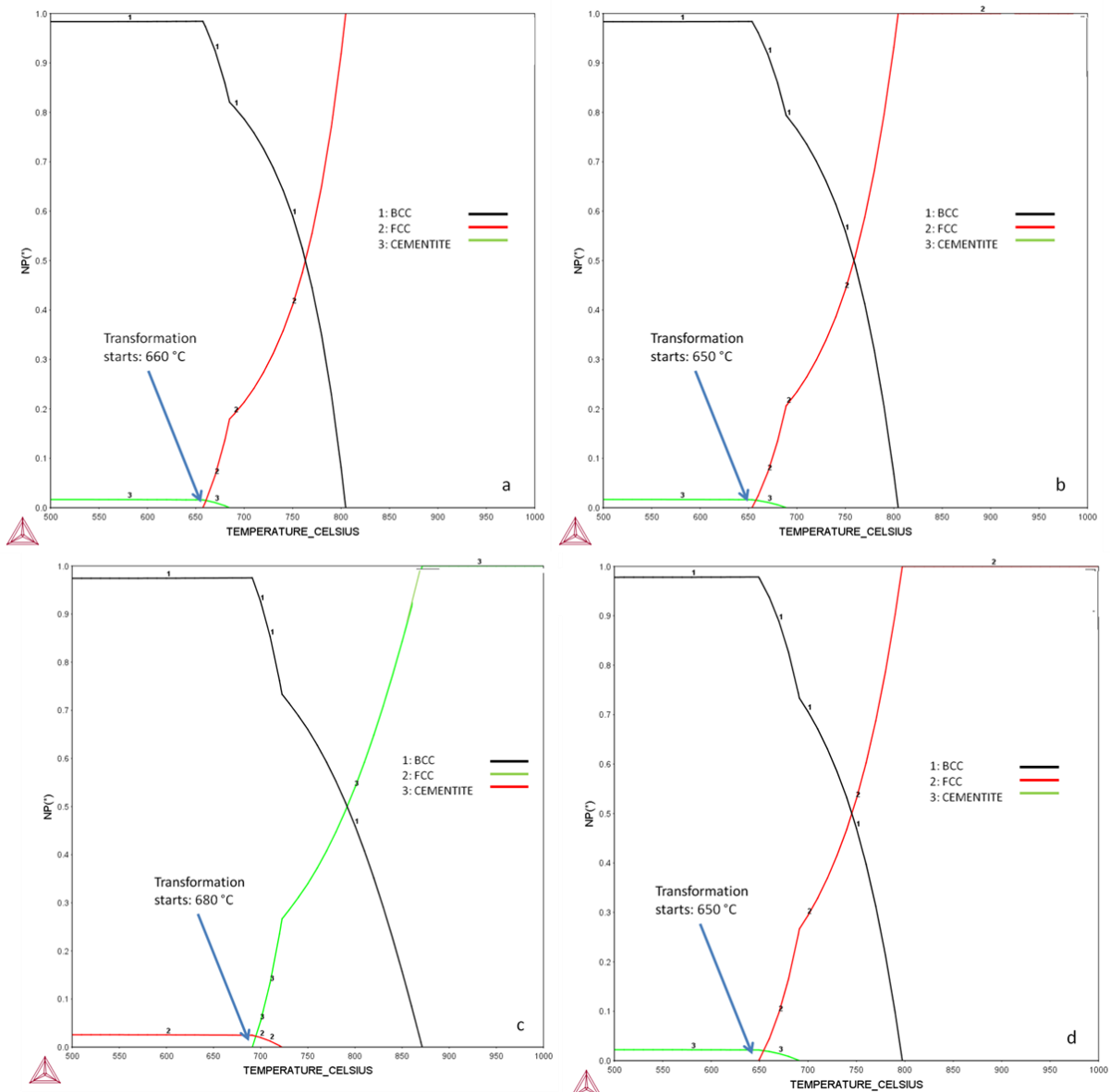
Εκτός από τις μετρήσεις σκληρότητας χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος Manual Point Count για να καθοριστεί το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη. Για να γίνει αυτό σχεδιάστηκε ένα πλέγμα με βάση τις φωτογραφίες από το μικροσκόπιο και με χρήση του MATLAB. Τα σημεία του πλέγματος που αντιστοιχούν στον μαρτενσίτη μετρήθηκαν και υπολογίστηκε το ποσοστό της κάθε φάσης, με σκοπό να συσχετιστεί η σκληρότητα του τύπου με την ποσότητα του μαρτενσίτη.



## 5. Αποτελέσματα

### 5.1. Θερμοδυναμική προσομοίωση

Κατά την προσομοίωση στον υπολογιστή χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό Thermo-Calc με στόχο την πρόβλεψη της θερμοκρασίας στην οποία λαμβάνει χώρα ο μετασχηματισμός φάσης του κάθε χάλυβα. Τα διαγράμματα φάσης παρουσιάζονται στο σχήμα της **Εικόνας 5-1**.



**Εικόνα 5-1:** Τα διαγράμματα στο Thermo-Calc παρουσιάζουν τη σταθερότητα της φάσης του ωστενίτη με αύξηση της θερμοκρασίας σε κατάσταση ισορροπίας. Κάθε διάγραμμα είναι υπολογισμένο βάσει της σύνθεσης του κάθε τύπου χάλυβα.

## Αποτελέσματα

---

Για όλα τα διαγράμματα υπάρχουν τρεις φάσεις, η κυβική εδροκεντρωμένη, (fcc), η κυβική χωροκεντρωμένη (bcc) και ο σεμεντίτης. Η δομή του ωστενίτη είναι κυβική εδροκεντρωμένη, επομένως η ποσότητα της fcc στο διάγραμμα ανταποκρίνεται στην ποσότητα του ωστενίτη. Από την άλλη, η δομή του φερρίτη είναι κυβική χωροκεντρωμένη και για αυτό η ποσότητα bcc στο διάγραμμα αντιπροσωπεύει την ποσότητα του φερρίτη. Όπως φαίνεται, και τα τέσσερα διαγράμματα έχουν την ίδια τάση. Αποτελούνται από τη φάση bcc και σεμεντίτη ενώ έπειτα από συγκεκριμένη θερμοκρασία, αρχίζει να σχηματίζεται η φάση fcc εις βάρος της bcc. Η θερμοκρασία αυτή είναι η  $A_1$  η οποία είναι διαφορετική για κάθε τύπο χάλυβα και εξαρτάται από τη χημική σύσταση. Σύμφωνα με τα διαγράμματα, μόλις ο χάλυβας φτάσει σε αυτή τη θερμοκρασία, ο πρώτος πυρήνας ωστενίτη σχηματίζεται και όσο αυξάνεται, αυξάνεται και η ποσότητα του ωστενίτη μέχρι την πλήρη ωστενιτοποίηση. Σύμφωνα με το διάγραμμα, η γραμμή της φάσης του σεμεντίτη μειώνεται στο 0% για θερμοκρασίες 10-50°C πάνω από την  $A_1$ . Η θερμοκρασία στην οποία ξεκινάει ο μετασχηματισμός για κάθε τύπο χάλυβα είναι διαφορετική όπως φαίνεται στην Εικόνα 5-1.

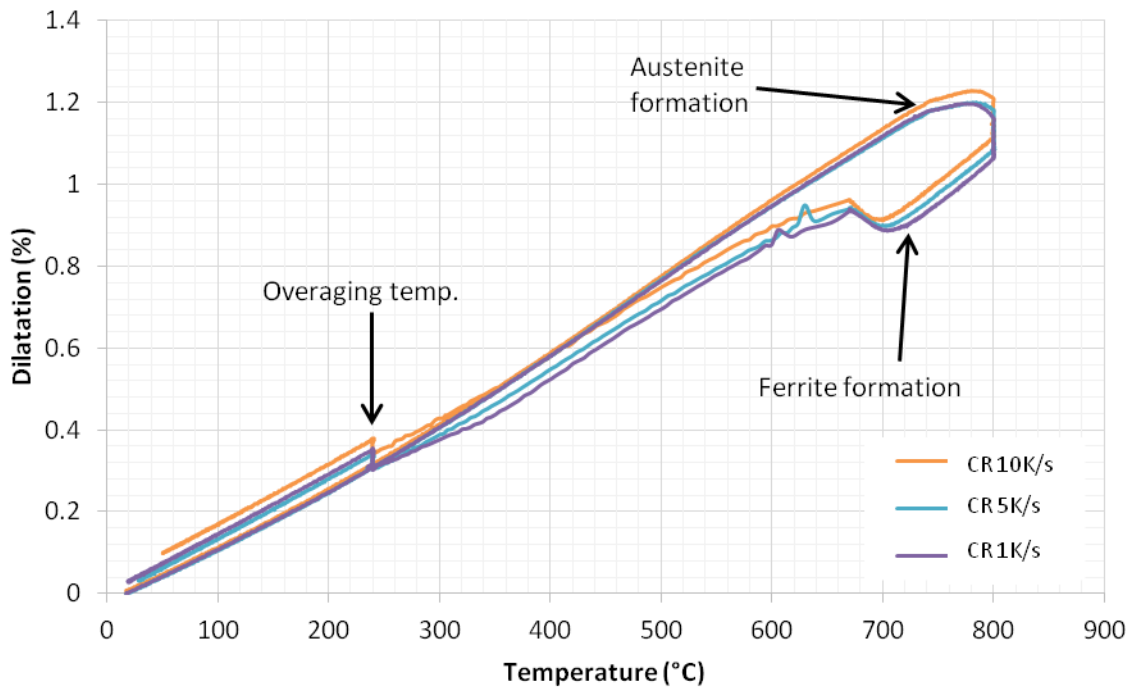
### 5.2. Πειράματα διαστολομετρίας

Η πρώτη σειρά από πειράματα διαστολομετρίας πραγματοποιήθηκε στο DP\_Nb με στόχο να διερευνηθούν οι παραλλαγές των διαφόρων παραμέτρων κατά τον μετασχηματισμό φάσης. Οι παράμετροι που ήταν μεταβλητές ήταν η θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής και οι ρυθμοί ψύξης και θέρμανσης.

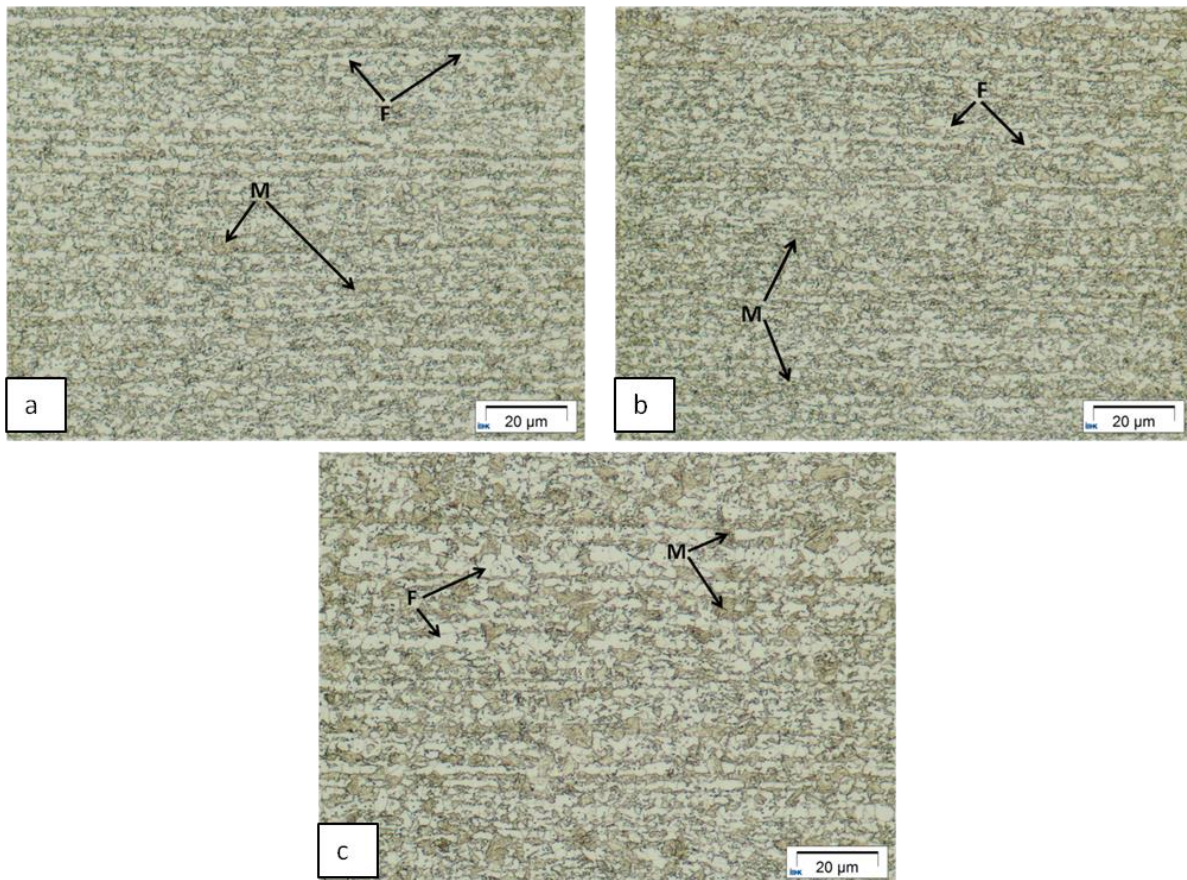
#### 5.2.1. Μεταβολή του ρυθμού ψύξης μέχρι τη θερμοκρασία βαφής

Η **Εικόνα 5-2** αναπαριστά την επίδραση του αργού ρυθμού ψύξης μέχρι τη θερμοκρασία βαφής. Τα διαγράμματα είναι παρόμοια, επομένως μπορούμε να υποθέσουμε ότι ο ρυθμός ψύξης δεν παίζει σημαντικό ρόλο στο σχηματισμό ωστενίτη. Ο ωστενίτης αρχίζει να σχηματίζεται σε θερμοκρασία κοντά στους 740 °C όπου ξεκινά η καμπύλη. Μετά τη θέρμανση και την ισόθερμη ωστενιτοποίηση (κάθετη ευθεία γραμμή), λαμβάνει χώρα αργή ψύξη. Κατά τη διάρκεια αυτής της ψύξης, η μείωση της διαστολής είναι σχεδόν γραμμική μέχρι τους 700 °C. Από αυτή τη θερμοκρασία και μέχρι τους 670 °C (όπου ξεκινά η βαφή), ποσότητα του ωστενίτη μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη στο σημείο όπου εμφανίζεται η δεύτερη καμπύλη. Για τη μεταβολή του ρυθμού ψύξης (CR), οι μικρογραφίες a, b και c της **Εικόνας 5-3** παρουσιάζουν πολύ λεπτούς κόκκους στο εύρος των 2-3 μm και υπάρχει καλή ομοιογένεια των δύο φάσεων που συνυπάρχουν στη μικροδομή. Με τη χρήση του Manual Point Count, το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη υπολογίστηκε στο εύρος 50-65 %.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-2:** Το διάγραμμα Διαστολής - Θερμοκρασίας για ρυθμούς ψύξης (CR) 1, 5 και 10 K/s ως τη θερμοκρασία βαφής.



**Εικόνα 5-3:** Η επίδραση της μεταβολής του ρυθμού ψύξης στη μικροδομή για a) 1 K/s b) 5 K/s και c) 10 K/s.

## Αποτελέσματα

---

**Πίνακας 5-1:** Η σκληρότητα Vickers Hardness για κάθε δοκίμιο σε συσχέτιση με την εφελκυστική αντοχή και το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη

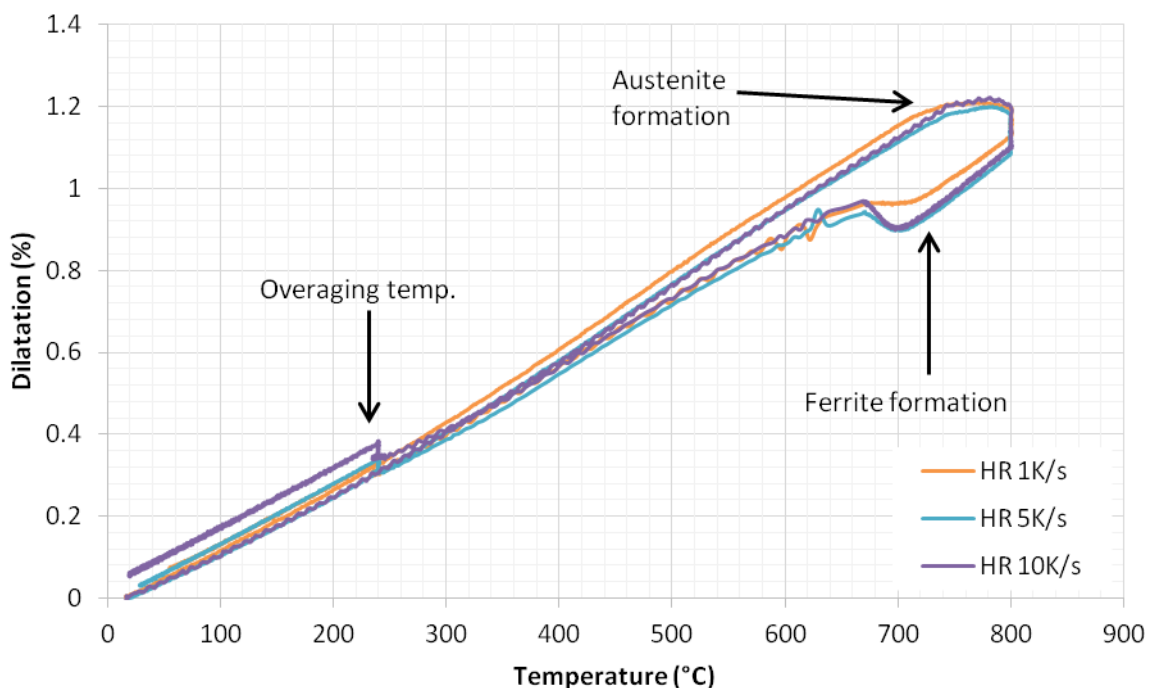
<b>Cooling rate (K/s)</b>	<b>Vickers Hardness</b>	<b>Tensile Strength (MPa)</b>	<b>Martensite (%)</b>
1	248	783	63
5	260	820	65
10	259	817	50

---

Η σκληρότητα Vickers υπολογίστηκε σε τρία σημεία του δοκιμίου. Η απόκλιση υπολογίστηκε στους 5-7 HV βαθμούς. Η εφελκυστική αντοχή υπολογίστηκε από τη σκληρότητα Vickers με τη χρήση της εξίσωσης Εξ. 4-6 ενώ το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη δόθηκε από τις εικόνες στην 5-3.

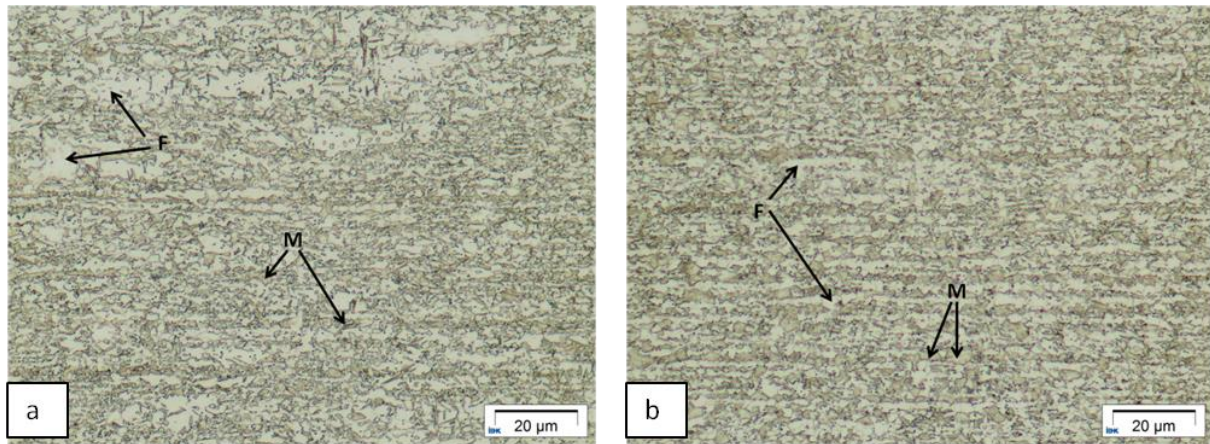
### 5.2.2. Μεταβολή του ρυθμού θέρμανσης

Η επίδραση της μεταβολής του ρυθμού θέρμανσης φαίνεται στην **Εικόνα 5-4**. Όπως και με το ρυθμό ψύξης, η επίδραση αυτού του ρυθμού δεν είναι τόσο σαφής όσον αφορά το μετασχηματισμό φάσης. Ο ωστενίτης αρχίζει να σχηματίζεται περίπου στους 720 °C όπου ξεκινά η καμπύλη. Αυτή είναι η θερμοκρασία A<sub>1</sub>. Μετά τη θέρμανση και την ισοθερμική ωστενιτοποίηση ακολουθεί αργή ψύξη. Κατά τη διάρκεια αυτής της ψύξης η μείωση της διαστολής είναι σχεδόν γραμμική μέχρι τους 720 °C. Για ρυθμό θέρμανσης 1 K/s, το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη είναι αρκετά χαμηλότερο συγκριτικά με το κλάσμα όγκου για τους άλλους δυο ρυθμούς. Από αυτή τη θερμοκρασία και μέχρι τους 670 °C (όπου ξεκινάει η βαφή), ποσότητα του ωστενίτη μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη στο σημείο όπου ξεκινά η δεύτερη καμπύλη. Μεταβάλλοντας το ρυθμό θέρμανσης (HR) στην **Εικόνα 5-5**, οι κόκκοι είναι μεγαλύτεροι για μεγαλύτερους ρυθμούς θέρμανσης στο εύρος 4-6 μm. Για πολύ χαμηλούς ρυθμούς θέρμανσης, το δοκίμιο της (a) έχει κάποιες μεγάλες φερριτικές περιοχές. Το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη είναι και πάλι στο εύρος του 50-65 %.



**Εικόνα 5-4:** Διάγραμμα Διαστολής - Θερμοκρασίας όπου παρουσιάζεται η επίδραση του ρυθμού θέρμανσης.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-5:** Η επίδραση της μεταβολής του ρυθμού θέρμανσης στη μικροδομή για a) 1 K/s και b) 10 K/s.

**Πίνακας 5-2:** Η σκληρότητα Vickers Hardness για κάθε δοκίμιο σε συσχέτισμό με την εφελκυστική αντοχή και το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη

Heating rate (K/s)	Vickers Hardness	Tensile Strength (MPa)	Martensite (%)
1	250	789	53
5	260	820	65
10	254	804	50

Η σκληρότητα Vickers μετρήθηκε σε τρία σημεία σε κάθε δοκίμιο. Η απόκλιση ήταν 1-7 HV βαθμοί. Η εφελκυστική αντοχή υπολογίστηκε από τη σκληρότητα Vickers με τη χρήση της εξίσωσης Εξ. 4-6 ενώ το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη αποδίδεται στην Εικόνα 5-5.

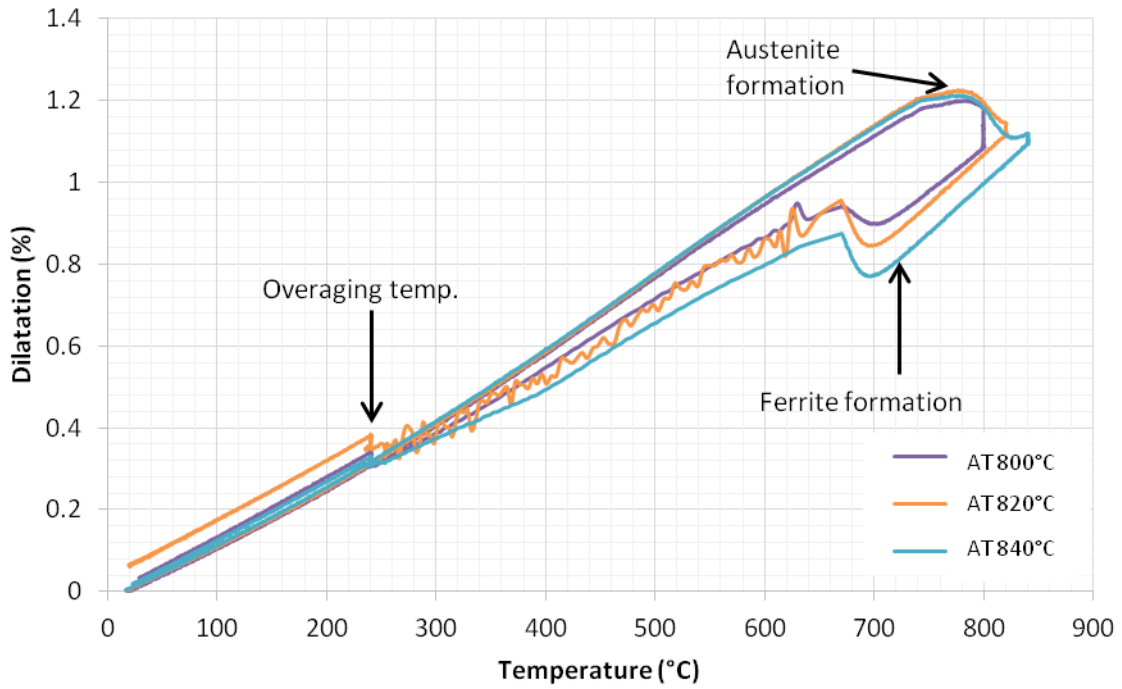


### 5.2.3. Μεταβολή της θερμοκρασίας ανόπτησης

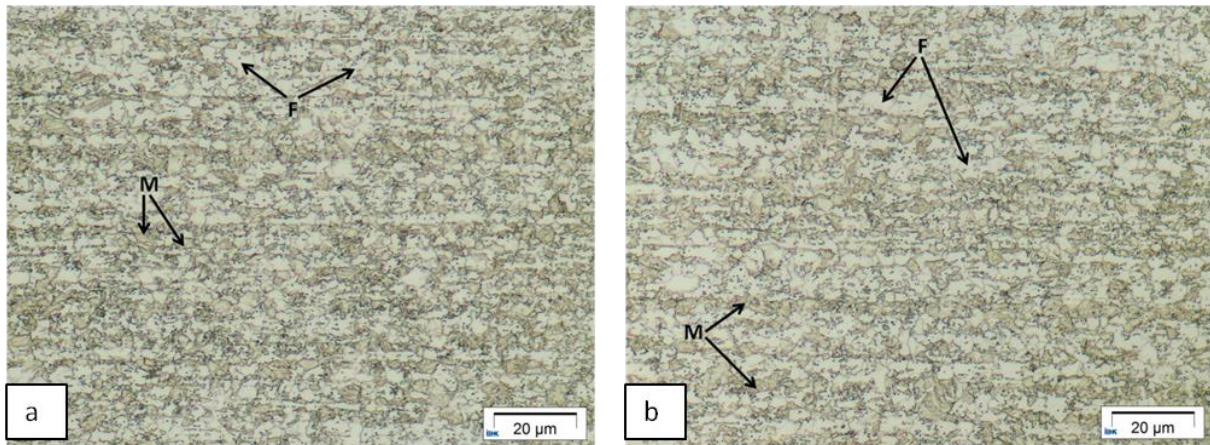
Στην **Εικόνα 5-6**, παρατηρείται η επιρροή της θερμοκρασίας ανόπτησης στο μετασχηματισμό του ωστενίτη. Για 800 και 820 °C τα διαγράμματα είναι σχετικά ομοιόμορφα. Για τους 820 °C, το διάγραμμα παρουσιάζει μια μικρή "κορυφή" η οποία εξηγεί το υψηλό ποσοστό του ωστενιτικού μετασχηματισμού. Η ίδια "κορυφή" παρατηρείται και στους 840 °C σε ακόμα μεγαλύτερη κλίμακα που σημαίνει ότι υπάρχει σχεδόν πλήρης ωστενιτοποίηση. Όπως φαίνεται, κατά τη διάρκεια της βαφής το διάγραμμα παρουσιάζει μια διαταραγμένη τάση με πολλά θετικά και αρνητικά ακρότατα. Αυτό αποδίδεται στις συνθήκες της βαφής με πολύ ταχείς ρυθμούς ψύξης οπότε εμφανίζονται αυτές οι διαφοροποιήσεις στις μετρήσεις του διαστολόμετρου. Ο ωστενίτης αρχίζει να σχηματίζεται σε θερμοκρασία κοντά στους 740 °C όπου ξεκινά η καμπύλη. Αυτή είναι η θερμοκρασία  $A_1$  που ανταποκρίνεται στη διαστολή του κρυσταλλικού πλέγματος και επομένως σε έναν μετασχηματισμό φάσης από φερρίτη σε ωστενίτη. Μετά τη θέρμανση και την ισόθερμη ωστενιτοποίηση ακολουθεί αργή ψύξη. Κατά τη διάρκεια αυτής της ψύξης, η ελάττωση της διαστολής είναι γραμμική με τη μείωση της θερμοκρασίας, μέχρι τους 700 °C. Από αυτή τη θερμοκρασία και μέχρι τους 670 °C (όπου ξεκινά η βαφή), ποσότητα του ωστενίτη μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη στο σημείο όπου ξεκινά η δεύτερη καμπύλη. Κατά τη βαφή, σε θερμοκρασία 240 °C, υπάρχει μια μικρή αύξηση της διαστολής. Αυτό συμβαίνει όταν ξεκινά η γήρανση. Με αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης (AT), θα ήταν αναμενόμενο μεγαλύτερο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη. Αντίθετα, οι μικρογραφίες (a) και (b) της **Εικόνας 5-7** παρουσιάζουν κλάσμα όγκου μαρτενσίτη 38-65 % παρόλο που το μέγεθος των κόκκων έχει αυξηθεί αρκετά συγκριτικά με τις προηγούμενες εικόνες (5-5 και 5-3) και είναι στην κλίμακα των 10 μm σε διάμετρο.



## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-6:** Το διάγραμμα Διαστολής - Θερμοκρασίας για θερμοκρασίες ανόπτησης (AT) 800, 820 και 840 °C.



**Εικόνα 5-7:** Επίδραση της μεταβολής της θερμοκρασίας ανόπτησης στη μικροδομή για a) 820 °C και b) 840 °C.

## Αποτελέσματα

---

**Πίνακας 5-3:** Σκληρότητα Vickers για κάθε δοκίμιο σε συσχέτισμό με την εφελκυστική αντοχή και το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη

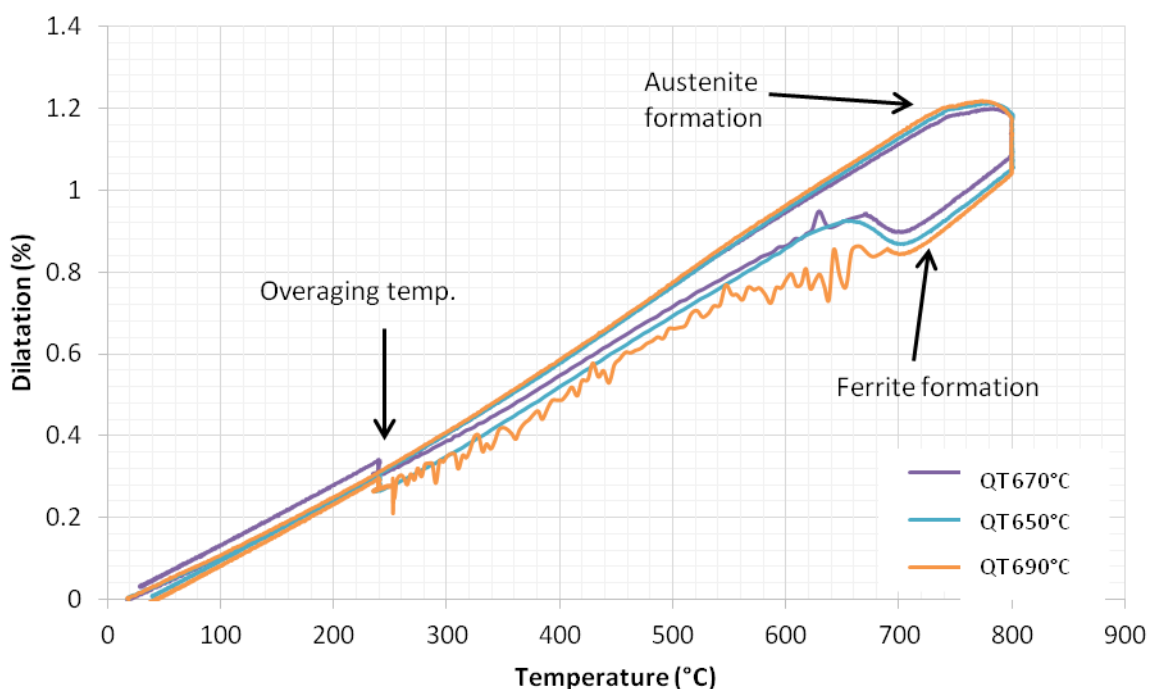
<b>Annealing temperature (°C)</b>	<b>Vickers Hardness</b>	<b>Tensile Strength (MPa)</b>	<b>Martensite (%)</b>
800	260	820	65
820	255	805	50
840	242	768	38

---

Η σκληρότητα Vickers μετρήθηκε σε τρία σημεία σε κάθε δοκίμιο. Η απόκλιση ήταν 4-8 HV βαθμοί. Η εφελκυστική αντοχή υπολογίστηκε από τη σκληρότητα Vickers με τη χρήση της εξίσωσης Εξ. 4-6 ενώ το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη αποδίδεται στην Εικόνα 5-7.

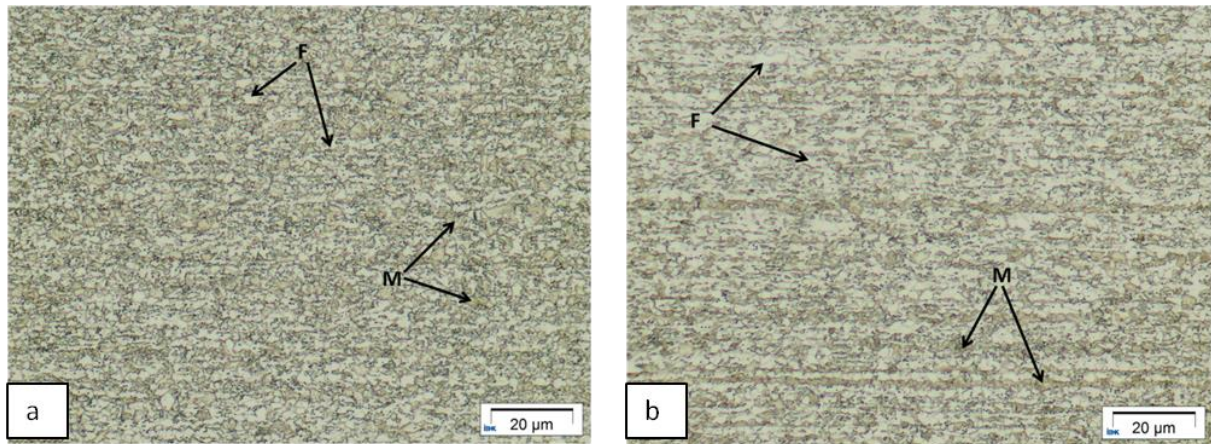
### 5.2.4. Μεταβολή της Θερμοκρασίας Βαφής

Στην **Εικόνα 5-8**, διερευνήθηκε η επίδραση της μεταβολής της θερμοκρασίας. Ο ωστενίτης αρχίζει να σχηματίζεται σε θερμοκρασία περίπου 720 °C όπου ξεκινά η καμπύλη. Αυτή είναι η θερμοκρασία A<sub>1</sub>. Μετά τη θέρμανση και την ισόθερμη ωστενιτοποίηση ακολουθεί αργή ψύξη. Κατά τη διάρκεια της ψύξης δεν φαίνεται να συμβαίνει τίποτα μέχρι τους 720 °C. Για ρυθμό θέρμανσης 1 K/s, το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη είναι αρκετά χαμηλότερο συγκριτικά με αυτό στους άλλους δυο ρυθμούς. Από αυτή τη θερμοκρασία και μέχρι τους 670 °C (όπου ξεκινά η βαφή), ποσότητα του ωστενίτη μετασχηματίζεται και πάλι σε φερρίτη στο σημείο όπου ξεκινά η δεύτερη καμπύλη. Παρόλο που τα διαγράμματα είναι πολύ παρόμοια για τα διάφορα πειράματα, το διάγραμμα που αντιστοιχεί στη θερμοκρασία 690 °C παρουσιάζει μικρότερο ποσοστό μετασχηματισμού νέου φερρίτη. Μεταβάλλοντας τη θερμοκρασία (**Εικόνα 5-9**), οι κόκκοι είναι μικρότεροι, στο εύρος 3-4 μm και έχουν μεγάλη ομοιογένεια. Η ποσότητα του μαρτενσίτη έχει μειωθεί στο 46-65 %.



**Εικόνα 5-8:** Το διάγραμμα Διαστολής - Θερμοκρασίας των πειραμάτων που εξετάζει την επίδραση της θερμοκρασίας βαφής.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-9:** Επίδραση της μεταβολής της θερμοκρασίας βαφής στη μικροδομή για a) 650 °C και b) 690 °C.

**Πίνακας 5-4:** Σκληρότητα Vickers Hardness για κάθε δοκίμιο σε συσχέτισμό με την εφελκυστική αντοχή και το κλάσμα όγκου του

Quenching Temperature (°C)	Vickers Hardness	Tensile Strength (MPa)	Martensite (%)
650	249	786	46
670	260	820	65
690	254	801	49

Η σκληρότητα Vickers μετρήθηκε σε τρία σημεία σε κάθε δοκίμιο. Η απόκλιση ήταν 8-10 HV βαθμοί. Η εφελκυστική αντοχή υπολογίστηκε από τη σκληρότητα Vickers με τη χρήση της εξίσωσης Εξ. 4-6 ενώ το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη αποδίδεται στην Εικόνα 5-9.

### 5.3. Αποτελέσματα μικροσκοπίας SEM

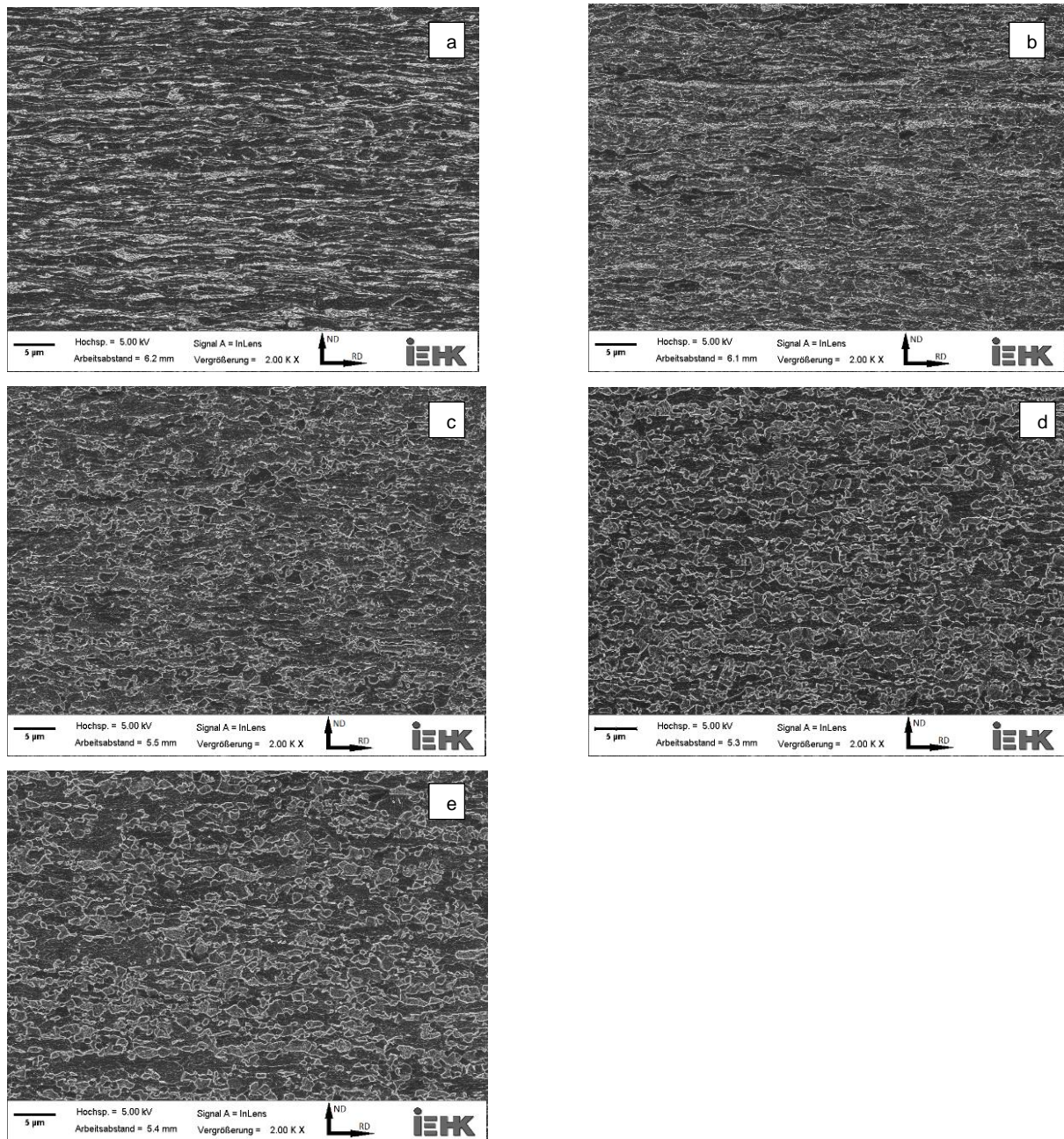
Η δεύτερη σειρά πειραμάτων στο διαστολόμετρο αναλύθηκε στο SEM. Ο σκοπός ήταν να εξεταστεί η πορεία της μικροδομής σε κάθε βήμα του κύκλου ανόπτησης, από τη θέρμανση έως τη βαφή του χάλυβα.

#### 5.3.1. Μικρογραφίες SEM του DP\_Nb για τα πειράματα διαστολομετρίας

Στην **Εικόνα 5-10**, η μικρογραφία (a) αντιστοιχεί στην κατάσταση που παραλήφθηκαν οι ψυχρά ελασμένοι χάλυβες. Οι κόκκοι είναι μεγάλοι και επιμηκυμένοι προς την κατεύθυνση της έλασης. Επιπροσθέτως, η μικροδομή αποτελείται από φερρίτη και σκληρυμένο μαρτενσίτη ο οποίος παραμορφώθηκε κατά την ψυχρή έλαση. Η μικρογραφία (b) από την άλλη, αντιστοιχεί σε κατάσταση μετά από θέρμανση στους 710 °C και έπειτα σε βαφή. Σε αυτό το σημείο ξεκινά ο σχηματισμός του ωστενίτη. Για αυτό, η ποσότητα του μαρτενσίτη είναι μεγαλύτερη αλλά οι κόκκοι είναι και πάλι επιμηκυμένοι προς την κατεύθυνση της έλασης. Στη συνέχεια, στην τρίτη μικρογραφία (c), το δείγμα είναι θερμασμένο στους 760 °C. Αυτή είναι η διφασική περιοχή μεταξύ της A<sub>1</sub> και της A<sub>3</sub>. Για αυτό, υπάρχει μεγάλη ποσότητα μαρτενσίτη όπως φαίνεται στην μικρογραφία (b). Λόγω του μεγαλύτερου χρόνου και θερμοκρασίας, και ο φερριτικοί και οι μαρτενσιτικοί κόκκοι έχουν γίνει τραχύτεροι και δεν είναι πια προσανατολισμένοι αλλά ισαξονικοί. Η τέταρτη μικρογραφία (d) περιγράφει τη μικροδομή ενός δείγματος θερμασμένου στη θερμοκρασία ανόπτησης 760 °C και χρόνου παραμονής 80 δευτερόλεπτα. Σε αυτήν την περίπτωση, οι κόκκοι φερρίτη αυξάνονται αλλά μειώνονται σε μέγεθος καθώς έχει σχηματιστεί ακόμα περισσότερος μαρτενσίτης. Στην τελευταία μικρογραφία (e), παρουσιάζεται η επίδραση της αργής ψύξης από τους 760 στους 660 °C. Αυτό οδηγεί σε μετασχηματισμό από ωστενίτη σε φερρίτη και έτσι, το κλάσμα όγκου του φερρίτη αυξάνει συγκριτικά με τα προηγούμενα βήματα.



## Αποτελέσματα



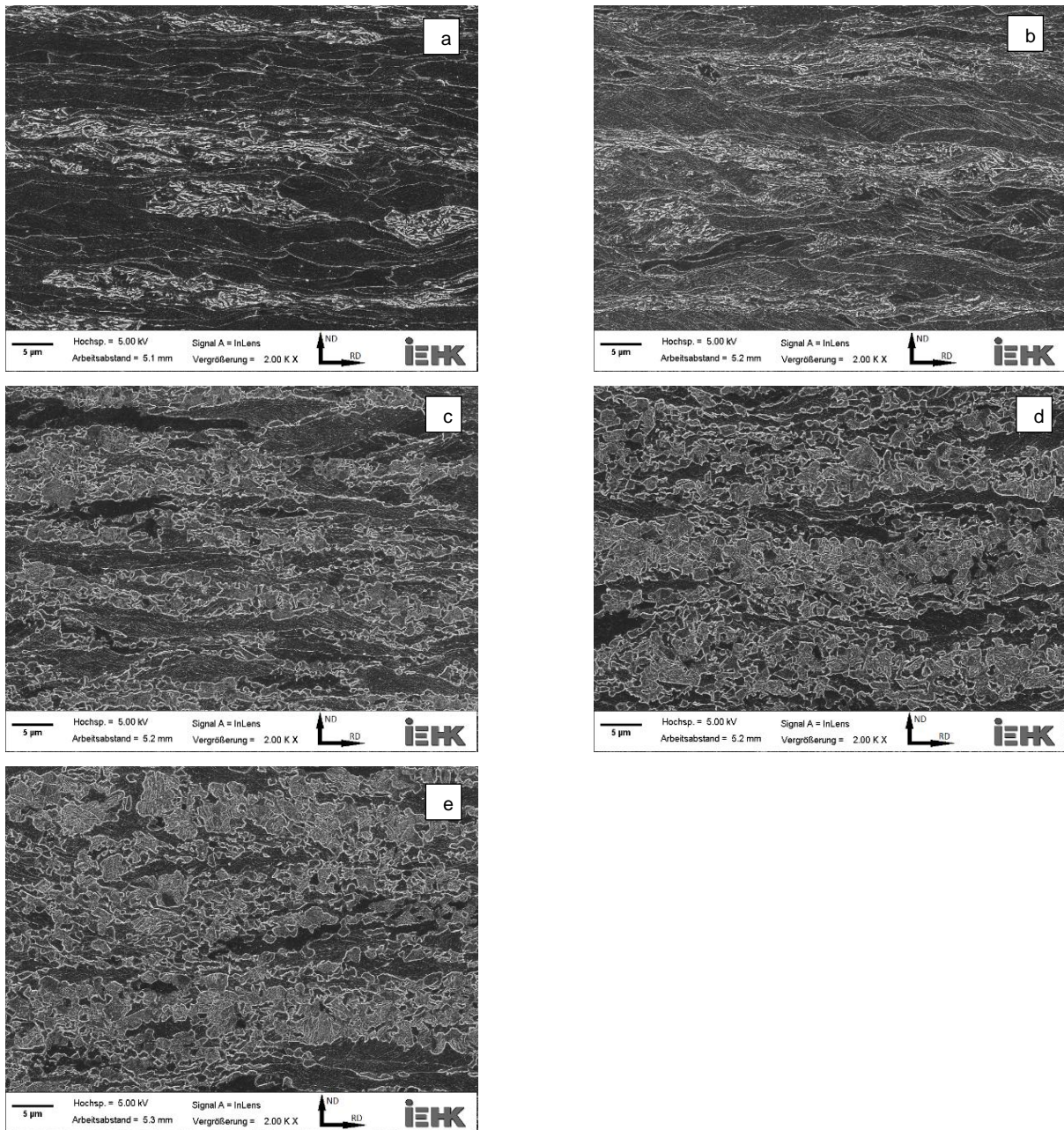
**Εικόνα 5-10:** Οι εικόνες του SEM παρουσιάζουν την εξέλιξη της μικροδομής του DP\_Nb κατά τη διάρκεια του κύκλου ανόπτησης. Η ποσότητα του μαρτενσίτη και το σχήμα των κόκκων εξαρτάται από τη θερμοκρασία και το χρόνο της θερμικής κατεργασίας. a) κατάσταση ψυχρής έλασης, b) θέρμανση στους 710 °C, c) θέρμανση στους 760 °C, d) θέρμανση στους 760 °C και παραμονή για 80 s και e) όλα τα προηγούμενα ακολουθώντας αργή ψύξη στους 660 °C. Κάθε βήμα ακολουθήθηκε από βαφή.

### 5.3.2. Μικρογραφίες SEM του DP\_CrMo για τα πειράματα διαστολομετρίας

Στην **Εικόνα 5-11**, η μικρογραφία (a) αντιστοιχεί σε κατάσταση ψυχρής έλασης. Για αυτό οι κόκκοι είναι πολύ επιμηκυμένοι και μεγάλοι. Η μικροδομή αποτελείται από νησίδες σκληρυμένου μαρτενσίτη σε φερριτική μήτρα και από κάποια κατακρημνίσματα. Για την μικρογραφία (b) έπειτα από θέρμανση στους 705 °C και βαφή, η μικροδομή μαρτυρά πως υπήρχε σχηματισμός μαρτενσίτη παρόλο που υπάρχουν ακόμη κάποιες μεγάλες περιοχές φερρίτη. Αυτό σημαίνει ότι αυτή η θερμοκρασία δεν είναι κατά πολύ υψηλότερη από τη θερμοκρασία  $A_1$ . Οι κόκκοι παραμένουν ακόμη επιμηκυμένοι και δεν έχουν επηρεαστεί από τη θέρμανση. Η μικρογραφία (c) αναπαριστά το δείγμα που έχει θερμανθεί σε θερμοκρασία ανόπτησης στους 770 °C. Περισσότερος ωστενίτης έχει σχηματιστεί ενώ οι κόκκοι φερρίτη είναι ακόμα σχετικά μεγάλοι και διαμήκεις. Ωστόσο, αν το δείγμα παραμείνει σε αυτή τη θερμοκρασία για 80 δευτερόλεπτα όπως φαίνεται στη μικρογραφία (d), φαίνεται πως υπάρχει εκλέπτυνση του κόκκου και στον μαρτενσίτη και στον φερρίτη παρόλο που υπάρχουν κάποιοι μεγάλοι επιμηκυμένοι φερριτικοί κόκκοι που δεν επηρεάστηκαν από τη θερμική κατεργασία. Στο τελικό βήμα στη μικρογραφία (e), έπειτα από θέρμανση στους 770 °C για 80 δευτερόλεπτα, υπάρχει αργή ψύξη στους 670 °C. Αυτό οδηγεί σε μετασχηματισμό σε φερρίτη και επομένως σε μείωση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη.



## Αποτελέσματα



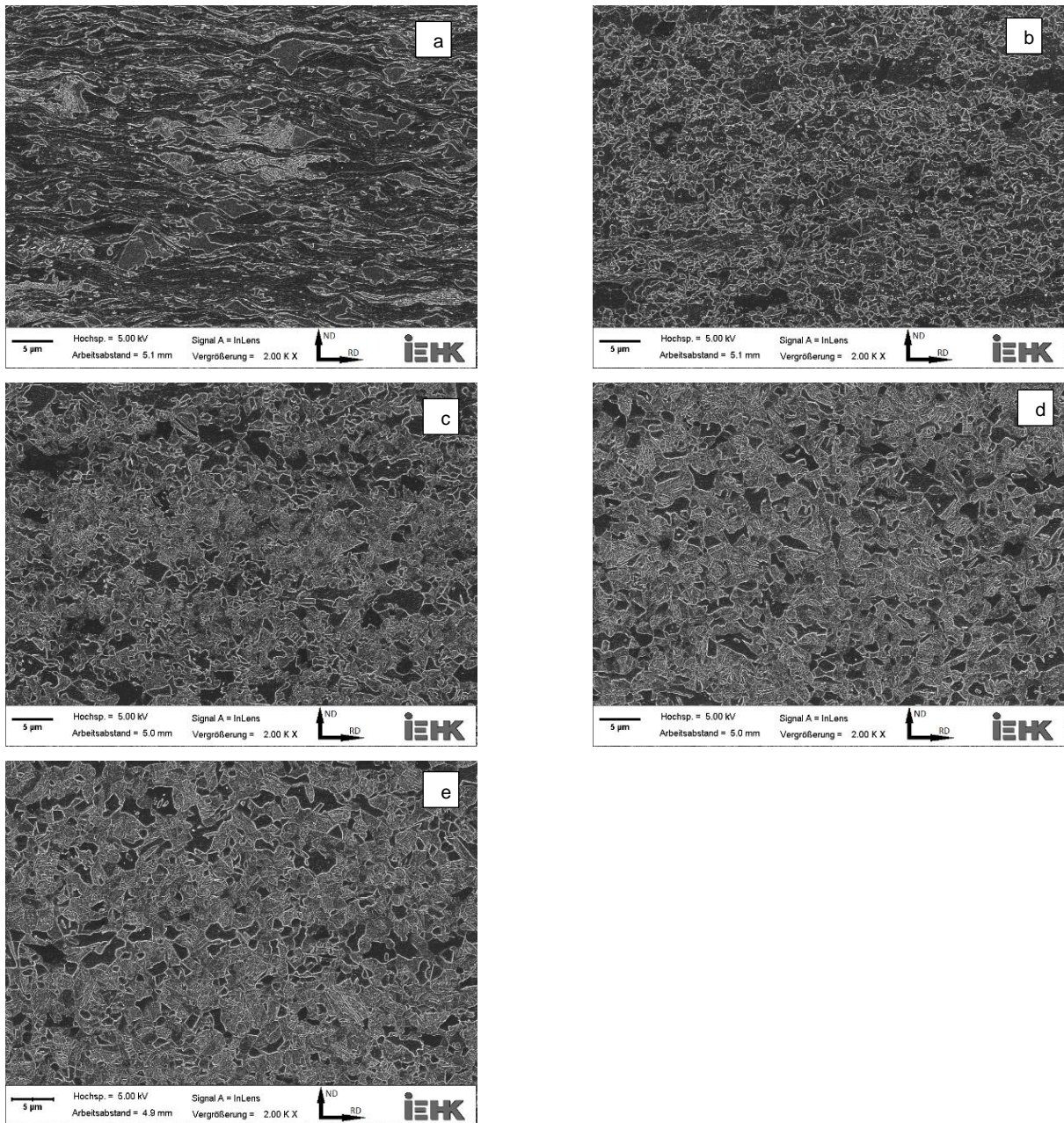
**Εικόνα 5-11:** Η εξέλιξη της μικροδομής του DP\_CrMo για διάφορες καταστάσεις κατά τη διάρκεια της ανόπησης. α) κατάσταση ψυχρής έλασης, β) θέρμανση στους 705 °C, γ) θέρμανση στους 770 °C, δ) θέρμανση στους 770 °C και παραμονή για 80 s και ε) όλα τα προηγούμενα ακολουθούμενα από αργή ψύξη στους 670 °C.



### 5.3.3. Μικρογραφίες SEM του DP\_AINb για τα πειράματα διαστολομετρίας

Στην **Εικόνα 5-12**, στην κατάσταση ψυχρής έλασης μπορούν να διακριθούν τρεις φάσεις [μικρογραφία (a)]. Οι μαύροι κόκκοι αναλογούν στον φερρίτη που είναι η μήτρα του κόκκου. Εκτός από τον φερρίτη υπάρχουν δύο ακόμα φάσεις που εμφανίζονται ως σκούρο γκρι και ανοιχτότερο γκρι με λωρίδες στην επιφάνεια. Πιθανότατα η πρώτη είναι μη σκληρυμένος μαρτενσίτης ενώ η δεύτερη σκληρυμένος μαρτενσίτης. Αυτή η παραλλαγή του μαρτενσίτη οφείλεται στη διαφορά της συγκέντρωσης άνθρακα. Για περισσότερη συγκέντρωση άνθρακα το  $M_s$  είναι χαμηλότερο καθιστώντας τη σκλήρυνση του μαρτενσίτη αδύνατη. Όπως στις συνθήκες ψυχρής έλασης των άλλων δύο τύπων οι κόκκοι είναι μεγάλοι και διαμήκεις προς την κατεύθυνση της έλασης. Για τη δεύτερη μικρογραφία (b) το δοκίμιο θερμάνθηκε στους 780 °C και η δομή είναι αρκετά διαφορετική. Σύμφωνα με την Thermo-Calc προσομοίωση, η ωστενιτοποίηση αρχίζει στη θερμοκρασία  $A_1$ . Διακρίνονται πολλοί μικροί κόκκοι μαρτενσίτη που σημαίνει ότι σχηματίστηκε αρκετός ωστενίτης, οι κόκκοι του οποίου είναι μικροί και ισαξονικοί. Υπάρχουν ωστόσο ακόμα κάποιοι μεγάλοι κόκκοι φερρίτη. Παρατηρείται ότι ο σχηματισμός ωστενίτη αρχίζει στα όρια ανάμεσα στους κόκκους φερρίτη. Ύστερα από θέρμανση στους 825 °C, φαίνεται πολύ περισσότερος μαρτενσίτης [μικρογραφία (c)] ενώ υπάρχουν ακόμα μερικοί μεγάλοι κόκκοι φερρίτη. Αφού μένει σε αυτήν τη θερμοκρασία για 80 δευτερόλεπτα [μικρογραφία (d)], το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη αυξήθηκε με την αύξηση του μεγέθους των κόκκων του. Υπάρχει περισσότερος χρόνος για να σχηματιστούν και να δημιουργηθούν μεγαλύτεροι και περισσότερο ισαξονικοί κόκκοι. Κατόπιν ακολουθεί βραδεία ψύξη στους 740 °C, που οδηγεί σε μείωση στο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη λόγω μετασχηματισμού του ωστενίτη πάλι σε φερρίτη.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-12:** Η εξέλιξη της μικροδομής του DP\_CrMo για διάφορες καταστάσεις κατά τη διάρκεια της ανόπτησης. a) κατάσταση ψυχρής έλασης, b) θέρμανση στους 780 °C, c) θέρμανση στους 825 °C, d) θέρμανση στους 825 °C και παραμονή για 80 s και e) όλα τα προηγούμενα ακολουθούμενα από αργή ψύξη στους 740 °C.

### 5.4. Μηχανικές δοκιμές

Η παράμετρος Hollomon-Jaffe Parameter (HJP) χρησιμοποιήθηκε ώστε να συνδυαστούν οι χρόνοι και οι θερμοκρασίες σκλήρυνσης σε μία παράμετρο. Όπως αναφέρθηκε στην Παράγραφο 3.3.5. για τον υπολογισμό της παραμέτρου, χρησιμοποιήθηκε η Εξ. 3-3 που συνδυάζει τη θερμοκρασία με τον λογάριθμο του χρόνου και μια σταθερά  $c$ , η οποία θεωρήθηκε ότι ισούται με 20.

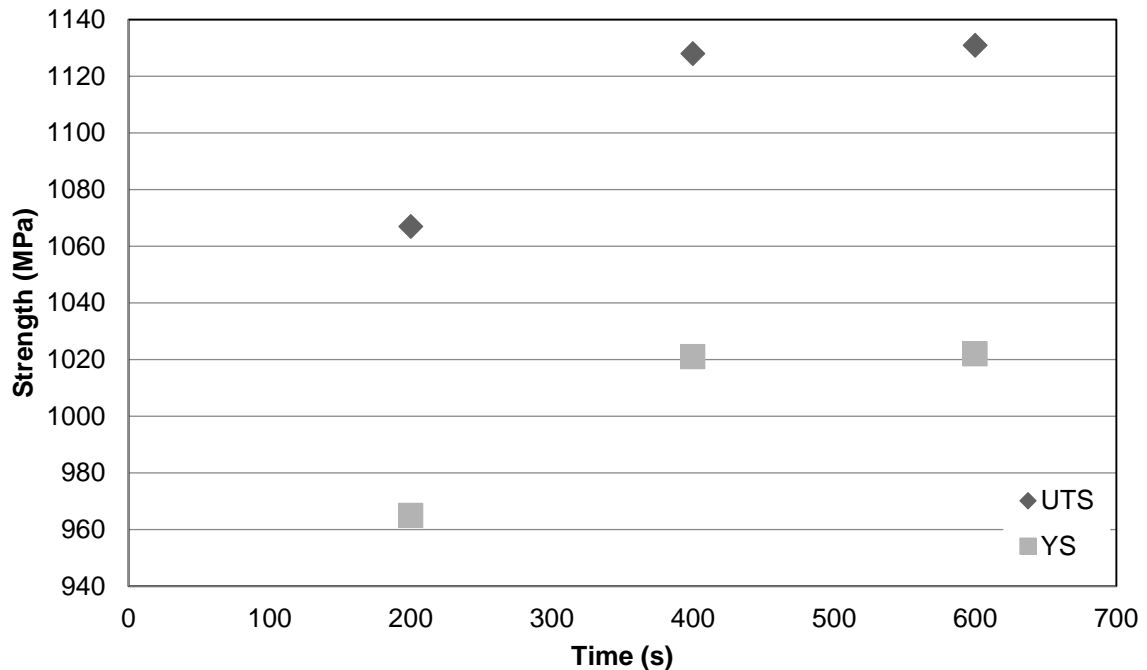
Πίνακας 5-5: Υπολογισμός της HJP για χρόνους και θερμοκρασίες κατά τα πειράματα

Tempering Temperature (°C)	Tempering Time (s)	HJP
185		8585,083
200		8866,254
250	200	9803,49
300		10740,73
350		11677,96
200		9008,643
250	400	9960,931
300		10913,22
200		9091,934
250	600	10053,03
300		11014,12

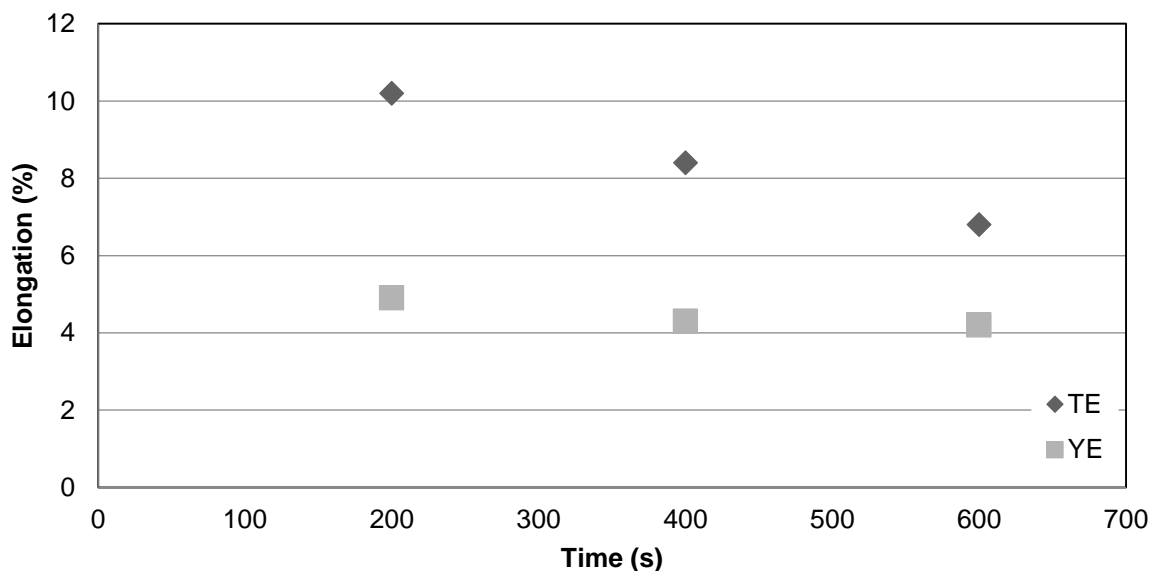
Οι δοκιμές εφελκυσμού εκτελέστηκαν στα δοκίμια που είχαν ανοπτηθεί στα λουτρά τηγμένου άλατος. Τα αποτελέσματα συνίστανται σε όριο διαρροής (YS), όριο θραύσης (UTS), επιμήκυνση διαρροής (YE) και ολική επιμήκυνση (TE). Αυτές είναι οι πλέον σημαντικές ιδιότητες που καθορίζουν την αντοχή και την ολκιμότητα του χάλυβα. Διερευνήθηκαν τρεις μεταβλητές. Η πρώτη είναι η επίδραση του χρόνου γήρανσης, η δεύτερη της θερμοκρασίας γήρανσης ενώ η τελευταία μεταβλητή είναι η επίδραση του συνδυασμού των θερμοκρασιών ανόπτησης και βαφής.

### 5.4.1. Επίδραση του χρόνου γήρανσης

Όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-13**, για το DP\_Nb τα όρια διαρροής και θραύσης ακολουθούν τις ίδιες τάσεις. Για θερμοκρασία γήρανσης 250 °C, η αντοχή αυξάνεται για χρόνους ανάμεσα στα 200 και 400 δευτερόλεπτα. Μετά από τα 400 s και έως τα 600 s η αύξηση της αντοχής είναι είτε εξαιρετικά χαμηλή είτε αμελητέα.



**Εικόνα 5-13:** Γράφημα UTS και YS - Χρόνου για το DP\_Nb για σταθερή θερμοκρασία 250 °C.

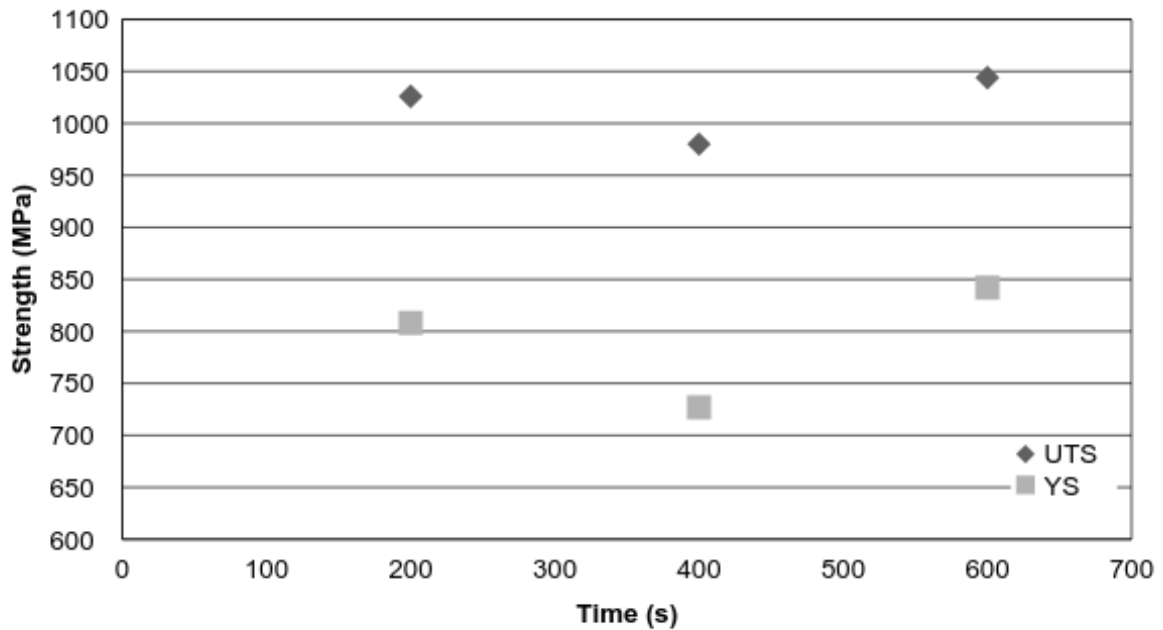


**Εικόνα 5-14:** Γράφημα TE και UE - Χρόνου για το DP\_Nb για σταθερή θερμοκρασία 250 °C.

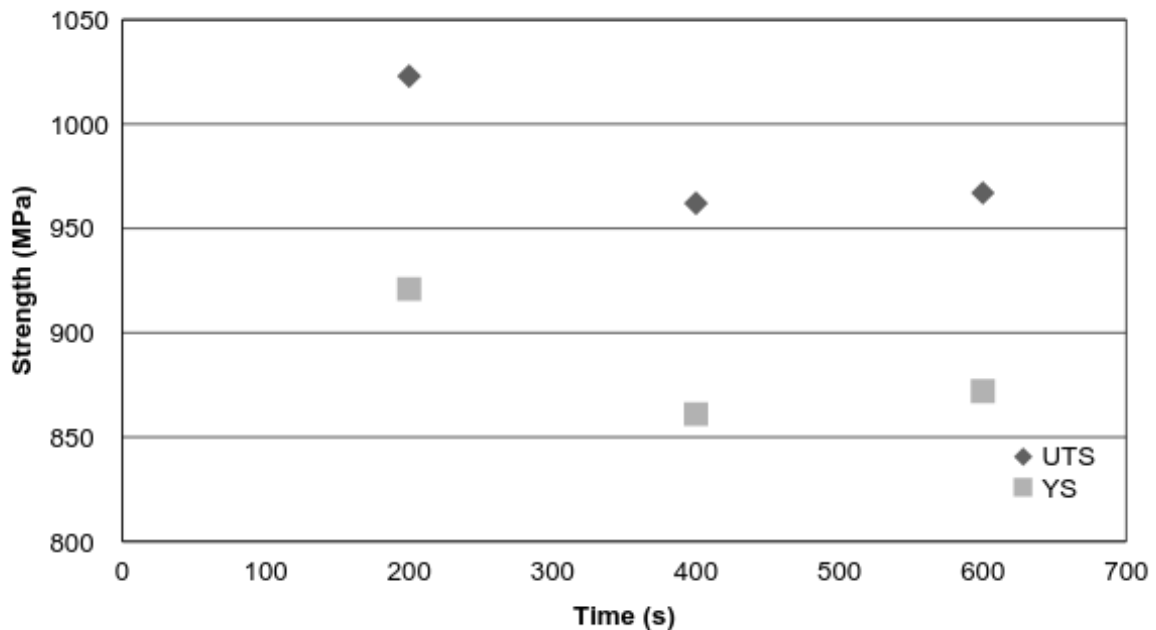
Ως προς την επιμήκυνση αυτού του τύπου, προφανώς το TE ελαττώνεται με την αύξηση της σκλήρυνσης ενώ το UE παραμένει σχεδόν το ίδιο (**Εικόνα 5-14**).

## Αποτελέσματα

Για το DP\_CrMo διερευνήθηκε η επίδραση του χρόνου σε τρεις διαφορετικές θερμοκρασίες. Για το πρώτο γράφημα στην **Εικόνα 5-15**, η θερμοκρασία γήρανσης είναι αρκετά χαμηλή. Παρατηρείται μια μικρή ελάττωση στο UTS για 400 s γήρανσης. Αυτή η μείωση παρατηρείται επίσης και για το YS αλλά σε μεγαλύτερη κλίμακα. Μετά από αυτήν την μείωση και οι δύο αντοχές αυξάνονται εκ νέου για 600 s γήρανσης.



**Εικόνα 5-15:** Γράφημα UTS και YS - Χρόνου για το DP\_CrMo σε θερμοκρασία 200 °C.

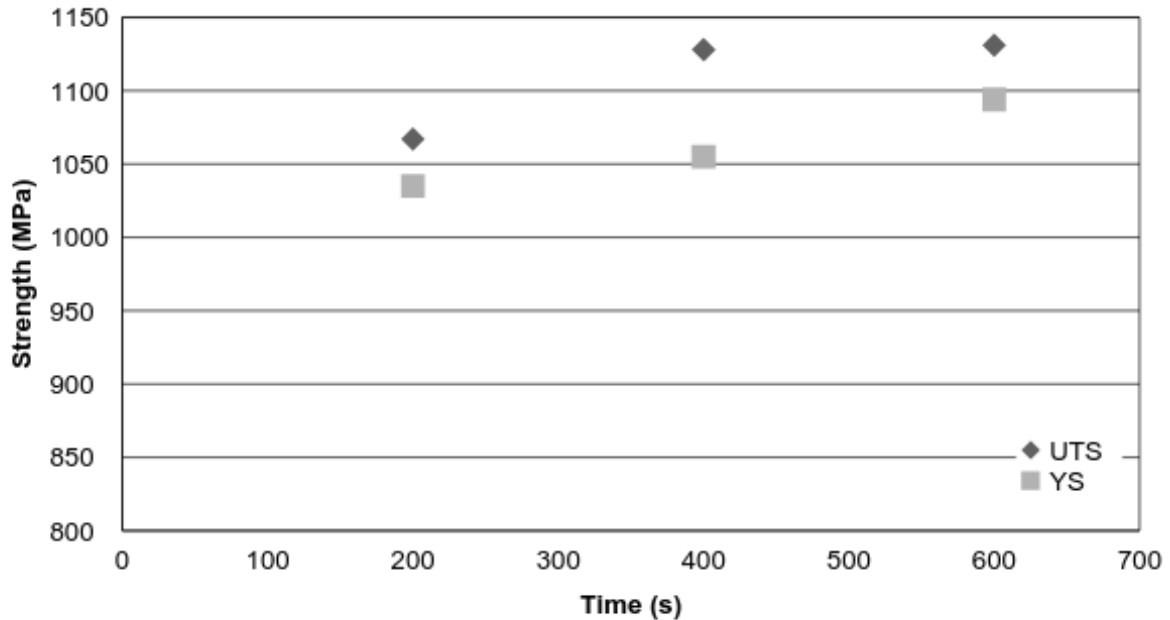


**Εικόνα 5-16:** Γράφημα UTS και YS - Χρόνου για DP\_CrMo στους 250 °C.

Όταν η θερμοκρασία αυξήθηκε στους 250 °C τα αποτελέσματα ήταν αρκετά παρόμοια, όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-16**. Τα δύο γραφήματα για την UTS και YS δείχνουν την

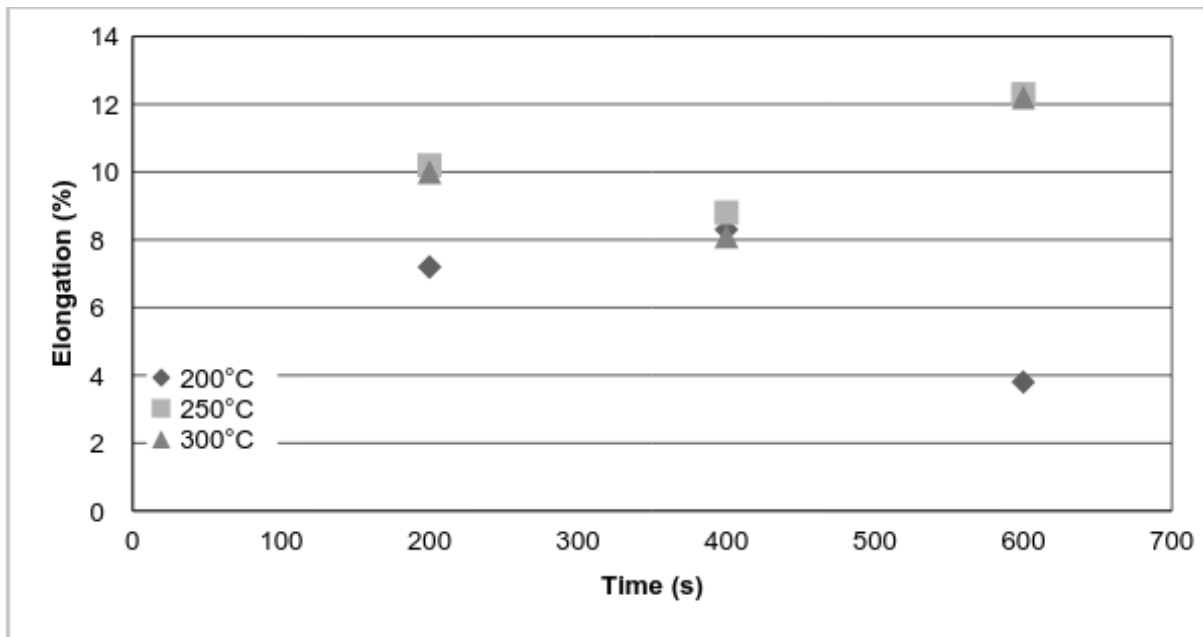
## Αποτελέσματα

ίδια τάση. Από 200 έως 400 δεύτερα γήρανσης παρατηρείται μια μείωση στην αντοχή και μετά από αυτό και μέχρι τα 600 δεύτερα εμφανίζεται μια ελάχιστη, σχεδόν ασήμαντη αύξηση.



Εικόνα 5-17: Γράφημα UTS και YS - Χρόνου για DP\_CrMo στους 300 °C.

Όταν η θερμοκρασία αυξήθηκε ακόμα περισσότερο, στους 300 °C, το γράφημα στην Εικόνα 5-17 ήταν πολύ πιο διαφορετικό. Η αντοχή άρχισε να αυξάνεται για αυξανόμενο χρόνο παραμονής.



Εικόνα 5-18: Γράφημα TE-Χρόνου για το DP\_CrMo για θερμοκρασίες γήρανσης 200, 250 and 300 °C.

## Αποτελέσματα

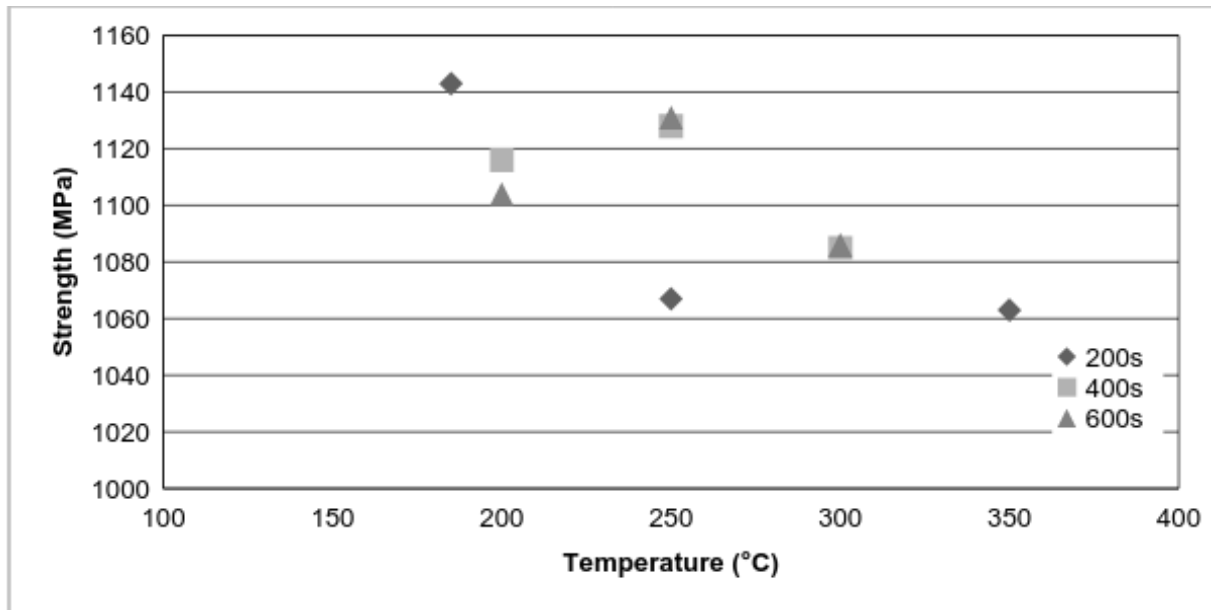
---

Ως προς την ΤΕ των τριών πειραμάτων τα αποτελέσματα ποίκιλαν, όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-18**. Για 200 °C θερμοκρασία γήρανσης, η επιμήκυνση αυξάνεται για 400 s, ενώ η αντοχή μειώνεται. Κατόπιν, για 600 s το UTS αυξήθηκε ενώ η επιμήκυνση ελαττώθηκε σε αρκετά μεγάλη κλίμακα. Για 250 και 300 °C, τα γραφήματα επιμήκυνσης είναι σχεδόν τα ίδια. Υπάρχει μια ελαφρά μείωση από 200 έως 400 s γήρανσης και κατόπιν αρχίζει να αυξάνεται έως 600 s γήρανσης.

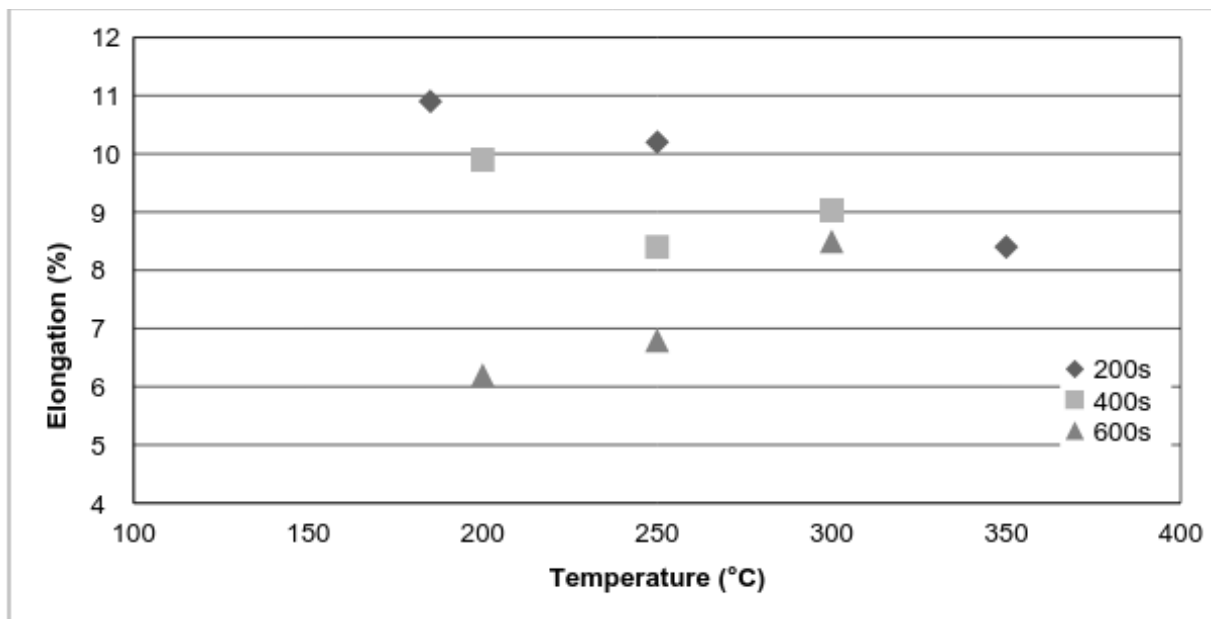
### 5.4.2. Επίδραση της θερμοκρασίας γήρανσης

Όπως φαίνεται από τα γραφήματα 5-19 έως 5-22, όσον αφορά στις εναλλαγές της θερμοκρασίας γήρανσης τα αποτελέσματα είναι λίγο διαφορετικά. Λαμβάνοντας υπόψη ένα σταθερό χρόνο γήρανσης 200 s, ενώ αυξάνει η θερμοκρασία, το UTS μειώνεται με υψηλό ρυθμό αρχικά και κατόπιν με αρκετά χαμηλότερο. Εάν αλλάξουμε τη σταθερά του χρόνου σε 400 και 600 δευτερόλεπτα, αλλάζει επίσης και το γράφημα. Για αμφοτέρους τους χρόνους γήρανσης και για θερμοκρασίες έως 250 °C, το UTS αυξάνεται σε κλίμακα 50-100 MPa. Για θερμοκρασίες υψηλότερες των 250 °C, το UTS μειώνεται όπως είναι αναμενόμενο (**Εικόνες 5-19** και **5-21**). Για το DP\_Nb αυτή η αύξηση δεν είναι τόσο υψηλή όπως στο DP\_CrMo. Μια άλλη σημαντική διαφορά είναι ότι για το DP\_CrMo, το UTS από 200 °C έως 600 s γήρανσης είναι υψηλότερο από όσο το UTS του ίδιου τύπου για την ίδια θερμοκρασία για 400 s (**Εικόνα 5-21**). Ως προς τα ΤΕ διαγράμματα, με αυξανόμενη θερμοκρασία γήρανσης, η επιμήκυνση είτε αυξάνει είτε ελαττώνεται παρά τις αρχικές προβλέψεις ότι η επιμήκυνση αυξάνει με αυξανόμενο χρόνο και θερμοκρασία γήρανσης(**Εικόνες 5-20** και **5-22**).

## Αποτελέσματα



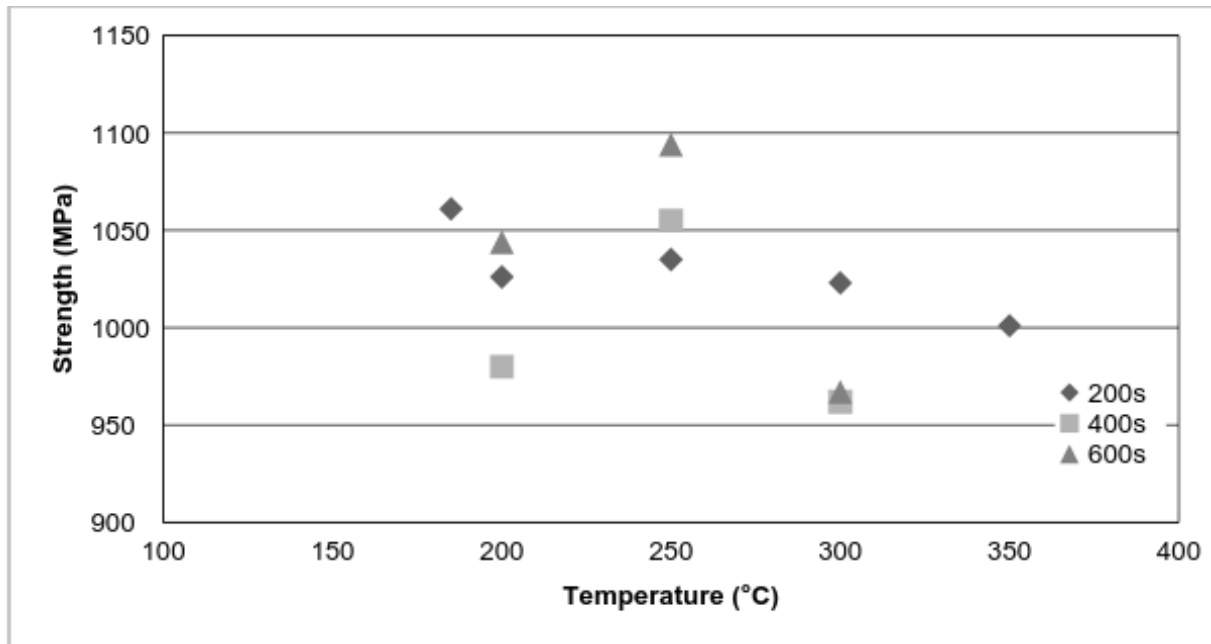
**Εικόνα 5-19:** Γράφημα UTS -Θερμοκρασίας για το DP\_Nb για χρόνο γήρανσης 200, 400 και 600 δευτερόλεπτα.



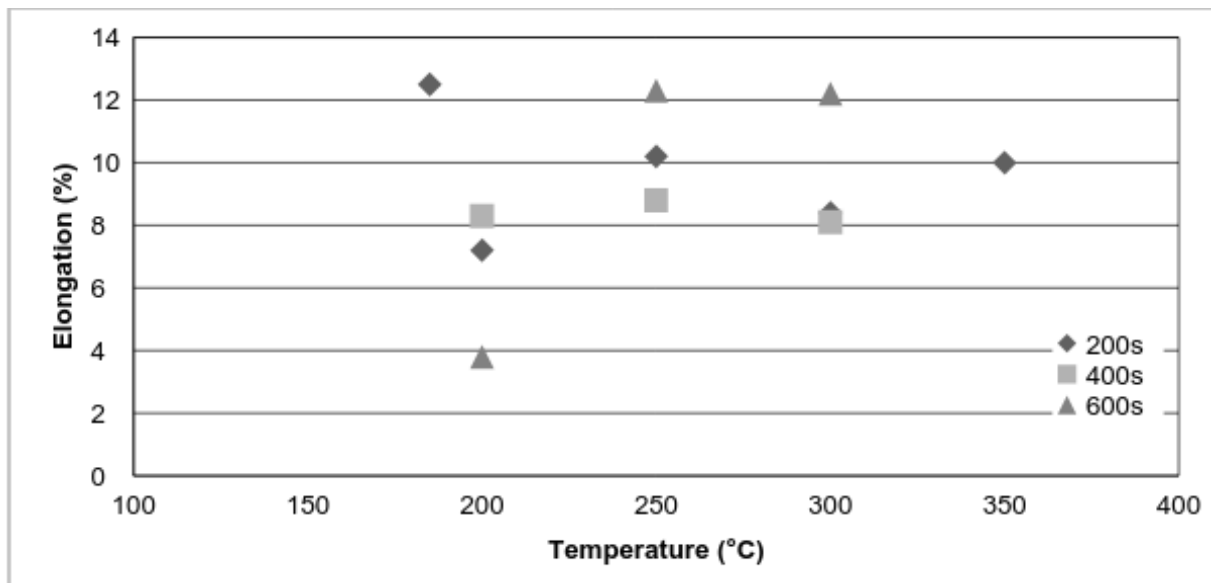
**Εικόνα 5-20:** Γράφημα TE-Θερμοκρασίας για το DP\_Nb για 200, 400 και 600 δευτερόλεπτα.



## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-21:** Γράφημα UTS -Θερμοκρασίας για το DP\_CrMo για χρόνους γήρανσης 200, 400 και 600 δευτερόλεπτα.

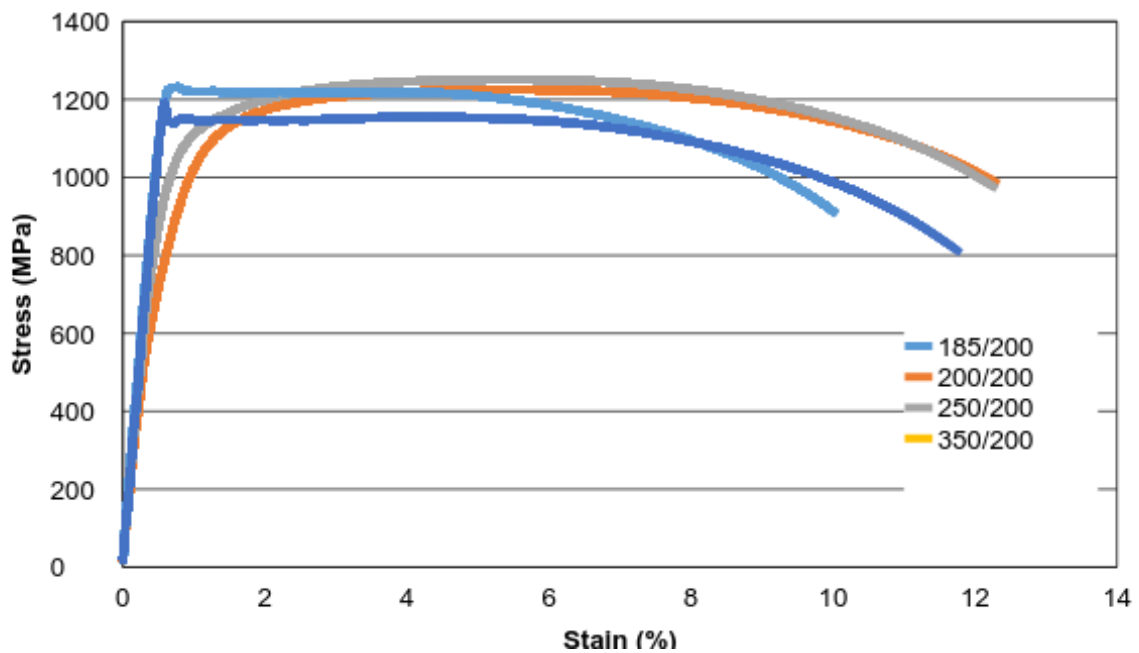


**Εικόνα 5-22:** Γράφημα TE-Θερμοκρασίας για το DP\_CrMo για 200, 400 και 600 δευτερόλεπτα.

Στην περίπτωση του DP\_AlNb, οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης δείχνουν κάποια ενδιαφέροντα αποτελέσματα. Όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-23**, όπου ο χρόνος γήρανσης είναι ο ίδιος, για χαμηλές θερμοκρασίες γήρανσης όπως 185 και 200 °C, η επιμήκυνση είναι συνεχής. Ωστόσο, για υψηλότερες θερμοκρασίες όπως 250, 300 και 350 °C, οι καμπύλες αλλάζουν και εμφανίζεται ένα σημείο διαρροής με υψηλότερη τιμή ίση με 1200 MPa. Η επιμήκυνση είναι τώρα μη συνεχής. Πρέπει να σημειωθεί επίσης

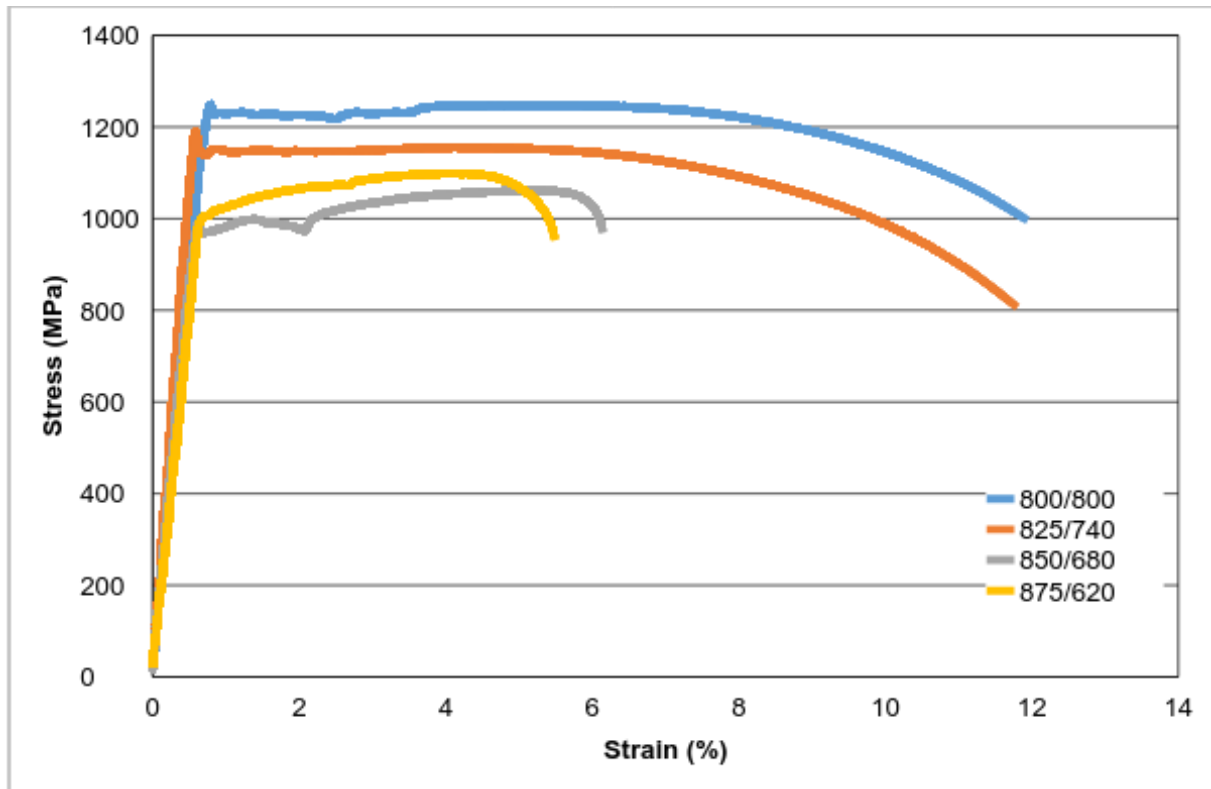
## Αποτελέσματα

ότι η υψηλότερη επιμήκυνση εμφανίζεται για τις χαμηλότερες θερμοκρασίες γήρανσης και αντιθέτως, για υψηλότερες θερμοκρασίες γήρανσης το UTS είναι υψηλότερο. Όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-24**, συμπεραίνεται ότι αυξάνοντας τη θερμοκρασία ανόπτησης και μειώνοντας τη θερμοκρασία βαφής, τόσο η τάση όσο και η επιμήκυνση ελαττώνονται.



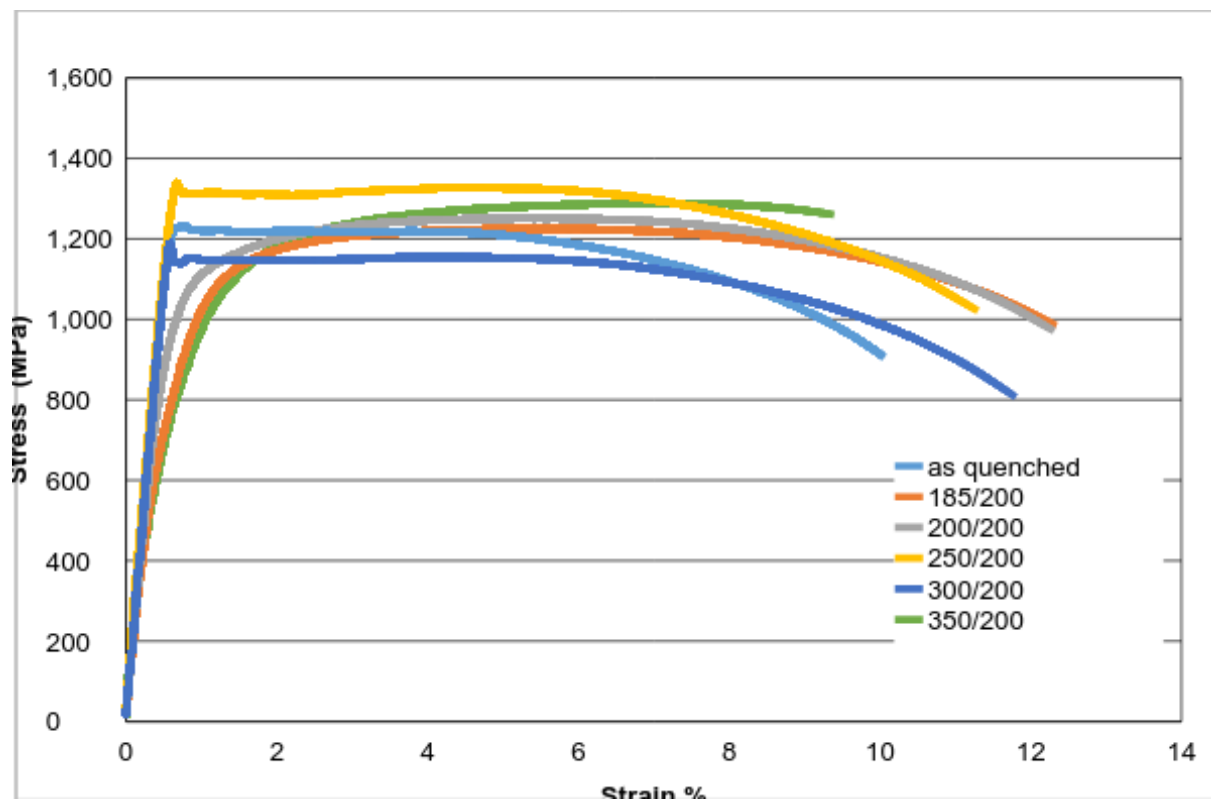
**Εικόνα 5-23:** Καμπύλη Τάσης - Παραμόρφωσης για το DP\_AINb. Η θερμοκρασία γήρανσης αυξάνεται από τους 185 στους 350 °C ενώ ο χρόνος γήρανσης είναι πάντα 200 s.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-24:** Καμπύλη Τάσης - Παραμόρφωσης επίσης για το DP\_AINb. Για αυτό το πείραμα, οι θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής ήταν μεταβαλλόμενες. Η θερμοκρασία ανόπτησης αυξήθηκε από τους 800 στους 875 °C με βήμα 25 ° ενώ η θερμοκρασία βαφής μειώθηκε από τους 800 στους 620 °C με βήμα 60 °C.

## Αποτελέσματα



**Εικόνα 5-25:** Καμπύλη Τάσης - Παραμόρφωσης για το DP\_CrMo\_2. Ο χρόνος Γήρανσης ήταν 200 s ενώ η θερμοκρασία Γήρανσης αυξανόταν από τους 185 ως τους 350 °C.

## Αποτελέσματα

### 5.4.3. Δοκιμή κάμψης

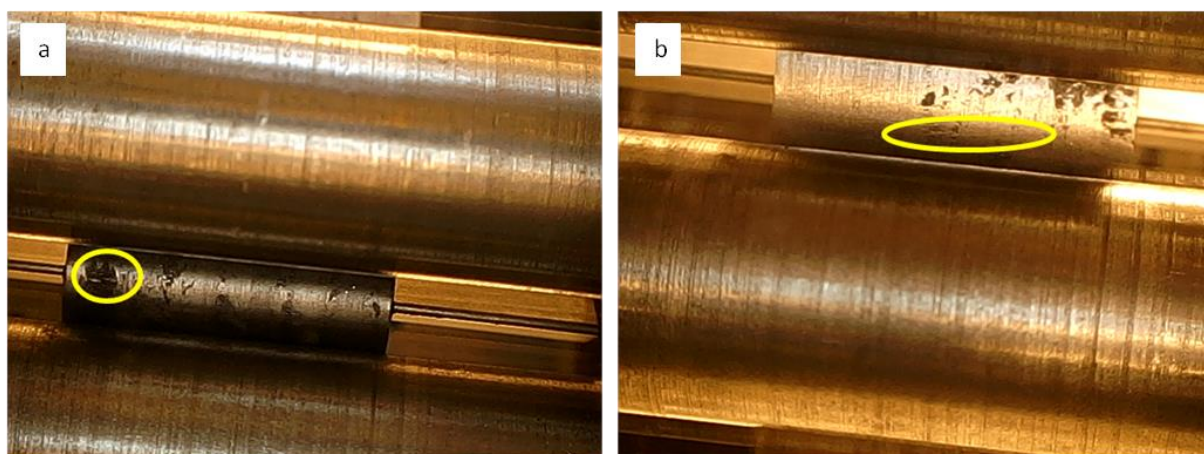
Γωνία κάμψης σημαίνει ότι το δοκίμιο μπορεί να καμφθεί μέχρι αυτού του σημείου χωρίς να εμφανιστούν ρωγμές. Ορισμένα από τα αποτελέσματα μπορούν να είναι λανθασμένα επειδή η δοκιμή είναι περίπλοκη και υπάρχουν πολλοί παράγοντες που μπορεί να επηρεάζουν το αποτέλεσμα, όπως η εκτίμηση του χειριστή. Όπως αναφέρθηκε στην Παράγραφο 4.5.2, ορισμένα από τα δοκίμια ήρθαν σε επαφή με τον άξονα πίεσης όταν ξεπέρασαν μια συγκεκριμένη γωνία. Αυτή είναι η περίπτωση των δοκιμών που έχουν γωνία κάμψης πάνω από 135 °. Στον **Πίνακα 5-6** φαίνεται η τάση της γωνίας κάμψης με αύξηση της θερμοκρασίας γήρανσης για το DP\_AINb. Οι ρωγμές μπορούν να ξεκινούν είτε κοντά στην άκρη του δοκιμίου είτε στο μέσον. Το γεγονός ότι η ρωγμή εμφανίζεται στην άκρη ή στο μέσον είναι ανεξάρτητο από τον τύπο, δεδομένου ότι υπάρχουν δοκίμια του ίδιου τύπου στα οποία η ρωγμή ξεκινά σε διαφορετικές περιοχές

**Πίνακας 5-6:** Αποτελέσματα των δοκιμών κάμψης όπου η γωνία κάμψης υπολογίστηκε ως προς τη θερμοκρασία γήρανσης

Grade	Tempering Temperature (°C)	Bending angle (°)
DP_Nb	185	>135
	250	>135
DP_CrMo	200	74.17
	250	>135
	300	115.2
	350	>135
DP_AINb	185	83.39
	250	100.88
	350	111.53

## Αποτελέσματα

---



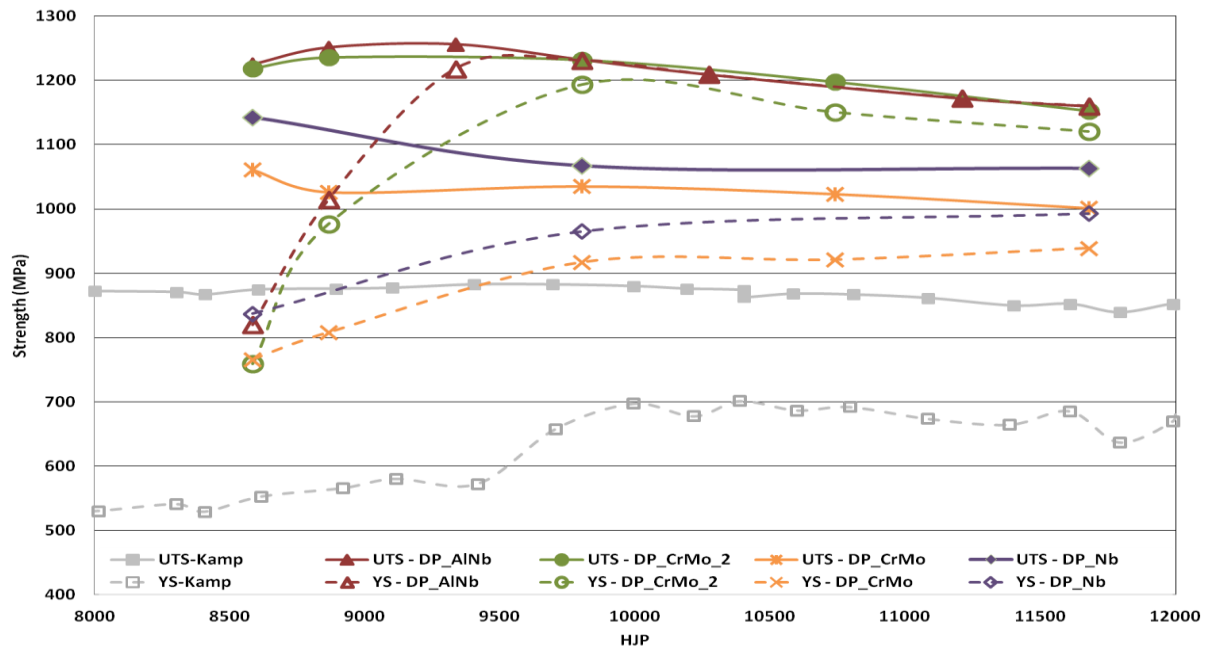
**Εικόνα 5-26:** Κάμψη για το DP\_CrMo, όπου η ρωγμή εμφανίζεται a) κοντά στην άκρη του δοκιμίου b) στο κέντρο του δοκιμίου.

## 6. Συζήτηση

### 6.1. Μηχανικές δοκιμές

#### 6.1.1. Επίδραση της γήρανσης

Στην **Εικόνα 6-1** φαίνεται το UTS και το YS κάθε ποιότητας χάλυβα σε σύγκριση με τα αποτελέσματα της έρευνας των Kamp et al (Kamp et al. 2012). Για χάλυβες αυτής της κατηγορίας ο χρόνος γήρανσης ήταν 200 s ενώ η θερμοκρασία κυμαινόταν σε εύρος από 185 έως 350 °C. Η θερμική επεξεργασία που διενήργησε ο Kamp συνίστατο από σκλήρυνση για 2 s και θερμοκρασία που κυμαινόταν από 200 έως 600 °C. Χρησιμοποίησαν έναν τύπο με παρόμοια περιεκτικότητα σε άνθρακα, υψηλότερη συγκέντρωση χρωμίου και μαγγανίου καθώς επίσης και υψηλότερη συγκέντρωση νιόβιου και βαναδίου. Όσον αφορά στα αποτελέσματά τους, διέκριναν την επίδραση της γήρανσης σε τέσσερα διαφορετικά στάδια. Το πρώτο αφορά σε τιμές HJP από 8000 έως 8400, όπου δεν φαίνονται σημαντικές αλλαγές στο YS ενώ το UTS αυξάνεται ασήμαντα. Το δεύτερο στάδιο βρίσκεται στο εύρος των τιμών της HJP από 8600 έως 9400. Σε αυτό το σημείο το YS αυξάνεται κατά 25-50 MPa ενώ το UTS εξακολουθεί να αυξάνεται ελαφρά. Στο τρίτο στάδιο, και για τιμές HJP ανάμεσα στα 9500 και 12200, το YS αυξάνεται κατά περισσότερο από 100 MPa ενώ το UTS παραμένει σχεδόν το ίδιο. Το τελικό στάδιο αντιστοιχεί σε τιμές HJP υψηλότερες των 12200. Σε αυτό το στάδιο, και το YS και το UTS μειώνονται αυξάνοντας το HJP.



**Εικόνα 6-1:** Σύγκριση των UTS και YS των χαλύβων που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτήν την εργασία με τους χάλυβες που χρησιμοποιήθηκαν από τους Kamp et al, 2012.

Τρία από τα τέσσερα αυτά στάδια μπορούν να διακριθούν για τους χάλυβες που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτή την εργασία με μερικές διαφορές. Καταρχάς, τα αποτελέσματα μετατοπίστηκαν σε χαμηλότερες τιμές HJP. Συνεπώς, το πρώτο στάδιο δεν διερευνήθηκε σε αυτήν την εργασία. Το δεύτερο ξεκινάει από τιμές HJP 8700 και φτάνει έως 9000. Σε αυτό το σημείο, το UTS είναι σχεδόν σταθερό με ορισμένες μόνον μικροδιαφορές. Αντίθετα, το YS αυξάνεται κατά 150 MPa για αυτούς τους δύο τύπους ενώ για το DP\_Nb και το DP\_CrMo αυτό το φαινόμενο δεν είναι τόσο εμφανές. Το τρίτο στάδιο αντιστοιχεί σε τιμές HJP από 9000 έως 9700. Σε αυτό το στάδιο, το YS εξακολουθεί να αυξάνεται με υψηλό ρυθμό και για τους τέσσερις χάλυβες. Για το DP\_AINb και το DP\_CrMo\_2, το φαινόμενο γίνεται ακόμα πιο σαφές. Εν τω μεταξύ, το UTS μειώνεται με χαμηλό ρυθμό. Το τελευταίο στάδιο αντιστοιχεί σε τιμές HJP από 10000 έως 12000. Σε αυτό το στάδιο το UTS μειώνεται με αυξανόμενο HJP ενώ το YS παραμένει στο ίδιο σχεδόν επίπεδο με αυτό του τρίτου σταδίου.

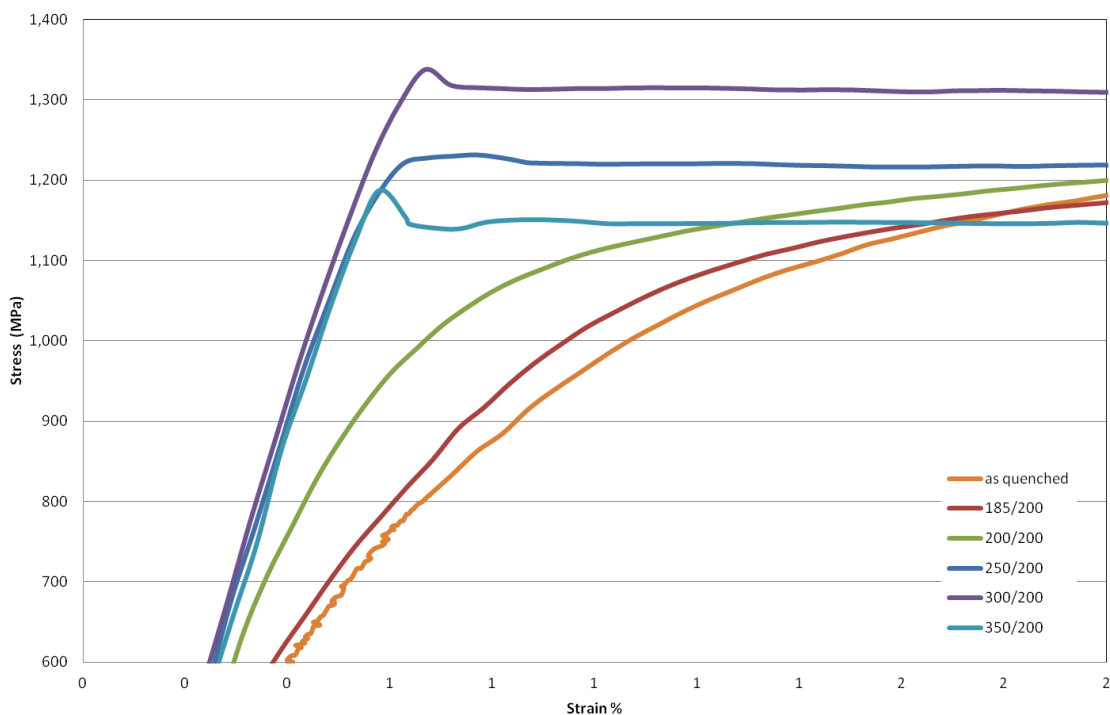
Σύμφωνα με τον Kamp, η αύξηση στα YS και UTS για τιμές HJP ανάμεσα στα 8600 και 9400 οφείλεται σε αγκίστρωση των διαταραχών εξαιτίας του διαχωρισμού του άνθρακα ενώ για τιμές HJP από 9500 έως 12200 λαμβάνει χώρα μια μετάβαση από συνεχή παραμόρφωση σε παραμόρφωση με σημείο διαρροής. Η μεγάλη αύξηση στο YS προκαλείται από τη διάχυση ατόμων άνθρακα ώστε να αγκιστρώσουν τις



## Συζήτηση

διαταραχές και τον μετασχηματισμό καρβιδίων σε μαρτενσίτη και φερρίτη. Επίσης, σημαίνει ότι υπάρχει μια μείωση της διφασικής φύσης της αρχικής μικροδομής. Η αντοχή της μήτρας του φερρίτη αυξάνεται από την αγκίστρωση των διαταραχών από άνθρακα και καρβίδια, ενώ η αντοχή του μαρτενσίτη στη μικροδομή μειώνεται ως επακόλουθο μιας ελάττωσης στον υπερκορεσμό του σε άνθρακα. Αυτή η εξισορρόπηση στην αντοχή της μήτρας του φερρίτη και των νησίδων του μαρτενσίτη αυξάνεται σταδιακά με περαιτέρω σκλήρυνση. Κατά το τελικό στάδιο, και το YS και το UTS ελαττώνονται λόγω της σκλήρυνσης του μαρτενσίτη που αναμενόταν από τη διαδικασία υπεργήρανσης. Επιπροσθέτως, τα σωματίδια σεμενίτη που κατακρημνίζονται σε φερρίτη και μαρτενσίτη ευθύνονται για την ελάττωση της αντοχής (Peng-Heng 1984).

Παρόμοιες ερμηνείες μπορούν να δοθούν για τους τύπους που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτήν την εργασία. Για τα δύο πρώτα στάδια, η αύξηση στο YS μπορεί επίσης να εξηγηθεί από την αγκίστρωση των διαταραχών από τη διάχυση άνθρακα και τη μετάβαση από συνεχή παραμόρφωση σε επιμήκυνση με σημείο. Αυτή η μετάβαση φαίνεται στην **Εικόνα 6-2**.

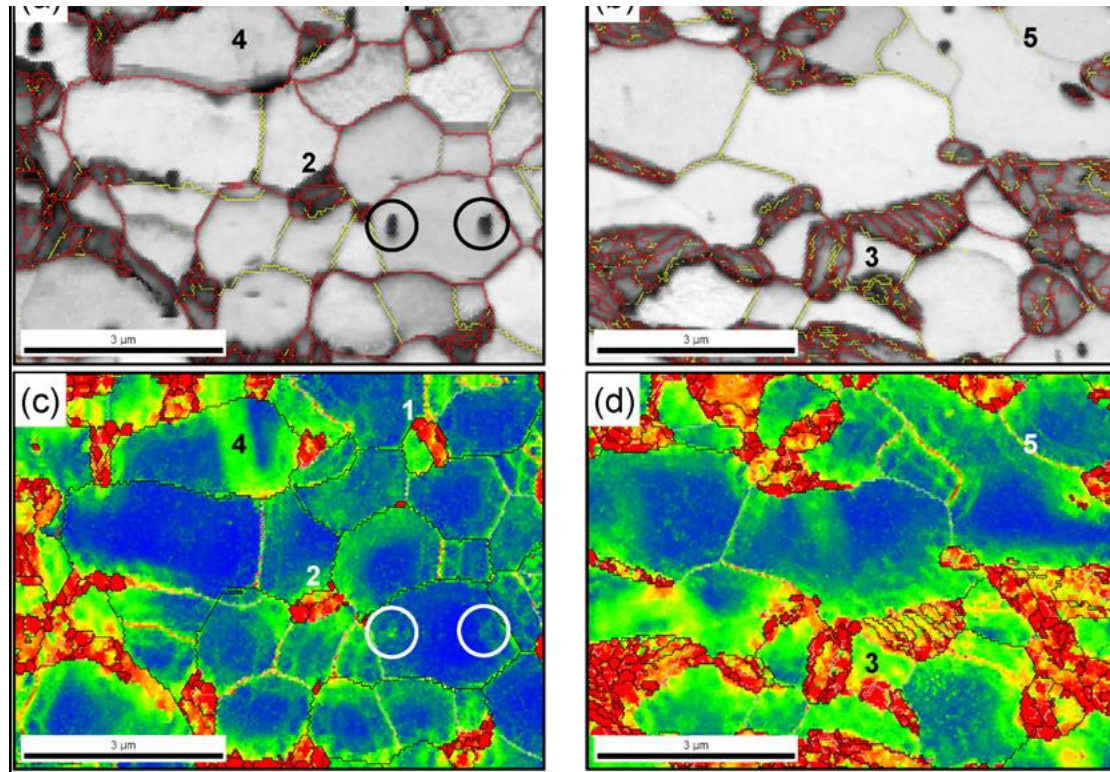


**Εικόνα 6-2:** Η μεταβολή από τη συνεχή παραμόρφωση σε επιμήκυνση με σημείο διαρροής.

## Συζήτηση

---

Όσον αφορά στην αγκίστρωση των διαταραχών, η αιτία για το γεγονός ότι η αύξηση στο YS είναι περισσότερο εμφανής για τα DP\_AINb και DP\_CrMo\_2 βρίσκεται στο ότι αυτοί οι δύο τύποι έχουν υψηλότερο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη από τους άλλους δύο και συνεπώς, σε συνδυασμό με το αυξημένο τους ποσοστό σε άνθρακα, η αγκίστρωση των διαταραχών είναι πολύ πιο έντονη. Κατά συνέπεια, όσο μεγαλύτερο είναι το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη τόσο λιγότεροι κόκκοι φερρίτη ανευρίσκονται στη μικροδομή. Σύμφωνα με την Calcagnotto (Calcagnotto et al, 2010), η μέση Geometrically Necessary Dislocation (GND) πυκνότητα ενός κόκκου φερρίτη είναι ανάλογη με το κλάσμα διεπαφής φερρίτη–μαρτενσίτη που το περιβάλλει. Αυτό το αποτέλεσμα είναι εξαιρετικά έντονο για μεγέθη κόκκου φερρίτη με μέση διάμετρο μικρότερη από 4 μm. Σε περίπτωση μεγάλου αριθμού γειτονικών κόκκων μαρτενσίτη, πολύ μικροί κόκκοι <1 μm μπορούν να εργοσκληρωθούν ολοκληρωτικά λόγω του μετασχηματισμού της μαρτενσιτικής φάσης. Συνεπώς η GND πυκνότητα είναι πολύ υψηλότερη γύρω από τους κόκκους μαρτενσίτη. Αυτό σημαίνει ότι κατά τη διάρκεια της αγκίστρωσης των διαταραχών κατά τη γήρανση, πολλές περισσότερες από αυτές θα αγκιστρωθούν και συνεπώς η αύξηση στην αντοχή θα είναι πολύ μεγαλύτερη. Το μεγαλύτερο κλάσμα των αμετακίνητων διαταραχών θα μπορούσε να συμβάλλει στην υψηλότερη απόδοση αντοχής του χάλυβα. Η αυξημένη πυκνότητα διαταραχών πέριξ των σωματιδίων του μαρτενσίτη μπορεί να επαληθευτεί από την αξιολόγηση των Image Quality maps όπως φαίνονται στην **Εικόνα 6-3**. Σε αυτήν την εικόνα φαίνεται ότι για αυξημένο ποσοστό μαρτενσίτη (κόκκινο χρώμα) γύρω από τον φερρίτη (πράσινο χρώμα), η πυκνότητα των διαταραχών είναι εμφανώς αυξημένη (πράσινο χρώμα).



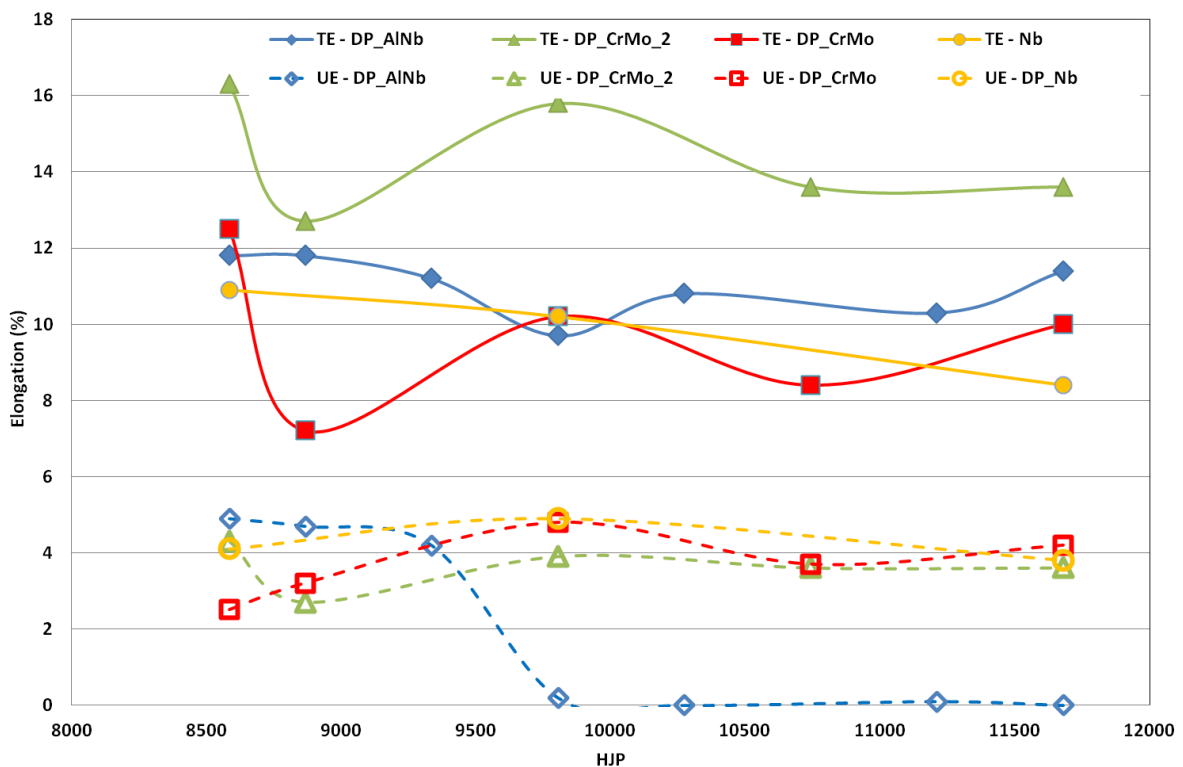
**Εικόνα 6-3:** EBSD εικόνες που δείχνουν την πυκνότητα των GNDs γύρω από νησίδες μαρτενσίτη κατά την Calcagnotto et al, 2010, όπου με κόκκινο χρώμα φαίνεται ο μαρτενσίτης, με μπλε ο φερριτής και με πράσινο οι διαταραχές που έχουν αγκιστρωθεί.

Σε αυτό το σημείο, στην Εικόνα 6-1 φαίνεται ότι για τους χάλυβες με υψηλότερο ποσοστό άνθρακα, το UTS και το YS έχουν τις ίδιες τιμές, ενώ αυτό δεν ισχύει για τους άλλους δύο χάλυβες. Αυτό μπορεί να εξηγηθεί από τις SEM εικόνες στην **Εικόνα 6-5** για το DP\_AINb και το DP\_Nb. Για το DP\_Nb διακρίνεται ένα δίκτυο μεγάλων κόκκων φερριτή ενώ για το DP\_AINb, το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη είναι αρκετά υψηλότερο και συνεπώς οι κόκκοι φερριτή είναι μικρότεροι και περιβάλλονται εξολοκλήρου από μαρτενσίτη. Οι μεγάλοι κόκκοι στην πρώτη περίπτωση σημαίνουν ότι μπορεί να βρεθούν κινητές διαταραχές εντός των κόκκων φερριτή που έχουν ως αποτέλεσμα την ελάττωση του YS.

Αντίθετα, για το DP\_AINb, όπου οι κόκκοι φερριτή περιβάλλονται από μαρτενσίτη, είναι πολύ πιθανό ότι όλες οι διαταραχές έχουν αγκιστρωθεί, αυξάνοντας το YS στο ίδιο επίπεδο με το UTS όπως φαίνεται στην Εικόνα 6-1 για τιμή HJP 9700. Όσον αφορά στην επιμήκυνση σε αυτά τα δύο στάδια, γίνεται διάκριση μεταξύ των διαφόρων τύπων χάλυβα. Το UE για τα DP\_CrMo, DP\_CrMo\_2 και DP\_Nb έχει τις ίδιες τάσεις. Αρχικά έχουν χαμηλές τιμές, αλλά υπάρχει μια μικρή αύξηση του 1-2% για τιμές HJP των 9700. Από την άλλη πλευρά, για το DP\_AINb, το UE πέφτει στο 0% εξαιτίας της μετάβασης

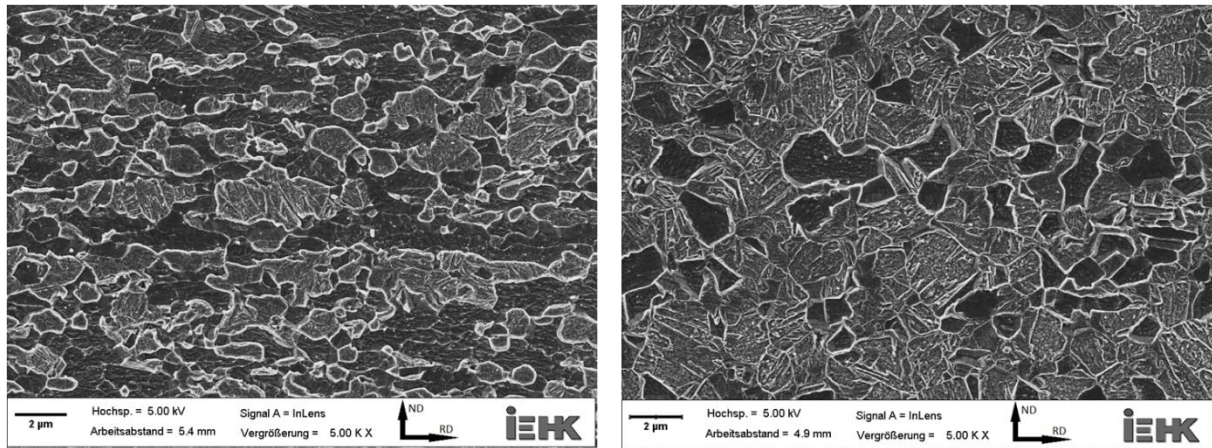
## Συζήτηση

σε επιμήκυνση με σημείο διαρροής όπως φαίνεται στην **Εικόνα 6-4**. Σε αυτό το σημείο επίσης, το UTS εξισώνεται με το YS. Όσον αφορά στο TE για DP\_CrMo και DP\_CrMo\_2, διακρίνεται η ίδια τάση. Υπάρχει μια ελάττωση στο TE ανάλογη με την αύξηση στην αντοχή για τιμές HJP πάνω από 8500 που επισυμβαίνει λόγω των αγκίστρωσης των διαταραχών. Μετά από αυτό το σημείο το TE αυξάνεται μέχρι την τιμή HJP των 9700 και κατόπιν μειώνεται κατά 2% σχεδόν και έπειτα αυξάνεται με χαμηλό ρυθμό. Αυτή η κορύφωση αντιστοιχεί στην πτώση του UTS ενώ κατόπιν η βραδεία αύξηση οφείλεται στην σκλήρυνση του μαρτενσίτη. Ως προς το DP\_AINb, το TE ελαττώνεται με ένα πολύ χαμηλό ρυθμό σε όλη τη διάρκεια της σκλήρυνσης εξ αιτίας της αγκίστρωσης των διαταραχών και τον σχηματισμό των καρβιδίων.



**Εικόνα 6-4:** Σύγκριση των TE και UE των τύπων χάλυβα που χρησιμοποιήθηκαν στην εργασία.

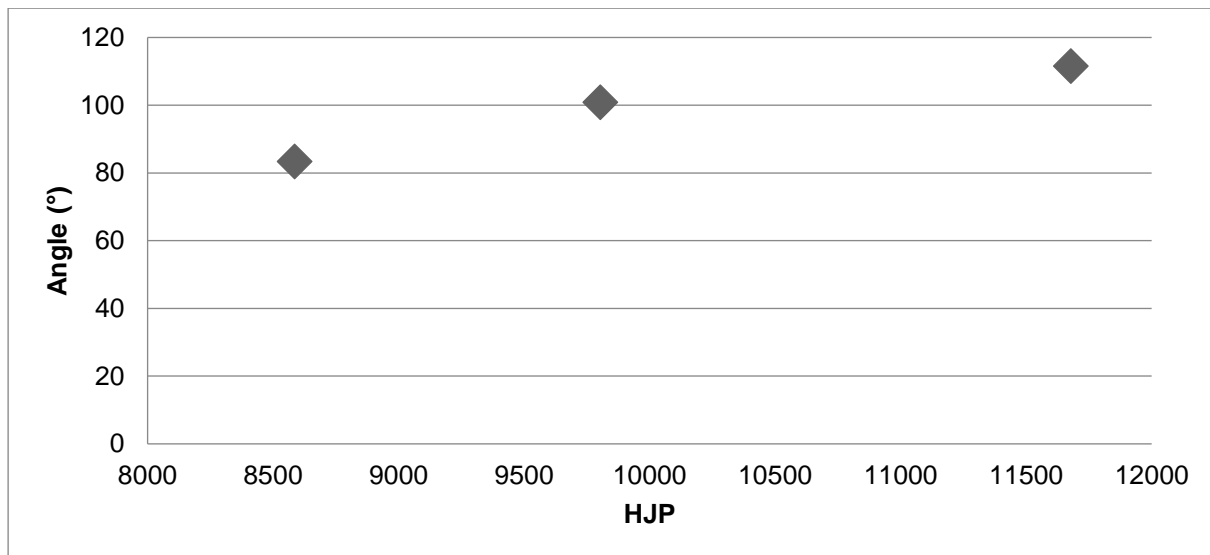
Το τελικό στάδιο είναι παρόμοιο με εκείνο που μελετήθηκε από τον Kamp, στο οποίο τα UTS και YS μειώνονται λόγω της σκλήρυνσης του μαρτενσίτη. Σε αυτό το στάδιο, το UE των DP\_Nb, DP\_CrMo και DP\_CrMo\_2 αυξάνεται ενώ για το DP\_AINb παραμένει στο 0%. Το TE του DP\_AINb αυξάνεται λόγω αυτής της σκλήρυνσης. Από την άλλη πλευρά, για το DP\_Nb δείχνει να ελαττώνεται καθ' όλη τη διάρκεια της διαδικασίας. Ο λόγος για τα πιο σαφή αποτελέσματα της αγκίστρωσης των διαταραχών στο TE του DP\_CrMo και στο DP\_CrMo\_2 οφείλεται πιθανότατα στο αυξημένο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη σε αυτούς τους τύπους.



**Εικόνα 6-5:** Μικρογραφίες SEM για τα DP\_Nb (αριστερά) και DP\_AINb (δεξιά).

Ως προς τη γωνία κάμψης, όπως φαίνεται στον **Πίνακα 5-6**, αυτή αυξάνεται, όταν αυξάνεται η θερμοκρασία γήρανσης. Ένας σημαντικός παράγοντας για τη γωνία κάμψης μπορεί να είναι επίσης το σημείο όπου εμφανίζονται οι ρωγμές. Όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-26**, για ορισμένα δοκίμια οι ρωγμές εμφανίζονται κοντά στην άκρη, ενώ σε άλλα στο κέντρο τους. Τα δύο δοκίμια που απεικονίζονται στην **Εικόνα 5-26** ανήκουν στην ίδια ποιότητα χάλυβα διαφέρουν όμως ως προς τη θερμοκρασία σκλήρυνσης. Έτσι, η σύσταση του χάλυβα δεν έχει σημαντική επίδραση στο αν η ρωγμή δημιουργείται στην άκρη ή στο μέσον του δοκιμίου. Αν ελέγξουμε την ολική επιμήκυνση αυτού του χάλυβα για τις συγκεκριμένες θερμοκρασίες σκλήρυνσης, η τάση φαίνεται στην **Εικόνα 6-6**. Αυξάνοντας το HJP, η γωνία κάμψης αυξάνεται, συνεπώς αυξάνοντας τον χρόνο και τη θερμοκρασία σκλήρυνσης αυξάνεται η ευκαμψία του χάλυβα. Αυτό συμφωνεί με τα αποτελέσματα των Kamp et al, όπου η ικανότητα κάμψης αυξάνεται ασήμαντα στα δύο πρώτα στάδια της σκλήρυνσης για τιμές HJP χαμηλότερες των 9500. Κατά το τρίτο στάδιο, παρατηρείται μια μεγάλη αύξηση στην ευκαμψία και στο τελικό στάδιο ο ρυθμός της αύξησης είναι σχεδόν γραμμικός. Ανάλογα αποτελέσματα εμφανίζονται και στις δοκιμές κάμψης στο DP\_AINb στην **Εικόνα 6-6**, όπου η γωνία κάμψης αυξάνεται κατά  $20^\circ$  περίπου για τιμές HJP από 8500 έως 10000 (δεύτερο και τρίτο στάδιο) και κατόπιν η αύξηση συμβαίνει κατά πολύ χαμηλότερο βαθμό, σχεδόν  $10^\circ$  για HJP από 10000 έως 11700 (τελικό στάδιο). Σύμφωνα με τους Kamp et al, η ικανότητα κάμψης αυξάνεται αυξάνοντας το ποσοστό διαρροής.





Εικόνα 6-6: Διάγραμμα Γωνίας κάμψης - HJP για το DP\_AINb

### 6.1.2. Επίδραση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη

Διερευνήθηκε επίσης η επίδραση στο DP\_AINb του ποσού του κλάσματος του όγκου του μαρτενσίτη. Αυτό επετεύχθη με την παραλλαγή των θερμοκρασιών ανόπτησης και βαφής. Όπως φαίνεται στην καμπύλη τάσεων-παραμορφώσεων στην **Εικόνα 5-24**, η επίδραση της θερμοκρασίας ανόπτησης έχει πολύ μεγάλη επίδραση στον σχηματισμό μαρτενσίτη. Για υψηλότερες θερμοκρασίες ανόπτησης, σχηματίζεται περισσότερος ωστενίτης και έτσι κατά τη βαφή αυτός ο ωστενίτης μετατρέπεται σε μαρτενσίτη. Αναμένεται λοιπόν για υψηλότερες θερμοκρασίες ανόπτησης, το ποσοστό του μαρτενσίτη να είναι μεγαλύτερο και συνεπώς και η αντοχή του χάλυβα. Από την άλλη πλευρά, κατά την βραδεία ψύξη στη θερμοκρασία βαφής, μέρος του ωστενίτη μετασχηματίζεται πάλι σε φερρίτη, όπως καταδείχθηκε από τα πειράματα διαστολομετρίας, οπότε κατά τη βαφή σχηματίζεται λιγότερος μαρτενσίτης και αναμένεται ότι η αντοχή θα είναι χαμηλότερη όπως φαίνεται στην Εικόνα 5-24. Στο δοκίμιο που θερμάνθηκε στη θερμοκρασία ανόπτησης των 800 °C και βάφτηκε άμεσα, δεν σχηματίστηκε φερρίτης. Εξ ου και η αντοχή είναι μεγαλύτερη σε σύγκριση με τα πειράματα ανόπτησης με υψηλές θερμοκρασίες ανόπτησης και τον σχηματισμό νέου φερρίτη. Αυξάνοντας τη θερμοκρασία στους 825 °C σχηματίζεται περισσότερος ωστενίτης. Όμως η βαφή ξεκινά στους 740 °C, συνεπώς μια μικρή ποσότητα φερρίτη σχηματίστηκε εις βάρος του ωστενίτη. Παρόλα αυτά, ο νέος μετασχηματισμός του φερρίτη είναι πιο έντονος οπότε και η αντοχή είναι χαμηλότερη. Για τα επόμενα δύο δοκίμια, η θερμοκρασία ανόπτησης είναι αρκετά υψηλή (850 ° και 875 °C). Για αυτούς τους χάλυβες αναμένεται ένα πολύ μεγάλο κλάσμα όγκου ωστενίτη αν όχι πλήρης

ωστενιτοποίηση. Οι θερμοκρασίες βαφής είναι 680 ° και 620 °C αντίστοιχα, που είναι χαμηλότερες από τη θερμοκρασία ανόπτησης και κατά τη διάρκεια της βραδείας ψύξης σε αυτές τις θερμοκρασίες μεγάλο μέρος του ωστενίτη μετασχηματίστηκε πάλι σε φερρίτη. Συνεπώς, η αντοχή για αυτούς τους τύπους είναι 300 MPa χαμηλότερη από τις αντίστοιχες των χαλύβων με υψηλότερη θερμοκρασία βαφής.

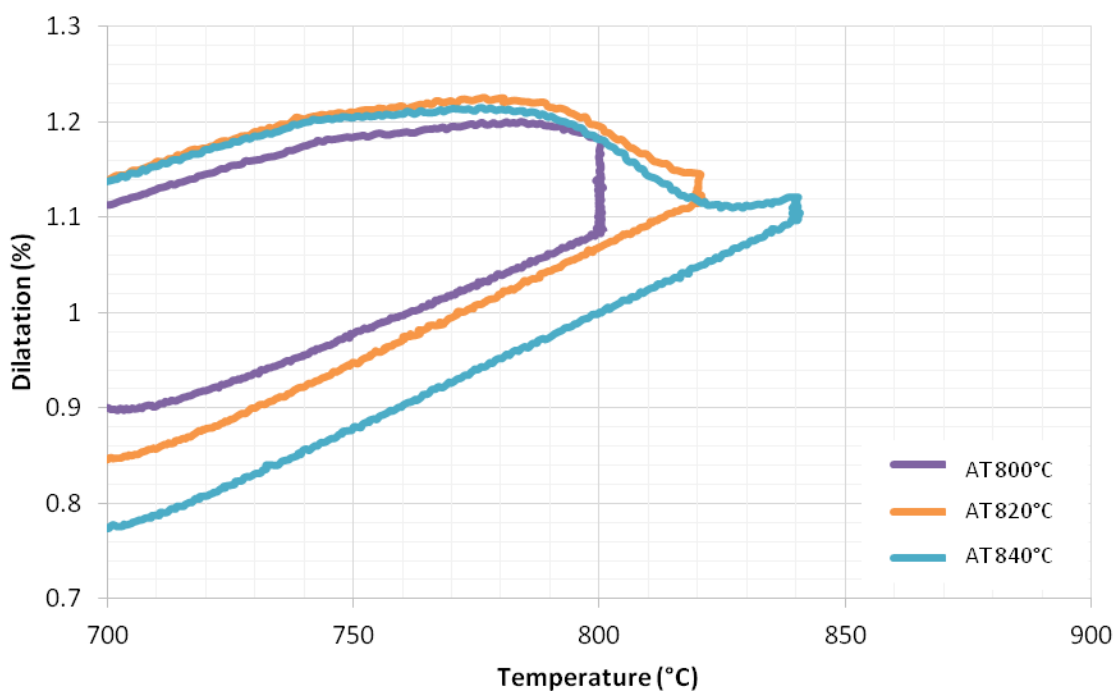
## 6.2. Πειράματα διαστολομετρίας

### 6.2.1. Εξέλιξη της μικροδομής

Συγκρίνοντας τις εικόνες SEM για τους τρεις τύπους χάλυβα μπορεί κανείς να δει την επίδραση των κραματικών στοιχείων. Για το DP\_Nb στην **Εικόνα 5-10**, το νιόβιο συμβάλλει στην εκλέπτυνση του κόκκου και στη σκλήρυνση του χάλυβα λόγω κατακρήμνισης. Αυτό μπορεί να εξηγήσει τον αυξημένο αριθμό των κατακρημνίσεων που φαίνεται στις εικόνες (a), (b) και (c). Στην εικόνα (b) σχηματίστηκε μια μεγάλη ποσότητα μαρτενσίτη σε σύγκριση με την κατάσταση ψυχρής έλασης. Το Νιόβιο έχει την ίδια επίδραση στη μικροδομή του DP\_AlNb. Όπως φαίνεται στην **Εικόνα 5-11**, αν και μια μεγάλη ποσότητα μαρτενσίτη σχηματίστηκε μετά από θέρμανση πλησίον του A<sub>1</sub>, κάποιοι κόκκοι φερρίτη δεν επηρεάστηκαν τόσο πολύ [μικρογραφία (b)]. Αυτό συμβαίνει επειδή το αλουμίνιο λειτουργεί ως σταθεροποιητής του φερρίτη. Το αλουμίνιο αυξάνει επίσης την A<sub>1</sub> θερμοκρασία ούτως ώστε τα δοκίμια πρέπει να θερμανθούν σε θερμοκρασία υψηλότερη από την DP\_Nb. Στη μικρογραφία (e) κατά τη βραδεία ψύξη σχηματίστηκε πολύ περισσότερος νέος φερρίτης, λόγω του ότι το αλουμίνιο προάγει τον σχηματισμό φερρίτη. Στο DP\_CrMo από την άλλη πλευρά, το χρώμιο και το μολυβδαίνιο αυξάνουν τη σκληρότητα του ωστενίτη και ευθύνονται συνεπώς για την επιβράδυνση του σχηματισμού του μαρτενσίτη, οπότε μπορεί να λάβει χώρα λιγότερος μετασχηματισμός σε φερρίτη. Αυτό μπορεί να εξηγήσει το αυξημένο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη στις μικρογραφίες (b), (c) και (d). Στην **Εικόνα 5-12** (e), συγκριτικά με τους άλλους χάλυβες σχηματίστηκε λιγότερος φερρίτης κατά τη βραδεία ψύξη, επειδή το χρώμιο επιβραδύνει την κινητική του μετασχηματισμού του φερρίτη.

### 6.2.2. Επίδραση των παραμέτρων της ανόπτησης

Στα πειράματα διαστολομετρίας διερευνήθηκαν τα αποτελέσματα των εναλλαγών των ρυθμών θέρμανσης και ψύξης καθώς και οι θερμοκρασίες ανόπτησης και βαφής. Όπως καταδεικνύεται στην **Εικόνα 5-6**, αυξάνοντας τη θερμοκρασία ανόπτησης σχηματίζεται μεγαλύτερη ποσότητα ωστενίτη. Αυτό συμβαίνει επειδή η θερμοκρασία προσεγγίζει την  $A_3$  θερμοκρασία όπου μπορούμε να έχουμε πλήρη ωστενιτοποίηση και συμβαίνει σχεδόν πάντα όταν η θερμοκρασία ανόπτησης βρίσκεται στους 840 °C, στο σημείο όπου το διάγραμμα στην **Εικόνα 6-7** σχηματίζει μια κορυφή.



**Εικόνα 6-7:** Διάγραμμα Διαστολής-Θερμοκρασίας ανόπτησης για το DP\_Nb.

Μπορούμε να πούμε κατά συνέπεια ότι, όντας στη διαφασική περιοχή, αυξάνοντας τη θερμοκρασία ανόπτησης η ποσότητα του ωστενίτη που σχηματίζεται είναι μεγαλύτερη. Η επίδραση των ρυθμών ψύξης και θέρμανσης στον σχηματισμό ωστενίτη δεν είναι τόσο εμφανής στα γραφήματα στις **Εικόνες 5-2** και **5-4**. Αιτία για αυτό είναι το γεγονός ότι αυτοί οι ρυθμοί δεν επηρεάζουν τόσο την ποσότητα του φερρίτη που μετασχηματίζεται σε ωστενίτη όσο το σχήμα και το μέγεθος των κόκκων. Έτσι, στα γραφήματα Διαστολής-Θερμοκρασίας δεν υπάρχει μεγάλη διαφοροποίηση στις καμπύλες για μεταβαλλόμενους ρυθμούς ψύξης και θέρμανσης. Από την άλλη πλευρά, η θερμοκρασία ψύξης διαδραματίζει σημαντικό ρόλο στο τελικό κλάσμα όγκου του φερρίτη. Αυτό εξηγείται από το γεγονός ότι κατά τη διάρκεια της βραδείας ψύξης



## Συζήτηση

---

σχηματίζεται φερρίτης από ωστενίτη -όπως φαίνεται στην Εικόνα 5-8 όπου σε θερμοκρασία βαφής 690 °C αλλάζει η διαστολή και συνεπώς ο μετασχηματισμός φερρίτη είναι πολύ χαμηλότερος από όσο σε θερμοκρασία βαφής στους 670 °C. Αυτή η μείωση του κλάσματος όγκου ωστενίτη ισούται με τη μείωση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη εξ ου και μείωση στις τιμές της σκληρότητας Vickers, όπως φαίνεται στους Πίνακες 5-1 έως 5-4.

Ανατρέχοντας στις μεταλλογραφικές φωτογραφίες στις Εικόνες 5-3, 5-5, 5-7 και 5-9 μπορούμε να καταλήξουμε σε κάποια συμπεράσματα ως προς την εξέλιξη της μικροδομής. Αυτές οι εικόνες είναι από την DP\_Nb για την οποία διενεργήθηκαν πειράματα διαστολομετρίας. Όσον αφορά στον ρυθμό ψύξης στην Εικόνα 5-3, μπορούμε να υποστηρίξουμε ότι με υψηλότερους ρυθμούς ψύξης το μέγεθος των κόκκων φερρίτη είναι μικρότερο. Αυτό συμβαίνει διότι ο μετασχηματισμός από ωστενίτη σε φερρίτη είναι ταχύτερος και συνεπώς ο φερρίτης έχει λιγότερο χρόνο να πυρηνωθεί και να αναπτυχθεί σε μεγαλύτερους κόκκους. Όπως φαίνεται στην Εικόνα 5-2, ο ρυθμός ψύξης δεν έχει σημαντική επίδραση στο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη δεν αναμένουμε συνεπώς μεγάλες παραλλαγές στις μεταλλογραφικές εικόνες. Το ίδιο μπορεί να υποστηριχθεί και για την Εικόνα 5-5 όπου φαίνεται η διερεύνηση της επίδρασης του ρυθμού θέρμανσης. Σε αυτή την εικόνα φαίνεται ότι για υψηλότερο ρυθμό θέρμανσης οι κόκκοι φερρίτη είναι αρκετά μικρότεροι, ενώ οι κόκκοι μαρτενσίτη πιο εκλεπτυσμένοι επειδή σχηματίστηκαν ταχύτερα και δεν είχαν τη δυνατότητα να αυξηθούν σε μέγεθος. Το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη παραμένει το ίδιο κατά 50% περίπου. Στην Εικόνα 5-7 αποτυπώνεται η διερεύνηση της επίδρασης της θερμοκρασίας ανόπτησης. Θα περιμέναμε ότι για υψηλότερη θερμοκρασία ανόπτησης, το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη θα ήταν μεγαλύτερο καθώς θα βρισκόμαστε πλησιέστερα στη θερμοκρασία  $A_3$  εντός της διφασικής περιοχής και συνεπώς θα σχηματιζόταν περισσότερος ωστενίτης. Φαίνεται ωστόσο ότι αυτό είναι χαμηλότερο. Αυτό θα μπορούσε να οφείλεται στο νιόβιο το οποίο μπορεί να λειτουργήσει ως σταθεροποιητής του φερρίτη, συμβάλλοντας στον σχηματισμό του και δυσχεραίνοντας τον σχηματισμό του ωστενίτη κατά τη θέρμανση ενώ περισσότερος φερρίτης μπορεί να σχηματιστεί από ωστενίτη κατά τη βραδεία ψύξη. Τελευταίο αλλά εξίσου σημαντικό, όσον αφορά στην επίδραση της θερμοκρασίας βαφής, για χαμηλότερες τιμές της, μετασχηματίζεται περισσότερος φερρίτης από ωστενίτη, όπως φαίνεται στην Εικόνα 5-9 καταλήγοντας σε χαμηλότερη αντοχή.

### 7. Συμπεράσματα

Καταλήγοντας, μπορούμε να υποθέσουμε ότι επηρεάζοντας σε μικρή κλίμακα τις παραμέτρους ανόπτησης και γήρανσης μπορούμε να επιφέρουμε μία σημαντική βελτίωση στις μηχανικές ιδιότητες των DP χαλύβων. Αυτό μπορεί να οδηγήσει σε βέλτιστη συμπεριφορά των χαλύβων που χρησιμοποιούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία εξοικονομώντας χρόνο και ενέργεια αποφεύγοντας υψηλότερες θερμοκρασίες και χρόνους γήρανσης

- Πιο συγκεκριμένα, το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη παίζει τεράστιο ρόλο στην ανοχή και επιμήκυνση του χάλυβα όχι μόνον λόγω της συμβολής του στη σκληρότητα του χάλυβα, αλλά και λόγω της πυκνότητας των διαταραχών. Με αυξημένο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη αυξάνεται και ο αριθμός των διαταραχών, γεγονός που αυξάνει την ολκιμότητα.
- Κατά την υπεργήρανση και γήρανση του χάλυβα πραγματοποιείται αγκίστρωση αυτών των διαταραχών. Αυξημένη πυκνότητα διαταραχών οδηγεί σε μεγαλύτερο ποσοστό αγκίστρωσης και συνεπώς σε μεγαλύτερη αύξηση της αντοχής. Συνοψίζοντας αυτά τα δύο σημεία, η πυκνότητα των διαταραχών μπορεί να επηρεάσει και την αντοχή και την ολκιμότητα του χάλυβα ανάλογα με το αν οι θερμοκρασίες και οι χρόνοι σκλήρυνσης είναι αρκετοί ώστε να προκαλέσουν αγκίστρωση -και σε ποια έκταση- αυτών των διαταραχών.
- Αυξάνοντας τον χρόνο και τη θερμοκρασία της γήρανσης αυξάνεται επίσης και η ευκαμψία, καθιστώντας τον χάλυβα περισσότερο εύπλαστο, σημαντικό παράγοντα για την εφαρμογή του στην παραγωγή αυτοκινήτων.
- Η χημική σύσταση μπορεί επίσης να συμβάλει στον σχηματισμό μαρτενσίτη. Το ποσοστό άνθρακα επηρεάζει την πυκνότητα των σταθεροποιημένων διαταραχών ενώ στοιχεία, όπως το αλουμίνιο, επιβραδύνουν τον σχηματισμό ωστενίτη ενώ άλλα, όπως το χρώμιο και το μολυβδαίνιο τον προάγουν. Ειδικότερα, με την αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα και των κραματικών στοιχείων που συμβάλουν στον σχηματισμό μαρτενσίτη τα φαινόμενα που λαμβάνουν χώρα κατά τη σκλήρυνση είναι πιο έντονα.
- Όταν η θερμοκρασία ανόπτησης είναι υψηλότερη το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη είναι επίσης υψηλότερο. Αντίθετα, όταν η θερμοκρασία βαφής είναι χαμηλότερη τότε το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη είναι επίσης χαμηλότερο, λόγω του μετασχηματισμού του ωστενίτη πίσω σε φερρίτη.

### 8. Μελλοντικές προτάσεις

Τα συμπεράσματα αυτής της έρευνας μπορούν να οδηγήσουν στη βελτιστοποίηση των ιδιοτήτων των υψηλής αντοχής DP χαλύβων και μπορούν να έχουν ένα μεγάλο εύρος εφαρμογών στην αυτοκινητοβιομηχανία, αλλά και σε πολλά ακόμα πεδία. Περαιτέρω έρευνες μπορούν να συμβάλουν ακόμα περισσότερο στη βελτίωση αυτών των ιδιοτήτων και να οδηγήσουν σε υψηλότερης ποιότητας παραγωγή DP χαλύβων.

- Περαιτέρω έρευνα μπορεί να διεξαχθεί σε DP χάλυβες με μικρότερο ποσοστό αλουμινίου όπως και χαμηλότερο ποσοστό χρωμίου. Χαμηλότερες προσθήκες αυτών των κραματικών στοιχείων μπορεί πιθανόν να οδηγήσουν σε παρόμοιες μηχανικές ιδιότητες των DP χαλύβων με τη χρήση λιγότερων κραματικών στοιχείων, μειώνοντας το κόστος.
- Δοκιμές hole expansion μπορούν να συμπεριληφθούν στην έρευνα παρόμοιων τύπων χάλυβα ώστε να δοθεί μια καλύτερη προοπτική της συνολικής συμπεριφοράς των χαλύβων και η εφαρμογή τους στην αυτοκινητοβιομηχανία.
- Μεταλλογραφικές δοκιμές με τη χρήση EBSD μπορούν επίσης να διενεργηθούν ώστε να διερευνηθεί η ύπαρξη εσωτερικών τάσεων ή ακόμα και η ύπαρξη υπολειπόμενου ωστενίτη που μπορεί να επηρεάσει την αντοχή και την ολκιμότητα των χαλύβων λόγω του TRIP effect.
- Η χρήση φούρνων κενού αέρος αντί για λουτρά τηγμένου άλατος θα μπορούσε να οδηγήσει σε διαφορετικά συμπεράσματα με την αποφυγή ακαθαρσιών στην επιφάνεια των δοκιμίων που μπορούν να επηρεάσουν την αξιολόγηση των πειραμάτων κατά τις δοκιμές.

### 9. Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

- W. Bleck, S. Papaefthymiou, A. Frehn, 2004, "Microstructure and tensile properties in dual phase and trip steels," *Steel research international*, V. 75, pp. 704–710.
- Mein, A.; Fournalis, G.; Crowther, D.; and Evans, P., 2012a, "Influence of aluminium additions upon CCT diagrams for hot rolled TRIP assisted dual phase steel," *Materials Science and Technology*, V. 28, No. 5, pp. 627–633.
- Azizi-Alizamini, H., M. Militzer, W. J. Poole, 2011, "Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steels," *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, V. 42, No. 6, pp. 1544–1557.
- Andrade-Carozzo, V. and Jacques, P. J., 2007, "Interactions between Recrystallisation and Phase Transformations during Annealing of Cold Rolled Nb-Added TRIP-Aided Steels," *MSF*, 539-543, pp. 4649–4654.
- J. HUANG, W.J. POOLE, and M. MILITZER, 2004, "Austenite Formation during Intercritical Annealing," *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 35A, pp. 3363–3375.
- Sadovsky, V. D., 1973, *Structure inheritance in Steels*.
- Speich, G., V. Demarest, and R. Miller, 1981, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels," *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, V. 12, No. 8, pp. 1419–1428.
- Souza, M., J. Guimaraes, and K. Chawla, 1982, "Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels," *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, V. 13, No. 4, pp. 575–579.
- Nina Fonstein, 2015, *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties*, Switzerland.
- Irina PUSHKAREVA, Colin Philip SCOTT, Mohamed GOUNÉ, Nathalie VALLE, Abdelkrim REDJAÏMIA, Antoine MOULIN, 2013, "Distribution of Carbon in Martensite During Quenching and Tempering of Dual Phase Steels and Consequences for Damage Properties," *ISIJ International*, V. 53, No. 7, pp. 1215–1223.
- Janjusevic, Z.; Gulisija, Z.; Mihailovic, M.; and Pataric, A., 2009, "The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on Tempering the HSLA steel," *CI&CEQ*, V. 15, No. 3, pp. 131–136.
- A. Kamp, S. Celotto, D.N. Hanlon, 2012, "Effects of Tempering on the Mechanical Properties of High Strength Dual-Phase Steels," *Materials Science and Engineering A*, V. 538, pp. 35–41.

## Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

---

- Calcagnotto, M.; Ponge, D.; and Raabe, D., 2010, "Effect of grain refinement to 1  $\mu\text{m}$  on strength and toughness of dual-phase steels," *Materials Science and Engineering: A*, V. 527, 29-30, pp. 7832–7840.
- Ramos, L. F., D.K. Matlock, G. Krauss, 1979, "On the Deformation Behavior of Dual-Phase Steels," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, V. 10, No. 2, pp. 259–261.
- C.I., Garcia, A.J., Deardo, 1981, "Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, 12A, No. 521, p. 30.
- Huang, J., W. Poole, M. Militzer, 2004, "Austenite formation during Intercritical Annealing," *Metallurgical and Materials Transaction A*, V. 35.
- Garcia, C. I., 2011, "Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature during Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP-980 Steels," *ISIJ International*, V. 51.
- Thomas, G., J.Y. Koo, ed., 1981, *Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic - Martensitic Steels*.
- Nakaoka, K., Y., Hosoya M Ohmura, and A. Nishimoto, ed., 1981, *Reassessment of the Water-Quenching Process as a Means of Producing Formable Steel Sheets*.
- Hansen, S., S., and R. R. Pradhan, ed., 1981, *Structure/property Relationships and Continuous Yielding Behavior in Dual-Phase Steels*.
- Speich, G., V. Demarest, R. Miller, 1981, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels," *Metallurgical and Materials Transaction A*, V. 12.
- Garcia, C.I., K. Cho, K. Redkin, A.J. Deardo, S. Tan, M, Somani, L.P. Karjalainen, 2011, "Influence of Critical Carbide Dissolution Temperature During Intercritical Annealing on Hardenability of Austenite and Mechanical Properties of DP980 Steels," *ISIJ International*, V. 51, No. 6.
- Calcagnotto, M., D. Ponge, D. Raabe, 2012, "On the Effect of Manganese on Grain Size Stability and Hardenability in Ultra-Fine-Grained Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels," *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 43A, No. 1, pp. 37–42.
- Pickering, F. B., 1978, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers LTD., London.
- Takada, Y., Y. Hosoya, N. Nakaoka, 1982, "Possibilities of Achieving Low Yield Ratio with Low Manganese Dual-Phase Steels," *Metallurgy of Continuously Annealed Steels*, pp. 251–269.

## Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

---

- Davies, R. G., 1979, "Influence of Silicon and Phosphorus on the Mechanical Properties of Both HSLA and Dual-Phase Steels," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, pp. 113–118.
- Girina O., N. F., 2005, "Influence of Al Additions on Austenite Decomposition in a Continuously Annealed Dual-Phase Steels," *MS&T'05*, pp. 65–76.
- Mein, A.; Fourlaris, G.; Crowther, D.; and Evans, P., 2012b, "Influence of aluminium additions upon CCT diagrams for hot rolled TRIP assisted dual phase steel," *Materials Science and Technology*, V. 28, No. 5, pp. 627–633.
- Irie, T., S. Satoh, K. Hashiguchi, I. Takahashi, O. Hashimoto, 1981, "Characteristics of Formable Cold-Rolled High Strength Steel Sheets for Automotive Use," *Kawasaki Steel Technical Report*, No. 2, pp. 14–22.
- Hara, T., H. Asahi, R. Uemori, H. Tahemiro, 2004, "Role of Combined Addition of Niobium and Boron and of Molybdenum and Boron on Hardenability in Low Carbon Steels," *ISIJ International*, V. 44, No. 8, p. 1431.
- Coldren, A.P., G.T. Eldis, 1980, "Using CCT Diagrams to Optimize the Composition of an as-Rolled Dual-Phase Steel," *Journal of Metals*, V. 32, No. 3, pp. 41–48.
- Hashiguchi, K. M. N., 1980, "Effect of Alloying Element and Cooling Rate after Annealing on Mechanical Properties of Dual Phase Steel," *Kawasaki Steel Technical Report*, V. 1, pp. 70–78.
- Song R., 2014, "Effects of Nb on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Low-Carbon Cold-Rolled Dual-Phase Steels," *Metallography, Microstructure and Analysis*, V. 3.
- Bucher, J. H., 1979, "Property Characterization of VAN-QN Dual-Phase Steels," *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, pp. 346–359.
- Andrews, K. W., 1965, "Empirical Formulae for Calculation of Some Transformation Temperatures," *Iron and Steel Institute Journal*, V. 203, No. 7, pp. 721–727.
- Beuth, 2009, *DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe-Zugproben*, Berlin.
- Beuth, 2005, *DIN EN ISO 7438: Metallische Werkstoffe-Biegeversuche*, Berlin.
- Kamp A., S. Celotto, D.N. Hanlon, 2012, "Effect of Tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels," *Materials Science and Engineering A*, V. 538, pp. 35–41.