ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΠΑΤΡΩΝ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ &
ΑΕΡΟΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΕΦΑΡΜΟΣΜΕΝΗΣ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ
Εργαστήριο Τεχνικής Μηχανικής

*Σχεδιασμός Ενδομυελικού Ήλου Διατατικής
Οστεογένεσης Καταγμάτων με Χρήση Έξυπνων
Υλικών με Μνήμη Σχήματος. Εφαρμογή των
Έξυπνων Υλικών με Μνήμη Σχήματος στην
Ορθοπαιδική*

Διδακτορική διατριβή

ΥΠΟΨΗΦΙΟΣ ΔΙΔΑΚΤΩΡ: ΚΟΚΚΙΝΟΣ Α. ΑΝΑΣΤΑΣΙΟΣ

*Αφιερωμένο στους
γονείς μου*

Περιεχόμενα

Εισαγωγή	I
----------	---

Κεφάλαιο 1

1.1 Σκοπός	1
1.2 Επιμήκυνση οστών	1
1.2.1 Γενικά	2
1.2.2 Αιτίες των ατελειών μήκους	3
1.3 Μέθοδοι και συσκευές	4
1.3.1 Κλινικές μέθοδοι για τα μακρά οστά	4
1.3.2 Εξωτερικοί Σταθεροποιητές	10
1.3.3 Επιπλοκές σχετικές με τους εξωτερικούς σταθεροποιητές	12
1.3.4 Εξωτερικά τοποθετημένος σταθεροποιητής που συνδυάζεται με ένα ενδομυελικό ήλο	14
1.3.5 Ανάπτυξη των εσωτερικών σταθεροποιητών	15
Βιβλιογραφία 1 ^{ου} κεφαλαίου	20

Κεφάλαιο 2

2.1 Καθορισμός και ανάλυση του προβλήματος για μία ενδομυελική συσκευή επιμήκυνσης των μακρών οστών	22
2.1.1 Καθορισμός του προβλήματος	22
2.1.2 Κριτήρια σχεδιασμού	23
2.1.2.1 Βιολογικά κριτήρια	23
2.1.2.2 Κριτήρια των σχεδιαστών	25
2.1.3 Περιορισμοί σχεδιασμού	26
2.2 Ο εννοιολογικός σχεδιασμός του ενδομυελικού ήλου: ένας μηχανικά απλός και ισχυρός ενεργοποιητής	27
2.3 Λειτουργία πρότυπου ενδομυελικού ήλου διατατικής οστεοσύνθεσης ομάδας ΠΕΝΕΔ	30
Βιβλιογραφία 3 ^{ου} κεφαλαίου	33

Κεφάλαιο 3

3.1 Γενικά	35
3.2 Κράματα με μνήμη σχήματος (Γενικά)	38
3.3 Παρασκευή των Shape Memory Alloys (SMA Fabrication)	39
3.4 Κράματα με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys – SMA)	43
3.4.1 Μετασχηματισμοί φάσεων	45
3.4.2 Μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί	46
3.4.3 Θερμοελαστικός μαρτενσιτικός μετασχηματισμός	54
3.4.4 Θερμοδυναμική του μετασχηματισμού	55
3.4.5 Κρυσταλλογραφικά χαρακτηριστικά των Shape Memory Alloys	58
3.4.5.1 Γενικά	58
3.4.5.2 Κρυσταλλική δομή της ενδιάμεσης φάσης	63

3.4.5.2β Διαδοχικές φάσεις μετασχηματισμού	64
3.4.6 Ψευδοελαστικότητα	67
3.4.7 Ελαστομερής συμπεριφορά (rubber - like behavior)	69
3.5 Μνήμη σχήματος	69
3.5.1 Μνήμη σχήματος σε κράματα NiTi	71
3.6 Ιδιότητες και μηχανικά χαρακτηριστικά κραμάτων βασισμένα σε NiTi	74
3.6.1 Ηλεκτρική ειδική αντίσταση	74
3.6.2 Μαγνητική διαπερατότητα	76
3.6.2.1 Σταθερά ελαστικότητας και εσωτερική τριβή (constant of elasticity and internal friction)	77
3.6.3 Ειδική Θερμότητα (Specific Heat)	79
3.6.4 Θερμική διαστολή (thermal expansion)	80
3.6.5 Μηχανικές ιδιότητες (Mechanical Properties)	81
3.6.6 Επίδραση στο κράμα NiTi η πρόσμιξη Cu στη θέση ποσοστού Ni (Effects of substituting Cu for Ni).	86
3.7 Κράματα μνήμη σχήματος διπλού δρόμου (two-way shape memory alloys)	89
3.8 Διαφορική Θερμιδομετρία σάρωσης (DSC,D-ifferential S-canning Calorimetry)	92
3.9 Στρεπτική ενεργοποίηση SMA (Shape Memory Alloys)	94
Βιβλιογραφία 3 ^{ου} κεφαλαίου	96

Κεφάλαιο 4

4.1 Γενικά	102
4.1.1 Χαρακτηρισμός υλικών	102
4.1.2 Πειράματα γήρανσης με SMA	105
4.1.2.1 Πειραματική διαδικασία	105
4.1.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων θερμικής κόπωσης SMA	106
4.2 Πειράματα εφελκυσμού θέρμανσης και επαναφοράς σε σύρματα κατασκευασμένα από SMA.	108
4.3 Μοντελοποίηση μονοδιάστατης συμπεριφοράς των SMA	111
4.3.1 Θερμομηχανική καταστατική συμπεριφορά των SMA με σταθερές ιδιότητες υλικού (μοντέλο Liang-Rogers)	113
4.3.2 Μοντελοποίηση της συμπεριφοράς των SMA χρησιμοποιώντας τις καταστατικές εξισώσεις των Liang-Rogers	118
4.4 Συμπέρασμα	127
Βιβλιογραφία 4 ^{ου} κεφαλαίου	129

Κεφάλαιο 5

5.1 Γενικά	130
5.1.1 Χαρακτηρισμός υλικών - ιδιοσυσκευές	130
5.2 Αποτελέσματα πειραματικών διαδικασιών σε στρέψη	135
5.2.1 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση.	135
5.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm.	139

5.2.2.1 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm με ενδιάμεση ανόπτηση σε θερμοκρασία μεγαλύτερη της As.	140
5.2.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm, χωρίς ενδιάμεση ανόπτηση.	142
5.3 Αποτελέσματα κόπωσης δοκιμίων SMA σε στρέψη	150
5.4 Μοντελοποίηση της συμπεριφοράς των κραμάτων SMA σε στρέψη με βάση τις καταστατικές εξισώσεις των Liang-Rogers.	156
5.5 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης	161
5.6 Συμπέρασμα	165
Βιβλιογραφία 5 ^{ου} κεφαλαίου	166

Κεφάλαιο 6

6.1 Γενικά	167
6.2 Επαγωγική Θέρμανση	167
6.3 Πειραματική διαδικασία επαγωγικής θέρμανσης	171
6.4 Μοντελοποίηση διαδικασίας επαγωγικής θέρμανσης	177
6.4.1 Διαδικασία ανάπτυξης του μοντέλου	178
6.5 Αποτελέσματα θεωρητικής διαδικασίας επαγωγικής θέρμανσης	180
6.6 Ενδομυελικός ήλος από SiC ή Alumina	182
6.7 Συμπέρασμα	185
Βιβλιογραφία 6 ^{ου} κεφαλαίου	187

Κεφάλαιο 7

7.1 Συμπεράσματα – Συζήτηση	188
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι	193

Γενική εισαγωγή

Ο σκοπός της παρούσης εργασίας αφορά την εφαρμογή έξυπνων μεταλλικών υλικών με μνήμη σχήματος στην ορθοπαιδική χειρουργική. Πιο συγκεκριμένα, προτείνεται ο σχεδιασμός, η μελέτη, και η κατασκευή ενδομυελικού ήλου που περιλαμβάνει μηχανισμό επιμήκυνσης από μεταλλικά κράματα με μνήμη σχήματος που θα εφαρμόζονται στη διατατική οστεογένεση.

Η διατριβή υποστηρίζεται από πρόγραμμα ΠΕΝΕΔ από το οποίο προκύπτουν 3 διδακτορικές διατριβές. Ο σχεδιασμός, η μελέτη και η κατασκευή του πρότυπου ενδομυελικού ήλου της ομάδας ΠΕΝΕΔ δεν αφορά την παρούσα διατριβή.

Η παρούσα διατριβή πραγματεύεται τη χρησιμοποίηση έξυπνων μεταλλικών κραμάτων με μνήμη σχήματος, ως μηχανισμού ενεργοποίησης του πρότυπου ενδομυελικού ήλου. Στα κεφάλαια που ακολουθούν γίνεται αναφορά στις πειραματικές διαδικασίες που πραγματοποιήθηκαν προκειμένου να ελεγχθεί η μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων με μνήμη σχήματος, καθώς και ο τρόπος που θα πραγματοποιηθεί η ενεργοποίησή τους.

Η ενεργοποίηση του πρότυπου ενδομυελικού ήλου, σχεδιάζεται να πραγματοποιηθεί χρησιμοποιώντας κομμάτι μεταλλικού κράματος με μνήμη σχήματος, το οποίο όταν ενεργοποιείται θα στρέφει το μηχανισμό για τουλάχιστον 45° , υπερνικώντας ταυτόχρονα τα φορτία που απαιτούνται κατά τη διαδικασία της οστεογένεσης.

Τα πειράματα που πραγματοποιήθηκαν είναι κυρίως πειράματα εφελκυσμού και στρέψης, και κόπωσης σε εφελκυσμό και σε στρέψη. Από τα αποτελέσματα μπορούμε να συμπεράνουμε ότι είναι εφικτή η ενεργοποίηση του πρότυπου ενδομυελικού ήλου, μιας και η γωνία στρέψης μετά από κάθε ενεργοποίηση υπό το μέγιστο στρεπτικό φορτίο που παρατηρείται κατά την οστεογένεση είναι πολύ μεγαλύτερη από τις 45° , ξεπερνώντας τις 80° .

Οι πειραματικές διαδικασίες εφελκυσμού και στρέψης, μοντελοποιούνται με βάση τις καταστατικές εξισώσεις των Liang-Rogers, προκειμένου να ελεγχθεί η ορθότητα των αποτελεσμάτων. Το μοντέλο των Liang-Rogers αφορά κυρίως πειράματα εφελκυσμού. Για τα πειράματα στρέψης χρησιμοποιούνται οι ίδιες εξισώσεις, εκφρασμένες για στρέψη, και ελέγχεται η σύγκλιση με τα πειραματικά αποτελέσματα, μιας και δεν υπάρχουν εξισώσεις για μοντελοποίηση σε στρέψη, με βάση την παρούσα βιβλιογραφία, και πολύ λίγες αναφορές για πειραματικές διαδικασίες στρέψης.

Επίσης, στην παρούσα διδακτορική διατριβή μελετάται ο τρόπος ενεργοποίησης του κράματος με μνήμη σχήματος, χρησιμοποιώντας επαγωγική θέρμανση. Μοντελοποιείται το πρόβλημα της επαγωγικής θέρμανσης σε πακέτο πεπερασμένων στοιχείων και μελετάται το

ποσοστό αποτελεσματικότητας για τη μη επεμβατική ενεργοποίηση του μεταλλικού κράματος με μνήμη σχήματος.

Με βάση τη μέγιστη δυνατή θερμοκρασία κάτω από την οποία δεν παρατηρείται κυτταρικός θάνατος, μελετάται η κατανομή της θερμοκρασίας κατά μήκος του πρότυπου ενδομυελικού ήλου, και ακτινικά στο σημείο που γίνεται η ενεργοποίηση (κατανομή θερμοκρασίας στο σημείο που υπάρχει το κράμα με μνήμη σχήματος ακτινικά από μέσα προς τα έξω μέχρι την εξωτερική επιφάνεια του μέλους προς αύξηση), προκειμένου να υπολογιστεί η απόσβεση της θερμοκρασίας, και η απόλυτη θερμοκρασία στην ενδομυελική επιφάνεια του οστού. Για τη μελέτη αυτή, αναπτύσσεται μοντέλο που προσομοιάζει το μέλος προς αύξηση σε πρόγραμμα Fluent και υπολογίζεται η κατανομή θερμοκρασίας, συνυπολογίζοντας τα στοιχεία απόσβεσης του μέλους (αίμα, ιστοί, μύες).

Τέλος προτείνονται λύσεις για τα προβλήματα που αναπτύσσονται κατά τη μελέτη της ενεργοποίησης του μηχανισμού κίνησης του πρότυπου ενδομυελικού ήλου, και παρατίθενται μελλοντικές εργασίες για την περαιτέρω μελέτη και λύση του προβλήματος της ενδομυελικής οστεοσύνθεσης με χρήση ενδομυελικών ήλων κατασκευασμένων από μη μεταλλικά υλικά.

Κεφάλαιο 1

Γενικά

1.1 Σκοπός

Ο σκοπός της παρούσης εργασίας αφορά την εφαρμογή έξυπνων μεταλλικών υλικών με μνήμη στην ορθοπαιδική χειρουργική. Πιο συγκεκριμένα, προτείνεται ο σχεδιασμός, η μελέτη, και η κατασκευή ενδομυελικού ήλου που περιλαμβάνει μηχανισμό επιμήκυνσης από μεταλλικά κράμματα με μνήμη σχήματος που θα εφαρμόζονται στη διατατική οστεογένεση.

Στο παρόν κεφάλαιο θα περιγραφεί η ιατρική διαδικασία και ταυτόχρονα θα πραγματοποιηθεί μια σύντομη ανασκόπηση της επιμήκυνσης των κάτω άκρων. Στην Ολλανδία, κάθε έτος σχεδόν εκατό άνθρωποι υποβάλλονται σε διόρθωση του μήκους των κάτω άκρων, που συνδυάζεται μερικές φορές με μια ταυτόχρονη διόρθωση άλλων ατελειών π.χ. γωνιακή ή στροφική παραμόρφωση.

Στην παράγραφο 1.3 θα περιγραφούν οι λόγοι για τη διόρθωση του μήκους των κάτω άκρων καθώς και οι αιτίες των ατελειών του μήκους των κάτω άκρων.

Στη παράγραφο 1.4 θα περιγραφούν οι διαφορετικές μέθοδοι που χρησιμοποιούνται στη σύγχρονη χειρουργική για τις διορθώσεις του μήκους των κάτω άκρων καθώς και οι συσκευές (εξωτερικοί σταθεροποιητές) που χρησιμοποιούνται με αυτές τις μεθόδους. Τα μειονεκτήματα αυτών των εξωτερικών σταθεροποιητών, που θα περιγραφούν, είναι σημαντικά. Η ανάπτυξη των μονόπακτων σταθεροποιητών μείωσε μερικώς τα μειονεκτήματα αυτά. Τέλος ο συνδυασμός ενδομυελικού ήλου σταθεροποίησης με ένα εξωτερικό σταθεροποιητή έχει ως αποτέλεσμα τη μείωση του χρόνου εφαρμογής του εξωτερικού σταθεροποιητή. Από τα παραπάνω είναι φανερό ότι η ανάπτυξη των ενδομυελικών ήλων για την διόρθωση ατελειών των κάτω άκρων είναι εξαιρετικής σημασίας και προσελκύει μεγάλη ερευνητική δραστηριότητα.

1.2 Επιμήκυνση οστών

Η επιμήκυνση των μακρών οστών γίνεται με τη μέθοδο της εξωτερικής οστεοσύνθεσης με το συνδυασμό βελονών και κατάλληλων δακτυλίων. Οι βελόνες διαπερνούν το οστό και στηρίζονται στους δακτυλίους. Οι δακτύλιοι μεταξύ τους συνδέονται με μεταλλικές ράβδους. Αφού γίνει οστεοτομία, κατά τη φάση της οστεογένεσης αρχίζει η προοδευτική διάταση της οστεοτομίας με τη βοήθεια της εξωτερικής οστεοσύνθεσης. Έτσι επιτυγχάνεται η επιμήκυνση του οστού. Η όλη κατασκευή της εξωτερικής οστεοσύνθεσης, εκτός από το ογκώδες που ταλαιπωρεί τον ασθενή,

δημιουργεί και προβλήματα στα μαλακά μόρια (μύες, τένοντες) γιατί τα εν λόγω μαλακά μόρια διαπερνώνται από τις βελόνες και καθώς οι βελόνες απομακρύνονται μεταξύ τους κατά την προοδευτική διάταση της οστεοτομίας, τα σχίζουν δημιουργώντας, πόνο, ουλές κ.λ.π. Η δίοδος των βελονών δια των μαλακών μορίων μπορεί να προκαλέσει βλάβες τόσο σε περιφερικά νεύρα, όσο και σε αγγεία. Η αξονική παρέκκλιση είναι ένα ακόμα πρόβλημα που σχετίζεται με την εξωτερική οστεοσύνθεση. Επίσης τα σημεία εξόδου των βελονών από το δέρμα αποτελούν πύλες εισόδου μικροβίων. Εφόσον υπήρχε ένα υλικό που θα εμφυτεύετο στο οστό και θα προκαλούσε ελεγχόμενη διάταση της οστεοτομίας, δηλαδή επιμήκυνση του οστού, τα προαναφερθέντα προβλήματα από τις εξωτερικές οστεοσυνθέσεις θα αποφεύγονταν.

1.2.1 Γενικά

Η ένδειξη / απαίτηση για την επιμήκυνση των μακρών οστών μπορεί να προέρχεται είτε λόγω διαφοράς μήκους των άκρων μεταξύ τους, είτε λόγω βράχυνσης και των δύο άκρων. Η βράχυνση του μακρύτερου άκρου από την επιφυσιόδεση ή η αφαίρεση οστών αποτελεί μία άλλη ιατρική επιλογή που όμως οι περισσότεροι ασθενείς είναι απρόθυμοι να αποδεχτούν. Το ανθρώπινο σώμα δεν είναι τέλεια συμμετρικό και σχεδόν κάθε ενήλικας έχει μια διαφορά μήκους των κάτω άκρων μέχρι και 10χιλ., χωρίς να το αντιλαμβάνεται. Οι ενδείξεις / απαιτήσεις για τη χειρουργική διαδικασία επιμήκυνσης του οστού του κάτω άκρου είναι βράχυνση πάνω από 25χιλ. Διαφορές λιγότερο από 25χιλ. αντιμετωπίζονται με χρήση ορθοπαιδικών υποδημάτων.

Οι μεγαλύτερες ανισοσκελίες είναι δύσκολο να αντιμετωπισθούν από τα προθέματα, και οδηγούν σε μη ομαλό και ισορροπημένο βηματισμό. Αυτές οι μεγάλες διαφορές μήκους των κάτω άκρων μπορούν να προκαλέσουν επιπλοκές όπως π.χ., αρθρίτιδα στις μεγάλες αρθρώσεις, οσφυαλγία και σκολίωση. Ο ασθενής ταλαιπωρείται τόσο από το μη ισορροπημένο βηματισμό όσο και από την υπερβολική κατανάλωση ενέργειας κατά τη διάρκεια του περπατήματος. Σε αυτές τις περιπτώσεις η χειρουργική διαδικασία αύξησης του μήκους του οστού του κάτω άκρου που παρουσιάζει την απώλεια είναι επιβεβλημένη¹.

1.2.2 Αιτίες των ατελειών μήκους

Οι αιτίες των ατελειών μήκους μπορούν να είναι είτε συγγενείς είτε επίκτητες. Στον πίνακα 1.1 δίνεται μια επισκόπηση των σημαντικότερων αιτιών των ατελειών των μακρών οστών.

	Βράχυνση	Υπερανάπτυξη
Συγγενείς	Ανωμαλίες Μηριαίου Συγγενείς ανωμαλίες κάτω άκρου: <ul style="list-style-type: none"> • Οπισθια-έσω γωνίωση κνήμης • Υποπλασία περόνης • Υποπλασία Κνήμης • Νανισμός Συγγενής ψευδάρθρωση κνήμης Συγγενές ραιβό ισχίο Νευροινωμάτωση Ημιατροφία	Αγγειακές ανωμαλίες Ανισομελία: <ul style="list-style-type: none"> • Σύνδρομο Russel Silver • Σύνδρομο Klippel Trenaunay Weber
Μη συγγενή		
Τραύμα	Κακώσεις επιφυσιικής πλάκας Κατάγματα: <ul style="list-style-type: none"> • (Σπειροειδή, λοξά) • Συντριπτικά κατάγματα 	Πώρωση καταγμάτων που προκαλεί υπερανάπτυξη
Όγκοι ή δυσπλασίες	Κακοήθεις όγκοι Σύνδρομο πολλαπλών εξοστώσεων Ινώδης δυσπλασία Νόσος του Ollier's	Αιμαγγιώματα
Φλεγμονώδη	Ρευματοειδής αρθρίτιδα Αιμοφιλία	Ρευματοειδής αρθρίτιδα ή αιμοφιλία που προκαλεί υπερανάπτυξη
Λοιμώξεις	Οστεομυελίτις με συνοδό καταστροφή της επιφυσιικής πλάκας	

	Σηπτική αρθρίτιδα
Νευρολογικά	Εγκεφαλική παράλυση Μυελοδυσπλασία Πολιομυελίτιδα

Πινάκας 1.1 Αιτίες των ατελειών μήκους ποδιών^{2,3}

1.3 Μέθοδοι και συσκευές

Στη σύγχρονη χειρουργική χρησιμοποιούνται διάφορες μέθοδοι για να διορθωθούν ατέλειες στο μήκος των κάτω άκρων. Όλες οι μέθοδοι χρησιμοποιούν μια συγκεκριμένη συσκευή αποκαλούμενη "σταθεροποιητή", για να σταθεροποιούν και να μακραίνουν το οστό. Οι χρησιμοποιούμενοι σταθεροποιητές διαφέρουν κυρίως στην τοποθέτηση όσον αφορά το οστό και τη σύνδεσή με αυτό.

1.3.1 Κλινικές μέθοδοι για τα μακρά οστά

Η πρώτη επιστημονική εργασία που αναφέρεται στην επιμήκυνση του κάτω άκρου δημοσιεύθηκε στην αρχή του προηγούμενου αιώνα από τον Codivilla⁴. Σε αυτό περιέγραφε με μία λογική προσέγγιση την επιμήκυνση των μακρών οστών (σχήμα 1.1). Η διαδικασία χωρίζονταν σε τέσσερα στάδια: την οστεοτομία, την απομάκρυνση των δύο κομματιών, τη σταθεροποίηση της οστεοτομίας, και τέλος τη σταθεροποίηση του οστού. Αυτή η δημοσίευση ήταν η απαρχή για την περαιτέρω έρευνα^{5,6,7,8} για τα αποτελέσματα της εφαρμοζόμενης δύναμης / μετατόπισης στους ιστούς και στην ανάπτυξη των συσκευών απομάκρυνσης / σταθεροποίησης. Σε αυτές τις πρώτες μελέτες, η απομάκρυνση θα μπορούσε αμέσως να φθάσει μέχρι 150χιλ. κατά τη διάρκεια της λειτουργίας, η οποία όμως προκαλούσε μερικές φορές το θάνατο του ασθενή⁷.

Στη σύγχρονη τραυματολογία και την ορθοπαιδική όλες οι διαδικασίες επιμήκυνσης ακολουθούν ακόμα την οργανωμένη σε 4 στάδια μέθοδο όπως προτείνεται από τον Codivilla, με τη διαφορά ότι οι διαδικασίες διαφέρουν ως προς τη χρησιμοποιούμενη διαδικασία αναγέννησης του οστού κάτι που θα περιγραφεί με λεπτομέρεια αργότερα.

Σχήμα 1.1 Η διάταξη του Codivilla για την επιμήκυνση των άκρων. Η έλξη εφαρμόζεται στο γύψο μετά από την οστεοτομή του μηριαίου οστού. Το ακραίο οστό συνδέεται με το γύψο με ένα ενιαίο ήλο μέσω του οστού. Έτσι η ίδια δύναμη έλξης εφαρμόζεται και στο μαλακό ιστό. Ο Codivilla δήλωσε ότι τα καλύτερα αποτελέσματα της εξαναγκασμένης επιμήκυνσης των "σαρκωδών μερών" επιτεύχθηκαν με την εφαρμογή "μίας κρουστικής δύναμης" πριν εφαρμόσουν το ασβεστοκονίαμα.

Βασική προϋπόθεση για επιτυχή μετεγχειρητικά αποτελέσματα σε επεμβάσεις οστεοσύνθεσης, είναι η επιμήκυνση σε στάδια ώστε να είναι αποδεκτή από τον ανθρώπινο οργανισμό. Και αυτό γιατί η οστεοσύνθεση πραγματοποιείται με επιτυχία όταν ο ρυθμός αύξησης του μέλους δεν ξεπερνά τα 0.25mm ανά 6 ώρες. Ειδικά η ανοχή των μαλακών μορίων να μεγαλώνουν σε μήκος είναι μεγάλης σπουδαιότητας. Για παράδειγμα όταν ένα οστό επιμηκώνεται κατά 4%, η επιμήκυνση ενός μυός λόγω του ότι έχει μικρότερο μήκος μπορεί να φθάσει το 15%. Επομένως είναι πολύ σημαντικό ο ρυθμός επιμήκυνσης του οστού να μην ξεπερνά το μέγιστο ρυθμό προσαρμογής μήκους του μυός προκειμένου να αποφευχθεί η ανάπτυξη υπερβολική τάσης στο μυ που θα οδηγήσει σε καταστροφή του ή σε συστολή των συνδέσμων¹¹.

Οι δύο ευρύτερα χρησιμοποιούμενοι μέθοδοι είναι (1) η μέθοδος Ilizarov μετά από οστεοτομία ή επιφυσιοδιάταση, και (2) η μέθοδος Wagner. Αυτές οι δύο μέθοδοι θα περιγραφούν στις παραγράφους που ακολουθούν.

Σχήμα 1.2: Σταθεροποιητής τύπου Ilizarov που συνδέεται με την κνήμη

1. Η μέθοδος Ilizarov

Στη δεκαετία του '60 ο Ρώσος επιστήμονας G. A. Ilizarov ανέπτυξε μια διαδικασία επιμήκυνσης των οστών, ειδικά για την κνήμη και το μηρό^{12,13}. Αυτή η διαδικασία είναι βασισμένη στη διαδικασία της απομάκρυνσης με βάση το ρυθμό οστεογένεσης: η εφαρμογή εφελκυστικής δύναμης προάγει την παραγωγή νέου οστού. Η διαδικασία ακολουθεί τα αντίστοιχα στάδια για την επιμήκυνση του άκρου όπως αναφέρονται από τον Codivilla. Η μέθοδος αρχίζει με διατομή του οστού του οποίου τα δύο μέρη συγκρατούνται στη θέση τους με τη βοήθεια ενός εξωτερικού σταθεροποιητή που αναπτύχθηκε από τον ίδιο (Σχήμα 1.2)

Πριν αρχίσει η απομάκρυνση υπάρχει μια περίοδος 8 έως 10 ημερών ανάπαυσης στην οποία μπορεί να διαμορφωθεί νέος πώρος. Η απομάκρυνση με ένα ορισμένο ρυθμό (με την αύξηση της απόστασης μεταξύ των εξωτερικών δακτυλίων, όπως φαίνεται στο σχήμα 1.2, χειροκίνητα) θα υποκινήσει τη δημιουργία νέου οστού, με συμπληρώνει το κενό από τη μετατόπιση.

Σχήμα 1.3: Ακτινογραφία με ακτίνες X που λαμβάνονται σε μια κνήμη που επιμηκύνεται μετά από αντίστοιχα: (α) 6 εβδομάδες, (β) 3 μήνες και (γ) 6 μήνες μετά την αρχική οστεοτομή. Αν και η μεταγενέστερη άποψη (γ) παρουσιάζει καλό αποτέλεσμα, η πλευρική άποψη (δ) σαφώς παρουσιάζει αξονική μη ευθυγράμμιση.

Με το τέλος του σταδίου της απομάκρυνσης ο σταθεροποιητής θα παραμείνει στο μέλος για να σταθεροποιήσει το νέο οστό για όλη τη διάρκεια της περιόδου αποθεραπείας. Το σχήμα 1.3 παρουσιάζει ακτινογραφία με ακτίνες X διαφορετικών σταδίων από την αρχική σταθεροποίηση έως την πλήρη συνένωση. Το βέλτιστο ποσοστό απομάκρυνσης είναι περίπου 1χιλ./ ημέρα, καταμετρημένο σε τέσσερα βήματα των 0,25χιλ./6ώρο. Ο χαμηλότερος ρυθμός απομάκρυνσης θα μπορούσε να οδηγήσει σε πρόωρη σταθεροποίηση του σημείου τομής, ενώ οι υψηλοί ρυθμοί απομάκρυνσης μπορούν να οδηγήσουν σε ψευδάρθρωση¹⁴.

Η μέθοδος Ilizarov και η αντίστοιχη συσκευή δεν χρησιμοποιούνται μόνο για να επιμηκύνουν οστά των άκρων αλλά και για να επιδιορθώνουν και άλλες παραμορφώσεις όπως π.χ. είναι οι γωνιακές. Η δομή των δακτυλίων της συσκευής Ilizarov την κάνει πολύ χρήσιμο εργαλείο για πολλές ορθοπεδικές διορθώσεις που δεν μπορούν να πραγματοποιηθούν με τη χρήση άλλων μεθόδων. Η διαδικασία εντούτοις είναι δύσκολη και διαρκεί μεγάλο διάστημα (η τοποθέτηση του συσκευής μπορεί να διαρκέσει 3-6 ώρες ανάλογα με τη διόρθωση που θέλουμε να επιτύχουμε).

1.β Απομάκρυνση της Επιφυσιοδιάτασης¹⁶

Η απομάκρυνση με επιφυσιοδιάταση χρησιμοποιεί την αυξητική πλάκα στο εγγύς και άπω πέρας της κνήμης και του μηρού. Χρησιμοποιείται ένας σταθεροποιητής με τον ίδιο τρόπο όπως στη μέθοδο Ilizarov, μόνο που η απομάκρυνση συμβαίνει στη επίφυση (σχήμα 1.5). Δεν υπάρχει ανάγκη για καμία οστεοτομή επειδή τα κύτταρα της επιφυσιακής πλάκας μπορεί να διαιρεθούν με την εφαρμογή μιας ορισμένης δύναμης απομάκρυνσης. Επειδή η επιφυσιοδιάταση έχει επιπτώσεις στην αυξητική πλάκα, είναι πιθανό να εμφανιστεί διαταραχή στο ρυθμό της κανονικής αύξησης.

Το παραπάνω επομένως οδηγεί στη χρήση αυτής της μεθόδου συνήθως στο τέλος της περιόδου ανάπτυξης, αλλά και πριν από την κλείσιμο της επιφυσιακής πλάκας.

2. Η μέθοδος Wagner

Στις αρχές της δεκαετίας του '70 ο Wagner ανέπτυξε μια άλλη μέθοδο για την επιμήκυνση των άκρων¹⁵. Στη μέθοδο Wagner υπάρχει επίσης βαθμιαία απομάκρυνση, αλλά η μέθοδος δεν εξαρτάται από την άμεση διαμόρφωση του πώρου. Μετά από την οστεοτομή του μακρού οστού, αρχίζει άμεσα η απομάκρυνση των δύο κομματιών του οστού με ρυθμό περίπου 2 χιλ./ ημέρα. Αυτός ο ρυθμός υπαγορεύεται μόνο από τις προσαρμοστικές ιδιότητες των μαλακών μορίων δεδομένου ότι δεν υπάρχει διαμορφωμένος πώρος κατά τη διάρκεια της απομάκρυνσης.

Σχήμα 1.4: Η μέθοδος Wagner: Α: οστεοτομή και σταθεροποίηση. Β: απομάκρυνση. Γ: σταθεροποίηση με τη βοήθεια ειδικής πλάκας και κάλυψη του κενού με μόσχευμα οστού. Δ: θεραπεία του κατάγματος (που προσαρμόζεται από το Wagner).

Αφού φθάσει στο επιθυμητό μήκος πραγματοποιείται μία διαδικασία οστεοσύνθεσης (το κενό καλύπτεται με μικρά τμήματα οστού). Στη συνέχεια μία ειδική πλάκα επιμήκυνσης εφαρμόζεται στο οστό με σκοπό να γεφυρώσει το χάσμα και να σταθεροποιήσει τα τεμάχια του οστού. Μετά την οστεοσύνθεση με την ειδική πλάκα ο εξωτερικός σταθεροποιητής μπορεί να απομακρυνθεί. Το σχήμα 2.4 δείχνει τα διαφορετικά στάδια. Η συσκευή Wagner είναι ένας μονόπακτος εξωτερικός σταθεροποιητής που συνδέεται με το οστό με βίδες τύπου Schantz.

Σχήμα 2.5: Απομάκρυνση της epiphyseolysis με σταθεροποιητή τύπου Ilizarov. Το κάταγμα τοποθετείται στο σπασμένο growth plate αντί στην οστεοτομή της διάφυσης του οστού.

1.3.2 Εξωτερικοί Σταθεροποιητές

Οι συσκευές που χρησιμοποιούνται για τις κανονικές διορθώσεις μήκους οστών τοποθετούνται εξωτερικά. Υπάρχουν δύο κύριες ομάδες εξωτερικών σταθεροποιητών: οι κυκλικοί σταθεροποιητές τύπου Ilizarov, και οι μονόπακτοι σταθεροποιητές.

Ο σταθεροποιητής Ilizarov

Η συσκευή που σχεδίασε ο Ilizarov για να εκτελεί την απομάκρυνση και τις γωνιακές διορθώσεις των μακρών οστών είναι ένα εξωτερικό κυκλικό πλαίσιο γύρω από το άκρο, το οποίο συνδέεται διαδερμικά με το οστό με βελόνες τύπου Kirschner ή μερικές φορές τη χρήση βιδών τύπου Schantz (σχήμα 2.6).

Σχήμα 1.6: Σταθεροποιητής τύπου Ilizarov με πρόσθετο δακτύλιο για τη σταθεροποίηση γονάτων

Η απομάκρυνση πραγματοποιείται χειροκίνητα με την περιστροφή παξιμαδιών που εφάπτονται στο κυκλικό πλαίσιο που οδηγεί στην αύξηση της αξονικής μετατόπισης του σταθεροποιητή μεταξύ των δακτυλίων. Ο σταθεροποιητής τύπου Ilizarov και οι παραλλαγές του χρησιμοποιούνται ακόμα στη σύγχρονη χειρουργική. Η διαδικασία για να εγκατασταθεί ο σταθεροποιητής είναι σχετικά απλή αλλά χρονοβόρα, επειδή η τοποθέτηση του άξονα του σταθεροποιητή συσχετίζεται με το μηχανικό άξονα του οστού και την τοποθέτηση των βιδών/βελονών που είναι κρίσιμος παράγοντας (σχήμα 1.7).

Σχήμα 1.7: Τοποθέτηση των καρφιών τύπου Kirschner στην κεντρική και ακραία κνήμη. Θα πρέπει να αποφεύγονται οι αρτηρίες και τα νεύρα.

Τα αποτελέσματα είναι ικανοποιητικά και η μεταβλητότητα της συσκευής Ilizaron επιτρέπει ταυτόχρονα την επιμήκυνση και τη διόρθωση γωνιακών παραμορφώσεων (τρισδιάστατη διόρθωση) του οστού.

Οι μονόπακτοι σταθεροποιητές

Με την έλευση των μονόπακτων σταθεροποιητών επήλθε μία σοβαρή εξέλιξη όσο αφορά την άνεση του ασθενή κατά την χρήση του σταθεροποιητή. Υπάρχει λιγότερος περιορισμός όσο αφορά το τι μπορεί να φορά ο ασθενής ταυτόχρονα με λιγότερους περιορισμούς κατά την μετακίνηση ως αποτέλεσμα της μονόπακτης τοποθέτησης του σταθεροποιητή (σχήμα 1.8).

Η μονόπακτη τοποθέτηση των βιδών μειώνει ταυτόχρονα την πιθανότητα διάτρησης των μυών. Για να αποκτήσει δυσκαμψία σταθεροποίησης συγκρίσιμη με τη συσκευή Ilizaron ο μονόπακτος σταθεροποιητής πρέπει να είναι πολύ δύσκαμπτος και οι βίδες τύπου Schantz θα πρέπει να έχουν μεγαλύτερη διάμετρο. Αυτό μπορεί να προκαλέσει μειωμένη δύναμη στο οστό και αύξηση των τάσεων κοντά στην περιοχή εφαρμογής των βιδών.

1.3.3 Επιπλοκές σχετικές με τους εξωτερικούς σταθεροποιητές

Οι εξωτερικοί σταθεροποιητές είναι πολύ ευπροσάρμοστες συσκευές, ειδικά η συσκευή Ilizaron, αλλά υπάρχει μία μεγάλη ομάδα ασθενών που απαιτούν επιμήκυνση χωρίς να έχουν άλλη

παραμόρφωση π.χ. γωνιακή παραμόρφωση. Σε αυτές τις περιπτώσεις δεν είναι απαραίτητη η χρήση περίπλοκων εξωτερικών συσκευών. Οι επιπλοκές κατά τη διάρκεια της επιμήκυνσης κατά τη χρήση των εξωτερικών σταθεροποιητών συσχετίζονται με τη συσκευή παρά με την ίδια τη διαδικασία¹⁷. Πιο κάτω παρουσιάζονται τα μειονεκτήματα και οι επιπλοκές που συσχετίζονται με τη χρήση των εξωτερικών σταθεροποιητών στις διαδικασίες επιμήκυνσης οστών^{18, 19, 20, 21}:

- Είναι δύσκολη η ευθυγράμμιση των δύο τμημάτων του οστού κατά τη διάρκεια της χειρουργικής επέμβασης αλλά η διατήρηση της ανατομικής ανάταξης με οποιοδήποτε εξωτερικό σταθεροποιητή. Ο άξονας του σταθεροποιητή πρέπει να ευθυγραμμιστεί με το μηχανικό άξονα του οστού.
- Προβλήματα που αφορούν τη σταθεροποίηση των τμημάτων των οστών. Οι βίδες, οι βελόνες ή το εξωτερικό πλαίσιο μπορούν να παραμορφωθούν ή σε ακραίες περιπτώσεις να σπάσουν κατά τη διάρκεια της βάδισης προτού σταθεροποιηθεί η περιοχή του κατάγματος. Αυτό μπορεί να επηρεάσει τη σωστή θέση των τμημάτων του οστού και να καταστήσει απαραίτητη μία νέα εγχείρηση με σκοπό να εμποδίσει την περαιτέρω παραμόρφωση.
- Ιατρικές επιπλοκές
 - Επιπλοκές που έχουν σχέση με τα οστά
Πώρωση σε πλημμελή θέση: περίπου το 50% των ασθενών καταλήγουν με μια γωνιακή παραμόρφωση μεγαλύτερη από 10°. Κύρια αιτία είναι η κάμψη των βελονών τύπου Kirschner ή των βιδών τύπου Schanz λόγω της σύσπασης των μυών.
 - Επιπλοκές από τα μαλακά μόρια
Βλάβες στα αγγεία, στους μύες και πιθανά στα νεύρα από τα διαδερμικά εφαρμοσμένες βελόνες / βίδες κατά τη διάρκεια της επιμήκυνσης.
 - Λοιμώξεις
Λοίμωξη του οστού που προκαλείται από τις διαδερμικές συνδέσεις (οστεομυελίτιδα). Περίπου το 70% των ασθενών υποφέρουν από μολύνσεις των μαλακών ιστών γύρω από τις βίδες και τα καρφιά.
- Δυσφορία των ασθενών
 - Φυσική ταλαιπωρία στις καθημερινές δραστηριότητες λόγω του εξωτερικού σταθεροποιητή (οι μονόπακτοι σταθεροποιητές μειώνουν μερικώς αυτή την επιπλοκή).
 - Το καθημερινό καθάρισμα / απολύμανση των βιδών / βελονών και της περιοχής γύρω από αυτές.
 - Ο πόνος που προκαλείται από τις βίδες τύπου schantz με διάμετρο μεγαλύτερη από 5χιλ.

- ο Η μεγάλη περίοδος παραμονής του εξωτερικού σταθεροποιητή μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας επιμήκυνσης/σταθεροποίησης στην καταγματική περιοχή. Αν και ο ρυθμός επιμήκυνσης είναι 1χιλ./ημέρα είναι αποδεκτός, έχουν παρουσιασθεί διάφορες μελέτες^{22,23,24} στις οποίες αναφέρονται ιδιαίτερα χαμηλές τιμές επιμήκυνσης που κυμαίνονται από 0,5 χιλ./ ημέρα μέχρι 0,8 χιλ./ ημέρα λόγω επιπλοκών. Όταν ο χρόνος σταθεροποίησης της επιμήκυνσης περιληφθεί σε έναν αδιάστατο δείκτη (χρόνος χρονικού σταδίου επιμήκυνσης / χρόνος παρουσίας της εξωτερικής σταθεροποίησης), ο ρυθμός επιμήκυνσης μειώνεται σε 0,08 χιλ./ ημέρα ή ακόμα και 0,15 χιλ./ ημέρα¹⁹.

1.3.4 Εξωτερικά τοποθετημένος σταθεροποιητής που συνδυάζεται με ένα ενδομυελικό ήλο

Η ταυτόχρονη χρησιμοποίηση ενός εξωτερικού σταθεροποιητή με ένα ενδομυελικό ήλο σταθεροποίησης έχει σαν αποτέλεσμα τη μείωση του χρόνου εφαρμογής του εξωτερικού σταθεροποιητή.

Θεωρητικά, η βλάβη που προκαλείται στην ενδομυελική κοιλότητα με την εισαγωγή ενός ενδομυελικού ήλου θα μπορούσε να έχει επιπτώσεις στη θεραπεία του κατάγματος. Ο Ilizarov et al¹² υποστήριξε ότι ο μυελός θα πρέπει να μείνει άθικτος για να παρέχει ικανοποιητική ενδοστική τροφοδοσία με αίμα στη διάφυση του οστού και επομένως η τομή στο οστό θα έχει σαν αποτέλεσμα την ελάχιστη βλάβη στο περιόστεο. Εδώ να αναφέρουμε ότι σε μία οστεοτομή η ενδομυελική αιμάτωση διαταράσσεται. Ο Wagner έδειξε με μελέτες ότι η θεραπεία του κατάγματος δεν θα επηρεαζόταν από τον μη επαρκή ενδομυελικό ανεφοδιασμό με αίμα. Οι πιο πρόσφατες μελέτες^{26,27} που αφορούν τους ενδομυελικούς ήλους και τη διεύρυνση του αυλού έδειξαν ότι εάν το περιόστεο παραμείνει άθικτο η μέσω αυτού αιματική προσφορά είναι επαρκής για να προκαλέσει τη διαμόρφωση του νέου πώρου.

Η χρήση ενός ενδομυελικού ήλου που λειτουργεί ως εσωτερικός σταθεροποιητής και ταυτόχρονα και ως "οδηγός" για τη μεταφορά τμήματος του οστού μπορεί να δώσει ακόμα καλύτερα αποτελέσματα²⁸ ως αποτέλεσμα της καλύτερης σταθεροποίησης των τμημάτων του οστού και των λιγότερων απαιτούμενων διορθώσεων ευθυγράμμισης κατά τη διάρκεια της διαδικασίας της επιμήκυνσης. Κατά το στάδιο της διαδικασίας επιμήκυνσης ο συνδυασμός ενός εξωτερικού σταθεροποιητή με ένα ενδομυελικό ήλο θα έχει σαν αποτέλεσμα την καλύτερη σταθεροποίηση και την αποτροπή γωνιακών και στροφικών παραμορφώσεων. Κατά το στάδιο της επιμήκυνσης ο ήλος είναι πακτωμένος στο οστό μόνο στην κεντρική

ή στην ακραία πλευρά και λειτουργεί ως "ράγα καθοδήγησης" (σχήμα 1.9).

Σχήμα 1.9: Εξωτερικός σταθεροποιητής που συνδυάζεται με ένα ενδομυελικό ήλο για τη σταθεροποίηση του. Μετά το τέλος της διαδικασίας επιμήκυνσης ο ήλος στο ακραίο μέλος συνδέεται με το οστό και απομακρύνεται ο εξωτερικός σταθεροποιητής.

Όταν επιτευχθεί το επιθυμητό μήκος, ο ήλος πακτώνεται και στο αντίθετο τμήμα. Ο ήλος παρέχει τώρα μία ισχυρή σταθεροποίηση του διακένου της επιμήκυνσης, κάτι που επιτρέπει την απομάκρυνση της εξωτερικής σταθεροποίησης. Ο δείκτης επιμήκυνσης (χρόνος επιμήκυνσης /συνολικός χρόνος της εξωτερικής σταθεροποίησης) αυξάνεται σε 0,5 χιλ./ ημέρα²⁵ (χωρίς ήλο 0,08 χιλ./ ημέρα μέχρι 0,15 χιλ./ ημέρα). Τα μειονεκτήματα είναι, ότι ακόμα παραμένει ο κίνδυνος λοίμωξης στην περιοχή εφαρμογής των βιδών, η βλάβη στους ιστούς, η περιορισμένη αντοχή κατά τη φόρτιση κατά τη διάρκεια της επιμήκυνσης.

1.3.5 Ανάπτυξη των εσωτερικών σταθεροποιητών

Τα μειονεκτήματα της χρήσης των εξωτερικών σταθεροποιητών για επιμήκυνση των άκρων είναι αυτά που αποτέλεσαν την κινητήρια δύναμη για ανάπτυξη και εξέλιξη των εσωτερικών σταθεροποιητών.

Η γνώση που αποκτήθηκε λόγω της ανάπτυξης της ενδομυελικής ήλωσης χρησιμοποιείται ήδη στη συνδυασμένη χρήση ενός εξωτερικού σταθεροποιητή και ενός ενδομυελικού ήλου για τις διορθώσεις άκρων. Η χρήση των ενδομυελικών σταθεροποιητών περιορίζεται σε μια συγκεκριμένη ομάδα ασθενών, διότι αυτοί οι ενδομυελικοί σταθεροποιητές χρησιμοποιούνται μόνο για να διορθώσουν βραχύνσεις χωρίς γωνιακές παραμορφώσεις.

Οι περισσότεροι εσωτερικοί σταθεροποιητές έχουν ορισμένες απαιτήσεις στη γεωμετρία του οστού: το μήκος και η διάμετρος πρέπει να είναι αρκετά μεγάλα και η κυρτότητα δεν πρέπει να είναι πάρα πολύ μεγάλη. Η ενέργεια ενεργοποίησης των εσωτερικών σταθεροποιητών μπορεί να προέλθει από την κίνηση διαφόρων τμημάτων του σώματος π.χ. από την κίνηση ενός άκρου όπως μια περιστροφική μετακίνηση γύρω από τον άξονα του άκρου^{29, 30, 31} ή μέσω της κάμψης του ισχίου³² (σχήμα 1.10)

Σχήμα 1.10: Η ενδομυελική συσκευή επιμήκυνσης του Bliskunov. Το ένα τμήμα συνδέεται με τη λεκάνη. Η κάμψη του ισχίου ενεργοποιεί έναν αναστολέα και ο ήλος επιμηκώνεται.

Αυτές οι μετακινήσεις του άκρου μπορούν να είναι επίπονες και μπορούν να επηρεάσουν αρνητικά τη δομή του πώρου. Άλλες εσωτερικές συσκευές τροφοδοτούνται από εξωτερικές πηγές ενέργειας. Αυτές οι συσκευές διαφέρουν στην πηγή ενέργειας και την τοποθέτηση (ενδομυελική ή υποδόρια).

Αν και συνεχίζεται η έρευνα για την ανάπτυξη των ενδομυελικών συσκευών επιμήκυνσης, οι περισσότερες από αυτές δεν ξεπέρασαν το πειραματικό στάδιο. Το σχήμα 1.11 παρουσιάζει ένα ενδομυελικό ήλο που οδηγείται από υδραυλική πίεση³³.

Σχέδιο 1.11: Ο ενδομυελικός ήλος επιμήκυνσης του Gotz. Ο ήλος οδηγείται από την υδραυλική δύναμη από ένα διαδερμικό σωληνάκι σε μια συσκευή πίεσης.

Ένα σημαντικό μειονέκτημα στο διαδερμικό σωληνάκι είναι η πιθανότητα λοίμωξης των μαλακών μορίων και του οστού. Αντίστοιχης τεχνοτροπίας συσκευή με διαδερμικό άξονα μετάδοσης της κίνησης έχει προταθεί από τον Baumann³⁴. Ο Muschler et al³⁵ ανέπτυξαν ένα ενδομυελικό ήλο κάνοντας χρήση ενός διαδερμικού καλωδίου έλξης. Το σχήμα 1.12 παρουσιάζει μία υποδόρια συσκευή επιμήκυνσης που συνδέεται με το μηρό³⁶.

Σχέδιο 1.12: Ο σταθεροποιητής Witt τοποθετείται και δεν έχει κανένα *transutean* μέρος. Η τοποθέτηση του σταθεροποιητή απαιτεί μια μεγάλη τομή που δημιουργεί ένα μεγάλο σημάδι.

Το πλεονέκτημα αυτού του συστήματος είναι η ασύρματη μετάδοση της απαιτούμενης δύναμης αλλά η χειρουργική διαδικασία σταθεροποίησης στο οστό απαιτεί μια μεγάλη τομή, αφήνοντας μεγάλη ουλή. Η συσκευή Barnes είναι παρόμοια υποδόρια συσκευή που χρησιμοποιείται για τη μέθοδο Wagner, αλλά πρέπει να επιμηκυνθεί ~20 το χιλ. χειροκίνητα από τη μικρή τομή κάθε 2-3 εβδομάδες³⁷. Οι Blatz et al³⁸ ανέπτυξαν ένα πλήρη ενδομυελικό ήλο που οδηγείται από ένα ηλεκτρικό κινητήρα και τροφοδοτείται μέσω επαγωγής από ένα εξωτερικά τοποθετημένο πηνίο. Το παραπάνω σύστημα δοκιμάστηκε σε ασθενείς με ικανοποιητικά αποτελέσματα.

Η επιμήκυνση με τους εξωτερικά τοποθετημένους σταθεροποιητές έχει όμως και μειονεκτήματα. Η συνδυασμένη χρήση ενός εξωτερικού σταθεροποιητή και ενός ενδομυελικού ήλου αυξάνει τον κίνδυνο λοίμωξης των οστών. Οι περισσότερες εσωτερικές συσκευές επιμήκυνσης ποδιών είναι ακόμα σε πειραματικό στάδιο.

Σχήμα 1.13

*Προτεινόμενη νέας σχεδίασης ενδομυελικός ήλος
Το βέλος δείχνει το κομμάτι (Shape Memory Alloy)
με μνήμη σχήματος που θα χρησιμοποιηθεί.*

Στο εργαστήριο εφαρμοσμένης μηχανικής του Τμήματος Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών του Πανεπιστημίου Πάτρας σχεδιάστηκε ένας νέου τύπου ενδομυελικός ήλος.

Η ανάπτυξη του ενδομυελικού ήλου επιμήκυνσης άκρων όπως φαίνεται στο σχήμα 1.13, που θα συνδυάζει ταυτόχρονα την υψηλή αξιοπιστία και την αποδοχή από τους ασθενείς γίνεται στα πλαίσια προγράμματος ΠΕΝΕΔ το οποίο χρηματοδοτείται από τη ΓΓΕΤ. Η κατασκευή και η πλήρης μελέτη του πρότυπου ενδομυελικού ήλου είναι χωρισμένη σε τρία κομμάτια.

Η παρούσα διατριβή πραγματεύεται τη χρήση μεταλλικών υλικών με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys) ως μηχανισμών κίνησης (κεφάλαιο 3), καθώς και την ενεργοποίησή τους.

Στο κεφάλαιο 2 θα γίνει λόγος για την ενδομυελική οστεοσύνθεση τις παραμέτρους, τα κριτήρια και τους περιορισμούς που την χαρακτηρίζουν.

Βιβλιογραφία

1. Dahl M.T. Limb lengthening discrepancy. *Pediatric. Clin. North Am*, V43, No 4 (1996), pp. 849-56.
2. Moseley C.F., Leg length discrepancy. *Orhtop. Clin. North Am.*, V18 (1987), pp.529-535.
3. Fink B., Kreiger M., Strauss J. M., Orpheys C., Menkhaus S., Fischer J., and Ruther W., Osteogenesis and its influencing factors treatment with the Ilizarov method, *Clin. Orthop.*, No 323 (1996), pp. 261-272.
4. Codivilla A., On the means of lengthening in the lower limbs, the muscles and tissue which are shortened through deformity. *Am. J. Orthop. Surg.* V2 (1905), pp 353-369.
5. Freiberg A.H., Codvill's method of lengthening the lower extremity. *Surg. Gynecol. Obset.* V14 (1912), pp. 614-617.
6. Magnuson P.B., Lengthening shortened bones of the leg by operation. *Surg. Gynecol. Obset.* V17 (1913), pp. 63-71.
7. Abbot L.C., Saunders J.B., The operative lengthening of the fibula and tibia. A preliminary report on the further development of principles and techniques. *Ann. Surg.*, V110 (1939), pp.961-991.
8. Allan F.G., Leg lengthening *Brit. Med. Journ.*, V3 (1951), pp. 218.
9. Dyachkova G.V., The muscle-fascio apparatus of the leg during lengthening by the Ilizarov procedure (experimental investigation). *Proc. Conf. On the Treatment of Orthop. And Traum. Pateints, Kurgan.* (27-28 January 1982).
10. Goldsprink G., Sacromere length during post-natal growth of mammalian muscle fibres. *Am. J. Physiol.* V239 (1980), pp. 39-46.
11. Matano T., Tamai K., and Kurokawa T., Adaptation of skeletal muscle in limb lengthening: a light diffraction study on the sacromere length *In Situ. J. Orthop. Res.*, V12 (1994), pp. 193-196.
12. Ilizarov G. A. The tension stress effects on the genesis and growth of tissues: Part I. The influence of stability of fixation and soft tissue preservation. *Clin. Orthop.*, v238 (1989), pp.249-281.
13. Ilizarov G.A., Clinical application of tension stress effect for limb lengthening. *Clin. Orthop.*, V250 (1990), pp 8-26.
14. Ilizarov G. A. The tension stress effects on the genesis and growth of tissues: Part II. The influence of the rate and frequency of distraction. *Clin. Orthop.*, V239 (1989), pp.263-285.
15. Wagner H., Operative lengthening of the femur. *Clin. Orhtop.*, No 136 (1978), pp. 125-142.
16. Siffert R., Current concept reviews. Lower limb-length discrepancy. *J. Bone Joint Surg.* V69A, No7 (1987), pp. 1100-1106.
17. Tjernstrom B., Orelud S., Rehnberg L., Limb lengthening by callus distraction. Complications in 53 cases operated 1980-1991. *Acta Orthop. Scan.* V65 (1994), pp. 447-453.
18. Paley D., Problems, obstacles and complications of limb lengthening by the Ilizarov techniques. *Clin. Orthop.* No 250 (1990), pp.81-104.
19. Dahl M.T., Gully B., Berg T. Complications of limb lengthening. *Clin. Orhtop.*, No.301 (1994), pp. 10-18.
20. Paley D., Current techniques in limb lengthening. *J. Pediatr. Orthop.*, V8 (1988), pp. 73-92.

21. Korzinek K. and Barbarossa V., Lengthening and spatial corrections of limbs. Injury AO/ASIF Scientific Supp. 2 (1993), pp.62-91.
22. Green S.A., Skeletal defects. A comparison of bone grafting and bone transport for segmental defects. Clin. Orthop. V301 (April 1994), pp. 111-117.
23. Herbert A.J., Herzenberg J.E., Paley D., Review for pediatrics on limb lengthening and the Illizaro method. Curr. Opin. Pediatr., V7 No1 (1997), pp. 98-105.
24. Wiedmann M., Morphologische Grundlagen der Kallusdistraktion. Zentralbl. Chir. V119 (1994), pp. 587-593.
25. Simpson A.H.R.W, Cole A.S., Kenwright j., Leg lengthening over an intramedullary nail. J Bone Joint Surg., V81 No6 (1999), pp. 1041-1045.
26. Keating J.F., et al., Locking intramedullary nailing with and without reaming for open fractures of the tibial shaft. J Bone Joint Surg., V79A, No3, (1997), pp. 334-341.
27. Braten M., et al., Effects of medullary reaming on fracture healing. Tibial osteotomies in rabbits. Acta Orthop. Scand., V61 No4 (1990), pp.327-329.
28. Brunner U.H., Cordey J., Bone segment transport in combination with an intramedullary nail. Injury AO/ASIF Scientific Supp. 2 (1993), pp. 29-44.
29. Guichet J. M., Casar R.S., Mechanical Characterization of a totally intramedullary gradual elongation nail. Clin. Orthop., V337 (April 1997), pp. 281-290.
30. Guichet J. M., Grammont P.M. and Trouilloud P., Clou d' allongement progressif, experimentation animale avec un recul de deux ans. Chirurgie, V118 (1992), pp. 405-410.
31. Guichet J. M. Clou centro-medullare d' allongement progressif femoral (albizzia): resultants des 52 premiers cas (48 patients). Rev. Chir. Orthop. Et Reparatrice appar. Mot. V81 No2 (1995), pp. 170-195.
32. Bliskunov A.I., Prolongation of the femur by implantable appliances. Acta Chir. Orthop., Traum. Cech. V51 No.6 (1984), pp. 454-466.
33. Gotz J. and Schnellmann W.D., Kontinuierliche Verlängerung des Femur bei intramedullaren Stabilisierung. Arch. Orthop. Unfall-Chir., V82 (1975), pp. 305-310.
34. Baumann F., Harms J., Der Verlängerungsnagel. Arch. Orthop. Unfall-Chir., Vol90 (1977), pp. 139-146.
35. Muschler G.F., Kotschi H., Smith W.A., Bone transport and lengthening system. U.S. patent 5,626,579 (May 1997).
36. Wiit A.N. et al., Die operative Oberschenkelverlängerung mit einem vollimplantierbaren Distraktionsgerät. Arch. Orthop. Traumat. Surg., V92 (1978), pp. 291-296.
37. Ensley N.j., Green N.E., Barnes W.P., Femoral lengthening with Barnes device. Journ. Pediatr. Orthop., V13 (1993), pp. 57-62.
38. Betz A., Baumgarten R. and Schweiberer L., Erstes voll implantierbares intramedullares System zur Callusdistraktion. Grundlagen und erste klinische Ergebnisse. Der Chirurg, V61 (1990), pp. 605-609.

Κεφάλαιο 2

2.1 Καθορισμός και ανάλυση του προβλήματος για μία ενδομυελική συσκευή επιμήκυνσης των μακρών οστών

Οι αρχικοί προβληματισμοί αλλά και οι στόχοι ετέθησαν από την ιατρική ομάδα και αφορούσαν την επιμήκυνση των μακρών οστών των κάτω άκρων¹. Η παράγραφος 2.1.1 θα καθορίσει το πρόβλημα βασισμένο στα δεδομένα προβλήματα και στους στόχους. Η παράγραφος 2.1.2 θα περιγράψει τα κριτήρια του σχεδιασμού. Οι περιορισμοί του σχεδιασμού λόγω μερικών από τα κριτήρια αυτά θα αναφερθούν στην παράγραφο 2.1.3.

2.1.1 Καθορισμός του προβλήματος

Προβλήματα:

Η χρήση των εξωτερικών συσκευών σταθεροποίησης για την επιμήκυνση των κάτω άκρων έχει μερικές αρνητικές πλευρές:

- Λειτουργικά προβλήματα στην καθημερινή του ζωή.
Το μέγεθος των εξωτερικών συσκευών σταθεροποίησης αποτρέπει τον ασθενή στο να χρησιμοποιεί κανονικό ιματισμό, λόγω φθοράς τους. Τα διαδερμικά στοιχεία συντηρούν τις ανοικτές πληγές που πρέπει να φροντίζουν καθημερινά οι ασθενείς, τα οποία προκαλούν επίσης πόνο.
- Η ψυχολογική επιβάρυνση.
Εκτός από την ίδια τη διαδικασία της επιμήκυνσης, η εμφάνιση της εξωτερικής συσκευής, των βιδών ή και η ανικανότητα να φορεθεί ο κανονικός ιματισμός επιβαρύνει ψυχολογικά τον ασθενή.
- Ο κίνδυνος λοιμώξεων.
Τα διαδερμικά στοιχεία προκαλούν ζημία στα μαλακά μόρια που μπορεί να οδηγήσει σε τοπική λοίμωξη ή σε πιο βαριές περιπτώσεις, σε οστική λοίμωξη (οστεομυελίτιδα) και σπάνια σε ακρωτηριασμό.
- Η μειωμένη φέρουσα δυνατότητα (π.χ. κατά τη διάρκεια της βάδισης) κατά τη διάρκεια της περιόδου σταθεροποίησης λόγω της χαμηλής δυσκαμψίας και της φέρουσας δύναμης του εξωτερικού ήλου σταθεροποίησης.

Η πλήρης φόρτιση μπορεί να προκαλέσει την κάμψη των διαδερμικών κομματιών με συνέπεια τη μη ευθυγράμμιση των τεμαχίων των οστών.

Στόχοι:

Στόχος της παρούσας διδακτορικής διατριβής είναι η ελαχιστοποίηση των προαναφερθέντων προβλημάτων των υπάρχουσών συσκευών επιμήκυνσης των οστών με τις εξωτερικές συσκευές, με το σχεδιασμό ενός πλήρως ενδομυελικού και εμφυτεύσιμου ήλου σταθεροποίησης. Ο ήλος που θα σχεδιασθεί θα πρέπει να είναι αξιόπιστος και αρκετά ισχυρός ώστε να εκτελεί την επιμήκυνση σύμφωνα με τη μέθοδο Ilizarov. Η ενεργοποίηση πρέπει να γίνει χωρίς χειρουργική διαδικασία, και προτιμητέο είναι να μην υπάρχουν διαδερμικές συνδέσεις.

Για να εκπληρωθούν οι στόχοι του προγράμματος, καθορίστηκαν τα κριτήρια που πρέπει να ικανοποιηθούν στο τελικό πρωτότυπο. Αυτά τα κριτήρια επέβαλαν επίσης μερικούς περιορισμούς στον τομέα της εφαρμογής του πρωτότυπου του ήλου. Οι ακόλουθες παράγραφοι θα περιγράψουν τα κριτήρια και τους περιορισμούς. Τα κριτήρια αξιολογήθηκαν με τη βοήθεια χειρουργών ορθοπεδικών και μηχανολόγων που απασχολούνται στην ορθοπεδική βιομηχανία. Και οι δύο αντιπροσωπεύουν τους "χρήστες" και την πείρα στην πρακτική χρήση της ιατρικής οργάνωσης.

2.1.2 Κριτήρια σχεδιασμού

Τα κριτήρια του σχεδιασμού για τον ενδομυελικό ήλο προέρχονται από διαφορετικές πηγές που κάθε μια έχει τα δικά της κριτήρια και παραμέτρους χωρίς να αποκλείεται η πιθανότητα επικάλυψης. Τα κριτήρια σχεδιασμού του ενδομυελικού ήλου προήλθαν από τέσσερις πηγές: (1) από τις βιολογικές, (2) από τους ίδιους τους χρήστες, (3) από εμπορικές/βιομηχανικές πηγές και τέλος (4) από το σχεδιαστή.

2.1.2.1 Βιολογικά κριτήρια

Τα βιολογικά κριτήρια προέρχονται από τη φυσιολογία των ανθρώπινων όντων. Ο πίνακας 2.1 παρουσιάζει τις ιατρικές παραμέτρους και ο πίνακας 2.2 δίνει τα γεωμετρικά όρια του μηρού και της κνήμης.

Θερμοκρασία του οστού ²	Ανώτατη 45°C
Μέγιστος ρυθμός ³ αύξησης του μήκους (βλέπε παρατήρηση 1 ^a)	1mm ανά ημέρα
Δύναμη απομάκρυνσης των	

μεταξύ των τμημάτων του οστού (χωρίς επιβολή φορτίου) (βλέπε παρατήρηση 1β)	
Ήλος Ilizarov ⁴	Ανώτατο 200 N
Δύναμη εφελκυσμού πέρα από τον ήλο ⁵	Ανώτατο 500 N
Δύναμη απομάκρυνσης των μεταξύ τμημάτων του οστού (υπό φορτίο) (βλέπε παρατήρηση 1β)	
Μετατραυματικά φορτία ^{4, 6, 7, 8}	Ανώτατο 600 N
Σύμφυτα ^{6, 9}	Ανώτατο 1400 N
Βιοσυμβατότητα	

Πίνακας 2.1: Ιατρικές /βιολογικές παράμετροι

Παρατηρήσεις:

1α. Η τάση είναι να διαιρεθεί το ποσοστό 1mm/ημέρα σε περισσότερα από ένα βήματα. Η τελικές τιμές της δυσκαμψίας και της δύναμης του πώρου δεν εξαρτώνται από τη δύναμη αύξησης της επιμήκυνσης αλλά από την ταχύτητα και από την κατεύθυνση του πώρου που διαμορφώνεται κατά τη διάρκεια της επιμήκυνσης. Επομένως τα μικρότερα βήματα είναι ευνοϊκά. Τα μεγάλα βήματα (> 1mm) μπορούν να προκαλέσουν το σπάσιμο του πώρου. Οι ακτινικές και περιστροφικές μετακινήσεις σε σχέση με το διαμήκη άξονα του οστού πρέπει να αποτραπούν, δεδομένου ότι αυτό έχει αρνητική επίπτωση στη δομή του πώρου. Μια εναλλασσόμενη αξονική μετακίνηση (ένα εναλλασσόμενο φορτίο) θα υποκινήσει τον πόρο να ενισχύσει τη δομή του¹⁰.

1β. Υπάρχουν λίγες αναφορές για τις βλάβες που προκαλείται στα μαλακά μόρια λόγω των εφαρμοζόμενων δυνάμεων, το μεγαλύτερο ποσοστό των οποίων είναι μόνιμες. Η χαλάρωση των μαλακών ιστών προκαλεί μείωση στη εφαρμοζόμενη τάση μέσα σε χρονικό διάστημα μισής ώρας μετά την ολοκλήρωση της επιμήκυνσης. Όταν η επιμήκυνση ενός οστού υπερβαίνει το 10% του προεγχειρητικού μήκους του οστού, εμφανίζεται μια διαφορετική συμπεριφορά χαλάρωσης και η εφαρμοζόμενη δύναμη δεν θα μειωθεί τόσο πολύ¹¹.

Διάμετρος Medulla (μετά από τη διεύρυνση)	
Μηρός (βλέπε την υποσημείωση 1)	13-15 mm
Κνήμη	11-13 mm
Μηρός	30 mm
Μήκος οστών (μέσο μήκος) ¹²	
Μηρός (βλέπε την υποσημείωση 2)	461 mm
Κνήμη	373 mm
Υπάρχοντα ενδομυελικοί ήλοι	
Μηρός	320 - 480 mm

Κνήμη	270 - 370 mm
-------	--------------

Πίνακας 2.2: Γεωμετρικές παράμετροι**Παρατηρήσεις:**

1 το κεντρικό μέρος του μηρού μπορεί να διευρυνθεί μέχρι τα 16mm πέρα από ένα μήκος 100 – 120mm.

2 το μέσο μήκος των μηρών ασιατικών λαών: άνδρες 446mm, γυναίκες 442 mm¹³.

Τα κριτήρια των χρηστών καθορίζονται τους χειρουργούς καθώς επίσης και τους ασθενείς. Τα κριτήρια των χρηστών συνοψίζονται στον πίνακα 2.3. Αυτά τα κριτήρια αντιπροσωπεύουν τη λειτουργία για τον ασθενή και τις επιθυμίες για το χειρουργό.

Κριτήρια χειρουργών

Διαδικασία εμφύτευσης σχεδόν ταυτόσημη με τους τυποποιημένους ήλους

Ανατροφοδότηση της λειτουργίας (μη πραγματικό μέγεθος βημάτων)

Σημάδια αναφοράς για την αξιολόγηση της επιμήκυνσης με τη βοήθεια των ακτίνων Χ

Δυνατότητα τροποποίησης του προγράμματος (χρονική ακολουθία)

Ενεργοποίηση έξω από το σώμα

Κριτήρια Ασθενών

Σχεδιασμός "ενός κουμπιού" για την ενεργοποίηση

Παράμετροι φορτίων (δυνάμεις σχετικές με τις καθημερινές δραστηριότητες)^{14,15,16,17}

Στατικά φορτία

Αξονικό φορτίο θλίψης κατά τη διάρκεια (του προσεκτικού) περπατήματος	2000 N
---	--------

Αξονικό φορτίο εφελκυσμού κατά τη διάρκεια της επιμήκυνσης	1200 N
--	--------

Ροπή κάμψης M/L:	60 NM
------------------	-------

Ροπή κάμψης O/A:	20 NM
------------------	-------

Αξονική ροπή	± 15 NM
--------------	---------

Δυναμικά φορτία

3 μήνες χρόνος επιμήκυνσης + ½ έτος (κύκλοι)	750.000
--	---------

Πίνακας 2.3: Κριτήρια χρηστών των χειρουργών και των ασθενών**2.1.2.2 Κριτήρια των σχεδιαστών**

Τα κριτήρια των σχεδιαστών δεν μπορούν να ποσοτικοποιηθούν. Δεδομένου ότι η προσέγγιση του σχεδιασμού μπορεί να έχει επιπτώσεις στη λύση, πρέπει να αναφερθούν αυτά τα κριτήρια των σχεδιαστών. Είναι επίσης απαραίτητα για να δικαιολογήσουν τις

αποφάσεις που θα ληφθούν στον τελικό σχεδιασμό. Τα κριτήρια των σχεδιαστών είναι:

- Το κύριο κριτήριο αναφέρεται ως "ελάχιστο σχέδιο": ένα μηχανικά υγιές και απλό σύστημα. Λίγα κινούμενα μέρη σημαίνουν μικρότερη πιθανότητα αποτυχίας. Επίσης, ένας περιορισμένος αριθμός των μηχανικών μερών μπορεί να μειώσει κατ' επέκταση και τον όγκο των ενεργοποιητών.
- Το δεύτερο κριτήριο είναι να χρησιμοποιηθεί η διεπιστημονική γνώση για να υποστηρίξει το πρώτο κριτήριο. Τα καθαρά μηχανικά συστήματα είναι πάρα πολύ περιοριστικά εκ φύσεως. Από την άλλη τα μηχανικά συστήματα μπορούν να ελεγχθούν και να ενεργοποιηθούν με π.χ. ηλεκτρονικά ή χημικά συστήματα, τα οποία είναι εύκαμπτα, τροφοδοτούνται εύκολα και αντίστοιχα εύκολα μπορούν να δημιουργηθούν πολύ μικρά εξαρτήματα.

Ικανότητα να παραμένει πλήρως ενδομυελικός για τουλάχιστον 12 μήνες
Μήκος επιμήκυνσης τουλάχιστον 50 mm, κατά προτίμηση μέχρι 100 mm
Διάμετρος των οπών στις οποίες ενσωματώνονται οι βίδες σταθεροποίησης του ήλου στο κεντρικό τμήμα του οστού ^{\$} 6,4 mm ή 4,6 mm
Διάμετρος των οπών στις οποίες ενσωματώνονται οι βίδες σταθεροποίησης του ήλου στο ακραίο τμήμα του οστού ^{\$} 6,4 mm ή 4,6 mm
Ανθεκτικός στην αποστείρωση για ένα χρόνο (ατμός 143 ^o C) στα 3 bar

Πίνακας 2.4: Εμπορικά κριτήρια

\$ σύμφωνα με τους τυποποιημένους ενδομυελικούς ήλους.

2.1.3 Περιορισμοί σχεδιασμού

Στα κριτήρια θα τεθούν μερικοί περιορισμοί. Αυτοί οι περιορισμοί θα καθορίσουν έναν περιορισμό στη χρήση και επομένως στον τελικό στόχο. Όταν καθορίστηκε ο στόχος, οι περιορισμοί από τα κριτήρια σχεδίου δεν ήταν γνωστοί. Επομένως αναφέρονται ως χωριστοί περιορισμοί σχεδιασμού αντί να αναφερθούν ως αλλαγές του αρχικά καθορισμένου στόχου. Αυτοί οι περιορισμοί τέθηκαν σε ένα αρχικό

στάδιο του προγράμματος κατόπιν διαβουλεύσεων με όλους τους συμμετέχοντες.

Περιορισμοί στην εφαρμογή του ενδομυελικού ήλου:

- Ελάχιστο μήκος οστών
Υπάρχει μεγάλη πιθανότητα να είναι δύσκολο να μειωθεί το μήκος του πρωτοτύπου του ενδομυελικού ήλου στο μήκος των οστών π.χ. των ασθενών με νανισμό. Αν και το ακριβές μήκος δεν είναι ακόμα γνωστό είναι πιθανό ότι θα υπάρχει ένα ελάχιστο μήκος οστών που απαιτείται για να ενσωματωθεί το όλο σύστημα, η παροχή ηλεκτρικού ρεύματος και το σύστημα ελέγχου.
- Ελάχιστη διάμετρος του οστού
Η ενδομυελική κοιλότητα θα πρέπει να διευρυνθεί σε μια διάμετρο περίπου 12mm. Η ενδομυελική κοιλότητα του μηρού έχει μεγαλύτερη διάμετρο σε σχέση με την κνήμη. Αν και το πρωτότυπο θα είναι προσαρμοσμένο στην κνήμη, οι διαστάσεις του πρωτοτύπου θα είναι πιθανά λιγότερο κατάλληλες για αυτή. Η ταλαιπωρία στην οποία υπόκειται ένας ασθενής με ένα εξωτερικό σύστημα επιμήκυνσης είναι μεγαλύτερη στο μηρό απ' ό,τι στην κνήμη για ευνόητους λόγους.

2.2 Ο εννοιολογικός σχεδιασμός του ενδομυελικού ήλου: ένας μηχανικά απλός και ισχυρός ενεργοποιητής

Μετά από τον καθορισμό των κριτηρίων και των περιορισμών όπως περιγράφηκαν στην παράγραφο 2.2, θα ακολουθήσει η περιγραφή της λειτουργίας του μηχανισμού:

- Ο ενδομυελικός ήλος θα πρέπει να ανθίσταται στις εφαρμοζόμενες δυνάμεις και τις μετατοπίσεις σε όλες τις κατευθύνσεις κατά τη διάρκεια της σταθεροποίησης του. Οι παραγόμενες μετατοπίσεις και δυνάμεις θα πρέπει να μεταφέρονται στα μέρη των οστών.

Μετά από έρευνα στις χρησιμοποιημένες τεχνικές για άλλες προτάσεις σχεδιασμού για τους εμφυτεύσιμους ήλους επιμήκυνσης για τον καθορισμό των ισχυρών και αδυνάτων σημείων της λειτουργίας των παραπάνω συσκευών επιμήκυνσης, έδειξε ότι τα περισσότερα αδύνατα σημεία εμφανίστηκαν στα παρακάτω θέματα:

- Στην ευρωστία των ενεργοποιητών: η εισχώρηση ρευστών στο μηχανισμό μετάδοσης της κίνησης, η οξείδωση των μηχανισμών απαγόρευσης της μετακίνησης.
- Στην ενεργοποίηση /τροφοδότηση της μεθόδου: οι διαδερμικές καλωδιώσεις και τα πακέτα των μπαταριών

Το τελικό σχέδιο του προτεινόμενου ενδομυελικού ήλου πρέπει να ωφεληθεί από αυτά τα συμπεράσματα και να υπερπηδήσει τα παραπάνω προβλήματα.

Η έννοια ενός μηχανικά σταθερού και απλού ενεργοποιητή

Για να παραχθεί μία γραμμική μετακίνηση με το μικρότερο πιθανό αριθμό συστατικών, πρέπει να σχεδιαστεί ένας γραμμικός ενεργοποιητής. Αυτό ελαχιστοποιεί τα απαιτούμενα εξαρτήματα για να παραχθεί η μετατόπιση σε κατεύθυνση παράλληλη με τον άξονα της δύναμης. Εάν ο ενεργοποιητής είναι δυνατό να παράγει την απαιτούμενη δύναμη και μετατόπιση τότε δεν είναι απαραίτητη η ενίσχυση της δύναμης και της μετατόπισης κάτι που τελικά οδηγεί σε απαίτηση λιγότερων εξαρτημάτων. Ένας από τους πιο απλούς και εύκολα ελεγχόμενους γραμμικούς ενεργοποιητές είναι μία απλή ράβδος βασισμένη στη θερμική διαστολή ή τη συστολή (σχήμα 2.1). Για να λάβει χώρα η απαίτηση του εμπορικού κριτηρίου των 30 mm (το εμπορικό κριτήριο όσο αφορά την ελάχιστη δυνατή αύξηση του μήκους, πίνακας 2.4) με θερμική επέκταση θα απαιτούσε ένα μεγάλο αρχικό μήκος. Επομένως είναι προτιμότερο να χρησιμοποιηθεί ένας μηχανισμός αύξησης του μήκους που μπορεί να μεταβάλει το μήκος του σε βήματα .

Επειδή η συνεχής θέρμανση για να διατηρηθεί η επιθυμητή επιμήκυνση δεν θα ήταν οικονομική από την άποψη της κατανάλωσης ενέργειας, ο χρόνος ενεργοποίησης πρέπει να περιοριστεί και η γραμμική μετατόπιση πρέπει να διατηρηθεί χωρίς κατανάλωση ενέργειας. Υπάρχουν πολλές λύσεις για να αποτραπεί μία γραμμική μετακίνηση. Αυτό μπορεί να γίνει παθητικά ή ενεργητικά, κλειδώνοντας σε διάφορες θέσεις. Με βάση τη σχεδιαστική απαίτηση για ελάχιστο σχέδιο των μηχανισμών θα ήταν προτιμητέος ένας ανεξάρτητος μηχανισμός κλειδώματος της κάθε θέσης. Αυτό δεν επιβάλλει καμία συγκεκριμένη απαίτηση όσο αφορά

την ακρίβεια ή την τελική μετατόπιση του γραμμικού ενεργοποιητή, ενώ ένας διακριτικός μηχανισμός θα υπονοούσε μια σταθερή θέση μεταξύ του κινούμενου μέρους και του σταθερού κινούμενου μέρους. Το πλεονέκτημα ενός ενεργού μηχανισμού κλειδώματος είναι ότι είναι σε θέση να κλειδώσει ή να ξεκλειδώσει ανεξάρτητα της γραμμικής μετακίνησης του ή της κατεύθυνσής του. Το μειονέκτημα είναι ότι πρέπει να ενεργοποιηθεί "με το χέρι" που απαιτεί κάποιο είδος του σήματος ελέγχου.

Μια από τις απλούστερες λύσεις ενός ανεξάρτητου και ταυτόχρονα ενεργού συστήματος κλειδώματος θέσης είναι, στερεώνοντας το ένα άκρο και αποτρέποντας του να μεταβληθεί λόγω θερμικής διαστολής ή συστολής (Σχήμα 2.2). Αυτό μπορεί να γίνει από ένα ενιαίο στοιχείο και επιτρέπει ταυτόχρονα το κλείδωμα τόσο της δύναμης όσο και της μετατόπισης.

Με την επιλογή ενός κράματος με μνήμη σχήματος (SMA) ως δομικό υλικό μια παρόμοια μακροσκοπική δράση μπορεί να παραχθεί όπως στη διαστολή λόγω θέρμανσης. Λόγω μιας διαφορετικής χημικής / θερμικής διαδικασίας, μια μεγαλύτερη παραμόρφωση (1-8 %) μπορεί να ληφθεί σε μικρότερο θερμοκρασιακό εύρος (20-40° C) σε σχέση με το γραμμικό συντελεστή θερμικής διαστολής των μετάλλων που είναι περίπου $20 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$. Το κεφάλαιο 3 θα περιγράψει τα SMA και τα χαρακτηριστικά τους.

Όταν οι παραπάνω σκέψεις συνδυαστούν σε μία ολοκληρωμένη και βελτιστοποιημένη ως μία μετακίνηση, όπως φαίνεται στο σχήμα 2.3 μπορεί να ληφθεί, μία μετακίνηση ανάλογη της μετακίνησης μίας κάμπιας. Η κίνηση αυτή εκφρασμένη σε στρέψη, θα μπορούσε να ενεργοποιήσει ένα μηχανισμό όπως αυτός που περιγράφεται στην παρακάτω παράγραφο 2.3.

2.3 Λειτουργία πρότυπου ενδομυελικού ήλου διατατικής οστεοσύνθεσης ομάδας ΠΕΝΕΔ.

Στην περίπτωση του πρότυπου ενδομυελικού ήλου της ομάδας ΠΕΝΕΔ, ένα κομμάτι κράματος με μνήμη σχήματος έχει σχεδιασθεί να στρέφει ένα μηχανισμό περιστροφικής κασάνιας που με τη σειρά του στρέφει κοχλία που απομακρύνει τα δύο κελύφη, στα οποία είναι ενσωματωμένοι οι μηχανισμοί. Η απομάκρυνση των δύο κελυφών υποβοηθείται από την ύπαρξη ενός ελατηρίου που ασκεί τέτοιες δυνάμεις που επιτρέπουν την εν γένει απομάκρυνση των δύο τμημάτων χωρίς να είναι απαραίτητο τα ευφυή μέταλλα με μνήμη να ασκούν μεγάλες στρεπτικές ροπές.

Πρότυπος ενδομυελικός ήλος

Σχεδιασμός ενδομυελικού ήλου με μηχανισμό κίνησης από κράμα με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys).

Σχήμα 2.4: Πρότυπος ενδομυελικός ήλος διατακτικής οστεογένεσης (ομάδα ΠΕΝΕΔ)

Με την ενεργοποίηση του συστήματος επαγωγικής θέρμανσης αρχίζει η αύξηση της θερμοκρασίας του ευφυούς υλικού με μνήμη σχήματος. Όταν το ευφύες υλικό θερμανθεί σε θερμοκρασία ανώτερη της θερμοκρασίας ενεργοποίησης του, ενεργοποιείται και στρέφεται προς την κατεύθυνση αύξησης του μήκους του μηχανισμού. Αφού ολοκληρωθεί η περιστροφή του μηχανισμού διακόπτεται η επαγωγική θέρμανση και το ευφύες υλικό με μνήμη σχήματος ψύχεται και, συστρέφεται προς την αντίθετη /αρχική του θέση.

Η περιστροφική καστάνια επιτρέπει κατά την ψύξη του ευφυούς υλικού με μνήμη σχήματος την επιστροφή του υλικού στην αρχική του θέση εμποδίζοντας ταυτόχρονα την περιστροφή του όλου μηχανισμού προς την κατεύθυνση μείωσης του μήκους του. Η ελατηριωτή διάταξη που είναι ενσωματωμένη στο εσωτερικό πίσω άκρο του ήλου σπρώχνει ολόκληρο το μηχανισμό αύξησης του μήκους να λάβει τη νέα του θέση μετά την ολοκλήρωση της περιστροφής του.

Ταυτόχρονα, η ενσωματωμένη στο πίσω άκρο του μηχανισμού ευθύγραμμη καστάνια αποτρέπει την προς τα πίσω μετακίνηση της περιστροφικής εξασφαλίζοντας τη συνεχή επαφή των δύο τμημάτων της περιστροφικής καστάνιας. Η μετακίνηση του κοχλία που οδηγεί στην απομάκρυνση των δύο κομματιών οδηγεί και στην αποσυμπίεση του ελατηρίου που συμπιέζει τα δύο κομμάτια της

συσκευής, κάτι που δε δημιουργεί πρόβλημα στη λειτουργία του μηχανισμού καθώς ο ρόλος του ελατηρίου απομάκρυνσης των δύο τμημάτων του ήλου είναι η μείωση της απαιτούμενης δύναμης / ροπής περιστροφής κατά το πρώτο στάδιο εφαρμογής του ήλου οπότε οι δυνάμεις που πρέπει να ασκηθούν για την απομάκρυνση των δύο τμημάτων του ήλου και κατά συνέπεια και του οστού είναι οι μέγιστες.

Τα ακόλουθα κεφάλαια θα καθορίσουν εάν αυτή η βελτιστοποιημένη έννοια μπορεί να πραγματοποιηθεί. Το κεφάλαιο 3 θα περιγράψει την έρευνα που γίνεται στα SMA για να αποδείξει τη θεωρητική δυνατότητα πραγματοποίησης, που ακολουθείται από τη μηχανική πραγματοποίηση του ενεργοποιητή. Τα κεφάλαια 5 και 6 θα περιγράψουν τη μέθοδο ενεργοποίησης, τη στρατηγική ελέγχου και παροχή ηλεκτρικού ρεύματος του ενεργοποιητή SMA, και όλα τα άλλα συστατικά που θα ολοκληρώσουν το πρωτότυπο του ενδομυελικού ήλου επιμήκυνσης.

Βιβλιογραφία

1. Grootenboer H.J., Stapert J.W.J.L., Subsidie-aanvraag Stichting Technische Wetenschappen. Internal report University of Twente, Lab. Of Biomech. Eng., April 1994.
2. Eriksson, A.R., Albrektsson, T., Temperature threshold levels for heat-induced bone tissue injury: A vital – microscopic study in the rabbit. J Prosthet. Dent. V50 (1983), pp. 101-107.
3. Korzinek K and Barbarossa V., Lengthening and spatial corrections of limbs. Injury AO/ASIF Scientific Supp. 2 (1993), pp. 62-91.
4. Rietman F.J., De toepasbaarheid van Titaan-Nickel vormgeheugenmateriaal bij een intramedullair verplaatsingsmechanisme voor osteosynthese. (Master Thesis, University of Twente, Lab. Of Biomech. Eng. Enschede, 1992).
5. Hyodo A., Kotschi H., Kambic H. and Muschler G., Bone transport using intramedullary fixation and a single flexible traction cable. Clin. Orthop., V325 (1996), pp. 256-268.
6. Roermund P.M. van., Willens R.A., Renooij W., Continuous monitoring of forces during tibial lengthening by distortion epiphysiolysis. Acta Orthop. Belgica, V58 (1992), pp. 63-68.
7. Younger A.S., Meckenzie W.G., Morrison J.B., Femoral forces during limb lengthening in children. Clin. Orthop., V301 (1994), pp. 55-63.
8. Simpson, A.H., Kenwright J., Tension measurements during leg lengthening. J. Orthop. Trauma, V3 (1993), pp. 21-24.
9. Meswania J.M., Walker P.S., Sneath R.S., Grimer R.J., In vivo distraction forces in extendible endoprosthetic replacements. Proc. Instn. Mech. Engrs., V212H, (1998), pp. 151-154.
10. Ilizarov G.A., The tension – stress effects on the genesis and growth of tissues: Part II. The influence of the rate and frequency of distraction. Clin. Orthop., V239, (1989), pp.263-285.
11. Matano T., Tamai K. and Kurokawa T., Adaptation of skeletal muscle in limb lengthening: a light diffraction study on the sacromere length In Situ. Journ. Of Orthop. Res. V12 (1994), pp. 193-196.
12. Farrally M.R., Moore W.J., Anatomical differences in the femur and tibia between Negroids and Caucasoids and their effects upon locomotion. Am. J. Phys. Anthropol., V43 (1975), pp. 63-69.
13. Yoshioka Y., Siu D., Cooke T.D.V., The anatomy and functional axis of the femur. J Bone Joint Surg. Am. V69A (1987), pp. 873-880.

14. Duda G.N., Schneider E., Chao E.Y.S., Internal forces and moments in the femur during walking. J. Biomech., V30 No.9 (1997), pp. 933-941.
15. Taylor S. J. G. Walker P.S. et al., The forces in the distal femur and knee during walking and other activities measured by telemetry, J Arthroplasty., V13 No. 4 (1998), pp. 428-437.
16. Tung – Wu L., Taylor J.G., O'Connor J.J. and Walker P.S., Influence of muscle activity on the forces in the femur: an in vivo study. J. Biomech., V30 No.11 (1997), pp. 1101-1106.
17. Paul J. P., Strength requirements for internal and external prostheses. J. Biomech. V32 (1991), pp. 381-393.

Κεφάλαιο 3

Εισαγωγή

3.1 Γενικά

Η ανάπτυξη νέων υλικών αποτελεί τη βάση που θα στηριχθεί η μελλοντική παγκόσμια πρόοδος. Η τάση και οι ανάγκες της εποχής, οδηγούν στη μελέτη για δημιουργία νέων, καλύτερων υλικών, με αυξημένες ειδικές μηχανικές και θερμικές ιδιότητες που θα υπηρετούν περισσότερες λειτουργίες στις κατασκευές (δομικές, αισθητήρες, ενεργοποιητές κ.λ.π). Τα υλικά αυτά θα προκύψουν με τη σύνθεση νέων πολυμερών ή με το συνδυασμό υπαρχόντων με νέα (όπως π.χ. οι νανοσωλινίσκοι άνθρακα (NTs)), με αποτέλεσμα τη δημιουργία κραμάτων μετάλλων και συνθέτων υλικών που μπορούν να υπηρετήσουν πολλαπλές λειτουργίες και εμφανίζουν βελτιωμένες μηχανικές και φυσικές ιδιότητες.

Εκτός από τα «δομικά υλικά», κατηγορία στην οποία ανήκει η πλειοψηφία των σύνθετων υλικών, κατά τη διάρκεια των δύο τελευταίων αιώνων αναπτύχθηκαν και τα λεγόμενα «πολύ-λειτουργικά» υλικά. Κύριο χαρακτηριστικό των τελευταίων είναι ότι, ανεξάρτητα από τη χρήση τους ως «δομικά υλικά», εμφανίζουν και ιδιότητες, χάρη στις οποίες, μπορούν να εκτελέσουν λειτουργίες με πολλαπλές εφαρμογές. Ως παραδείγματα αναφέρονται τα SMA, που εμφανίζουν την ιδιότητα της μνήμης σχήματος και τα σουλφίδια του καδμίου, που εμφανίζουν πιεζοηλεκτρικές ιδιότητες⁴.

Παρόλο που παράγονται συνεχώς νέα υλικά, η ανάπτυξή τους δεν έχει άμεσα αποτελέσματα στα παραγόμενα προϊόντα. Για να εκμεταλλευτούμε τις δυνατότητες των νέων υλικών, θα πρέπει να δημιουργηθούν μηχανικά συστήματα τα οποία να μπορούν να αξιοποιούν τις δυνατότητες των υλικών αυτών. Θεμελιώδεις επιδιώξεις της ανάπτυξης αυτής, είναι η υψηλότερη αξιοπιστία των κατασκευών, ο όλο και μεγαλύτερος συνδυασμός πολύπλοκων λειτουργιών για αυξημένη ασφάλεια λειτουργικότητα και περιορισμό του κόστους, η σμίκρυνση και τελικά η συστηματοποίηση του τρόπου σχεδιασμού των μηχανικών συστημάτων που ενσωματώνουν πολύ-λειτουργικά ή/και νέα υλικά.

Με τον τρόπο αυτό έχουμε κίνητρα και μεθοδολογίες αξιοποίησης των δυνατοτήτων που προσφέρουν τα νέα υλικά, για να κατασκευάσουμε εξελιγμένα μηχανικά συστήματα.

Τα τελευταία χρόνια, η χρησιμοποίηση των πολύ-λειτουργικών υλικών, ως «συστατικών» πολυμερικών κυρίως συνθέτων υλικών και η ταυτόχρονη αξιοποίηση των επιτευγμάτων της τεχνολογίας, έχει οδηγήσει στην ανάπτυξη των «έξυπνων» ή «ευφυών» υλικών. Αυτή η κατηγορία υλικών αποτελείται από συστήματα, τα οποία

έχουν ενσωματωμένους ενεργοποιητές και αισθητήρες που συνδέονται μεταξύ τους με έναν κατάλληλο βρόγχο ελέγχου. Γίνεται άμεσα αντιληπτό, ότι τα έξυπνα συστήματα αποτελούνται από περισσότερα επιμέρους τμήματα και υλικά. Τα πολύ-λειτουργικά «έξυπνα» συστήματα έχουν τη δυνατότητα να αισθάνονται με τους αισθητήρες τους ορισμένες αλλαγές του εξωτερικού περιβάλλοντος (π.χ. εξωτερικά επιβαλλόμενη τάση) ή της δομής τους (π.χ. ανάπτυξη ατελειών) και να αποκρίνονται άμεσα σε αυτές με τους ενεργοποιητές τους, αλλάζοντας κάποια ιδιότητά τους προς μια ορισμένη κατεύθυνση (π.χ. σχήμα, ιδιοσυχνότητα ταλάντωσης, μέτρο ελαστικότητας, κ.α.). Μπορούν να προσομοιαστούν έτσι ως ένα βαθμό με πολλά βιολογικά συστήματα όπου οι αισθητήρες λειτουργούν σαν το νευρικό σύστημα, οι ενεργοποιητές σαν το αντίστοιχο μυϊκό και ο βρόγχος ελέγχου σαν τον εγκέφαλο ενός οργανισμού⁸.

Αυτό που χρειάζεται, είναι η ανάπτυξη των λεγόμενων έξυπνων υλικών, τα οποία έχουν δυνατότητες διεγέρτη (actuator), αισθητήρα (sensor) και ελέγχου (control). Για να κατανοήσουμε καλύτερα το πεδίο των έξυπνων υλικών πρέπει να εισάγουμε μια προσέγγιση που θα τα διαχωρίζει. Ο συνηθέστερος τρόπος είναι να δούμε την είσοδο και την έξοδο του υλικού συστήματος όπως φαίνεται στο σχήμα 1.1.

Σχήμα.3.1 Σχηματική παράσταση ενεργού υλικού συστήματος.

Η είσοδος ή διέγερση μπορεί για παράδειγμα να είναι μια αλλαγή στη θερμοκρασία ή σε ένα μαγνητικό πεδίο. Το υλικό τότε εγγενώς αντιδρά με μια απόκριση που με τη σειρά της μπορεί να είναι μια μεταβολή στο μήκος του υλικού, στο ιξώδες ή αλλαγή στην ηλεκτρική αγωγιμότητα. Τα ενεργά υλικά μπορούν να χωριστούν σε δύο μεγάλες ομάδες. Η πρώτη ομάδα αποτελείται από τα κλασικά ενεργά υλικά που χαρακτηρίζονται από τον τύπο της αντίδρασης που προκαλούν. Με την εφαρμογή του ερεθίσματος τα υλικά αποκρίνονται με αλλαγή στο σχήμα ή/και στο μήκος τους.

Αυτή η διέγερση πάντα μετασχηματίζεται σε παραμόρφωση, η οποία μπορεί να εισάγει κίνηση στο σύστημα. Αυτά τα υλικά είναι τα πιο ευρέως χρησιμοποιούμενα για το σχεδιασμό έξυπνων κατασκευών όπου ενσωματώνονται στη μηχανική κατασκευή (για παράδειγμα σε ένα κτίριο ή σε ένα πτερύγιο ελικοπτερίου) με στόχο να αλλάξουν το σχήμα της κατασκευής. Η επιθυμητή αλλαγή στις γεωμετρικές διαστάσεις είναι τις περισσότερες φορές χρονικά

εξαρτώμενη και συχνά η σταθερή κατάσταση της κατασκευής είναι ένα δυναμικό σύστημα όπου ενσωματωμένα ενεργά υλικά ή συσκευές διεγείρονται για να αλλάξουν σε πραγματικό χρόνο τα χαρακτηριστικά του ξενιστή. Διατάξεις που βασίζονται σε υλικά που αποκρίνονται σε εισαγόμενες διεγέρσεις (θερμικές, ηλεκτρικές, ή μαγνητικές) με αλλαγή στο σχήμα ή στις διαστάσεις τους αναφέρονται συχνά ως διεγέρτες (actuators).

Από την άλλη μεριά τα ενεργά υλικά μπορούν επίσης να χρησιμοποιηθούν και ως αισθητήρες (sensors), όπου η εφαρμοζόμενη παραμόρφωση μετασχηματίζεται σε ένα σήμα που επιτρέπει τον υπολογισμό των επιπέδων παραμόρφωσης μέσα στο σύστημα. Το σχήμα 3.2 παριστάνει τις βασικές αρχές ενός συστήματος διεγέρτη/αισθητήρα έξυπνου υλικού. Ανάλογα με την κατεύθυνση διέγερσης-απόκρισης, μια διάταξη ενεργού υλικού μπορεί να χρησιμοποιηθεί τόσο ως διεγέρτης όσο και ως αισθητήρας.

Η δεύτερη ομάδα αποτελείται από υλικά που αντιδρούν στη διέγερση με αλλαγή σε σημαντικά χαρακτηριστικά του υλικού, όπως το ιξώδες και η ηλεκτρική αγωγιμότητα. Παρά το γεγονός ότι είναι εξίσου σημαντικά από επιστημονική άποψη με τα υλικά της πρώτης ομάδας, χρησιμοποιούνται πολύ λιγότερο στις μηχανικές κατασκευές, αλλά πολύ συχνότερα στο σχεδιασμό πολύπλοκων ρυθμιστών όπως συμπλέκτες, σφινγκτήρες, βαλβίδες και διαφόρων διακοπών. Συχνά αυτά τα υλικά χρησιμοποιούνται και ως αισθητήρες.

Παρ' ότι τα υλικά αυτής της ομάδας δε γεννούν παραμορφώσεις με την εφαρμογή εξωτερικής διέγερσης, μπορούν να αναφερθούν

και ως συστήματα διεγερτών. Παραδείγματα αποτελούν τα ηλεκτρορεολογικά και μαγνητορεολογικά ρευστά που αποκρίνονται με αλλαγή του ιξώδους τους, με την εισαγωγή τους σε ηλεκτρικό ή μαγνητικό πεδίο αντίστοιχα⁴.

3.2 Κράματα με μνήμη σχήματος - Γενικά

Κράματα με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys)

Το φαινόμενο Μνήμης Σχήματος (Shape Memory Effect)

Τα υλικά που φέρουν το χαρακτηρισμό «Υλικά με Μνήμη Σχήματος» έχουν κατά κάποιο τρόπο την ιδιότητα να θυμούνται το σχήμα τους, ανακτώντας πλήρως εξωτερικά επιβαλλόμενες πλαστικές παραμορφώσεις. Τη λειτουργία αυτή μπορούν να επιτελέσουν διάφορα υλικά, από κεραμικά μέχρι και πολυμερή, η κατηγορία όμως των υλικών που έχει ευρέως μελετηθεί και χρησιμοποιηθεί σε πλήθος εφαρμογών είναι τα Κράματα με Μνήμη Σχήματος, ή αλλιώς SMA (S-hape M-emory A-lloys). Η ικανότητα των τελευταίων να ανακτούν πλήρως παραμορφώσεις που φτάνουν έως και το 10% των αρχικών τους διαστάσεων, βασίζεται στο γεγονός ότι η κρυσταλλική τους δομή μπορεί να αλλάζει αντιστρεπτά μέσω ενός θερμο-ενεργοποιούμενου φαινομένου που ονομάζεται μαρτενσιτικός μετασχηματισμός, διαδικασία που είναι γνωστή ως Φαινόμενο Μνήμης Σχήματος ή αλλιώς SME (S-hape M-emory E-ffect), η οποία θα αναλυθεί στη συνέχεια.

Τυπικά κράματα μετάλλων που εμφανίζουν SME είναι αυτά που βασίζονται σε Cu, όπως Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Si, Cu-Zn-Ni, Cu-Au-Zn, Cu-Sn και κράματα βασισμένα σε Fe, όπως Fe-Mn-Si, Fe-Cr-Ni-Mn-Si-Co, Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-C και Fe-Pt. Τα κράματα όμως που έχουν μελετηθεί και χρησιμοποιηθεί περισσότερο από τα άλλα είναι τα – σχεδόν ισοατομικά – κράματα Ni-Ti ή αλλιώς Nitinol (Ni-chel Ti-tanium N-aval O-rdance L-aboratory) ή Ni-Ti-Cu. Τα NiTi ήδη χρησιμοποιούνται σε αρκετά μεγάλο βαθμό στις μέρες μας ως αυτόνομα υλικά, κυρίως σε στρατιωτικές και ιατρικές εφαρμογές. Ειδικά τα τελευταία χρόνια τα κράματα που μελετώνται περισσότερο είναι αυτά του Ni-Ti-Cu⁸.

3.3 Παρασκευή των Shape Memory Alloys (SMA Fabrication)

Σχήμα 3.3 Μηχανή παρασκευής SMA και ελέγχου σύστασης και θερμοκρασίας για κράματα Ni-Ti

Ο κυριότερος τρόπος παραγωγής των SMA είναι η διαδικασία της θερμής διέλασης με πυρροσυσσωμάτωση. Ο τρόπος με τον οποίο γίνεται η τήξη των μετάλλων μπορεί να διαφέρει, όταν χρησιμοποιείται η μέθοδος χύτευσης, ή η μέθοδος που χρησιμοποιεί είτε δέσμη ηλεκτρονίων (electron beam melting), είτε ηλεκτρικό τόξο αργόν (electron arc melting), είτε τόξο πλάσματος (plasma arc melting).

Κατά τη μέθοδο της χύτευσης, για την παρασκευή του κράματος π.χ. νικελίου-τιτανίου, το κράμα τήκεται σε υψηλές θερμοκρασίες μέσα σε χυτήρια. Εφαρμόζεται μια θερμοκρασία εισαγωγής υψηλής συχνότητας (high frequency induction melting) προκειμένου να επιτευχθεί τήξη των στοιχείων του κράματος. Η τήξη του τιτανίου γίνεται παρουσία ευγενών αερίων μιας και το χυτό τιτάνιο αντιδρά ισχυρά με το οξυγόνο.

Το πρώτο πλεονέκτημα της μεθόδου χύτευσης είναι η ομοιογένεια της χημικής σύστασης. Το προτεινόμενο υλικό που δρα ως καταλύτης είναι ο γραφίτης ή το οξείδιο του ασβεστίου (CaO). Η

αλουμίνα και το μαγνήσιο δεν είναι κατάλληλα καταλυτικά υλικά, διότι το οξυγόνο που περιέχουν μολύνει το λιωμένο κράμα. Στην περίπτωση του γραφίτη ως καταλύτη, το οξυγόνο που περιέχεται θεωρείται αμελητέο, αλλά η ποσότητα του άνθρακα πρέπει να ληφθεί υπ' όψη. Η αναλογία άνθρακα στο λιωμένο κράμα νικελίου-τιτανίου εξαρτάται από τη θερμοκρασία τήξης. Αν η θερμοκρασία τήξης υπερβαίνει τους 1723°K , η χρησιμοποίηση του γραφίτη ως καταλύτη είναι ανέφικτη. Από την άλλη όμως, το σημείο τήξης του στοιχειομετρικού κράματος νικελίου-τιτανίου είναι περίπου 1510°K , οπότε η διαδικασία χύτευσης μπορεί να πραγματοποιηθεί σε πραγματικά χαμηλές θερμοκρασίες. Άλλο ένα πλεονέκτημα της μεθόδου αυτής είναι ότι μπορεί να ελεγχθεί η χημική σύσταση του κράματος. Αν για παράδειγμα η διαδικασία λειτουργεί προσεκτικά, η θερμοκρασία M_s της ράβδου μπορεί να ελεγχθεί με απόκλιση $\pm 5^{\circ}\text{K}$. Για να επιτευχθεί περαιτέρω έλεγχος, έχει κατασκευασθεί ένας κλίβανος όπως δείχνει το σχήμα, ο οποίος ελέγχει τη σύσταση κατά τη διάρκεια της διεργασίας. Όπως παρατηρείται το λιωμένο κράμα λαμβάνεται υπό κενό σε θερμοκρασία A_f , ενώ κατόπιν ένα στοιχείο του κράματος προστίθεται έτσι ώστε να προσαρμοστεί η θερμοκρασία στο επιθυμητό A_f σημείο^{1,2,3,5}.

Η μέθοδος Electron Beam Melting αξιοποιεί μια δέσμη υψηλής ενέργειας, ως πηγή θέρμανσης. Τα ακατέργαστα μέταλλα λιώνουν υπό την επίδραση της ακτινοβολίας της δέσμης ηλεκτρονίων και κατόπιν πέφτουν σε μήτρα που περιέχει χαλκό ο οποίος έχει ψυχθεί με κυκλοφορία νερού. Το μείγμα σταθεροποιείται ξεκινώντας από το

κατώτερο μέρος του καλουπιού και τραβιέται έξω από τον πυθμένα του καλουπιού. Με τη μέθοδο αυτή όμως σχηματίζονται πολλές ακαθαρσίες εξαιτίας των υψηλών θερμοκρασιών που χρησιμοποιούνται προκειμένου να τηχθούν τα μέταλλα. Επίσης, η ομοιογένεια της σύστασης στη ράβδο θεωρείται ανεπαρκής, γιατί το κράμα στερεοποιείται μόνο σε μια διεύθυνση κατά μήκος του πυθμένα του καλουπιού. Εξάλλου το γεγονός ότι ένα μέρος των μετάλλων εξατμίζεται λόγω της θέρμανσης σε υψηλή θερμοκρασία, περιπλέκει τον έλεγχο της σύστασης. Με βάση τα παραπάνω ελαττώματα, η μέθοδος αυτή, χρησιμοποιείται για την παρασκευή κραμάτων με μνήμη σχήματος (SMA's) Ni-Ti Νικελίου-Τιτανίου, τα οποία δεν απαιτούν ακριβή έλεγχο της θερμοκρασίας μετασχηματισμού (transformation temperature).

Η μέθοδος λιωσίματος με τόξο αργόν (argon arc melting) ταξινομείται σε δυο κατηγορίες (τύπους) ανάλογα με το σύστημα θέρμανσης. Ο πρώτος τύπος χρησιμοποιεί μη καταναλώσιμο ηλεκτρόδιο, ενώ ο δεύτερος τύπος χρησιμοποιεί καταναλώσιμο ηλεκτρόδιο που περιέχει τα υλικά που θα τηχθούν. Η πρώτη μέθοδος βρίσκει εφαρμογή σε εργαστήρια γιατί είναι εφαρμόσιμη σε πολλά είδη κραμάτων. Στη μέθοδο αυτή ακατέργαστα μέταλλα τοποθετούνται σε χάλκινο καλούπι και ακτινοβολούνται από τόξο αργόν μέσω ενός ηλεκτροδίου κατασκευασμένου από ράβδο βολφραμίου. Όταν το κράμα λιώσει, το σχήμα του μοιάζει με «κουμπί» εξαιτίας της επιφανειακής τάσης. Το στερεοποιημένο «κουμπί» λιώνεται επαναλαμβανόμενα, μέχρις ότου αποκτήσει ομοιογένεια σύστασης. Στη δεύτερη μέθοδο, μέσα σε φούρνο τοποθετείται ένα ηλεκτρόδιο που περιέχει τα ακατέργαστα υλικά. Το ηλεκτρόδιο έχει δυο ρόλους, αρχικά να λειτουργήσει ως πηγή θερμότητας και έπειτα ως πηγή υλικού. Το ηλεκτρόδιο θερμαίνεται από το τόξο αργόν (argon arc) και το λιωμένο κράμα πέφτει στο καλούπι και διαμορφώνεται ως κυλινδρική ράβδο. Η παραγωγικότητα της δεύτερης μεθόδου σε σχέση με την πρώτη, είναι σαφώς μεγαλύτερη.

Τέλος, το λιώσιμο με τη μέθοδο του πλάσματος, χρησιμοποιεί μια ηλεκτρική δέσμη (electron beam) χαμηλής ταχύτητας που αποφορτίζεται από μια οπή καθόδου πλάσματος (hollow plasma cathode). Συγκρίνοντας με τη μέθοδο της δυνατής ακτινοβόλησης από μια ηλεκτρική δέσμη υψηλής τάσης ή ενός τόξου αργόν, η ηλεκτρική ακτινοβόληση από την κάθοδο του πλάσματος θεωρείται πιο ήπια μέθοδος. Είναι επίσης μια αποτελεσματική μέθοδος με την έννοια ότι χάνεται μόνο μικρή ποσότητα του κράματος. Η διανομή της σύστασης στη ράβδο είναι ομοιόμορφη, παρά τη χρησιμοποίηση νερού που κυκλοφορεί και ψύχει το καλούπι.

Η μέθοδος με πλάσμα (plasma) χρησιμοποιεί μια ηλεκτρική δέσμη χαμηλής ταχύτητας, η οποία εκφορτώνεται από την κάθοδο πλάσματος. Σε σύγκριση με τη μέθοδο της δυνατής ακτινοβόλησης από μια ηλεκτρική δέσμη δυνατής τάσης, ή ενός τόξου αργόν, η

ηλεκτρική ακτινοβολήση από την κάθοδο του πλάσματος είναι ηπιότερη. Έτσι, ως αποτέλεσμα θα έχει χαμηλό ποσοστό απωλειών από το κάθε στοιχείο του κράματος. Η διανομή της σύστασης είναι ομοιόμορφη εξαιτίας του γεγονότος ότι χρησιμοποιείται καλούπι που ψύχεται με νερό.

Επεξεργασία εν θερμώ και εν ψυχρώ (hot and cold drawing)

Μετά τη δημιουργία του κράματος ξεκινά η διαμόρφωσή του αφού πάρει το σχήμα συνήθως ράβδου ή καλωδίου. Αφού απομακρυνθεί η επιφανειακή στρώση, η ράβδος σφυρηλατείται και τυλίγεται μέσα σε μια άλλη ράβδο ή σε πλάκα με κατάλληλο σχήμα.

Τα προϊόντα με μορφή ράβδου ή καλωδίου σχηματίζονται με μηχανική κατεργασία, χρησιμοποιώντας κυλιόμενη ράβδο, η οποία έχει ένα ζευγάρι αυλακωτούς κυλίνδρους, όπως δείχνει το σχήμα 3.5. Για καλύτερη ομοιομορφία του κράματος κατά τη διαμόρφωση γίνεται απότομη τήξη και στερεοποίηση, όταν η ράβδος ή το καλώδιο περνά μέσα από ένα «δαχτυλίδι», ενώ η διαμόρφωση εν θερμώ γίνεται μέχρι τη διάμετρο των 6mm. Για να κατασκευαστούν καλώδια μικρότερης διαμέτρου, γίνεται διέλαση εν ψυχρώ. Η παρακάτω εικόνα δείχνει την εφελκυστική αντοχή σε συνάρτηση με την επιμήκυνση των κραμάτων Ni-Ti σε υψηλές θερμοκρασίες. Η εφελκυστική αντοχή ξεκινά να μειώνεται στους 600°K ανάλογα με τη σύσταση του κράματος. Συγκρίνοντας με τη διαμόρφωση εν θερμώ, η διαμόρφωση εν ψυχρώ είναι πολύ πιο δύσκολη. Φυσικά, η δυσκολία επεξεργασίας οφείλεται σε ένα μεγάλο ποσοστό στη σύσταση του κράματος. Για παράδειγμα, όσο αυξάνουμε το Ni στη σύσταση τόσο δυσκολότερη γίνεται η διαμόρφωση του κράματος. Πιο συγκεκριμένα, η ικανότητα διαμόρφωσης γίνεται δύσκολη όταν το Ni υπερβαίνει το 51% στη σύσταση του κράματος. Ο ρυθμός μείωσης αυξάνεται πάνω από τους 650°K. Η επιμήκυνση ανεβαίνει στους 800°K και υπερβαίνει το 100% στους 900 °K. Έτσι, το κράμα διαμορφώνεται εύκολα πάνω από τους 800 °K. Αν και η ικανότητα

επεξεργασίας του κράματος Ni-Ti είναι μεγαλύτερη σε υψηλές θερμοκρασίες, η επιφάνεια του κράματος είναι ανομοιογενή με μεγάλη τραχύτητα, εξαιτίας της οξείδωσης. Έτσι, η προτεινόμενη θερμοκρασία θέρμανσης για διαμόρφωση εν θερμώ, είναι περίπου 1073°K.

3.4 Κράματα με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys – SMA)

Τα κράματα με μνήμη σχήματος (Shape Memory Alloys – **SMA**) είναι κατά κύριο λόγο η «υπόσχεση» της φιλοσοφίας που αναφέρθηκε παραπάνω. Χρησιμοποιώντας τις μοναδικές ιδιότητες των SMA, είναι εφικτό να κατασκευαστούν μηχανισμοί πιο σύνθετοι αλλά ταυτόχρονα και πιο μικροί, πιο αυτοματοποιημένοι.

Από τη στιγμή που αυτά τα κράματα έχουν μια μοναδική ιδιότητα να θυμούνται το αρχικό τους σχήμα, μπορούν να λειτουργήσουν ως μηχανισμοί κίνησης, σε ηλεκτρικές συσκευές, σε αυτοκινητοβιομηχανίες, κεραίες κινητών τηλεφώνων, στην ιατρική χειρουργική (ως εμφυτεύματα) και αλλού.

Μπορούν να λειτουργήσουν ως μηχανισμοί κίνησης ή ως αισθητήρες, επομένως είναι υποψήφια υλικά, πολλά υποσχόμενα, όσον αφορά τη σμίκρυνση των μηχανισμών κίνησης, ή τη δημιουργία μικρομηχανισμών, ή ρομπότ, μιας και μπορούν να αντικαταστήσουν πολύπλοκους μηχανισμούς κίνησης.

Για να εφαρμοστούν όμως στην παραγωγή, θα πρέπει να ερευνηθεί και να ερμηνευτεί η θεμελιώδης συμπεριφορά τους, και θα πρέπει να εξεταστούν τυχόν περιορισμοί, κατά τη χρησιμοποίησή τους, καθώς και οι φυσικές και μηχανικές τους ιδιότητες.

Τα SMA είναι συνήθως δύο ή τριών συστατικών και η μείξη των συστατικών αυτών δίνει στο κράμα που παράγεται μια μοναδική ιδιότητα. Το παραγόμενο κράμα αποκτά μνήμη του σχήματός του, υπό την επίδραση της θερμοκρασίας.

Συγκεκριμένα, στο κράμα εμφανίζεται ένας μετασχηματισμός φάσης, με την προσφορά ή την απορρόφηση ποσού θερμότητας, με αποτέλεσμα το σχήμα ή ορισμένες ιδιότητες του κράματος, να μεταβάλλονται, πολλές φορές σε μεγάλο βαθμό.

Το κράμα που παράγεται από την ανάμειξη των δύο ή τριών συστατικών, παρουσιάζεται να έχει τις ιδιοτητές του, εξαρτημένες σε μεγάλο βαθμό από τη θερμοκρασία. Χαρακτηριστικό παράδειγμα, είναι το μέτρο ελαστικότητας του κράματος, το οποίο σε μια υψηλή θερμοκρασία μπορεί να πάρει τιμή τριπλάσια από την αντίστοιχη τιμή του, σε χαμηλή θερμοκρασία¹⁻⁷.

Το φαινόμενο μνήμης σχήματος πρωτοβρέθηκε στο κράμα Au-47.5% Cd στα 1950 από τους Chang και Read και μετά σε Ni-Ti από τον Buehler. Έπειτα ακολούθησαν τα κράματα Cu-Zn και Cu-Al-Ni.

Τα παραπάνω κράματα έχουν μια άλλη μοναδική ιδιότητα που ονομάζεται υπερελαστικότητα, η οποία παρατηρείται σε μια υψηλότερη θερμοκρασία και σχετίζεται με μια μη-γραμμική επαναφορά (περίπου 18%) της παραμόρφωσης κατά τη φόρτιση και την αποφόρτιση.

Τα υλικά μνήμης σχήματος είναι από τα σημαντικότερα στοιχεία των έξυπνων κατασκευών, λόγω των ξεχωριστών ιδιοτήτων τους. Μερικές από αυτές είναι το φαινόμενο μνήμης σχήματος (shape memory effect-SME), η υπερελαστικότητα (superelasticity), η μεγάλη δυνατότητα απόσβεσης κ.ά. Αυτά τα υλικά αισθάνονται θερμικά, μηχανικά, μαγνητικά και ηλεκτρικά ερεθίσματα και παρουσιάζουν συμπεριφορά διεγέρτη ή κάποια προκαθορισμένη συμπεριφορά. Η τελευταία ιδιότητα, τους δίνει τη δυνατότητα να συντονίσουν μερικές τεχνικές παραμέτρους, όπως το σχήμα, τη θέση, την παραμόρφωση, τη δυσκαμψία, τις φυσικές συχνότητες, την απόσβεση, την τριβή και άλλα στατικά ή δυναμικά χαρακτηριστικά των υλικών συστημάτων σε συνάρτηση με τις περιβαλλοντολογικές συνθήκες. Η πηγή αυτής της ξεχωριστής μηχανικής συμπεριφοράς είναι ο κρυσταλλικός φασικός μετασχηματισμός που στο εξής θα καλείται **μαρτενσιτικός μετασχηματισμός**, μεταξύ μιας αρχικής φάσης υψηλής συμμετρίας,

του ωστενίτη, και μιας τελικής φάσης χαμηλής συμμετρίας, του μαρτενσίτη.

Μέχρι σήμερα έχει βρεθεί μια ποικιλία κραμάτων (νικελίου-τιτανίου, κράματα με βάση το χαλκό, το σίδηρο κ.ά.), κεραμικών και πολυμερών που παρουσιάζει τέτοια συμπεριφορά. Πλέον, αρκετά από αυτά είναι εμπορικά υλικά και χρησιμοποιούνται εμβυθιζόμενα σε άλλα υλικά δημιουργώντας υβριδικά σύνθετα. Το σημαντικότερο από αυτά είναι το κράμα νικελίου-τιτανίου που ανακαλύφθηκε το 1963 στο **Naval Ordnance Laboratory (NiTiNol)**. Κατά τη διάρκεια των τριών τελευταίων δεκαετιών αυτά τα κράματα έχουν γίνει αντικείμενο έρευνας και σήμερα είναι τα σημαντικότερα εμπορικά SMA λόγω των πολύ καλών μηχανικών τους ιδιοτήτων. Τα κράματα αυτά έχουν πολύ καλή αντίσταση σε διάβρωση και βιοσυμβατότητα, κάτι που επιτρέπει την ευρεία χρησιμοποίησή τους στο πεδίο της ιατρικής. Το NiTiNol είναι ικανό να αποκτήσει μέχρι και 8% ελαστική παραμόρφωση και οι διεγέρτες που βασίζονται σε αυτό λειτουργούν ικανοποιητικά για εκατομμύρια κύκλους. Το NiTiNol έχει επίσης υψηλή ειδική ηλεκτρική αντίσταση που καθιστά τη διέγερση απλούστερη⁹⁻¹³.

Στο εμπόριο τα SMA διατίθενται σε μορφή συρμάτων (SMA wires), λουρίδων (SMA strips) και λεπτών μεμβρανών (SMA films), ελατηρίων (SMA springs), κ.ά.

3.4.1 Μετασχηματισμοί φάσεων

Τα SMA είναι κράματα των οποίων οι ιδιότητες οφείλονται στο μετασχηματισμό φάσης. Είναι λοιπόν αναγκαίο να αναφερθούν κάποια γενικά στοιχεία που αφορούν το μετασχηματισμό φάσης γενικά για όλα τα μέταλλα και ειδικά για τα SMA.

Οι μετασχηματισμοί φάσεων παίζουν πρωτεύοντα ρόλο στη Φυσική Μεταλλουργία, καθώς το σύνολο σχεδόν των βιομηχανικών κραμάτων υφίστανται θερμικές κατεργασίες για τη βελτίωση των ιδιοτήτων τους. Η θερμική κατεργασία επιφέρει μεταβολή της δομής των κραμάτων είτε μέσω της αποκατάστασης και ανακρυσταλλώσεως, είτε μέσω μετασχηματισμού των φάσεων. Υπάρχουν διάφορες κατηγορίες μετασχηματισμού φάσεων. Μία απόπειρα ταξινομήσεώς τους, φαίνεται στο Σχήμα 3.7. Η πλειονότητα των μετασχηματισμών φάσεων στερεάς κατάστασης πραγματοποιείται με μετακίνηση ατόμων, η οποία ενεργοποιείται θερμικά, δηλαδή με διάχυση. Άλλοι μετασχηματισμοί δεν απαιτούν διαχυτική μετακίνηση ατόμων. Τους μετασχηματισμούς φάσεων διακρίνουμε κατ' αρχήν σε διαχυτικούς (diffusive) και μη διαχυτικούς (non-diffusive). Το πιο χαρακτηριστικό μη διαχυτικών μετασχηματισμών αποτελούν οι μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί,

(martensitic transformations) κατά τους οποίους δε συμβαίνει μετακίνηση ατόμων μεγαλύτερη από μία ενδοατομική απόσταση, ενώ τα άτομα διατηρούν την αρχική τους θέση μεταξύ των γειτονικών ατόμων. Στην προκειμένη περίπτωση ο μαρτενσιτικός κρύσταλλος δημιουργείται με παραμόρφωση του μητρικού κρυστάλλου.

3.4.2 Μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί

Οι μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί είναι μια κατηγορία μη διαχυτικών μετασχηματισμών μεγάλης τεχνολογικής σημασίας. Στο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό βασίζεται η ισχυροποίηση του ατσαλιού, γι' αυτό και ο μετασχηματισμός αυτός είναι περισσότερο γνωστός στους χάλυβες. Εάν ένας χάλυβας θερμανθεί στην ωστενιτική περιοχή (περιοχή υψηλής θερμοκρασίας) και στη συνέχεια ψυχθεί πολύ γρήγορα, τότε ο ωστενίτης (κυβικό ενδοκεντρωμένο-FCC) μετασχηματίζεται σε μια νέα φάση με τετραγωνική χωροκεντρωμένη (BCT) δομή. Η νέα αυτή φάση αναπτύσσεται με μορφή πλακιδίων ή λωρίδων μέσα στον ωστενίτη και προσδίδει στο χάλυβα πολύ μεγάλη σκληρότητα. Αυτή η διεργασία ονομάζεται και «βαφή» του ατσαλιού. Η τετραγωνική χωροκεντρωμένη φάση του χάλυβα ονομάστηκε «μαρτενσίτης» προς τιμήν του Γερμανού μεταλλογράφου Adolf Martens. Η ονομασία

μαρτενσίτης και μαρτενσιτικός μετασχηματισμός έχει επικρατήσει και σε άλλα κραματικά συστήματα, εκτός από χάλυβες, όπως τα κράματα Ti-Mo, Ti-Mn, Zr-Mb, Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn, Au-Cd, Au-Mn, Au-Cu και πολλά άλλα.

Σχήμα 3.8 Αντιστοιχία πλεγμάτων για το μετασχηματισμό FCC→BCT στους χάλυβες. Η κυψελίδα αντιστοιχίας (έντονες γραμμές) γίνεται η κυψελίδα του BCT πλέγματος μετά την ομογενή παραμόρφωση ή παραμόρφωση Bain. Οι απαιτούμενες παραμορφώσεις είναι 12% επιμήκυνση στους άξονες x' και y' και 20% θλίψη στον άξονα z' (E.C Bain AIME 70 (1924)).

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι ένας μετασχηματισμός 1^{ης} τάξης, με τρία βασικά χαρακτηριστικά:

- Μετατοπιστικός,
- Μη-διαχυτικός,
- Με κινητική και μορφολογία,

που καθορίζονται κυρίως από την ενέργεια παραμορφώσεως, η οποία έχει ισχυρή στροφική συνιστώσα (διατμητικές παραμορφώσεις).

Ένας μετατοπιστικός μετασχηματισμός πραγματοποιείται με συνεργατική μετατόπιση των ατόμων, έτσι ώστε να προκύπτει αντιστοιχία μεταξύ των αρχικών και τελικών πλεγματικών θέσεων. Τέτοιες συνεργατικές μετατοπίσεις προέρχονται από συνδυασμό δύο τύπων παραμορφώσεων, (α) της ομογενούς παραμορφώσεως πλέγματος και (β) τις ανακατανομές (shuffles). Η ομογενής παραμόρφωση πλέγματος είναι μια συνεργατική μετατόπιση ατόμων, που μετατρέπει το ένα πλέγμα Bravais σε ένα άλλο και περιλαμβάνει και την πιθανή περιστροφή στερεού λόγω της συζεύξεως της μετασχηματιζόμενης περιοχής με τη μητρική φάση. Η παραμόρφωση

αυτή ονομάζεται και *παραμόρφωση Bain*, ένας όρος που χρησιμοποιήθηκε για πρώτη φορά στο μετασχηματισμό FCC $\rightarrow$ BCC (BCT) στα σιδηρούχα κράματα. Η παραμόρφωση Bain αναδεικνύει την αντιστοιχία των πλεγματοκέντρων θέσεων μεταξύ μαρτενσιτικής και μητρικής φάσης. Ένα παράδειγμα φαίνεται στο σχήμα 3.8 για το μετασχηματισμό FCC $\rightarrow$ BCC (BCT) στο χάλυβα. Οι κατανομές είναι συνεργατικές μετακινήσεις ατόμων στο εσωτερικό της κυψελίδας, που είναι δυνατόν να προκαλέσουν αλλαγή της δομής. Η διαφοροποίηση μεταξύ της ομογενούς παραμόρφωσης και ανακατανομών φαίνεται στο σχήμα 3.9. Από τους δύο τύπους συνεργατικών μετατοπίσεων, στους μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς, η ομογενής παραμόρφωση πλέγματος υπερσχύει των ανακατανομών.

Σχήμα 3.9 Συνεργατικές μετατοπίσεις (α) ομογενής παραμόρφωση πλέγματος και (β) ανακατανομές (M.Cohen, G.B.Olson and P.C. Clapp, Peoc ICOMAT, Cambridge,MA).

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός συνοδεύεται από μία σημαντική ενέργεια παραμόρφωσης. Η χαλάρωση της ενέργειας παραμόρφωσης γίνεται με μία συμπληρωματική παραμόρφωση, η οποία όμως δε μεταβάλλει το πλέγμα. Πρόκειται για μία ανομοιογενή πλαστική παραμόρφωση με τη μορφή ολίσθησης αταξιών ή διδυμιακής παραμόρφωσης της μαρτενσιτικής φάσης. Η συμπληρωματική αυτή παραμόρφωση ονομάζεται *παραμόρφωση αμετάβλητου πλέγματος* (*lattice-invariant deformation*). Έτσι, ενώ η ομογενής παραμόρφωση πλέγματος (παραμόρφωση Bain) δημιουργεί και παραμορφώνει τη

μετασχηματιζόμενη (μαρτενσιτική) περιοχή, η παραμόρφωση αμετάβλητου πλέγματος χαλαρώνει την παραμόρφωση αυτή.

Οι παραμορφώσεις, που αναφέρθηκαν παραπάνω, συνθέτουν τη μακροσκοπική *παραμόρφωση μορφής* (shape deformation) που συνοδεύει το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό.

Σχήμα 3.10 Σχηματική αναπαράσταση της παραμόρφωσης μορφής που προκαλείται από την παραμόρφωση του αμετάβλητου επιπέδου (IPS). Το τυπικό επίπεδο ABC δεν παραμορφώνεται και δεν περιστρέφεται. Η ευθεία γραμμή DE μετατοπίζεται στη νέα θέση DF. (M.Cohen, C.M Wayman in *Metallurgical Treatises*, AIME New York 1981).

Η παραμόρφωση μορφής μπορεί να αναδειχθεί, εάν χαράξουμε μία ευθεία γραμμή σε μία λεία επιφάνεια του κράματος, πριν το μετασχηματισμό, όπως η γραμμή DE στο σχήμα 3.10. Μετά το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η γραμμή DE μετατοπίζεται στη θέση DF λόγω της παραμόρφωσης μορφής. Στο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό η παραμόρφωση μορφής έχει τα χαρακτηριστικά *παραμόρφωσης αμετάβλητου επιπέδου* (invariant-plane strain, IPS). Το αμετάβλητο επίπεδο (ABC στο σχήμα 3.10) δεν παραμορφώνεται και δεν περιστρέφεται κατά το μετασχηματισμό και ονομάζεται *τυπικό επίπεδο* (habit plane). Η παραμόρφωση IPS έχει δύο συνιστώσες, μία διατμητική γ_0 , παράλληλη στο τυπικό επίπεδο και μία ορθή ϵ_0 , κάθετη σε αυτό. Η ορθή συνιστώσα αντιστοιχεί στη μεταβολή όγκου, που συνήθως συνοδεύει το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Η ενέργεια παραμόρφωσης ελαχιστοποιείται όταν η παραμόρφωση μορφής IPS και το τυπικό επίπεδο είναι αμετάβλητο.

Σχήμα 3.11 Καμπύλες ελεύθερης ενέργειας σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για τη μητρική και τη μαρτενσιτική φάση. Η κινούσα δύναμη παίρνει την κρίσιμη τιμή της στη θερμοκρασία M_s για την έναρξη της μαρτενσιτικής πυρήνωσης.

Ο μη διαχυτικός χαρακτήρας του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού προέρχεται από το γεγονός ότι δεν απαιτείται ατομική διάχυση για την πυρήνωση και την ανάπτυξη της μαρτενσιτικής φάσης. Ακόμη περισσότερο, οι διεπιφάνειες, που μετακινούνται, είναι ολισθήσιμες και οι αταξίες ολισθαίνουν συντηρητικά, χωρίς τη δημιουργία ή καταστροφή σημειακών ατελειών δομής. Έτσι η μαρτενσιτική φάση «κληρονομεί» την ίδια χημική σύσταση, ατομική τάξη και τις ατέλειες της δομής της μητρικής φάσης. Το κραματικό σύστημα, που υφίσταται μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, μπορεί να θεωρηθεί σύστημα ενός συστατικού ακόμη και αν περιέχει πολλά κραματικά στοιχεία. Η μεταβολή της ελεύθερης ενέργειας της μητρικής και μαρτενσιτικής φάσης με τη θερμοκρασία φαίνεται στο σχήμα 3.11. Στη θερμοκρασία T_0 η μητρική και μαρτενσιτική φάση έχουν την ίδια ελεύθερη ενέργεια. Η *χημική κινούσα δύναμη* ΔG_{ch} είναι η διαφορά ελεύθερης ενέργειας μεταξύ των δύο φάσεων. Στη θερμοκρασία T_0 , το $\Delta G_{ch}=0$, ενώ για $T < T_0$ η $\Delta G_{ch} < 0$. Επιπλέον παρατηρούμε ότι η κινούσα δύναμη αυξάνεται (γίνεται πιο αρνητική) με τη μείωση της θερμοκρασίας. Στη θερμοκρασία M_s η χημική κινούσα δύναμη αποκτά μια κρίσιμη τιμή $\Delta G_{ch}^{κρίσ.}$, με την οποία γίνεται υπέρβαση του ενεργειακού φράγματος για την πυρήνωση του μετασχηματισμού⁹⁻¹⁸.

Με βάση τα παραπάνω, αν χάλυβας που βρίσκεται σε υψηλή θερμοκρασία (ωστενιτική φάση) τοποθετηθεί σε «κρύο» περιβάλλον, θα σκληρυνθεί. Μετά από λείανση και επεξεργασία, παρατηρήσεις στο μικροσκόπιο, θα δείξουν μια εξαιρετικά λεία μορφή, η οποία ονομάστηκε martensite προς τιμήν του Adolf Martens, όπως αναφέρθηκε παραπάνω. Ένας ορισμός του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, θα μπορούσε να είναι ο εξής :

Μαρτενσιτικός μετασχηματισμός, είναι ο μετασχηματισμός του κρυσταλλικού πλέγματος, ο οποίος περιλαμβάνει διατμητική παραμόρφωση του πλέγματος και είναι αποτέλεσμα συνεργαζόμενης κίνησης των ατόμων.

Τα άτομα δεν κινούνται ανεξάρτητα, αλλά υποβάλλονται σε διατμητική παραμόρφωση ομαδικά, ενώ συντηρούν μια διάταξη που μοιάζει με «ντόμινο», μέχρι η γονική φάση του πλέγματος μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη. Με αυτού του είδους τη συνδυασμένη κίνηση των ατόμων, παρατηρείται μια αντιστοιχία ένα προς ένα που ονομάζεται «lattice correspondence» που παραμένει μεταξύ των σημείων του κρυσταλλικού πλέγματος στη γονική φάση και των σημείων στη μαρτενσιτική φάση.

Οι ιδιότητες που παρουσιάζονται παρακάτω προκύπτουν από τον ορισμό που αναφέρθηκε και είναι :

1. Η μαρτενσιτική φάση είναι μια εναλλακτική (interstitial) εκδοχή του στερεού.
2. Ο μετασχηματισμός δε συνοδεύεται από διάχυση ατόμων.
3. Ο μετασχηματισμός συνοδεύεται από αλλαγές σε καθορισμένα σχήματα (κατά τη γονική φάση).

Η επιφάνεια ενός δοκιμίου που ξεκινά να μετασχηματίζεται κάτω από τη θερμοκρασία δωματίου, είναι στη γονική φάση, τελειοποιημένη και επίπεδη, ενώ μετά κρυώνεται σε θερμοκρασία κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος προκειμένου να μετασχηματιστεί. Μερικές περιοχές όπου η φάση του μαρτενσίτη εμφανίζεται στην επιφάνεια, θα εμφανίσουν τις μεταβολές του υλικού στην επιφάνεια, ως ένα είδος ανακούφισης του υλικού, (relief effects) όπως φαίνονται στο σχήμα 3.12α.

Επίσης αν μια «γρατσουνιά» (scratch line) εμφανίζεται στην επιφάνεια, της γονικής φάσης, θα αναπτυχθεί κάμψη στη γραμμή

στα σύνορα μεταξύ γονικής P (P-parent) και μαρτενσιτικής M (Martensite) φάσης, όπως φαίνεται στην (b). Η γωνία κλίσης της επιφανειακής ανακούφισης (surface relief) και η κάμψη στο σημείο που έγινε η «γγρατσουνιά», θα έχει καθορισμένες τιμές, εξαρτώμενες από τον προσανατολισμό της γονικής P φάσης (Συχνά στη βιβλιογραφία ο όρος «Ωστενιτική φάση» (Austenitic Phase) αναφέρεται και ως Πρωτογενής ή Γονική φάση (Parent Phase) και συμβολίζεται με P).

Αυτό γίνεται επειδή οι αλλαγές σχήματος που συνοδεύουν το μετασχηματισμό είναι καθορισμένης τιμής, και αυτό λαμβάνεται ως τυπική απόδειξη του ότι ο μηχανισμός του μετασχηματισμού εμπεριέχει διατμητική παραμόρφωση.

Οι αλλαγές σχήματος που συνοδεύουν τους μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς, παίζουν σημαντικό ρόλο στο μηχανισμό του μετασχηματισμού που παρατηρείται στο φαινόμενο μνήμης σχήματος.

4. Όπως ήδη έχει αναφερθεί, ένας κρύσταλλος μαρτενσίτη έχει ένα χαρακτηριστικό «τυπικό επίπεδο». Αυτό είναι η διεπιφάνεια μεταξύ της P και M φάσης. Στο σχήμα 3.12 φαίνεται το σημείο όπου βρίσκεται το επίπεδο που εμφανίζει διάτμηση κατά το μετασχηματισμό. Τα τυπικά επίπεδα καθορίζονται από τα επίπεδα της γονικής φάσης, αν και σε πολλές περιπτώσεις αυτό δεν παρατηρείται.
5. Βλάβες στο κρυσταλλικό πλέγμα υπάρχουν στον κρύσταλλο M. Ακόμα και αν η διατμητική παραμόρφωση, είναι ίση με τη μετρούμενη αλλαγή σχήματος, που προκαλείται κατά μήκος του τυπικού επιπέδου στο κρυσταλλικό πλέγμα της P φάσης, δεν παρατηρείται πραγματική M φάση.

Αυτή η αντίφαση μπορεί να λυθεί από τις παρακάτω υποθέσεις. Όπως φαίνεται στο σχήμα 3.13 όταν μια διατμητική παραμόρφωση (b) όπως αυτή κατά την οποία παρατηρούνται αλλαγές από το κρυσταλλικό πλέγμα της γονικής φάσης σε αυτό της μαρτενσιτικής φάσης υφίσταται, παρατηρείται slip ή twinning μετασχηματισμός³.

Τέτοιες παραμορφώσεις ονομάζονται “lattice invariant strain” και τα ίχνη τους, καταναγκασμοί και stacking ή twinning σφάλματα έχουν παρατηρηθεί από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

Τα σφάλματα των διδυμιών ειδικά, παίζουν σημαντικό ρόλο στο φαινόμενο μνήμης σχήματος και σε δύο συγγενικά φαινόμενα, την ψευδοελαστικότητα αποκατοπτρισμού (twinning pseudoelasticity) και τον διατμητικό αποκατοπτρισμό (shear twinning).

Οι μετασχηματισμοί αυτοί λαμβάνουν χώρα μέσα σε συγκεκριμένες θερμοκρασίες που συμβολίζονται ως T_{As} , T_{Af} , T_{Ms} , και T_{Mf} , όπου με A χαρακτηρίζεται ο ωστενίτης (Austenite) και με M ο μαρτενσίτης (Martensite), με s (s-tart) η αρχή και με f (f-inish) το τέλος του κάθε μετασχηματισμού (του μαρτενσιτικού ή του αντίστροφου του). Όπως θα δειχτεί παρακάτω, ισχύει $T_{As} > T_{Af} > T_{Ms} > T_{Mf}$, όπου T_0 είναι η θερμοκρασία στην οποία οι δύο φάσεις βρίσκονται σε θερμοδυναμική ισορροπία. Οι τιμές των παραπάνω θερμοκρασιών μπορούν να ποικίλουν, ανάλογα με τη σύσταση των κραμάτων, σε ένα εύρος που μπορεί να είναι πολλές δεκάδες βαθμοί C, ενώ μπορούν να διαφέρουν σε κράματα ίδιας σύστασης τα οποία όμως έχουν υποστεί διαφορετική επεξεργασία.

3.4.3 Θερμοελαστικός μαρτενσιτικός μετασχηματισμός

Τις περισσότερες φορές, η παραμόρφωση μορφής, που συνοδεύει το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, είναι αρκετά μεγάλη σε σχέση με την αντοχή της μητρικής φάσης και έτσι η *προσαρμογή* (accommodation) της παραμόρφωσης αυτής γίνεται με πλαστική παραμόρφωση κατά τη διάρκεια της ανάπτυξης της μαρτενσιτικής φάσης. Αυτό έχει ως συνέπεια, οι μετατοπίσεις της διεπιφάνειας μεταξύ μαρτενσιτικής και μητρικής φάσης να μην είναι αντιστρεπτές. Επιπλέον, ένα μεγάλο μέρος της χημικής κινούσας δύναμης σκεδάζεται και δεν αποθηκεύεται ελαστικά στο σύστημα, ώστε να υπάρξουν συνθήκες αναστροφής.

Υπάρχουν όμως περιπτώσεις, που η προσαρμογή της παραμόρφωσης μορφής είναι ελαστική και οι διεπιφανειακές μετατοπίσεις αντιστρεπτές. Κατά την ψύξη η αυξανόμενη χημική κινούσα δύναμη εξισορροπείται από την ενέργεια παραμόρφωσης, που αποθηκεύεται με τη μορφή ελαστικής ενέργειας, καθώς το διαφασικό όριο μετατοπίζεται κατά την ανάπτυξη της μαρτενσιτικής φάσης. Λόγω της *ελαστικής προσαρμογής* το διαφασικό όριο παραμένει ολισθήσιμο και διατηρεί τη χαρακτηριστική δομή του. Κατά τη θέρμανση, η αποθηκευμένη ελαστική ενέργεια παραμόρφωσης μορφής, παίζει ουσιαστικό ρόλο στην αντιστροφή της παραμόρφωσης μορφής μέσω της αντίστροφης μετατόπισης του διαφασικού ορίου, εξισορροπώντας συνεχώς τη χημική κινούσα δύναμη, που μειώνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Η ισορροπία μεταξύ χημικών και μηχανικών δυνάμεων κατά το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό έχει χαρακτηριστεί ως *θερμοελαστικότητα*.

Σχήμα 3.14 Διάγραμμα όγκου-θερμοκρασίας για το θερμοελαστικό μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, με το σχηματισμό ενός μαρτενσιτικού πλακιδίου με ελαστική προσαρμογή της ενέργειας παραμόρφωσης (G.B. Olson and M. Cohen, Scripta Met 9 (1975) 1247).

Στο σχήμα 3.14 απεικονίζεται η θερμοελαστική συμπεριφορά κατά την ανάπτυξη ενός πλακιδίου μαρτενσίτη. Κατά την ψύξη, στη θερμοκρασία M_s σχηματίζεται ένα λεπτό φακοειδές μαρτενσιτικό πλακίδιο, που αναπτύσσεται στην ακτινική διεύθυνση r έως ότου συναντήσει ένα εμπόδιο (π.χ. σύνορο κόκκων). Στην κατάσταση αυτή ο όγκος του πλακιδίου δίδεται στο σημείο b . Περαιτέρω ψύξη αυξάνει τον όγκο του μαρτενσιτικού σωματιδίου στο σημείο c . Κατά μήκος της bc κατά την ψύξη αλλά και της cbd κατά τη θέρμανση αποκαθίσταται ισορροπία μεταξύ της χημικής κινούσας δύναμης και της ελαστικής ενέργειας παραμόρφωσης :

$$\Delta G_{ch} + 2A(c/r) = 0 \quad (1),$$

όπου το A δίδεται από τη σχέση : $A = [\pi(2-\nu)/8(1-\nu)]\mu\gamma_0^2 + (\pi/4)\mu\epsilon_0^2$ (2) όπου μ το μέτρο διάτμησης και ν ο λόγος Poisson, ενώ γ είναι η διεπιφανειακή ενέργεια του διαφασικού ορίου μεταξύ του μαρτενσιτικού σωματιδίου και της μητρικής φάσης. Για δεδομένη ακτίνα r του μαρτενσιτικού πλακιδίου το ημιπάχος c αυξάνεται καθώς η ΔG_{ch} γίνεται πιο αρνητική κατά την ψύξη, ενώ το αντίστροφο συμβαίνει κατά τη θέρμανση. Η θερμοελαστική γραμμή cbd επεκτείνεται στη θερμοκρασία T_0 για $V=0$. Όμως, ο όγκος του πλακιδίου μηδενίζεται κατά τη θέρμανση σε χαμηλότερη θερμοκρασία από την T_0 στην A_f , γιατί λόγω της επιφανειακής τάσης το πλακίδιο αποκολλάται από το σύνορο κόκκων και συρρικνώνεται. Τώρα για να ξανασχηματιστεί το πλακίδιο πρέπει να γίνει υπερψύξη στη θερμοκρασία M_s , ώστε να ενεργοποιηθεί ο μηχανισμός της μαρτενσιτικής πυρηνώσεως.

Η θερμοελαστική συμπεριφορά, έχει δύο σημαντικές μηχανικές επιδράσεις, την ψευδοελαστικότητα και τη μνήμη σχήματος (shape-memory).

3.4.4 Θερμοδυναμική του μετασχηματισμού

Για να πραγματοποιηθεί ο μετασχηματισμός από τη γονική φάση στη φάση του μαρτενσίτη, η ελεύθερη ενέργεια της φάσης του μαρτενσίτη πρέπει να είναι μικρότερη από αυτή της γονικής φάσης.

Από την άλλη, αφού ο μετασχηματισμός απαιτεί ένα υπερβολικά μεγάλο ποσό ενέργειας (όχι χημικής), για παράδειγμα ενέργειας παραμόρφωσης κατά το μετασχηματισμό, και ενέργεια διεπιφάνειας, αν η διαφορά μεταξύ της ελεύθερης χημικής ενέργειας των δύο φάσεων δεν είναι μεγαλύτερη από την αναγκαία ελεύθερη ενέργεια, ο μετασχηματισμός δεν θα ξεκινήσει.

Με άλλα λόγια είναι αναγκαία, μια οδηγούσα δύναμη. Αν το δοκίμιο δεν ψυχθεί σε μια κατάλληλη χαμηλή θερμοκρασία M_s (start) κάτω από τη θερμοκρασία ισορροπίας T_0 (στην οποία η ελεύθερη χημική ενέργεια του μαρτενσίτη και της γονικής φάσης είναι ίσες), ο μετασχηματισμός δεν θα πραγματοποιηθεί. Μια οδηγούσα δύναμη θα είναι επίσης αναγκαία για τον ανάποδο μετασχηματισμό, το δοκίμιο πρέπει να υπερθερμανθεί σε μια κατάλληλη θερμοκρασία A_s πάνω από την T_0 .

Υποθέτουμε έναν κρύσταλλο M με ακτίνα r και μέσο όρο thickness $2t$ ($r \gg t$) που έχει πυρηνικοποιηθεί. Η ενέργεια διεπιφάνειας εκφράζεται από τη σχέση : $2\pi r^2\sigma$, όπου $2\pi r^2$ είναι η κατάλληλη επιφάνεια και σ είναι η ενέργεια διεπιφάνειας ανά μονάδα επιφάνειας. Η τιμή της έκφρασης μεταβάλλεται ανάλογα με το βαθμό του ((παραμόρφωση συνάφειας)) coherency strain κατά την P-M διεπιφάνειας.

Η ελαστική ενέργεια παραμόρφωσης είναι : $\pi r^2 t (A_t/r) = \pi r^2 t A$ όπου $\pi r^2 t$ είναι η επιφάνεια κατά προσέγγιση που καταλαμβάνει ο κρύσταλλος και σ είναι η ενέργεια διεπιφάνειας ανά όγκου.

Αυτή η ενέργεια παραμόρφωσης υπολογίζεται περίπου: 500 cal/cm^3 στους 25°C .

Αυτή η ελαστική παραμόρφωση δεν είναι γενικά αρκετή για να προωθήσει έναν αντίστροφο μετασχηματισμό όταν το δοκίμιο θερμαίνεται, αλλά σε συγκεκριμένα κράματα προωθείται ο μετασχηματισμός και αυτά γίνονται θερμοελαστικά.

Εκτός από τα παραπάνω, υπάρχει ενέργεια κατά την πλαστική παραμόρφωση και τις ελαστικές ταλαντώσεις. Τα ποσά ενέργειας αυτά, απαιτούν αποκατοπτρισμό (twinning) ή παραμόρφωση εξαιτίας ολίσθησης στην ανάπτυξη σταθερής παραμόρφωσης στο κρυσταλλικό πλέγμα του μαρτενσιτικού κρυστάλλου. Από τη στιγμή

που υπάρχει παραμόρφωση εξαιτίας ολίσθησης (deformation from slip) στο γειτονικό γονικό κρύσταλλο, η ενέργεια που απαιτείται για τους δύο τύπους των πλαστικών παραμορφώσεων θεωρείται να είναι τεράστια. Αν θεωρήσουμε για το χρόνο που εμφανίζεται η πλαστική παραμόρφωση μόνο με τον Μ κρύσταλλο, τότε η αναλογία με την ελαστική ενέργεια είναι :

$$\pi r^3 t (Bt/r) = \pi r^2 t B \quad (3)$$

Στην πραγματικότητα προβλήματα υπάρχουν στο να καθορισθεί καταστατικά η ποσότητα Β.

Αφού η ενέργεια των ελαστικών ταλαντώσεων θεωρείται μικρή, οι βασικές σχέσεις των μη-χημικών ελεύθερων ενεργειών που παράγονται κατά το μετασχηματισμό, δίνονται από τις σχέσεις (1), (2), και (3). Έτσι η ολική μεταβολή της ενέργειας κατά την Μ πυρηνοποίηση του κρυστάλλου είναι:

$$\Delta G = \pi r^2 t \Delta g_c + 2\pi r^2 \sigma + \pi r t^2 (A + B) \quad (4)$$

Όπου Δg_c είναι η μεταβολή της ελεύθερης χημικής ενέργειας ανά μονάδα όγκου.

Σε θερμοκρασία M_s , όπου η ακτίνα r του (lens-shaped) Μ κρυστάλλου σε σχήμα φακού υπερβαίνει μια κρίσιμη ποσότητα, η αλλαγή στην ελεύθερη χημική ενέργεια, ο πρώτος όρος στο δεξιό μέλος της εξίσωσης θα υπερβαίνει, το άθροισμα των μη-χημικών ελεύθερων ενεργειών που δίνονται από ο δεύτερο και τρίτο όρο.

Ο πυρηνοποιημένος κρυσταλλίτης (nucleus) θα αυξηθεί και ο μετασχηματισμός θα λάβει χώρα. Η διαφορά μεταξύ T_o και M_s ονομάζεται βαθμός της υπερψύξης (supercooling). Εξαρτάται από το σ και το $(A+B)$ και αυξάνεται σε αναλογία με την ένταση της δομικής αλλαγής μεταξύ των δύο φάσεων. Ο βαθμός της υπερψύξης στο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό στα σιδηρούχα κράματα και ατσάλια, μπορεί να είναι μέχρι και 200°C αλλά στα SMA είναι μόνο 5-30°C.

3.4.5 Κρυσταλλογραφικά χαρακτηριστικά των Shape Memory Alloys

3.4.5.1 Γενικά

Σχήμα 3.16 Το φαινόμενο μνήμης σχήματος Μίας Κατεύθυνσης (One Way SME)⁷⁸

Τα περισσότερα κράματα που παρουσιάζουν θερμοελαστικούς μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς, έχουν υπερκρυσταλλικές (superlattice) δομές και σχεδόν όλα τα στοιχειώδη κρυσταλλικά πλέγματα είναι κυβικά ενδοκεντρωμένα (body-centered-cubic, BCC). Στα κράματα με αλλοιωμένα κρυσταλλικά πλέγματα (FePd, MnCu), οι γονικές φάσεις είναι κυβικές ενδοκεντρωμένες. Το κράμα Fe₃Pt, το οποίο έχει υπερκρυσταλλική δομή, έχει επίσης κυβική ενδοκεντρωμένη κρυσταλλική δομή. Αν εξαιρέσουμε αυτά τα τέσσερα κράματα, οι γονικές φάσεις όλων των SMA στις οποίες εμφανίζεται μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι υπερκρυσταλλικός με κυβικές χωροκεντρομένες δομές, και τα τελικά (δευτερεύοντα) κράματα αναφέρονται ως β-φάσης κράματα. (β phase alloys).

Χαρακτηρίζονται δε ως β-φάσης κράματα (b-phase alloys), όταν ο λόγος ηλεκτρονίων/ατόμων (e/a) βρίσκεται κοντά στην τιμή 1.5³¹. Τα παραπάνω κράματα χωρίζονται περαιτέρω σε άλλες 2 κατηγορίες, ανάλογα με τον τύπο του υπερ-πλέγματος που χαρακτηρίζει τη δομή τους. Η πρώτη κατηγορία περιλαμβάνει τα β2-φάσης κράματα, τα οποία έχουν αναλογία συστατικών περίπου ίση με 50:50 και σχηματίζουν B2 υπερπλέγματα τύπου CsCl.

Σε αυτήν την κατηγορία ανήκουν τα περισσότερα δυαδικά κράματα μνήμης σχήματος². Στη δεύτερη κατηγορία ανήκουν τα β₁-φάσης κράματα, με DO₃ υπερπλέγμα τύπου Fe₃Al και αναλογία συστατικών περίπου ίση με 75:25, (σχήμα β), στην οποία ανήκουν και τα περισσότερα κράματα μνήμης σχήματος τριών συστατικών².

Είναι χαρακτηριστικό ότι η εξέλιξη από BCC σε B2 και από εκεί σε DO_3 δομή απλά ικανοποιεί την «ανάγκη» των διαφορετικών ατόμων να τοποθετούνται χωριστά το ένα με το άλλο².

Η κρυσταλλική δομή της γονικής φάσης του NiTi έχει μια κυβική χωροκεντρομένη δομή B2 όπως αυτή του CsCl ($a_0=0.301-0.302nm$).

Για την κρυσταλλική δομή της φάσης του μαρτενσίτη, στα κράματα NiTi, ένας μεγάλος αριθμός ερευνητών έχει προτείνει διαφορετικά μοντέλα.

Τα αποτελέσματα των ερευνητών που χρησιμοποιούν Περίθλαση ακτίνων X (X-ray diffraction) και Επιφανειακή Περίθλαση (Selected Area Diffraction (SAD)), όλα συμφωνούν στο σημείο, ότι το μοναδιαίο κελί (unit cell) της μαρτενσιτικής φάσης είναι μονοκλινές (monoclinic) αν και υπάρχει ασυμφωνία στις απόλυτες τιμές των σταθερών του κρυσταλλικού πλέγματος.

Πρόσφατα ο μονοκλινής κρύσταλλος (Ti-49.75%Ni) με $a=0.2889nm$, $b=0.412nm$, $c=0.4622nm$, και $\beta=96.80^\circ$ έχει αναγνωρισθεί και καθορισθεί ως η στάνταρ δομή.

Ένα μοντέλο της δομής αυτής φαίνεται στο σχήμα 3.18. Η δομή είναι ακολουθίας (stacking order) N2H ενός ορθορομβικού μονοκλινούς, ο οποίος έχει παραμορφωθεί σε έναν μονοκλινή κρύσταλλο. Σε αυτή την περίπτωση η παραμόρφωση σε μονοκλινή κρύσταλλο διαφέρει από αυτόν που παρατηρείται σε κρυσταλλικές

δομές της φάσης του μαρτενσίτη σε κράματα CuZn και άλλα. Η διεύθυνση της ομογενούς διάτμησης, η οποία είναι η αιτία της παραμόρφωσης από ορθορομβικό σε μονοκλινή κρύσταλλο, δεν είναι παράλληλη στη διεύθυνση της μετατόπισης στο βασικό επίπεδο αλλά είναι στην ίδια διεύθυνση με αυτό.

Το Φαινόμενο Μνήμης Σχήματος (S-hape M-emory E-ffect, SME) μίας διεύθυνσης σε κρυσταλλογραφικό επίπεδο λαμβάνει χώρα σε τρία διακριτά στάδια, ξεκινώντας από την ωστενιτική κατάσταση : (1) Με θέρμανση λαμβάνει χώρα αυτό-διευθέτηση των ατόμων με μετατόπισή τους στο κρυσταλλικό υπερ-πλέγμα και δημιουργία περιοχών με διάφορους προσανατολισμούς που ονομάζονται διδυμίες (twins) μέσω του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (διαδικασία που λέγεται twinning), (2) Με την επιβολή εξωτερικής τάσης οι διδυμίες ενώνονται προς την κατεύθυνση δημιουργίας μιας περιοχής συγκεκριμένου προσανατολισμού (detwinning) με περαιτέρω μετατόπιση των ατόμων και με ταυτόχρονη αλλαγή σχήματος σε μακροσκοπικό επίπεδο και (3) Με ψύξη, γίνεται ανακατάληψη από τα άτομα των αρχικών τους θέσεων στο κρυσταλλικό υπέρ-πλέγμα, μέσω του αντίστροφου μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, που συνοδεύεται με επανάκτηση του αρχικού σχήματος σε μακροσκοπικό επίπεδο³¹.

Θα πρέπει να αναφερθεί ότι δύο μέρη ενός κρυστάλλου βρίσκονται σε σχέση διδυμίας, όταν μέρος ενός κρυστάλλου είναι μετατοπισμένο σε σχέση με το υπόλοιπο, κατά τρόπο ώστε το ένα μέρος να αποτελεί το είδωλο του άλλου ως προς ένα κρυσταλλικό επίπεδο που ονομάζεται «επίπεδο» ή «όριο» διδυμίας.

Συγκεκριμένα ο σχηματισμός των διδυμιών οφείλεται στο γεγονός ότι ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός στα κράματα μνήμης σχήματος λαμβάνει χώρα με πολύ μικρές μετατοπίσεις, σε συγκεκριμένες θέσεις, των ατόμων στο κρυσταλλικό υπέρ-πλέγμα, (σχήμα 3.19) και από το D στο A στο σχήμα 3.16. Οι μετατοπίσεις αυτές δε γίνονται όμως με «γλίστρημα» (slip) των ατόμων, κάτι που θα συνέβαινε με «σπάσιμο» των ατομικών δεσμών και θα οδηγούσε σε μη αντιστρέψιμη αλλαγή του όγκου του υλικού.

Αντίθετα σχηματίζονται διδυμίες, τα άτομα δηλαδή διευθετούνται ώστε να σχηματίζονται κρυσταλλικές περιοχές που να παρουσιάζουν συμμετρία αντικειμένου προς είδωλο ως προς κάποια όρια (twin boundaries), όπως προαναφέρθηκε (σχήμα 3.20), γεγονός που επιτρέπει την αντιστρεπτή αλλαγή των διαστάσεων του υλικού, χωρίς την αλλαγή του όγκου του. Όσον αφορά στην αλλαγή της

εντατικής κατάστασης που προκαλείται από το σχηματισμό κάθε περιοχής διδυμιών, αυτή αντισταθμίζεται από την αλλαγή που προκαλείται από τις γειτονικές του περιοχές, με αποτέλεσμα η συνολική εντατική κατάσταση του υλικού να παραμένει ίδια. Αυτός είναι και ο παράγοντας που καθορίζει τον προσανατολισμό της κάθε μιας από αυτές τις περιοχές κατά τη διαδικασία σχηματισμού της (twinning), όπως περιγράφεται στο βήμα (1) της προηγούμενης σελίδας.

Σχήμα 3.21 Διαδικασία συνένωσης των διδυμιών σε SMA με ταυτόχρονη αλλαγή των διαστάσεων του²

Η αντιστρεπτή αυτή αλλαγή των διαστάσεων των υλικών μνήμης σχήματος μπορεί να λάβει χώρα χάρη σε δύο σημαντικές ιδιότητες των ορίων μεταξύ των διδυμιών, πρώτον ότι είναι πολύ χαμηλής ενέργειας και δεύτερον ότι είναι πολύ ευκίνητα. Με την επιβολή μιας εξωτερικής τάσης μπορούν εύκολα να κινηθούν, επιφέροντας αλλαγή του σχήματος του υλικού, έτσι ώστε να κατανεμηθεί καλύτερα η εξωτερικά επιβαλλόμενη τάση. Αναπτύσσονται λοιπόν κάποιες διδυμίες σε βάρος κάποιων άλλων (από το A στο B, σχήμα 3.16) και δεν λαμβάνει χώρα «γλίστρημα» των διδυμιών που ήδη υπάρχουν. Σταδιακά δηλαδή δημιουργούνται μεγαλύτερες και λιγότερες διδυμίες προσανατολισμένες ανάλογα με τη διεύθυνση της επιβαλλόμενης τάσης, από το B στο C, σχήμα 3.16 όπως φαίνεται και στο σχήμα 3.21. Αυτή είναι η διαδικασία ένωσης των διδυμιών (detwinning) και οδηγεί στην πλαστική και ανακτήσιμη παραμόρφωση του υλικού. Με το πέρας αυτής της διαδικασίας είναι να σχηματιστεί μια μόνο περιοχή προσανατολισμένη προς την εξωτερικά επιβαλλόμενη τάση, σημείο στο οποίο επιτυγχάνεται και το μέγιστο ποσοστό ανακτήσιμης παραμόρφωσης^{19,20,21,23}. Με φόρτιση πέρα από αυτό το σημείο, το υλικό θα παραμορφωθεί, αρχικά ελαστικά, και στη συνέχεια μη αντιστρεπτά πλαστικά, αυτή τη φορά με «σπάσιμο» των ατομικών δεσμών και μετακίνηση των ατόμων σε νέες θέσεις.

Μέχρι τώρα εξετάστηκαν οι διδυμίες που βρίσκονται μέσα σε μεμονωμένα «φύλλα» (plates) μαρτενσίτη, αλλά έχει αποδειχθεί ότι και τα όρια μεταξύ των «φύλλων» μαρτενσίτη συμπεριφέρονται σαν τα όρια μεταξύ των διδυμιών, δηλαδή τα «φύλλα» μαρτενσίτη μπορούν να θεωρηθούν ως διδυμίες σχετικά προς τα γειτονικά τους «φύλλα». Έτσι, ο όρος «όρια διδυμιών» αναφέρεται τόσο στα όρια που υπάρχουν μέσα στα «φύλλα» μαρτενσίτη, όσο στα όρια μεταξύ των τελευταίων².

3.4.5.2 Κρυσταλλική δομή της ενδιάμεσης φάσης

Είναι γνωστό ότι στα κράματα NiTi Ni>50% ή με το Ni να αντικαθίσταται από Co ή Fe ότι ο παρακάτω συνδυασμός παρατηρείται :

ΦΑΣΗ ΥΨΗΛΗΣ $T \rightarrow$ ΕΝΔΙΑΜΕΣΗ ΦΑΣΗ $\rightarrow$ ΦΑΣΗ ΧΑΜΗΛΗΣ T
 όπου T η θερμοκρασία. (high temperature phase $\rightarrow$ intermediate phase $\rightarrow$ low temperature phase)

Ο Dautovich ανέφερε για πρώτη φορά την ύπαρξη ενδιάμεσης φάσης. Θεώρησε ότι οι ασυνήθιστες αυξήσεις στην ηλεκτρική ειδική αντίσταση του NiTi - 51% σε Ni κατά την ψύξη προκαλούνται από την ύπαρξη της ενδιάμεσης φάσης. Σύμφωνα με την αναφορά τους, η δομή της ενδιάμεσης φάσης σε θερμοκρασία δωματίου είναι $a_0=0.602\text{nm}$, και $\alpha=90.7^\circ$.

Αργότερα ο Matsumoto¹⁶ ανακάλυψε το μετασχηματισμό των δύο βημάτων στο $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ επίσης. Παρατήρησαν ότι η δομή του β2 κρυσταλλικού πλέγματος έχει παραμορφωθεί τετραγωνικά έτσι ώστε να δώσει BCT με $c/a=1.03$. Πιο πρόσφατη έρευνα έδειξε ότι σε αυτή την περίπτωση επίσης, η ενδιάμεση φάση έχει μια ρομβοεδρική δομή και ότι οι σταθερές του κρυσταλλικού πλέγματος και οι γωνίες έχουν τιμές ίδιες με αυτές που αναφέρθηκαν παραπάνω.

3.4.5.2β Διαδοχικές φάσεις μετασχηματισμού

Το σχήμα 3.23 είναι ένα διάγραμμα της ηλεκτρικής ειδικής αντίστασης συναρτήσει της θερμοκρασίας για κράμα $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ το οποίο υποβάλλεται σε μετασχηματισμό, ο οποίος γίνεται σε δύο φάσεις.

Όταν το δοκίμιο κρυώνεται, παρατηρείται αύξηση της ηλεκτρικής ειδικής αντίστασης, σε αντίθεση με τη μετάβαση από τη φάση υψηλής θερμοκρασίας I στην ενδιάμεση φάση μετασχηματισμού II κοντά στην M_s .

Κοντά στη θερμοκρασία M_s η ειδική αντίσταση πέφτει απότομα κατά το μετασχηματισμό από την ενδιάμεση φάση II στη φάση χαμηλής θερμοκρασίας III.

Θερμαίνοντας το δοκίμιο το αναγκάζουμε σε διαδοχικό μετασχηματισμό στην αντίθετη διεύθυνση $III \rightarrow II \rightarrow I$. Αυτή η καμπύλη ηλεκτρικής ειδικής αντίστασης σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, καθιστά σαφές ότι κατά τη $II \rightarrow III$ μετάβαση, ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι η πρώτη φάση εναλλαγής, η οποία αποκαλύπτει τη θερμική ιστορία του δοκιμίου κατά την ψύξη ή τη θέρμανση.

Ο $I \rightarrow II$ μετασχηματισμός, είναι σχεδόν πλήρως αντιστρεπτός και βρίσκεται κοντά σε μια δευτερεύουσα εναλλαγή φάσης. Σε διάγραμμα από διάθλαση ακτίνων X (X-ray diffraction) παρατηρήθηκαν μεταβολές στα μέγιστα κατά τη μείωση της θερμοκρασίας, και το μέγιστο στο επίπεδο $(110)_\beta$ μοιράζεται σε δύο μέγιστα, καθώς η θερμοκρασία πέφτει και τελικά τα μέγιστα της φάσης I και II δε συνυπάρχουν. Αυτό αποδεικνύει ότι αυτός είναι ένας τύπος μετασχηματισμού που διαφέρει από τους συμβατικούς μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς.

Έτσι σε πειράματα διάθλασης ηλεκτρονίων (electron diffraction) που φαίνονται παρακάτω εμφανίζεται (σχήμα 3.24a) το επονομαζόμενο «1/3» της ανάκλασης, το $I \rightarrow II$ στην Ms θερμοκρασία, όπου παρατηρείται αύξηση της ηλεκτρικής ειδικής αντίστασης.

Μετά την ανακάλυψη αυτή προτάθηκε ένα μοντέλο κρυσταλλικού πλέγματος, το οποίο είχε μια περίοδο 3 φορές της περιόδου της γονικής φάσης, και το οποίο είχε ένα μοναδιαίο κελί (unit cell) 27 φορές μεγαλύτερο. Όμως η δυνατότητα αντιστροφής του σε χαμηλές θερμοκρασίες όπου η διάχυση των υπό αντικατάσταση ατόμων θεωρείται αμελητέα, και η εμφάνιση μιας ανακούφισης μετά από χρόνο ενός λεπτού στην επιφάνεια του δοκιμίου, κατά τον $I \rightarrow II$ μετασχηματισμό καθιστά σαφές ότι αυτό ήταν κάποιο είδος μαρτενσιτικού μετασχηματισμού.

Σχήμα 3.24α Θερμοκρασιακές μεταβολές στην επιφανειακή δομή κράματος $Ti_{50}Ni_{47.5}Fe_{2.5}$ ³

Η εικόνα 3.24α δείχνει τις αλλαγές σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, στην επιφάνεια ενός δοκιμίου κράματος $Ti_{50}Ni_{47.5}Fe_{2.5}$. Στη θερμοκρασία των 12°C, η επιφανειακή ανακούφιση αποτελείται από πολλές παράλληλες γραμμές που εμφανίζονται στην ενδιάμεση φάση. Στους -45°C προστίθεται μια μεγάλη ανακούφιση μετατόπισης (displacement relief) στη φάση μαρτενσίτη (III).

Κατασκευάστηκαν δοκίμια από λεπτό φιλμ από το παραπάνω κράμα και οι αλλαγές στα σχέδια κατά διαδικασία διάχυσης ηλεκτρονίων (electron diffraction patterns) στη διάρκεια όπου η θερμοκρασία μειώνεται από τους 47°C (σχέδιο α) στους -173°C (σχέδιο ε) φαίνονται στο σχήμα 3.24β.

Μακριά από τη γειτονιά του M_s , εμφανίζονται σημεία $1/3$ της ανάκλασης (reflection) και όταν η M_s πλησιάζει τα σημεία αυτά, τότε παρατηρείται μια μονοκλινή μαρτενσιτική φάση (monoclinic martensite phase) .

3.4.6 Ψευδοελαστικότητα

Σε κραματικά συστήματα, που υφίστανται θερμοελαστικό μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, είναι δυνατόν να πραγματοποιηθεί ο μετασχηματισμός σε θερμοκρασίες πάνω από την M_s με την επιβολή μηχανικής τάσης. Αυτός ο τύπος του μηχανικά προκαλούμενου μετασχηματισμού αποτελεί ένα παράδειγμα *ψευδοελαστικής ή υπερεελαστικής* συμπεριφοράς, λόγω των μεγάλων παραμορφώσεων (περίπου 10%), οι οποίες μάλιστα ανακτώνται πλήρως με την αποφόρτιση, ως αποτέλεσμα την λειτουργίας του αντίστροφου μετασχηματισμού.

Σχήμα 3.25 Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για ψευδοελαστική φόρτιση και αποφόρτιση κράματος Cu 39.8%Zn σε θερμοκρασία -77°C (T.A. Schroeder and C.M Wayman, *Acta Met.* 27 (1979) 405).

Ένα παράδειγμα ψευδοελαστικής συμπεριφοράς φαίνεται στο σχήμα 3.25 για το κράμα Cu-39.8Zn στους -77°C . Αν και υπάρχουν 24 πιθανοί προσανατολισμοί του τυπικού επιπέδου, η εφαρμοζόμενη τάση (κατά τη φόρτιση) στο σχήμα 3.25 ευνοεί το σχηματισμό εκείνων των πλακιδίων με τη μέγιστη επιμήκυνση κατά τη διεύθυνση του άξονα εφελκυσμού (SIM : Stress Induced Martensite). Έτσι ο μαρτενσίτης έχει σχηματιστεί πλήρως και είναι επίσης πλήρως προσανατολισμένος στο τέλος του πάνω πλατώ στο σχήμα 3.25. Υπάρχει επίσης ένα κάτω πλατώ κατά την αποφόρτιση, όπου ο μαρτενσίτης αναστρέφεται και σχηματίζεται η μητρική φάση. Η διαφορά τάσης μεταξύ των δύο πλατώ προέρχεται από την πλεγματική τριβή κατά τη μετατόπιση της διεπιφάνειας. Η διαφορά αυτή μπορεί να θεωρηθεί ως $2\tau_f$, όπου η τ_f η τάση τριβής. Αν λάβουμε υπόψη και την τάση τριβής, η θερμοελαστική ισορροπία δυνάμεων γίνεται:

$$(\Delta G_{ch} - \tau \cdot \gamma_o) + 2(Ac/r) = \pm \tau_f \cdot \gamma_o$$

όπου γ_o η διατμητική συνιστώσα της παραμόρφωσης μορφής και τ η εφαρμοζόμενη διατμητική τάση. Ο όρος $\tau\gamma_o$ αντιπροσωπεύει το επιβαλλόμενο μηχανικό έργο, το οποίο υποβοηθάει τη χημική κινούσα δύναμη. Ο όρος $\tau_f\gamma_o$ είναι αρνητικός, όταν το μαρτενσιτικό πλακίδιο αυξάνεται σε μέγεθος κατά τη φόρτιση, και θετικός, όταν το πλακίδιο αντιστρέφεται στη μητρική φάση κατά την αποφόρτιση. Η ψευδοελαστική συμπεριφορά τ - γ απεικονίζεται στο σχήμα 3.25. Σε μια δεδομένη θερμοκρασία $T > M_s$, η αύξηση της τάσης τ προκαλεί το σχηματισμό ενός μαρτενσιτικού πλακιδίου στην τάση τ_s . Η τάση αυτή προκαλεί μια παραμόρφωση μορφής γ_s . Η ψευδοελαστική ισορροπία δυνάμεων διατηρείται κατά μήκος των κεκλιμένων γραμμών. Η

πλήρης αναστροφή του μαρτενσιτικού πλακιδίου στη μητρική φάση συμβαίνει κατά την αποφόρτιση στην τάση τ_f , (ανάλογη της A_f στο σχήμα 3.14). Η υστέρηση $2\tau_f$ έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση της τ_s κατά τη φόρτιση και τη μείωση της τ_r κατά την αποφόρτιση (σχήμα 3.15). Η τάση τ_o είναι η επιβαλλόμενη τάση, που θα μπορούσε να επιφέρει την έναρξη του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού κατά τη φόρτιση, αν δεν υπήρχε ενεργειακό φράγμα πυρήνωσης και διεπιφανειακή τριβή. Εκτός από το σύστημα Cu-Zn ψευδοελαστική συμπεριφορά παρουσιάζεται στο σύστημα NiTi και για το λόγο αυτό έχουν βρει ευρεία εφαρμογή ως ορθοδοντικά σύρματα.

3.4.7 Ελαστομερής συμπεριφορά (rubber - like behavior)

Ένα από τα κύρια χαρακτηριστικά του θερμοελαστικού μαρτενσίτη είναι η υψηλή κινητικότητα των μαρτενσιτικών διεπιφανειών, οι οποίες είναι ολισθήσιμες. Ένα μαρτενσιτικό δοκίμιο (που έχει ψυχθεί κάτω από την M_f) μπορεί να υποστεί παραμόρφωση υπό χαμηλή τάση, λόγω της ανάπτυξης των ευνοϊκά προσανατολισμένων πλακιδίων εις βάρος των υπολοίπων, που δεν είναι προσανατολισμένα ευνοϊκά. Κάτω από αυτές τις συνθήκες, οι διεπιφάνειες δέχονται μία δύναμη επαναφοράς και το μαρτενσιτικό δοκίμιο επανέρχεται στο αρχικό του σχήμα με την απομάκρυνση του φορτίου. Το φαινόμενο αυτό χαρακτηρίζεται ως *ελαστομερής συμπεριφορά (rubber-like behavior)* για να τη διακρίνουμε από την ψευδοελαστική συμπεριφορά. Η πρώτη εξαρτάται αποκλειστικά από εσωτερικές μαρτενσιτικές μετατοπίσεις, ενώ η δεύτερη από μετατοπίσεις του μετασχηματισμού της μητρικής φάσης σε μαρτενσιτική.

3.5 Μνήμη σχήματος

Παρατηρήθηκε ότι κάτω από τη θερμοκρασία M_f η μετακίνηση των ολισθήσιμων μαρτενσιτικών διεπιφανειών αποτελεί τον κυρίαρχο μηχανισμό παραμορφώσεως του θερμοελαστικού μαρτενσίτη. Υπό την απουσία ελαστομερούς συμπεριφοράς, δηλαδή δυνάμεων επαναφοράς, είναι δυνατόν να προκαλέσουμε μόνιμες παραμορφώσεις με την επιβολή χαμηλών τάσεων, οι οποίες δεν ενεργοποιούν την ολίσθηση αταξιών. Η μεταβολή του σχήματος επιτυγχάνεται αποκλειστικά με την ανάπτυξη των ευνοϊκά προσανατολισμένων πλακιδίων. Θέρμανση πάνω από τη

θερμοκρασία A_f , για τον επανασχηματισμό της μητρικής φάσης, θα επαναφέρει το αρχικό σχήμα της μητρικής φάσης και του δοκιμίου. Το φαινόμενο αυτό έχει χαρακτηριστεί ως μνήμη σχήματος (shape memory). Με τον τρόπο αυτό σχετικά μεγάλες μόνιμες παραμορφώσεις της τάξης του 6-8% μπορούν να ανακτηθούν πλήρως με θέρμανση πάνω από την A_f . Αρκετά κράματα εμφανίζουν αυτή τη συμπεριφορά, η οποία οφείλεται αποκλειστικά στην αντιστρεπτότητα της μετακίνησης των μαρτενσιτικών διαφασικών ορίων.

Όταν ένας μονοκρυστάλλος της μητρικής φάσης υφίσταται θερμοελαστικό μαρτενσιτικό μετασχηματισμό κατά την ψύξη κάτω από την M_f , είναι δυνατόν να σχηματιστούν πλακίδια με 24 διαφορετικούς προσανατολισμούς του τυπικού επιπέδου (habit plane), οι οποίοι αλληλοαναιρούν τις τοπικές παραμορφώσεις μορφής και έτσι το σχήμα του δοκιμίου παραμένει αμετάβλητο. Μόνιμη παραμόρφωση και μεταβολή του σχήματος του δοκιμίου, κάτω από την M_f , επιτυγχάνεται με την επιβολή φορτίου. Η παραμόρφωση γίνεται με την ανάπτυξη των ευνοϊκά προσανατολισμένων πλακιδίων μαρτενσίτη. Τις περισσότερες φορές από τους 24 προσανατολισμούς επικρατεί μόνο ένας, οπότε με φόρτιση προκύπτει μαρτενσιτικός μονοκρυστάλλος. Θέρμανση πάνω από τη θερμοκρασία A_f έχει ως αποτέλεσμα τον επανασχηματισμό του αρχικού μητρικού μονοκρυστάλλου, ενώ το δοκίμιο ανακτά πλήρως την παραμόρφωση και το αρχικό του σχήμα (shape memory).

3.5.1 Μνήμη σχήματος σε κράματα NiTi

Για την προέλευση του Φαινομένου Μνήμης Σχήματος επικρατούν δύο θεωρίες. Η πρώτη βασίζεται στο γεγονός ότι ο μαρτενσίτης που σχηματίζεται με τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό είναι μικρότερης συμμετρίας από τον ωστενίτη από τον οποίο προέρχεται. Αυτό έχει ως συνέπεια από μια συγκεκριμένη ωστενιτική δομή να μπορούν να σχηματιστούν αρκετά κρυσταλλογραφικά ισοδύναμα αναλογικά πλέγματα μαρτενσίτη. Κατά τη διάρκεια όμως του αντίστροφου μετασχηματισμού, υπάρχει μόνο μια συγκεκριμένη ωστενιτική δομή που μπορεί να προκύψει από τα παραπάνω πλέγματα. Με άλλα λόγια, υπάρχουν πολλοί «δρόμοι» από τους οποίους μπορεί να σχηματιστεί ο μαρτενσίτης, ενώ υπάρχει μόνο ένας μέσω του οποίου σχηματίζεται ο ωστενίτης. Σχετικά πρόσφατα έχει παρουσιαστεί και μια διαφορετική εξήγηση της προέλευσης του Φαινομένου Σχήματος.

Σύμφωνα με αυτήν, η διαφορετική εκδήλωση του SME οφείλεται στην ύπαρξη εσωτερικών τάσεων που πρέπει να «πηγάζουν» από τη μικροδομή των SMA και βρίσκονται κυρίως στα όρια των διδυμίων, εξήγηση η οποία κρίνεται ικανοποιητική και για την ερμηνεία του φαινομένου Μνήμης Σχήματος Δύο Κατευθύνσεων.

Το Φαινόμενο Μνήμης Σχήματος στο σύνολό του παρουσιάζεται στο σχήμα 3.27. Σε αυτό φαίνονται ο σχηματισμός των διδυμίων (μαρτενσίτης) από την ωστενιτική δομή με ψύξη του υλικού, στη συνέχεια η «μετακίνηση» των ορίων μεταξύ των διδυμίων με την επιβολή εξωτερικής τάσης, που έχει ως αποτέλεσμα την ένωση και προσανατολισμό τους, αλλά και τη μακροσκοπική παραμόρφωση του υλικού, σε σχέση με τη διεύθυνση της τελευταίας και τέλος το κλείσιμο του κύκλου με το σχηματισμό και πάλι του ωστενίτη με θέρμανση του υλικού και την ανάκτηση από αυτό των αρχικών διαστάσεων μακροσκοπικά.

Από τα παραπάνω εύκολα γίνεται αντιληπτό γιατί πολλές φυσικές ιδιότητες των υλικών μνήμης σχήματος (π.χ. μέτρο ελαστικότητας, ιδιοσυχνότητα ταλάντωσης, σχήμα, ηλεκτρική αντίσταση) αλλάζουν δραματικά με την έναρξη ή την ολοκλήρωση του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, όπως έχει ήδη αναφερθεί. Πολύ σημαντικό όμως είναι το γεγονός ότι υπάρχει μια υστέρηση που σχετίζεται με το SME, με άλλα λόγια οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού T_{Ms} και T_{Mf} καθώς και οι T_{Ms} και T_{Af} δεν είναι ίδιες μεταξύ τους. Το εύρος αυτής της υστέρησης εξαρτάται από τη σύσταση του κράματος και μπορεί να κυμαίνεται από μερικούς μέχρι και δεκάδες βαθμούς °C, αλλά τιμές γύρω στους 20-40 °C είναι τυπικές για κράματα μνήμης σχήματος. Μικροσκοπικά, αυτή η υστέρηση μπορεί να θεωρηθεί ως αποτέλεσμα της τριβής που αναπτύσσεται.

Σχήμα 3.27

Το σχήμα (a) αναφέρεται στη φάση του ωστενίτη. Στο (b) το SMA κρυώνεται κάτω από την M_f και σχηματίζονται αυτό-διευθετούμενες διδυμίες (διαδικασία twinning). Έπειτα (c),(d) με τη βοήθεια της εξωτερικής τάσης παρατηρείται αποκατοπτρισμός (detwinning) και μετά από θέρμανση πάνω από την A_f δημιουργείται και πάλι ο ωστενίτης (e) και το φαινόμενο επαναλαμβάνεται.

Καθώς τα υλικά μνήμης σχήματος που χρησιμοποιήθηκαν στην παρούσα μελέτη ήταν κράματα NiTiCu, κρίνεται σκόπιμο να δοθούν περισσότερες λεπτομέρειες για αυτά (με αναφορές στα ευρέως διαδεδομένα NiTi), όσον αφορά στις αλλαγές στη μικροδομή τους κατά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Τα διμερή λοιπόν κράματα NiTi υφίστανται μετασχηματισμό ενός σταδίου, από την κυβική B2 (που είναι βασισμένη στην κυβική χωροκεντρωμένη BCC) σε μονοκλινή (B19') κρυσταλλογραφική δομή. Με αντικατάσταση του Ni από Cu από 10 % κ.β. μέχρι και 20 % κ.β. ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα σε 2 στάδια, από BCC σε ορθορομβική B19 και στη συνέχεια σε B19', ενώ για τιμές του % κ.β. κλάσματος Cu πάνω από το 20 (σε αντικατάσταση πάντα του Ni), ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός γίνεται και πάλι σε ένα στάδιο, αυτή τη φορά όμως από BCC σε B19 δομή^{1,27,31,34-37}.

Τονίζεται ότι η B19 δομή είναι πιο συμμετρική από την αντίστοιχη B19'. Η εξήγηση της ύπαρξης αυτών των διαφορών στη μαρτενσιτική κρυσταλλογραφική δομή των κραμάτων NiTi, NiTiCu με 10<% κ.β Cu>20, θα πρέπει να αναζητηθεί στις διαφορές των δυναμικών στο κρυσταλλικό πλέγμα των υλικών αυτών³⁵. Σχηματικά, οι κρυσταλλικές δομές του ωστενίτη – B2(κυβική)- και του μαρτενσίτη – B19'(μονοκλινή) και B19(ορθορομβική) – φαίνονται στο σχήμα 3.22.

Ο μετασχηματισμός φάσης στα κράματα NiTi παρουσιάζει σύνθετες συμπεριφορές που εξαρτώνται από τη σύσταση του κράματος και της θερμικής κατεργασίας. Συνήθως, τέτοιες

συμπεριφορές επηρεάζουν το φαινόμενο σχήματος. Χαρακτηριστικό είναι το παράδειγμα του σχήματος, το οποίο παρουσιάζει ένα κράμα βασισμένο σε Ni και Ti, το οποίο έχει τη μορφή ελατηρίου και παρατηρούνται τα διαφορετικά σχήματα που παίρνει ανάλογα με τη θερμοκρασία.

Αρχικά το σύρμα τυλίγεται γύρω από ένα καρούλι και το σχήμα του γίνεται σαν αυτό του ελατηρίου. Μετά θερμαίνεται στους 300°C για μια ώρα (ανάλογα με τη σύσταση του κράματος και την ποσότητα της μάζας), και μετά αφήνεται ελεύθερο σε θερμοκρασία δωματίου. Αν τώρα στο ελατήριο ασκήσουμε τάση και αυτό παραμορφωθεί όπως δείχνει το σχήμα (b), τότε όταν θερμανθεί, θα αποκτήσει πάλι το ίδιο σχήμα που είχε στο (a) αυτό δηλαδή του (c).

Σχήμα 3.28 Μερικώς αναστρέψιμο SME σε ελατήριο από NiTi¹.

Όμως, αν η παραμόρφωση είναι όσο δυνατή όσο φαίνεται στο σχήμα (b), τότε το SMA μπορεί να γίνει δύο δρόμων (two-way) και στους 0°C το σύρμα θα είναι ελαφρώς παραμορφωμένο και θα έχει υποστεί μερική επαναφορά σχήματος. Με άλλα λόγια, σε ένα μετασχηματισμό από μια φάση υψηλής θερμοκρασίας στη φάση του μαρτενσίτη, ένας μεγάλος αριθμός κρυστάλλων με διαφορετικό προσανατολισμό δημιουργείται, με αποτέλεσμα το ελατήριο να παραμορφώνεται αλλά σε ένα ποσοστό. Σε κράματα όπου ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός συντελείται σε δύο στάδια (high temperature phase → intermediate phase → low temperature phase), το φαινόμενο μνήμης σχήματος, γίνεται όλο και πιο σύνθετο.

Μια πλάκα από Ti₅₀Ni_{47.5}Fe_{2.5} στην οποία συντελείται μαρτενσιτικός μετασχηματισμός δύο φάσεων κάμπτεται 180° και το φαινόμενο μνήμης σχήματος (Shape Memory Effect) μετρήθηκε

καταγράφοντας τη μεταβολή της γωνιακής παραμόρφωσης, καθώς η θερμοκρασία μεταβαλλόταν.

Οι αλλαγές στην ηλεκτρική ειδική αντίσταση σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, μετρήθηκαν ταυτόχρονα.

Στο διάγραμμα αυτό παρατηρείται ότι κατά τη μεταβολή της παραμόρφωσης, δεν υπήρξε μεταβολή στη ειδική αντίσταση. Στις θερμοκρασίες As και As' υπάρχει μετασχηματισμός δύο βημάτων (two-stage) σε μια υψηλότερη θερμοκρασία όπως φαίνεται στην καμπύλη (I). Οι αλλαγές στην επαναφορά του σχήματος (γωνιακή παραμόρφωση 0°) φαίνονται από την καμπύλη με τις μαύρες κουκκίδες. Το μεγαλύτερο ποσοστό της επαναφοράς του σχήματος, προκαλείται από τη φάση III → II κατά τον αντίστροφο μετασχηματισμό.

Αν το δοκίμιο ψυχθεί από αυτή την κατάσταση, η ειδική αντίσταση μεταβάλλεται όπως φαίνεται από την καμπύλη (2) και την καμπύλη με τις λευκές κουκκίδες. Πρέπει να σημειωθεί ότι ο αντίστροφος μετασχηματισμός πραγματοποιείται σε δύο στάδια και ότι από την ολική μεταβολή του σχήματος περίπου το 1/3 του σχήματος γίνεται στην πρώτη φάση, ενώ μετά ο μετασχηματισμός του σχήματος αυξάνεται.

Αν το δοκίμιο σε αυτή την κατάσταση υποβληθεί σε επαναλαμβανόμενους κύκλους θέρμανσης και ψύξης η επαναφορά του σχήματος και η μεταβολή στην ειδική αντίσταση παρουσιάζεται από τις καμπύλες (3) και (4).

Ως συμπέρασμα μπορούμε να πούμε ότι ο μετασχηματισμός των 2 βημάτων έχει σημαντική συνεισφορά στην επαναφορά του σχήματος, και είναι επίσης μια ένδειξη για την ολική μνήμη σχήματος.

3.6 Ιδιότητες και μηχανικά χαρακτηριστικά κραμάτων βασισμένα σε NiTi

3.6.1 Ηλεκτρική ειδική αντίσταση

Από τη στιγμή που η μέτρηση της ειδικής αντίστασης είναι απλή για τα κράματα NiTi, χρησιμοποιείται ευρέως μαζί με τη Διαφορική Θερμιδομετρία Σάρωσης (Differential Thermal Analysis) ως μια τεχνική για να καθοριστούν με ακρίβεια οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού των κραμάτων με βάση το NiTi. Όμως, οι καμπύλες

ειδικής αντίστασης – θερμοκρασίας (resistivity vs temperature) διαφέρουν σημαντικά, ανάλογα με τη θερμική «ιστορία» του δοκιμίου. Ειδικά στα κράματα NiTi με μεγάλη συγκέντρωση σε Ni, τα αποτελέσματα σε κύκλους θέρμανσης και ανόπτηση (annealing) είναι πολύ έντονα.

Σχήμα 3.29 Επίδραση σε ανολοκλήρωτους κύκλους θέρμανσης στην ειδική αντίσταση σε κράμα Ti-50.8%Ni (960°C 3h)

Η γραφική παράσταση ειδικής αντίστασης – θερμοκρασίας παρουσιάζει ένα κράμα NiTi με 50.8% σε Ni (960°C – 3h). Η πρώτη καμπύλη (a) είναι η συνήθης καμπύλη ηλεκτρικής ειδικής αντίστασης για το δοκίμιο μετά από ανόπτηση. Η ειδική αντίσταση μειώνεται όσο πλησιάζουμε την M_s .

Όμως από τη στιγμή που δεν υπάρχει αλλαγή στην ειδική αντίσταση, όταν το δοκίμιο θερμαίνεται πριν την A_s , είναι δύσκολο να ανιχνευθεί η διαδικασία αντιστρόφου μετασχηματισμού, που

προκαλεί την επαναφορά του σχήματος. Αν το δοκίμιο ψυχθεί και θερμανθεί κατ' εξακολουθήση μεταξύ των -20°C και 30°C , η ειδική αντίσταση αυξάνεται όπως φαίνεται στην καμπύλη (b) μετά από έναν κύκλο, και ένα μεγάλο μέγιστο (peak) εμφανίζεται στην καμπύλη μετά από 9 κύκλους όπως φαίνεται στη (d).

Ο κύκλος θέρμανσης σε αυτό το εύρος θερμοκρασίας θεωρείται μη ολοκληρωμένος, γιατί η θέρμανση και η ψύξη δεν ολοκληρώνει το μαρτενσιτικό ή τον αντίστροφο μετασχηματισμό. Φυσικά, ακόμα και αν παρατηρηθεί ολοκληρωμένος κύκλος θέρμανσης μεταξύ των θερμοκρασιακών ορίων από -120°C έως 60°C έτσι ώστε και οι δύο μετασχηματισμοί να ολοκληρωθούν, παρατηρείται το ίδιο αποτέλεσμα.

Σε κράματα στα οποία η συγκέντρωση του Ni είναι κοντά στη στοιχειομετρική τιμή, οι μεταβολές της τιμής της ειδικής αντίστασης δεν είναι τόσο έντονες.

Ακόμα και με 50.2% σε Ni, αν ένας ημιτελής κύκλος επαναληφθεί 20 φορές, το M_s μετακινείται σε μια μικρότερη θερμοκρασία και παρατηρούνται μικρές μόνο αυξήσεις στην ειδική αντίσταση. Αυτό το φαινόμενο μπορεί να εξηγηθεί ως εξής : η ελάττωση στη θερμοκρασία M_s , κατά τον κύκλο θέρμανσης προκαλεί το μετασχηματισμό από τη φάση υψηλής θερμοκρασίας στην ενδιάμεση φάση, που παρατηρείται νωρίτερα στην M_s' .

3.6.2 Μαγνητική διαπερατότητα

Από τη στιγμή που οι φάσεις μετασχηματισμού στα κράματα με βάση το NiTi επηρεάζονται από τη μαγνητική διαπερατότητα, αυτή η ιδιότητα μπορεί να χρησιμοποιηθεί ως ένα σημαντικό εργαλείο για ακριβή καθορισμό των θερμοκρασιών μετασχηματισμού. Το σχήμα 3.30 παρουσιάζει τις μεταβολές της μαγνητικής διαπερατότητας σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, ενός κράματος $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49}\text{Fe}_1$. Στη φάση υψηλής θερμοκρασίας, δεν υπάρχει μεταβολή στη μαγνητική διαπερατότητα.

Το δοκίμιο παρουσιάζει παραμαγνητισμό Pauli (Pauli paramagnetism). Όταν η ειδική αντίσταση μειώνεται (σημείο B στην εικόνα, M_s), το χ πέφτει απότομα στα 2/3 της προηγούμενης τιμής του. Σε φάση χαμηλής θερμοκρασίας (μαρτενσίτη), το χ μειώνεται, όσο η θερμοκρασία μειώνεται. Κατά τη θέρμανση, το χ αυξάνεται απότομα στο σημείο C και το σημείο αυτό μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη μέτρηση του αντιστρόφου μετασχηματισμού της A_s (η οποία εμφανίζεται στην καμπύλη ειδικής αντίστασης θερμοκρασίας).

Στην M_s' (σημείο A), όπου η ειδική αντίσταση ανεβαίνει, στο μετασχηματισμό από τη φάση υψηλής θερμοκρασίας στην ενδιάμεση φάση, το χ παρατηρείται να μειώνεται με αργούς ρυθμούς. Έτσι μετρήσεις της μαγνητικής διαπερατότητας των κραμάτων με βάση το NiTi δίνουν πληροφορίες για τον προσδιορισμό των διαφόρων θερμοκρασιών μετασχηματισμού. Όμως, το υψηλό κόστος των μετρητικών μηχανισμών και η πολυπλοκότητα στις τεχνικές μέτρησης έχουν εμποδίσει τη γενική τους εφαρμογή ως μεθόδους υπολογισμού των θερμοκρασιών μετασχηματισμού.

3.6.2.1 Σταθερά ελαστικότητας και εσωτερική τριβή (constant of elasticity and internal friction)

Είναι ήδη γνωστό, ότι αν σε ένα δοκίμιο NiTi εφαρμόζεται θερμοκρασία μεγαλύτερη από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού μπορούν να ακουστούν ήχοι όμοιοι με αυτούς που παράγουν τα

κουδούνια, ενώ κάτω από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού, ακούγονται μουντοί ήχοι.

Ο Hashiguchi μέτρησε το μέτρο δυσκαμψίας και την εσωτερική τριβή σε ένα φάσμα θερμοκρασιών από τους -170°C έως τους 800°C σε πειράματα στρέψης. Τα αποτελέσματα αναφέρονται στο σχήμα 3.31.

Σχήμα 3.31 Μεταβολές της θερμοκρασίας στο μέτρο rigidity και της εσωτερικής τριβής για κράμα Ti-51%Ni.

Η εσωτερική τριβή υπολογίζεται (off on the lefthand axis) και όπως δείχνει η καμπύλη στην κάτω αριστερή πλευρά έχει μέγιστα στο εύρος θερμοκρασιών -7°C - 50°C και πάλι στη γειτονιά των 600°C .

Η καμπύλη χαρακτηρίζεται από υπερβολικές αποκλίσεις ανάλογα με το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό και εμφανίζεται να έχει τρία (περισσότερα ή λιγότερα) μέγιστα (παρατηρείται η πολυπλοκότητα της διαδικασίας μετασχηματισμού). Θεωρείται ότι το μέγιστο στους 600°C αντιπροσωπεύει την αλλαγή από μια περιοχή όπου οι δύο φάσεις συνυπάρχουν σε μια περιοχή μιας φάσης.

Οι επάνω καμπύλες στο σχήμα, δείχνουν τις διαφορές με τη θερμοκρασία του μέτρου δυσκαμψίας G . Το t που χρησιμοποιείται στην κλίμακα είναι η περίοδος ταλάντωσης ενός εκκρεμούς (torsion pendulum) και σχετίζεται με το G με το $t \propto G^{-\frac{1}{2}}$. Το μέτρο έχει ένα ελάχιστο στη περιοχή των 0°C και αυξάνεται με τη θερμοκρασία μέχρι τους 550°C .

3.6.3 Ειδική Θερμότητα (Specific Heat)

Ο Dautovich μέτρησε τις θερμότητες μετασχηματισμού για το Ti-51% σε Ni. Μετά από ψύξη των δοκιμίων στους 43.0 και -196°C, παρατήρησε βασιζόμενος στο διάγραμμα της ειδικής θερμότητας των δοκιμίων, όπως θερμαίνονταν, ότι η θερμότητα μετασχηματισμού της χαμηλής θερμοκρασίας μαρτενσίτη κατά το μετασχηματισμό σε φάση υψηλής θερμοκρασίας (ενδιάμεση φάση), είναι 310cal/mol και από την ενδιάμεση φάση στη φάση υψηλής θερμοκρασίας είναι $82 \pm 5 \text{ cal/mol}$.

Για να μελετηθούν οι αλλαγές στην ειδική θερμότητα για τη διαδικασία μετασχηματισμού δύο φάσεων, οι ερευνητές έκαναν μετρήσεις σε κράματα $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Fe}_x$. Στο σχήμα 3.32 παρουσιάζεται ένα παράδειγμα αυτών των πειραματικών διαδικασιών, όπου φαίνονται οι αλλαγές στη θερμοκρασία κατά τη θέρμανση στην ειδική θερμότητα C_p κράματος $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{46.5}\text{Fe}_{3.5}$. Στο σχήμα φαίνεται ένα εκτεταμένο μέγιστο στην περιοχή των -70°C το οποίο αντιπροσωπεύει το μετασχηματισμό από την φάση υψηλής θερμοκρασίας στη ενδιάμεση φάση III $\rightarrow$ II, ενώ ένα άλλο μέγιστο που φαίνεται καθαρά αντιπροσωπεύει το μετασχηματισμό από την ενδιάμεση φάση στη φάση του μαρτενσίτη χαμηλής θερμοκρασίας. Στο θερμοκρασιακό πεδίο που αντιστοιχεί ανάμεσα στα δύο μέγιστα, όπου το δοκίμιο είναι στην ενδιάμεση φάση (II) η ειδική θερμότητα είναι 1.5cal/mol °C μεγαλύτερο από τη φάση του μαρτενσίτη και της γονικής φάσης.

Ο πίνακας 3.1 αναφέρει τα ποσά θερμότητας κατά το μετασχηματισμό που βρέθηκαν υπολογίζοντας την ειδική θερμότητα στην ενδιάμεση φάση από την περιοχή του διαγράμματος όπου εμφανίζονται τα μέγιστα.

Transformation Heats of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Fe}_x$ (unit: cal/mol.). TiNi is 402 cal/mol.		
x	III $\rightarrow$ II	II $\rightarrow$ I
2.5	197	99
3.0	118	103
3.5	102	92

Πίνακας 3.1. Θερμότητες μετασχηματισμού με βάση την ειδική θερμότητα

Η θερμότητα μετασχηματισμού μειώνεται με αύξηση της περιεκτικότητας σε σίδηρο Fe. Το μεγαλύτερο μέρος της μείωσης μετριέται από την πτώση της θερμότητας μετασχηματισμού από το μετασχηματισμό από την φάση υψηλής θερμοκρασίας στη ενδιάμεση φάση III $\rightarrow$ II και την περιεκτικότητα του κράματος σε σίδηρο.

3.6.4 Θερμική διαστολή (thermal expansion)

Από τη στιγμή που ανακαλύφθηκε το φαινόμενο μνήμης σχήματος (Shape Memory Effect) σε κράματα NiTi, ερευνήθηκε η ασυνήθιστη συμπεριφορά της θερμικής διαστολής σε αυτά τα κράματα. Ιδιαίτερα, διαγράμματα θερμικής διαστολής για δοκίμια Ti-50% σε Ni τα οποία έχουν υποστεί βαφή εν ψυχρώ ή διαμόρφωση εν ψυχρώ (cold drawing or cold swaging) έχουν γίνει πηγές αντιπαράθεσης μεταξύ των επιστημόνων. Όταν θερμαίνονταν κοντά στη θερμοκρασία κατά την οποία ο μετασχηματισμός σε ωστενίτη ξεκινούσε (A_s), σε θερμοκρασία λίγο μικρότερη από την A_s η θερμική διαστολή γινόταν αρκετά μικρότερη, ενώ λίγο πάνω από την A_s μεγάλωνε σημαντικά.

Οι ίδιες καμπύλες παρουσιάζονταν για επαναλαμβανόμενη θέρμανση και ψύξη κάτω από τους 350°C. Όμως, όταν θερμαίνονταν πάνω από 550°C αυτή η ασυνήθιστη συμπεριφορά, που προκαλείται από τη μέθοδο της παρασκευής του κράματος, εξαφανιζόταν. Αυτό γίνεται γιατί το φαινόμενο μνήμης σχήματος βρέθηκε, όταν οι ερευνητές προσπάθησαν να μετρήσουν τη θερμική διαστολή. Επομένως η παραμόρφωση κατά την παρασκευή, πρέπει να

αφαιρεθεί από τα δοκίμια πριν γίνουν οι μετρήσεις της θερμικής διαστολής.

Οι καμπύλες θερμικής διαστολής για το μετασχηματισμό των δύο φάσεων έχουν εξεταστεί λεπτομερώς και φαίνονται στην εικόνα 3.33 και αφορούν κράμα $Ti_{50}Ni_{47.5}Fe_{2.5}$. Στη φάση μετασχηματισμού από την υψηλή θερμοκρασία στην ενδιάμεση φάση και στη φάση χαμηλής θερμοκρασίας, παρατηρήθηκε διαστολή.

Στην εικόνα οι θερμοκρασίες M_s , A_s , M_f , A_f , M_s' και A_f' είναι διακριτές σε μεγάλο βαθμό, ενώ δε συμβαίνει το ίδιο με τις θερμοκρασίες M_f' και A_s' .

3.6.5 Μηχανικές ιδιότητες (Mechanical Properties)

Είναι γεγονός ότι οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων NiTi είναι ένα θέμα που έχει απασχολήσει τους ερευνητές από τις αρχές της δεκαετίας του 60' μέχρι και σήμερα, ενώ πολλές είναι οι φορές που έχουν ανακοινωθεί και αναφερθεί ασυνήθιστες ιδιότητες. Τα παραπάνω συμπεράσματα είναι από τον Rozner (12) ο οποίος από

καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για δοκίμια από NiTi 50% σε πειράματα εφελκυσμού μεταξύ των θερμοκρασιών από -196°C έως και τους 700°C. Κάτω από τους 70°C εμφανίζονται discontinuous yields. Έπειτα από παραμορφώσεις από 4% έως και 7% τα δοκίμια υπόκεινται σε σκλήρυνση (work hardened) σε ένα ασυνήθιστα μεγάλο βαθμό. Μεταξύ 100°C και 400°C το yielding γίνεται συνεχόμενο και ο ρυθμός του work hardening μειώνεται. Πάνω από 400°C δεν υπάρχει σχεδόν καθόλου hardening και παρατηρείται ομογενής και μεγάλη επιμήκυνση. Δεν παρατηρείται θλίψη (compression) σε καμιά περίπτωση. Η τάση διαρροής είναι ελάχιστη σε θερμοκρασία δωματίου και αυξάνεται μέχρι τους 100°C. Ακόμα και στους -196°C είναι πιθανές παραμορφώσεις κοντά στο 40%. Έτσι, οι ιδιότητες του κράματος NiTi υπό τάση, είναι ξεχωριστές και αυτό γίνεται εξαιτίας του ασυνήθιστου μηχανισμού παραμόρφωσης των θερμοελαστικών μαρτενσιτικών μετασχηματισμών που δημιουργούνται σε θερμοκρασίες κοντά στη θερμοκρασία δωματίου.

Με κάθε τρόπο, η ιδιότητα που είναι σημαντική στην εφαρμογή της μνήμης σχήματος του NiTi είναι ότι η φάση του μαρτενσίτη κάνει το υλικό πολύ πιο μαλακό από τη φάση υψηλής θερμοκρασίας σε αντίθεση με το χάλυβα.

Ο Miyazaki και Saburi πραγματοποιώντας πολύ καλά πειράματα μελέτησαν τα αποτελέσματα της γήρανσης σε δοκίμια NiTi, της συγκέντρωσης σε Ni, και της επεξεργασίας πριν την κατασκευή (post-fabrication annealing), σε τεστ εφελκυσμού, και κατέληξαν στα ίδια αποτελέσματα για τον καθορισμό των effects της συγκέντρωσης Ni.

Μετά από βαφή εν ψυχρώ από τους 800°C, 3 δοκίμια (Ti-50,50.5,50.1 σε %Ni) υποβλήθηκαν σε πειράματα εφελκυσμού σε διαφορετικές θερμοκρασίες. Μετά από επιβαλλόμενη παραμόρφωση 5% και αποφόρτιση, τα δοκίμια θερμάνθηκαν αργά από την A_s , πάνω από την A_f και μετρήθηκε η παραμένουσα παραμόρφωση. (Σχήμα 3.34 και Σχήμα 3.35) (Καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για NiTi 50%Ni και 51%).

Στην εικόνα 3.34 η τάση διαρροής έχει ελάχιστο στην περιοχή των 66°C, κάτι το οποίο συμφωνεί με τι τιμές για M_s οι οποίες προέκυψαν μετρώντας την ηλεκτρική ειδική αντίσταση. Πάνω από τους 66°C η τάση διαρροής ανεβαίνει απότομα με τη θερμοκρασία, αλλά κάτω από τους 60°C μειώνεται σταδιακά. Η επαναφορά της παραμόρφωσης εξαιτίας της θερμοκρασίας δεν ολοκληρώνεται πάνω από τους 84°C οπότε ένα μέρος παραμόρφωσης παραμένει ως ένα είδος πλαστικής παραμόρφωσης. Στους 125°C δεν υπάρχει καθόλου επαναφορά. Με το κράμα αυτό δεν υπάρχει εύρος θερμοκρασιών στο οποίο παρατηρήθηκε το φαινόμενο της ψευδοελαστικότητας, ενώ το κράμα Ti-50.5 σε %Ni παρουσίασε την ίδια συμπεριφορά.

Σχήμα 3.34 Καμπύλες τάσης - παραμόρφωσης για κράμα Ti-50%Ni σε διαφορετικές θερμοκρασίες¹

Από την άλλη μεριά, όπως φαίνεται από την εικόνα 3.34, παρατηρήθηκε το φαινόμενο της ψευδοελαστικότητας σε κράμα NiTi με 51% Ni στο θερμοκρασιακό εύρος από τους -44°C έως τους -21°C και μέσω των τάξεων (που δεν φαίνονται στις καμπύλες) υπήρξε 100% επαναφορά σχήματος από τους -74°C στους -49°C . Η εικόνα 3.35 είναι ένα διάγραμμα της σχέσης μεταξύ της τάσης διαρροής και της θερμοκρασίας για τα τρία διαφορετικά κράματα.

Τα αποτελέσματα των καμπύλων τάσης-παραμόρφωσης των κραμάτων βασισμένων στο NiTi τα οποία, μετά από ανόπτηση, από μια φάση μονού κρυστάλλου υψηλής θερμοκρασίας μπορούν να κατηγοριοποιηθούν σε πέντε τύπους όπως φαίνεται και στο σχήμα 3.36, σε σχέση με τη θερμοκρασία στην οποία έγιναν μετρήσεις.

Σχήμα 3.36 Πέντε διαφορετικές καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για κράματα NiTi⁴³.

Οι διαφορετικοί μηχανισμοί παραμόρφωσης εικάζεται ότι σχετίζονται με τους πέντε τύπους που φαίνονται παρακάτω. Αν η θερμοκρασία παραμόρφωσης (μετασχηματισμού) δηλώνεται από την T_d , τότε το εύρος θερμοκρασίας τύπου I ($T_d < M_s$), το δοκίμιο είναι ολοκληρωτικά στη φάση του μαρτενσίτη. Επομένως η παραμόρφωση προχωρά στη μετανάστευση των διεπιφανειών των διδυμίων (twinning interfaces) δηλαδή τη μετακίνηση συνόρου διδυμίων κατοπτρισμού μεταξύ της φάσης του μαρτενσίτη και το συνασπισμό των υπολοίπων μεταβλητών (coalescence of variants). Στον τύπο II ($M_s < T_d < M_s$) το δοκίμιο παραμορφώνεται επειδή η αύξηση του κρυστάλλου εξαιτίας της τάσης (stress-induced growth) μεταξύ της υπάρχουσας μαρτενσιτικής φάσης, προκαλεί τη δημιουργία ενός νέου μαρτενσίτη εξαιτίας της τάσης (S-tress I-nduced M-artenstite - SIM), όπως και συνέχιση του μηχανισμού τύπου I.

Στον τύπο III ($M_s < T_d < A_f$) η παραμόρφωση είναι αποτέλεσμα μόνο της αύξησης του SIM (μαρτενσίτη εξαιτίας της επιβαλλομένης τάσης). Ο τύπος IV παρουσιάζει και το φαινόμενο που λέγεται ψευδοελαστικότητα (pseudoelasticity), και η φάση του μαρτενσίτη υπάρχει μόνο υπό τάση. Ο τύπος V εκτείνεται στο θερμοκρασιακό εύρος, όπου η πλαστική παραμόρφωση της γονικής φάσης εμφανίζεται πριν το σχηματισμό του stress-induced μαρτενσίτη.

3.6.6 Επίδραση στο κράμα NiTi η πρόσμιξη Cu στη θέση ποσοστού Ni (Effects of substituting Cu for Ni).

Το κράμα NiTiCu έχει μεγάλη εφαρμογή ως βιομηχανικό υλικό. Ο Melton απέδειξε ότι ακόμα και αν ο Cu σε στερεά μορφή υπερβαίνει το 30%, οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού αλλάζουν πολύ λίγο και το φαινόμενο μνήμης σχήματος είναι ισχυρό. Από την πλευρά του κόστους, το κράμα είναι εξαιρετικά «δελεαστικό» καθώς ο χαλκός είναι πολύ πιο φθηνό στοιχείο από το Ni και το Ti.

Ηλεκτρική ειδική αντίσταση. Στο σχήμα 3.37 παρουσιάζονται οι καμπύλες θερμοκρασίας – ειδική αντίστασης για $X=0.6$ ($=30\%Cu$). Για X μεγαλύτερο από 0.1 ($=5\%Cu$), η ειδική αντίσταση αλλάζει και στους μετασχηματισμούς είναι αντίθετη με τις τιμές που βρέθηκαν σε καθαρό NiTi : Χαρακτηριστικά, υπάρχει μια αύξηση του M_s , και μια μείωση του A_s . Οι καμπύλες στο σχήμα 3.37, προσδιορίζονται χρησιμοποιώντας DSC (Differential Scanning Calorimetry), το οποίο δείχνει ένα μέγιστο εξώθερμο κατά την ψύξη και ένα ενδόθερμο μέγιστο κατά τη θέρμανση. Η θερμοκρασία που σημειώνεται από το βέλος είναι η M_s .

Σχήμα 3.37 Μεταβολή της ηλεκτρικής αντίστασης σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία για κράματα $TiNi_xCu_x$. Το διάγραμμα είναι κανικοποιημένο με βάση τους $100^\circ C$.

Η εικόνα 3.38 δείχνει τις αλλαγές στις θερμοκρασίες M_s και A_s κατά τη μεταβολή της σύστασης στο Cu όπως καθορίζεται από τις καμπύλες της ειδικής αντίστασης και του DSC. Όπως φαίνεται στην εικόνα (a), η M_s δε μεταβάλλεται σημαντικά, από τη μεταβολή της σύστασης του Cu, μειώνεται σε ένα ποσοστό περίπου 10% (0.2) και αυξάνεται σε συγκεντρώσεις πάνω από αυτό. Υπάρχει επίσης μια τάση να υποχωρούν οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού (A_s - M_s) με την αύξηση της συνεισφοράς του Cu στο κράμα.

Οι μηχανές θερμότητας (heat engines) χρησιμοποιούν όλο και περισσότερο SMA και για να είναι εφικτό να χρησιμοποιηθεί ζεστό

νερό, είναι πλεονέκτημα για τις θερμοκρασίες (A_f-M_f) να είναι όσο δυνατόν μικρότερες. Σε κράμα NiTi, (A_f-M_f) είναι περισσότερο από 50°C όμως αυτή η τιμή μπορεί να μειωθεί με την προσθήκη Cu.

Η εικόνα 3.39 είναι μια γραφική παράσταση των μεταβολών στις θερμοκρασίες (A_f-M_f) κατά τη μεταβολή της σύστασης του Cu στο κράμα. Αν για παράδειγμα η σύσταση του κράματος περιέχει χαλκό 10%-20%, οι θερμοκρασίες (A_f-M_f) μπορούν να μειωθούν κατά 20°C .

Όταν κράματα βασισμένα σε NiTi χρησιμοποιούνται σε ένα στοιχείο το οποίο οδηγεί τη στρέψη μιας μηχανής θερμότητας, το μέγεθος της τάσης που αποδίδει το σχήμα του στοιχείου είναι εξαιρετικά σημαντικό (pull strength). Αυτή η τάση είναι έντονα ανάλογη με το $\sigma_{ii}-\sigma_i$ όπου σ_{ii} είναι η εφελκυστική τάση στη φάση υψηλής θερμοκρασίας και σ_i είναι η εφελκυστική τάση στη χαμηλή θερμοκρασία.

Έρευνες στην επιρροή της σύστασης του Cu στις εφελκυστικές τάσεις (χαμηλής και υψηλής θερμοκρασίας) $\Delta\sigma = (\sigma_{ii}-\sigma_i)$ έδειξαν για το κράμα Ti₅₀Ni₄₀Cu₁₀ πολύ καλά χαρακτηριστικά.

Η εικόνα 3.40 συγκρίνει τη μεταβολή μεταξύ του σ_{ii} στους 85°C και του σ_i στους 20°C σε κράμα NiTi (50.3 σε %Ni) και Ti₅₀Ni₄₀Cu₁₀. Η παραμόρφωση ϵ βρίσκεται στον οριζόντιο άξονα. Σε ένα εύρος παραμόρφωσης $\epsilon=8\%$, το εύρος στην πραγματικότητα χρησιμοποιείται στις μηχανές θερμότητας, το $\Delta\sigma$ αυξάνεται περίπου

100MPa. Για μικρές παραμορφώσεις, η τιμή του σ_i πέφτει περίπου 50MPa, λιγότερο από το μισό του NiTi και αυτό επίσης είναι πλεονέκτημα για τις μηχανές θερμότητας.

Έχει βρεθεί ότι οι φάσεις μετασχηματισμού σε ένα κράμα NiTiCu μεταβάλλονται με διαφορετικό τρόπο. Πάνω από 15%Cu, ο κυβικός κρύσταλλος (cubic crystal) κατά το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό σταματά αντίθετα με έναν ορθορομβικό μαρτενσίτη. Σε ένα κράμα με 10%Cu, ο μετασχηματισμός γίνεται σε δυο στάδια. Αρχικά είναι κυβικός κρύσταλλος (cubic crystal) → ορθορομβικός μαρτενσίτης (orthorombic martensite) → μονοκλινής μαρτενσίτης (monoclinic martensite).

3.7 Κράματα μνήμη σχήματος διπλού δρόμου (two-way shape memory alloys)

Το βασικό χαρακτηριστικό του φαινομένου μνήμης σχήματος είναι ότι ανεξαρτήτως με το πόσο άσχημα η φάση χαμηλής θερμοκρασίας παραμορφώνεται, η θέρμανση θα ελαττώσει τον αντίστροφο μετασχηματισμό και το δοκίμιο θα γυρίσει στο αρχικό σχήμα της

ωστενιτικής φάσης (υψηλής θερμοκρασίας). Από τη στιγμή που αυτό το σχήμα δεν θα αλλάξει όταν το δοκίμιο παραμορφώνεται ξανά σε μαρτενσίτη με ψύξη, αυτό είναι φαινόμενο μνήμης σχήματος απλού δρόμου (one-way shape memory effect). Κάτω από συγκεκριμένες συνθήκες, όμως το δοκίμιο θερμαίνεται αποθηκεύοντας ένα σχήμα, και έπειτα ψύχεται εκτελώντας μια περιορισμένη επαναφορά στην κατάσταση την οποία βρισκόταν το δοκίμιο πριν υποστεί την παραμόρφωση και λέγεται μερικώς αναστρέψιμο φαινόμενο μνήμης σχήματος ή two-way shape memory effect^{40,41,42}. Ένα παράδειγμα για TWSME παρουσιάζεται σε ένα ελατήριο από NiTi το οποίο θυμόταν το σχήμα του, που έχει παρουσιασθεί στο σχήμα 3.28.

Σχήμα 3.28 Ελατήριο από κράμα NiTi

Όταν ψύχθηκε, το ελατήριο γύρισε στο ελικοειδές σχήμα το οποίο είχε παραμορφωθεί σε θερμοκρασία δωματίου και επιμηκύνθηκε περίπου 20%. Γενικά, ακόμα και όταν το δοκίμιο δεν επιστρέφει 100% στο αυθεντικό του σχήμα, όπως σε αυτό το παράδειγμα, η έκφραση reversible shape memory effect χρησιμοποιείται.

Οι παρακάτω τεχνικές χρησιμοποιούνται για να προσδώσουν στα κράματα με μνήμη σχήματος ιδιότητες δυνατότητας αντιστροφής.

1. Παραμόρφωση του μαρτενσίτη πέρα από το όριο.
2. Παραμόρφωση της γονικής φάσης περισσότερο του δυνατού και μετασχηματισμό σε μαρτενσίτη εξαιτίας της τάσης.
3. Παραμόρφωση της γονικής φάσης, ψύξη του δοκιμίου σε θερμοκρασία κάτω από την M_f υπό περιορισμό, και καθορισμός της υπό τάσης κατάσταση για μεγάλο χρόνο.
4. Παραμόρφωση της φάσης του μαρτενσίτη, θέρμανση του δοκιμίου υπό περιορισμό και πρόκληση του αντιστρόφου μετασχηματισμού.

5. Παραμόρφωση του δοκιμίου αφού έχουν δημιουργηθεί (minutes precipitates) στη γονική φάση.

Η αρχή που αφορά όλες αυτές τις τεχνικές είναι ότι : α) τοποθετεί τις εσωτερικές τάσεις που δημιουργούνται από κάποιο μηχανισμό μέσα στη γονική φάση υψηλής θερμοκρασίας (η οποία πρέπει να επαναφέρει το σχήμα του στον αντίστροφο μετασχηματισμό όταν θερμαίνεται) και β) αυτά τα sites σταθεροποιούν το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό που προκαλείται με ψύξη. Αναλόγως, τα sites των εσωτερικών τάσεων (internal stresses) στις τεχνικές 1, 2 και 3 που αναφέρθηκαν παραπάνω, είναι irreversible defects όπως dislocations που προκλήθηκαν από τις παραμορφώσεις. Στις 4 και 5 τα sites καθορίζουν έναν σταθερό stress induced martensite (ο οποίος υποβάλλεται σε αντίστροφο μετασχηματισμό όταν θερμαίνεται) ή precipitates.

Είναι ήδη γνωστό ότι το reversible strain όπου χρησιμοποιείται η τεχνική 4, ο βαθμός του shape change είναι μικρός και ο έλεγχός του δεν είναι εύκολος.

Σε περιπτώσεις όπου το NiTi το οποίο δεν είναι equally divided από μια single φάση υψηλής θερμοκρασίας, η Ms πέφτει αρκετά, όσο η συγκέντρωση του Ni αυξάνεται. Και στις δυο περιπτώσεις κράματος συγκέντρωσης Ti-51% και 52% Ni η Ms είναι κάτω από τους -90°C , η θερμοκρασία του υγρού αζώτου. Η χρησιμοποίησή του, ως functional material είναι λοιπόν περιορισμένη και εξαρτημένη από την ψευδοελαστικότητα του μετασχηματισμού φάσης, από εφαρμογές σε εξαιρετικά χαμηλές θερμοκρασίες.

Εν τούτοις, αν τέτοια δοκίμια are aged σε θερμοκρασίες κάτω από τους 550°C , το supersaturated Ni forms minute ageing products. Τα αποτελέσματα αυτού έχουν ήδη περιγραφεί : (α) η συγκέντρωση του Ni στη μήτρα μειώνεται, (β) η Ms αυξάνεται, (c) μια ενδιάμεση φάση με μια ρομβοεδρική δομή (rhombohedral structure) εμφανίζεται μεταξύ της μονοκλινούς μαρτενσιτικής φάσης και της γονικής φάσης η οποία έχει ένα CsCl-like κανονική δομή, και (δ) το υλικό έχει μια two-stage συμπεριφορά μετασχηματισμού.

Όπως και σε πολλά άλλα συστήματα κραμάτων, ο χρόνος που μεσολαβεί κατά την ανάμειξη των στοιχείων στα πρώιμα στάδια της ιζηματοποίησης, θεωρείται ότι δημιουργούν διεπιφάνειες με τις μήτρες, οι οποίες συνοδεύονται παραμορφώσεις. Αυτό στην ουσία είναι ο μηχανισμός ο οποίος εισάγει τις εσωτερικές τάσεις στο κράμα και ελέγχει τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό μεταξύ της γονικής φάσης. Ο μετασχηματισμός μεταξύ της γονικής φάσης και της ενδιάμεσης φάσης, έχει επίσης θερμοελαστικό χαρακτήρα ο οποίος συμβάλλει στο φαινόμενο μνήμη σχήματος και στο αντιστεπτό φαινόμενο μνήμης σχήματος (Reversible Shape Memory Effect).

3.8 Διαφορική Θερμιδομετρία σάρωσης

(DSC, Differential Scanning Calorimetry)

Είναι γεγονός ότι υπάρχουν πάρα πολλές μέθοδοι που χρησιμοποιούνται για το χαρακτηρισμό των SMA, κάποιες πιο εξειδικευμένες σε SME, ή στο φαινόμενο της υπερελαστικότητας. Όμως ο καθορισμός των θερμοκρασιών μετασχηματισμού είναι κάτι κοινό για όλα τα κράματα με μνήμη σχήματος.

Ανάμεσα σε τόσες μεθόδους που χρησιμοποιήθηκαν για να μετρηθούν οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού των SMA, το DSC έχει γίνει μια κλασσική τεχνική υπολογισμού των θερμοκρασιών μετασχηματισμού των SMA.

Στη συγκεκριμένη τεχνική αξιοποιείται το γεγονός ότι με την αλλαγή της θερμοκρασίας ενός υλικού η ειδική του θερμότητα αλλάζει πολύ αργά, όταν αυτό βρίσκεται σε μια συγκεκριμένη φυσική κατάσταση, ενώ αντίθετα αλλάζει ασυνεχώς κατά τη μετάβασή του από μια φυσική κατάσταση σε μια άλλη.

Το DSC είναι μια θερμική μέθοδος που μετρά τη μεταβολή στη ροή θερμότητας, η οποία σχετίζεται με το μετασχηματισμό φάσης, μέσα από έναν ελεγχόμενο κύκλο θέρμανσης – ψύξης.

Τοποθετείται λοιπόν το προς εξέταση δείγμα σε ειδική θήκη, η οποία τοποθετείται με τη σειρά της μαζί με ένα πρότυπο αναφοράς (που συνήθως είναι μια άδεια θήκη ίδια με την προηγούμενη) σε κοινό περιβάλλον επάνω σε κατάλληλες βάσεις, στις οποίες είναι προσαρμοσμένα θερμοζεύγη και ηλεκτρικές αντιστάσεις. Η θερμοκρασία και των δύο υλικών προγραμματίζεται ώστε να αλλάζει με τον ίδιο αριθμό, που για να συμβεί όμως θα πρέπει να υπάρχει μια διαφορά στην παροχή θερμότητας που δίνεται στο καθένα, ανάλογη με την ειδική του θερμότητα. Μετρώντας λοιπόν αυτήν ακριβώς τη διαφορά στην παροχή ενέργειας, ουσιαστικά δηλαδή το ρυθμό απορρόφησης ενέργειας από το δείγμα ως συνάρτηση της μεταβολής της θερμοκρασίας του, δηλαδή τη μεταβολή της ενθαλπίας του, είναι δυνατό να ανιχνευθούν οι μεταβάσεις του προς εξέταση υλικού από μια φυσική κατάσταση σε μια άλλη.

Το δοκίμιο είναι ένα μικρό κομμάτι κράματος, χωρίς να του επιβάλλεται κανένα φορτίο κατά την εξέταση. Πολλές από τις εναλλακτικές μεθόδους χρησιμοποιούν εφαρμοζόμενες δυνάμεις με αποτέλεσμα αυτές να προκαλούν παραμόρφωση κατά το μετασχηματισμό.

Χρησιμοποιώντας το DSC υπάρχει η δυνατότητα να καθορισθούν οι μετασχηματισμοί με τις θερμοκρασίες εκκίνησης (start), μέγιστου (peak) και τερματισμού (finish), του φαινομένου του μετασχηματισμού φάσης, του δοκιμίου, χρησιμοποιώντας τη μέθοδο της εφαπτομένης³⁸.

Στην περίπτωση των SMA, κατά την ψύξη, πιθανές φάσεις μετασχηματισμού, είναι ο μετασχηματισμός από τον ωστενίτη σε R-phase (R) και το μετασχηματισμό από είτε ωστενίτη και το μετασχηματισμό από είτε ωστενίτη ή R-phase σε μαρτενσίτη (M). Κατά τη θέρμανση παρατηρείται ο αντίστροφος μετασχηματισμός από μαρτενσίτη σε R-phase (R') και από είτε μαρτενσίτη ή R-phase σε ωστενίτη.

Διαφορετικές πειραματικές συνθήκες και παράμετροι του DSC κάνουν τη σύγκριση των αποτελεσμάτων δύσκολη σε διαφορετικά εργαστήρια. Κάνοντας πειραματισμούς με τις συνθήκες και παραμέτρους του DSC όπως ρυθμού θέρμανσης, του βάρους του δοκιμίου, φάνηκε ότι οι μαρτενσιτικές και ωστενιτικές θερμοκρασίες εκκίνησης του μετασχηματισμού ήταν αυτές που επηρεάστηκαν λιγότερο από τις διαφορετικές συνθήκες. Αυτό συνιστά ότι περισσότερη έμφαση πρέπει να δοθεί στην A_s σε σχέση με την A_f όταν χρησιμοποιούμε τα αποτελέσματα του DSC.

Τα SMA χαρακτηρίζονται από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού. Η ακρίβεια στη σύσταση που απαιτείται όταν λιώνονται τα κράματα, είναι πιο ακριβής από τα σφάλματα στη χημική ανάλυση. Έτσι, στις περισσότερες περιπτώσεις για λόγους ελέγχου της ποιότητας δε μετريέται η χημική ανάλυση, αλλά η θερμοκρασία μετασχηματισμού⁴⁸.

Σχήμα 3.41 DSC σε κράματα NiTi Austenite - R-phase - Martensite, (DSC Mettler Analyser, @mt technologies, Belgium)

Η συσκευή που χρησιμοποιήθηκε στα πειράματα που έγιναν στο Βέλγιο στην εταιρεία @mt technologies, είναι τύπου Mettler Toledo Shell 30, ενώ συνδέεται με δοχείο υγρού αζώτου χωρητικότητας 100lt. Στο επόμενο κεφάλαιο παρουσιάζονται αναλυτικά οι διαδικασίες των πειραμάτων, και οι συσκευές που χρησιμοποιήθηκαν.

3.9 Στρεπτική ενεργοποίηση SMA

Τα SMA είναι γενικά κράματα που λειτουργούν εφελκυστικά για αυτό και οι περισσότεροι μηχανισμοί που χρησιμοποιούν SMA λειτουργούν με βάση τον εφελκυσμό. Το κομμάτι SMA αρχικά εφελκύεται μέσω εξωτερικής δύναμης και μετά από θέρμανση παρατηρείται η επαναφορά στην αρχική κατάσταση. Στην περίπτωση του εφελκυσμού για τα SMA, υπάρχουν πολλές βιβλιογραφικές αναφορές, οι οποίες δίνουν πληροφορίες για πειραματικές διαδικασίες και αποτελέσματα, μηχανικές ιδιότητες και μοντελοποίηση σε κράματα SMA διαφορετικής σύστασης.

Στην περίπτωση που χρησιμοποιούμε ένα κομμάτι SMA σε στρέψη, οι βιβλιογραφικές αναφορές είναι ελάχιστες. Παρακάτω έχουν συγκεντρωθεί κάποιες από τις αναφορές που αφορούν τη στρεπτική ενεργοποίηση των SMA.

Στα 1999 οι Dimitri Aslanidis, Anja Serneels, Wilfried Van Moorlegheem και Philippe Moignier⁷⁹, παρουσίασαν ένα μηχανισμό που χρησιμοποιεί κράμα CuAlNiTi με σύσταση 82.5%, 13%, 3.9%, και 0.4% αντίστοιχα. Ο μηχανισμός χρησιμοποιεί ένα κυλινδρικό κομμάτι SMA διαμέτρου 5mm. Πραγματοποιήθηκαν πειράματα χρησιμοποιώντας δύο διαφορετικούς ρυθμούς θέρμανσης, 0.5°C/min και 15°C/min. Παρατηρήθηκε ότι η μέγιστη γωνία στρέψης εξαρτάται σημαντικά από το ρυθμό θέρμανσης κατά την επαναφορά στη φάση του ωστενίτη, και είναι 256° και 221° για τους δύο ρυθμούς που αναφέρθηκαν αντίστοιχα. Σε 15.000 θερμομηχανικούς κύκλους παρατηρήθηκε γωνία περίπου 205°, υπό σταθερή εφαρμοζόμενη ροπή 2Nm.

Ένα χρόνο αργότερα οι HeCunfu, WuBin, TaoBaoqi και JinJiang⁸⁰, πραγματοποιείται μελέτη που αφορά τη στρέψη λεπτών σωλήνων SMA στους οποίους έχει τυλιχτεί σύρμα SMA διαμέτρου 0.2mm. Χρησιμοποιούνται δύο διαφορετικοί τρόποι θέρμανσης αρχικά βράζοντας νερό και τοποθετώντας τη διάταξη μέσα σε αυτό, και δεύτερον τοποθετώντας ζεστό νερό μέσα στο σωλήνα. Μελετάται η συμπεριφορά του σωλήνα και του τυλιγμένου σύρματος και μοντελοποιούνται τα αποτελέσματα.

Την ίδια χρονιά οι Andrew C Keefe και Gregory P Carman, παρουσίασαν μια εργασία που αφορά την συμπεριφορά κραμάτων

NiTiCu σε μορφή σωλήνων, σε στρέψη. Μελετάται η αξονική παραμόρφωση που δημιουργείται και η ροπή επαναφοράς κατά την επαναφορά στη φάση του ωστενίτη μετά από θέρμανση. Η ορθότητα των πειραματικών αποτελεσμάτων ελέγχθηκε μέσω τριών αναλυτικών μοντέλων τα οποία βασίστηκαν (κυρίως τα δύο) σε μη γραμμικές καταστατικές εξισώσεις του Shishkin.

Τέλος, το 2007 οι Harsha Prahlad και Inderjit Chopra⁸², παρουσίασαν μελέτη που αφορά τη μοντελοποίηση και τον πειραματικό χαρακτηρισμό κυλινδρικών δοκιμών κατασκευασμένων από SMA. Τα δοκίμια υπόκεινται σε δοκιμή καθαρής στρέψης, ενώ για τη μοντελοποίηση χρησιμοποιούνται οι εξισώσεις των Timoshenko για καθαρή στρέψη και η επέκταση του καταστατικού μοντέλου των Liang-Rogers, μοντέλο της Brinson. Τα αποτελέσματα δείχνουν μια γωνία στροφής περίπου 70°, μετά από ροπή στρέψης που αναλογεί σε 3-4% παραμόρφωση και ελεύθερη επαναφορά με θέρμανση χωρίς την επίδραση εξωτερικού φορτίου.

Βιβλιογραφία

1. Otsuka K. and Wayman M.C., "Shape Memory Materials", 1st Edition, Cambridge University press, Cambridge (1998)
2. Duering T. W., Melton K.N., Sttöckel D and Wayman C.M., "Engineering Aspects of Shape Memory Alloys", 1 It Edition, Butterworth -Heinemann Ltd, London (1990)
3. Hiroyasu Funakubo "Shape Memory Alloys" Precision Machinery and Robotics, Volume 1.
4. Μ. Παπαδάτος, «Ανάλυση συμπεριφοράς κραμάτων μνήμης σχήματος με τη βοήθεια μονοδιάστατων καταστατικών μοντέλων», Διπλωματική Εργασία, Τμ. Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Πατρών (2004)
5. Z.G.Wei,C. Y. Tang, W.B.Lee. Design and fabrication of intelligent composites based on shape memory alloys. Journal of materials processing technology 69 (1997)68- 74.
6. Σ. Παντελάκης – Εισαγωγή στην επιστήμη των υλικών (τόμοι α και β)
7. I.Mihalcz Fundamental characteristics and design method for nickel-titanium shape memory alloy. Periodica polytechnica ser. Mech.eng. Vol.45,No1, pp.75-86 (2001)
8. Δ. Μπόλλας, «"Έξυπνα" σύνθετα υλικά πολυμερικής μήτρας με ενσωματωμένα σύρματα με μνήμη σχήματος», Διδακτορική Διατριβή, Διατμηματικό Πρόγραμμα Μεταπτυχιακών Σπουδών στην "Επιστήμη και Τεχνολογία των Πολυμερών", Πανεπιστήμιο Πατρών (Απρίλιος 2006).
9. C.Liang and C.Rogers One-Dimensional Thermomechanical constitutive relations for shape memory materials. Journal of intelligent material systems and structures, vol. 1 April 1990.
10. L.C. Brinson One-Dimensional constitutive behaviour of shape memory alloys. Journal of intelligent material systems and structures, vol.4 April 1993.
11. Z. G. Wei, R. Sandstrom, S. Miyazaki Review in Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems: Part I Shape-memory materials. Journal of material science 33 (1998).
12. M. Brocca, L.C. Brinson, Z.P. Bazant. Three-dimensional constitutive model for shape memory alloys based on microplane model. Journal of then Mechanics and Physics of Solids 50 (2002) 1051 -1077.
13. <http://www.memory-metalle.de>
14. <http://www.nitinol-europe.com>
15. Gandhi M. V. and Thompson B.S., "Smart Materials and Structures", 1 It Edition, Chapman and Hall, London (1992)
16. Matsumoto, M. and Homma, T.: Trans. JIM., 17-Suppl, p.199, (1976)

17. <http://search.nasa.gov/nasasearch/search/search.sp?nasaInclude=morphing>
18. Παπανικολάου Γ., «Η Φυσική των Πολυμερών», Σημειώσεις Πανεπιστημιακών Παραδόσεων, 2001
19. Hull D. and Clyne T. W., "An Introduction to Composite Materials", 2nd Edition Cambridge University Press (1996)
20. Rogers A.C., J. of Int. Mat. And Str., 4 (1993), p.p. 4-12
21. Newnham E.R., MRS Bulletin (1993) p.p. 24-26
22. Spillman W.B. Jr., Sirkis J.S. and Gardiner P. T., Smart Mater. Struct. 5 (19-6) p.p. 247-254
23. Studt T., R & D Magazine, (1992)
24. Comprehensive Composite Materials, edited by Pergamon Press Inc, Oxford (2000) Chapter 5.
25. <http://www.intellimat.com>
26. Measures M.R., Compo Eng., 2 (1992) p.p. 597-618
27. Wei G.Z., Sandstrom R. and Miyazaki S., "Review. Shape-Memory Materials and Hybrid Composites for Smart Systems; Part I: Shape-Memory Materials", J. of Mat. Sci, 33 (15) (1998) p.p. 3743-3762
28. Encyclopedia of Smart Materials, Volume 2 (2002)
29. Van Humbeeck J., Stalmans R. and Besselink P.A., on Shape Memory Alloys (in Metals as Biomaterials,
30. Helsen J.A. and Vreme H.J.) John Wiley & Sons Ltd (1998) p.p. 75-79
31. Miyazaki S. and Otsuka K., ISIJ International, 29 (5) (1989) p.p. 353-377
32. McDonald S.L., Scientific American, 241 No.5 (1979) p.p. 74-82
33. Huang X., Ackland G.J. and Rabe K.M., Nature Materials 2 (2003) p.p. 307-311
34. Tsoi K.A., "Thermomechanical and Transformational Behaviour and Applications of Shape Memory Alloys and their Composites". Pill Thesis, School of Aerospace, Mechanical and Mechatronic Engineering, Un. of Sydney (2002)
35. Ren X., Taniwaki K., Otsuka K., Suzuki T. and Tanaka K., Phil. Mag. A, 79, No 1 (1999) p.p. 31- 41
36. Sehitoglu H., Karaman I., Zhang X., Viswanath A., Chumlyakov Y. and Maier H.J., Acta Mater. 49(2001) p.p. 3621-3634
37. Nam T.H., Saburi T. and Shimizu K., Mat. Trans. JIM, 31 (11) (1990) p.p. 959-967
38. H. K. D. H. University of Cambridge, Materials Science & Metallurgy
39. Zheng J.Y., Schrooten J., Tsoi K.A. and Sittner P., Soc. For Exp. Mech. 43 (2) (2003) p.p. 194-200

40. Two-Way Shape Memory Effect of TiNi Alloys Induced by Hydrogenation CHING-CHICH LEU, DAVID VOKOUN, and CHEN-TI HU
41. R. Lahoz, L. Gracia-Villa, J. A. Puertolas, Training of the Two-Way Shape Memory Effect by Bending in NiTi Alloys
42. H. Scherngell and A.C. Kneissl Institute of Physical Metallurgy and Materials Testing, University of Leoben, A-8700 Leoben, Austria "TRAINING AND STABILITY OF THE INTRINSIC TWO-WAY SHAPE MEMORY EFFECT IN Ni-Ti ALLOYS"
43. Tsoi K.A., Schrooten J., Zheng Y. and Stalmans R., Mat. Sci. and Eng. A 368 (2004) p.p. 299-310
44. Zheng Y., Schrooten J., Cui L. and Humbeeck J. V., Acta Materialia 51 (2003) p.p. 5467-5475
45. Zheng Y.J., Cui L.S. and Schrooten J., Materials Science and Engineering A 390 (2005) p.p. 139-143
46. Sittner P., Vokoun D., Dayananda G.N. and Stalmans R., Mat. Sc. And Eng. A286 (1999) p.p. 298.
47. Zheng Y., Cui L. and Schrooten J., Mat. Scie. Forum 475-479 (2005) p.p. 2047-2050, Trans Tec 2005, Switzerland
48. Anja Serneels, AMT- @ medical technologies, "Shape Memory alloy characterization and optimisation".
49. Li Y., Cui L., Zheng Y. and Yang D., Materials Letters 51 (2001) p.p. 73-77
50. Zheng Y., Cui L., Zhu D. and Yang D., Materials Letters 43 (2000) p.p. 91-96
51. Piao M., Otsuka K., Miyazaki S. and Horikawa H., Mat. Trans., 34 (10) (1993) p.p. 919-929
52. Zheng Y., Cui L. and Schrooten J., Mat. Letters 59 (2005) p.p. 3287-3290
53. Michaud V., Scripta Materialia 50 (2004) p.p. 249-253
54. Jonnalagadda K.D., Sottos N.R., Qidwai M.A. and Lagoudas D.C., J. of Intel 1. Mat. Sys. and Struc (1998) pp. 379-390
55. Chaudhry Z. and Lagoudas C.A., J. of Mechanical Design 114 (1992) pp 343-347
56. Lee H.J., Lee J.J. and Huh J.S., Compo Struct. 47 (1999) p.p. 463-469
57. Lee J.J. and Choi S., Compo Struct. 47 (1999) 695-703
58. Boller C., Mater. Res. Soc. Symp. (2000) P 604: 87-98
59. Sun S.S., Sun G. Han F. and Wu J.S., Compo Str. 58 (2002) p.p. 295-302
60. Du X. W., Sun G. and Sun S.S., Compo Sci. and Tech. 64 (2004) 1375-1381
61. Boyd J.G. and Lagoudas D.C., Int. J. of Plasticity 127 (1996) p.p. 843-873
62. Turner L.T., J. of Int. Mat. Sys. and Str. 11 (2000) p.p. 382-394

63. Gotthardt R., Scherrer P., Stalmans R., Mater. Sci. Forum 327-3 (2000) p.p. 83-90
64. Sittner P., Michaud V., Balta-Neuman J.A. and Schrooten J., "Modelling and Material Design of SMA Polymer Composites", International Symposium on Smart Materials, PRICM4, Hawaii, Honolulu, December 11-15, 2001
65. Dano M.-L., Hyer M. W., Int. J. of Sol. And Str. 40 (22) (2003) pp 5949-5972
66. Marfia S., Int. J. of Solids and Struct. 42 (2005) p.p. 3677-3699
67. Aboudi J., Smart Mat. Str. 6 (1997) p.p. 1-9
68. Sittner P., Stalmans R. and Tokuda M., Smart Mater. Struct. 9 (2000) p.p. 1-15
69. Lagoudas D.C. and Tadjbakhsh I.G., Smart Mater. Struct. 1 (1992) p.p. 162-167
70. Zhen Z., Jian W. and Yapeng S., Acta Mechanica Solida Sinica 16(4) (2003) p.p. 334-344
71. Budiansky B., Hutchinson J. W. and Evans A.G., J. Mech. Phys. Solids 34(2) (1986) p.p. 167-189
72. Aveston J. and Kelly A., J. of Mat. Sci. 8 (1973) p.p. 352-362
73. Murusawa G., Yoneyama S., Tohgo K. and Takashi M., Key Eng. Mater., 270-273 (2004) p.p. 2172-2178
74. Hebda D.A., Whitlock M.E., Ditman J.B. and White S.R., J. of Intell. Mat. Sys. and Struc., 6 (1995) pp. 4 220-228
75. Xu Y., Otsuka K., Yoshida H. et al., Intermetallics 10 (4) 2002 p. p. 361-369
76. Xu Y., Otsuka K., Nagai H., Asai M. and Kishi T., Scripta Materialia 49 (2003) p.p. 587-593
77. Xu Y., Otsuka K., Yoshida H., Nagai H. and Kishi T., Smart Mater. Struct. 13 2004 p. p. 196-202
78. Psarras G.C., Parthenios J. and Galiotis C., J. of Mat Sci., 36 (2001) p.p. 535-546
79. Dimitri Aslanidis , Anja Serneels and Wilfried Van Moorleghem, Philippe Moignier, Published in the Proceedings of Shape Memory and Superelastic Technologies, SMST-99, 5-9 September, Antwerp, Belgium, "Cu-BASED SHAPE MEMORY ALLOY HINGE FOR DEPLOYMENT APPLICATIONS".
80. HARSHA PRAHLAD AND INDERJIT CHOPRA, JOURNAL OF INTELLIGENT MATERIAL SYSTEMS AND STRUCTURES, Vol.18 January 2007, "Modeling and Experimental Characterization of SMA Torsional Actuators".
81. HeCunfu, WuBin, TaoBaoqi and JinJiang, Smart Mater. Struct. 9(2000)660-664, "Theoretical and experimental studies of torsion deformation of a thin-walled tube with wound and pasted shape memory alloy wires".
82. Andrew, C Keefe and Gregory P Carman, Smart Mater. Struct. 9 (2000)665-672, "Thermo-mechanical

characterization of shape memory alloy torque tube actuators".

Κεφάλαιο 4

4.1 Γενικά

Στο παρόν κεφάλαιο, θα αναλυθούν οι πειραματικές διαδικασίες που πραγματοποιήθηκαν. Επίσης θα γίνει χαρακτηρισμός των υλικών που χρησιμοποιήθηκαν, καθώς και αναφορά στις συσκευές που χρησιμοποιήθηκαν και στις ιδιοσυσκευές που κατασκευάστηκαν.

Θα γίνει αναφορά στις δοκιμές γήρανσης και εφελκυσμού των SMA, καθώς και στη μοντελοποίηση των πειραμάτων μονοαξονικού εφελκυσμού με βάση το μοντέλο των Liang-Rogers. Το μοντέλο υλοποιήθηκε με πρόγραμμα γραμμένο σε γλώσσα προγραμματισμού Matlab. Τα αντίστοιχα αποτελέσματα για πειράματα στρέψης, καθώς και η μοντελοποίηση του προβλήματος θα αναφερθούν και θα αναλυθούν στο κεφάλαιο 5.

4.1.1 Χαρακτηρισμός υλικών

Για την πραγματοποίηση των πειραματικών διαδικασιών, χρησιμοποιήθηκαν κράματα NiTiCu με περιεκτικότητα και χαρακτηριστικά αυτά του πίνακα 4.1. Το κράμα έχει τυποποιηθεί και καλείται NTC01. Όλα τα πειράματα έγιναν με το ίδιο υλικό, ενώ στα πειράματα θερμικής κόπωσης, χρησιμοποιήθηκε διαφορετική μορφή του υλικού (wires, bars). Τα πειράματα γήρανσης και θερμικής κόπωσης, πραγματοποιήθηκαν με λεπτότοιχους σωλήνες διαμέτρου 1.015mm. Για τα πειράματα στρέψης χρησιμοποιήθηκαν κυλινδρικά δοκίμια μήκους περίπου 400mm και διαμέτρου περίπου 6mm.

Στα πειράματα γήρανσης χρησιμοποιήθηκαν και υλικά που είναι τυποποιημένα για την εταιρεία @mt medical technologies ως NT12. Πρόκειται για κράματα NiTi τα οποία έχουν υπερελαστικές ιδιότητες και τα οποία βρίσκονται σε μορφή λεπτότοιχου κυλινδρικού σωλήνα (tube) με διάμετρο $d=1,015\text{mm}$ και $r=150\mu\text{m}$. Το r (radius) είναι το πάχος του τοιχώματος του κυλίνδρου.

Στους παρακάτω πίνακες 1 και 2 αναφέρονται τα χαρακτηριστικά των SMA, όπως αυτά δίνονται από την κατασκευάστρια εταιρεία @mt.

ΧΗΜΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ	Στοιχεία	Σύσταση (κατ'όγκο %)	
	Νικέλιο	48	
	Τιτάνιο	46	
	Χαλκός	6	
	Άνθρακας	0,050 (max)	
	Οξυγόνο	0,050 (max)	
ΜΕΓΕΘΗ	Διάμετρος	Τυπική ανοχή	Υψηλή ανοχή
	0,200 mm < D < 2,00 mm	± 0,008 mm	± 0,005 mm
ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ	Εφελκυστικές Ιδιότητες	Τυποποιημένο προϊόν	
		+ 23°C	+ 90°C
	Ελάχιστη ολική επιμήκυνση διαρροής(%)	35.0	25.0
	Ελάχιστη αντοχή σε εφελκυσμό (MPa)	1400	1000
Φυσικές Ιδιότητες κράματος			
Σημείο Τήξης		1250°C	
Πυκνότητα		6450 Kg/m ³	
Ηλεκτρική αντίσταση		Εξαρτάται από τη θερμοκρασία και την επεξεργασία του κράματος 80* 10 ⁻⁸ Ωm Φάση Μαρτενσίτη 90* 10 ⁻⁸ Ωm Φάση Ωστενίτη	
Θερμική αγωγιμότητα		18 Wm ⁻¹ K ⁻¹	
Μαγνητική ευαισθησία		2.4* 10 ⁻⁶ emu/g Φάση Μαρτενσίτη 3.7* 10 ⁻⁶ emu/g Φάση Ωστενίτη	
Μαγνητική διαπερατότητα		< 1.002	
Θερμικές Ιδιότητες			
Συντελεστής θερμικής διαστολής		6.6* 10 ⁻⁶ /°C Φάση Μαρτενσίτη 11* 10 ⁻⁶ /°C Φάση Ωστενίτη	
Ειδική Θερμότητα		490 J Kg ⁻¹ K ⁻¹	
dσ/dM _s		5 MPa / °C	
Ενθαλπία μετασχηματισμού		20000 J Kg ⁻¹	
Θερμοκρασίες μετασχηματισμού		Συνθήκες πλήρους ανόπτησης (800°C -15min)	

Ωστενίτης → R-φάση (R) R-φάση → Μαρτενσίτης (M) Μαρτενσίτης → R-φάση (R') R-φάση ή Μαρτενσίτης ↔ Ωστενίτης (A) (Η δημιουργία της R-φάσης εξαρτάται από το χρόνο επίδρασης της θερμοκρασίας στο κράμα, τη θερμοκρασία και το ποσοστό επεξεργασίας εν ψυχρό και εν θερμώ.)	A _s 70 °C Ms 65°C Θερμοκρασία (°C) <table><tr><td>A_s</td><td>40-60</td><td>50</td></tr><tr><td>A_p</td><td>50-65</td><td>60</td></tr><tr><td>A_f</td><td>65-80</td><td>70</td></tr><tr><td>M_s</td><td>45-40</td><td>45</td></tr><tr><td>M_p</td><td>25-40</td><td>35</td></tr><tr><td>M_f</td><td>10-40</td><td>30</td></tr></table> Υστέρηση (A _s - M _f) : 25-30 °C	A _s	40-60	50	A _p	50-65	60	A _f	65-80	70	M _s	45-40	45	M _p	25-40	35	M _f	10-40	30
A _s	40-60	50																	
A _p	50-65	60																	
A _f	65-80	70																	
M _s	45-40	45																	
M _p	25-40	35																	
M _f	10-40	30																	
Μηχανικές Ιδιότητες																			
Μέτρο Ελαστικότητας	15 GPa Φάση Μαρτενσίτη 30 GPa Φάση Ωστενίτη																		
Τάση θραύσης	1000 MPa Φάση Μαρτενσίτη 650 MPa Φάση Ωστενίτη																		
Παραμόρφωση θραύσης	Πάνω από 32% Φάση Μαρτενσίτη Κάτω από 27% Φάση Ωστενίτη																		
Τάση διαρροής για παραμόρφωση (0.2%)	450-600 MPa στους 75°C																		

Πίνακας 1 Ιδιότητες υλικού NTC01

ΧΗΜΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ	Στοιχεία	Σύσταση (κατ'όγκο %)
	Νικέλιο	54,5
	Τιτάνιο	45,5
	Χαλκός	0,010
	Άνθρακας	0,050 (max)
	Οξυγόνο	0,050 (max)
	Κοβάλτιο	0,050 (max)
	Χρώμιο	0,010 (max)
	Υδρογόνο	0,010 (max)
	Σίδηρος	0,005 (max)
	Νιόβιο	0,025 (max)
Θερμικές Ιδιότητες		
Θερμοκρασίες μετασχηματισμού	<p>Συνθήκες Πλήρους ανόπτησης (850°C -30min)</p> <p>A_s 85 – 95 °C Ms 80 – 90 °C</p>	

Μηχανικές Ιδιότητες	
Μέτρο Ελαστικότητας	15 GPa Φάση Μαρτενσίτη 30 GPa Φάση Ωστενίτη
Τάση θραύσης	> 413 MPa
Παραμόρφωση θραύσης	> 15 %
Τάση διαρροής για παραμόρφωση (0.2%)	> 135 MPa
<i>Πίνακας 2</i>	
<i>Χαρακτηριστικά υλικού NT12</i>	

4.1.2 Πειράματα γήρανσης με SMA

4.1.2.1 Πειραματική διαδικασία

Τα πειράματα γήρανσης ή θερμικής κόπωσης αφορούν την αλλαγή των ιδιοτήτων των SMA, όταν αυτά παραμένουν πολύ χρόνο σε έντονο θερμοκρασιακό πεδίο.

Ένας ενδομυελικός ήλος ο οποίος θα περιλαμβάνει ένα εξάρτημα κατασκευασμένο από SMA, θα βρίσκεται για αρκετό χρόνο μέσα στον αυλό του οστού. Η θερμοκρασία εκεί θα είναι περίπου σταθερή (37°C), αλλά θα είναι κοντά στις θερμοκρασίες ενεργοποίησης του SMA.

Η επίδραση της θερμοκρασίας για πολύ χρόνο στις ιδιότητες του SMA, είναι και ο λόγος που πραγματοποιήθηκαν τα πειράματα γήρανσης εξαιτίας της θερμοκρασίας.

Κατά τη διάρκεια των πειραμάτων αυτών, τοποθετήθηκαν δοκίμια σε φούρνο στους 65°C και στους 150°C για 2h, 24h, 120h, και 240h. Ο σκοπός είναι να παρατηρηθεί το μέγεθος της υποβάθμισης των ιδιοτήτων του SMA, εξαιτίας της θερμοκρασίας και του χρόνου έκθεσης σε αυτήν. Τα SMA είναι σε μορφή σωλήνα (tube) με διάμετρο $d=1.015\text{mm}$ και με πάχος τοιχώματος $r=150\mu\text{m}$.

Έπειτα, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές DSC και συγκρίθηκαν τα πειραματικά αποτελέσματα. Τα δοκίμια από SMA είναι κράματα NiTi και τα χαρακτηριστικά τους αναφέρονται στον προηγούμενο πίνακα.

Οι δοκιμές DSC έγιναν σε συσκευή Mettler Toledo STAR®. Η συσκευή αυτή συνδέεται με τη συσκευή DSC30 η οποία επικοινωνεί με το Mettler Toledo TC15 το οποίο πραγματοποιεί τη θερμική ανάλυση και επιτρέπει μετρήσεις DSC από τους -170°C μέχρι και τους 600°C. Οι παράμετροι του πειράματος εισάγονται σε έναν υπολογιστή ο οποίος τις στέλνει στο TC15. Κατά τη διάρκεια της πειραματικής διαδικασίας τα δεδομένα τροφοδοτούν τον υπολογιστή και σε πραγματικό χρόνο σχεδιάζεται η καμπύλη του DSC.

Τα δοκίμια διαχωρίστηκαν σε δύο ομάδες και τοποθετήθηκαν στο φούρνο, η πρώτη ομάδα στους 65°C και η δεύτερη στους 150°C. Οι δύο αυτές θερμοκρασίες επιλέχθηκαν για να καλύψουν και τις δύο διαφορετικές κρυσταλλικές φάσεις του κράματος. Στην πρώτη θερμοκρασία, (αυτή των 65°C) το NiTi βρίσκεται σε φάση μαρτενσίτη 100%, αφού η θερμοκρασία αυτή είναι μικρότερη της $M_s=80^\circ\text{C}$. Στους 150°C το κράμα βρίσκεται στη φάση του ωστενίτη, αφού $A_f=115^\circ\text{C}$.

Τα δοκίμια έχουν υποστεί θερμική κατεργασία κατά την κατασκευή τους (annealing), στους 550°C για 25'. Έπειτα ζυγίστηκαν σε ζυγαριά ακριβείας (micro-balance Mettler AT250).

4.1.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων θερμικής κόπωσης SMA

Στο σχήμα 4.1 παρουσιάζονται τα αποτελέσματα για τη θερμοκρασία των 65°C και για τα 4 δοκίμια που παρέμειναν στο φούρνο αντίστοιχα για 2h, 24h, 120h και 240h.

Όπως φαίνεται στο σχήμα, οι διαφορές των αποτελεσμάτων του DSC είναι πολύ μικρές όταν τα κράμα βρίσκεται στη φάση του μαρτενσίτη, ακόμα και αν αυτό παραμένει κάτω από τη θερμοκρασία M_f για 240h.

Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι το κράμα όντας στη φάση του μαρτενσίτη, κρυσταλλικά βρίσκεται σε μια κατάσταση όπου όλοι οι κρυσταλλίτες έχουν μετασχηματιστεί και έχουν δημιουργηθεί οι διδυμίες (twinning). Επιπλέον ενέργεια δεν έχει επίδραση στο υλικό.

Στο σχήμα 4.1 φαίνεται επίσης η R-φάση του υλικού, ενώ μια μεταβολή της καμπύλης κατά τη θέρμανση στις 2h, μπορεί να

χαρακτηριστεί ως σφάλμα μέτρησης, αφού δε συνοδεύεται από μεταβολές σε άλλα σημεία της καμπύλης.

Στο σχήμα 4.2 φαίνονται τα αποτελέσματα γήρανσης του κράματος όταν αυτό παρέμεινε στους 150°C για το χρονικό διάστημα που αναφέρθηκε παραπάνω. (2h, 24h, 120h, και 240h).

Παρατηρείται μια διαφοροποίηση στην περίπτωση που το υλικό θερμαίνεται σε θερμοκρασία πάνω από την A_s ($150^{\circ}\text{C} > A_s = 90^{\circ}\text{C}$).

Σχήμα 4.2 Αποτελέσματα γήρανσης SMA σε πείραμα DSC στους 150°C.

Παρατηρούμε δυο διαφορετικές συμπεριφορές, τη μια όταν το SMA αφήνεται για 2h και 24h στη θερμοκρασία δοκιμής και την άλλη όταν θερμαίνεται για 120h και 240h.

Στην πρώτη περίπτωση υπάρχει μια ενδιάμεση φάση (R-phase). Κατά την ενδιάμεση φάση αυτή παρατηρείται ένας πρώιμος μετασχηματισμός σε θερμοκρασίες μικρότερες της A_s , όπως έχει αναφερθεί στο κεφάλαιο 3 (παρ. 3.2.2β).

Η ενδιάμεση φάση (R-phase) οφείλεται κυρίως σε χαρακτηριστικά του κράματος και σε εσωτερικές ατέλειες κατά την επεξεργασία. Συνήθως, όταν η φάση αυτή είναι ανεπιθύμητη, γίνεται εκ νέου επεξεργασία εν θερμώ, με αποτέλεσμα αυτή να εξαφανίζεται.

Το παραπάνω, εξηγεί τη συμπεριφορά των δοκιμών που θερμαίνονται σε θερμοκρασία 150°C για 120 και 240 ώρες. Στο σχήμα 4.2 φαίνεται καθαρά, ότι η ενδιάμεση φάση έχει εξαλειφθεί και το φαινόμενο του μετασχηματισμού πραγματοποιείται ενιαία σε ένα φάσμα θερμοκρασιών.

Τα αποτελέσματα αυτά έχουν γίνει δεκτά για δημοσίευση σε εργασία η οποία έχει σταλεί στο περιοδικό Journal of Thermal Analysis and Calorimetry με τίτλο "The effect of thermal ageing on the transformation temperatures of superelastic nitinol tubing".

4.2 Πειράματα εφελκυσμού θέρμανσης και επαναφοράς σε σύρματα κατασκευασμένα από SMA.

Στην παρούσα παράγραφο, περιγράφονται τα πειράματα θερμομηχανικού κύκλου φόρτισης συρμάτων SMA (βλ. Πίνακας 1, κεφ. 4). Τα δοκίμια όντας στη φάση του μαρτενσίτη, εφελκύνονται σε αντίστοιχα 3%, 5%, 7% παραμόρφωση όπως δείχνουν τα σχήματα 4.3, 4.4, 4.5. Μόλις η παραμόρφωση φτάσει τα επιθυμητά ποσοστά, η τάση μηδενίζεται και λαμβάνει χώρα θέρμανση σε θερμοκρασία μεγαλύτερη από την A_f .

Σκοπός του πειράματος είναι ο έλεγχος λειτουργίας του θερμομηχανικού κύκλου.

Όπως παρατηρούμε, το SMA δεν επανέρχεται στην θέση 0, αλλά εμφανίζει ένα ποσοστό πλαστικής παραμόρφωσης. Αυτή για τη φάση των 3,5,7 % είναι περίπου 0,33%, 0,47% και 0,64% αντίστοιχα.

Τα ποσοστά αυτά είναι πολύ μικρά, γεγονός που σημαίνει ότι η επαναφορά είναι μεγάλη και ότι το υλικό μπορεί να χρησιμοποιείται με ασφάλεια. Εξάλλου, αυτή είναι και η πρώτη ενεργοποίηση του υλικού. Το γεγονός αυτό αναφέρεται, διότι με επιπλέον ενεργοποιήσεις (ανάλογα με τη μέγιστη παραμόρφωση και το υλικό) μπορεί ο βρόγχος υστέρησης να κλείσει σε ποσοστό κοντά στο 100% και το φαινόμενο να είναι πλήρως επαναλαμβανόμενο αν και λίγο μετατοπισμένο προς τα δεξιά στον άξονα των παραμορφώσεων.

Είναι πολύ λογικό η αύξηση της παραμόρφωσης να συνοδεύεται με αυξημένο ποσοστό μόνιμης παραμόρφωσης κατά την επαναφορά. Και αυτό γιατί το κράμα «θυμάται» το σχήμα του όταν παραμορφωθεί μέχρι 8% (ανάλογα με το υλικό), ενώ όσο μειώνεται το ποσοστό αυτό, τόσο αυξάνεται και η αντοχή σε κόπωση του κράματος.

Σχήμα 4.5. Θερμομηχανικός κύκλος με παραμόρφωση 7%

Το σχήμα 4.5 δείχνει το ποσοστό επαναφοράς σε πείραμα θερμομηχανικού κύκλου ελεγχόμενης παραμόρφωσης 7%. Παρατηρείται το μεγαλύτερο ποσοστό μόνιμης παραμόρφωσης σε σχέση με το ποσοστό στο 3%, 5% των σχημάτων 4.3, 4.4, 4.5.

Το σχήμα 4.6 εμφανίζει και τις τρεις περιπτώσεις ελεγχόμενης παραμόρφωσης και επαναφοράς. Παρατηρούμε ότι οι καμπύλες και στις τρεις περιπτώσεις είναι παρόμοιες, με διαφοροποιήσεις στην τάση της τάξης των 10 MPa.

4.3 Μοντελοποίηση μονοδιάστατης συμπεριφοράς των SMA

Λόγω της μονοδιάστατης φύσης των περισσότερων πειραμάτων που γίνονται για να χαρακτηρίσουν τα σύρματα από SMA τα πρώτα καταστατικά μοντέλα που αναπτύχθηκαν ήταν επίσης μονοδιάστατα. Αρκετά μονοδιάστατα μοντέλα μπορούν να περιγράψουν αρκετά καλά τη συμπεριφορά των SMA. Πολλή έρευνα γίνεται πάντως για την ανάπτυξη τρισδιάστατων μοντέλων που να μπορούν να περιγράψουν ακριβέστερα τόσο τη μικροσκοπική όσο και τη μακροσκοπική συμπεριφορά τους. Οι βασικές κατηγορίες καταστατικών μοντέλων SMA είναι οι εξής :

1. Μακροσκοπικά φαινομενολογικά μοντέλα

Τα μακροσκοπικά φαινομενολογικά μοντέλα βασίζονται στο «φιτάρισμα» καμπυλών που προκύπτουν από πειραματικά δεδομένα.

Πολλά βασίζονται σε συνηθισμένα φασικά διαγράμματα του μετασχηματισμού του SMA, όπου οι περιοχές μετάβασης από μαρτενσίτη σε ωστενίτη και αντίστροφα μετρώνται πειραματικά και παριστάνονται σε διαγράμματα τάσης-θερμοκρασίας. Οι ερευνητές χρησιμοποιούν συνήθως την κατ' όγκο περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη σαν εσωτερική μεταβλητή και διαφορετικές μαθηματικές συναρτήσεις για να περιγράψουν τη φασική μετάβαση.

Αυτά τα μοντέλα είναι γενικά καταλληλότερα για μηχανικές εφαρμογές λόγω της απλότητάς τους και αφού το φασικό διάγραμμα βασίζεται σε πειραματικά δεδομένα, είναι επίσης αρκετά ακριβή.

Τα περισσότερα από αυτά τα μοντέλα δουλεύουν μόνο με μονοαξονική φόρτιση. Λόγω της έλλειψης πολυδιάστατων πειραματικών δεδομένων είναι δύσκολο να επεκτείνουμε τα φαινομενολογικά μοντέλα στις τρεις διαστάσεις.

2. Μικροσκοπικά θερμοδυναμικά μοντέλα

Τα μοντέλα αυτής της κατηγορίας χρησιμοποιούν τη φαινομενολογική θερμοδυναμική για να περιγράψουν απειροστούς όγκους σε απειροστές περιοχές. Συγκεντρώνουν την προσοχή τους στην εξήγηση της συμπεριφοράς σε μικροσκοπικό επίπεδο, π.χ. την κίνηση της διεπιφάνειας στο υλικό. Τα μικροσκοπικά μοντέλα είναι χρήσιμα για την κατανόηση του φαινομένου αλλά δεν είναι καθόλου εύκολο να εφαρμοστούν σε συγκεκριμένες μηχανικές εφαρμογές.

3. Μακροσκοπικά μοντέλα βασισμένα στη μικρομηχανική

Η ομάδα αυτών των μοντέλων χρησιμοποιεί τους νόμους της θερμοδυναμικής για να περιγράψει το μετασχηματισμό και εκμεταλλεύεται τη μικρομηχανική για να εκτιμήσει την ενέργεια αλληλεπίδρασης λόγω του μετασχηματισμού στο υλικό, η οποία είναι βασικός παράγοντας στο μηχανισμό μετασχηματισμού. Η κατάλληλη διατύπωση αυτής της ενέργειας αλληλεπίδρασης είναι πολύ σημαντική και απαιτεί γνώση της κίνησης της μικροδομής.

4.3.1 Θερμομηχανική καταστατική συμπεριφορά των SMA με σταθερές ιδιότητες υλικού (μοντέλο Liang-Rogers)

Σχήμα 4.7 Περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία³

Βασισμένοι σε παλαιότερες μελέτες διάφορων ερευνητών (Tanaka, Neizodka, Sprekel κ.ά) οι Liang και Rogers το 1990 θεώρησαν ότι η τάση, η θερμοκρασία και η περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη παρέχουν ένα ολοκληρωμένο σύνολο μεταβλητών κατάστασης για συστήματα SMA δηλαδή,

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \xi, T) \quad (4.1)$$

Ο Tanaka έδωσε την παρακάτω παραγωγισμένη ως προς το χρόνο μορφή μηχανικής καταστατικής εξίσωσης :

$$\dot{\sigma} = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \sigma}{\partial \xi} \dot{\xi} = D\dot{\varepsilon} + \Theta\dot{T} + \Omega\dot{\xi} \quad (4.2)$$

όπου σ η τάση, ε η παραμόρφωση, T η θερμοκρασία, ξ η περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη, D το μέτρο ελαστικότητας, Θ ο θερμοελαστικός τανυστής και Ω ο τανυστής μετασχηματισμού.

Η παραπάνω εξίσωση, παρά το γεγονός ότι έχει μια απλή σχετικά μορφή, έχει προέλθει από θεμελιώδεις νόμους της θερμοδυναμικής. Εμείς θα χρησιμοποιήσουμε αυτή την εξίσωση για τους υπολογισμούς μας. Για να αναπτύξουμε ένα χρονικά ανεξάρτητο μοντέλο, ολοκληρώνουμε ως προς το χρόνο και παίρνουμε την παρακάτω καταστατική εξίσωση:

$$\sigma - \sigma_o = D(\varepsilon - \varepsilon_o) + \Theta(T - T_o) + \Omega(\xi - \xi_o) \quad (4.3)$$

όπου ο δείκτης ο αναφέρεται σε αρχικές συνθήκες. Οι ιδιότητες του υλικού θεωρούνται εδώ σταθερές.

Από τη στιγμή που ο μαρτενσιτικός φασικός μετασχηματισμός λόγω εφαρμοζόμενης τάσης, είναι ένα από τα βασικότερα χαρακτηριστικά των SMA, θα αρχίσουμε το μοντέλο από τις εξισώσεις φασικού μετασχηματισμού και την επίδραση της τάσης σε αυτές.

Οι Liang και Rogers βασισμένοι σε πειραματικά δεδομένα διατύπωσαν μια συνημιτονοειδή συνάρτηση για να περιγράψουν τη σχέση μεταξύ περιεκτικότητας σε μαρτενσίτη και θερμοκρασίας. Οι δύο εξισώσεις που περιγράφουν την περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη κατά τη διάρκεια του μετασχηματισμού από μαρτενσίτη σε ωστενίτη ($M \rightarrow A$) και αντίστροφα ($A \rightarrow M$) κάτω από συνθήκες ελεύθερες από τάσεις παίρνουν την παρακάτω μορφή :

$$\xi = \frac{1}{2} \{ \cos[a_A(T - A_s)] + 1 \} \quad (4.4)$$

για μετασχηματισμό μαρτενσίτη σε ωστενίτη και

$$\xi = \frac{1}{2} \{ \cos[a_M(T - M_f)] + 1 \} \quad (4.5)$$

για μετασχηματισμό ωστενίτη σε μαρτενσίτη όπου οι δύο σταθερές a_A και a_M καθορίζονται ως εξής :

$$a_A = \frac{\pi}{A_f - A_s} \quad (4.6)$$

$$a_M = \frac{\pi}{M_s - M_f}$$

Αν ο μετασχηματισμός $M \rightarrow A$ αρχίζει από μία κατάσταση όπου υπάρχει τόσο μαρτενσίτης (που προσδιορίζεται από τα μεγέθη ξ_M και T_M) όσο και ωστενίτης, υποθέτουμε ότι δε θα υπάρξει νέα ωστενιτική φάση κατά τη διάρκεια της θέρμανσης μέχρι η θερμοκρασία να ξεπεράσει την A_s . Για θερμοκρασίες πάνω από την A_s ο μετασχηματισμός περιγράφεται ως εξής :

$$\xi = \frac{\xi_M}{2} \{ \cos[a_A(T - A_s)] + 1 \} \quad (4.7)$$

Για $\xi_M=1$ η εξίσωση 4.7 παίρνει τη μορφή της 4.4. Ομοίως αν αρχίσει μετασχηματισμός $A \rightarrow M$ από μια κατάσταση (ξ_A, T_A) δε θα υπάρξει νέα μαρτενσιτική φάση μέχρι να ψυχθεί το στοιχείο σε θερμοκρασία δε θα υπάρξει νέα μαρτενσιτική φάση μέχρι να ψυχθεί το στοιχείο σε θερμοκρασία κάτω της M_s και ο μετασχηματισμός από M_s σε M_f περιγράφεται ως εξής :

$$\xi = \frac{1 - \xi_A}{2} \cos[a_M(T - M_f)] + \frac{1 + \xi_A}{2} \quad (4.8)$$

Οι θερμοκρασίες μετάβασης M_f, M_s, A_s, A_f (σχήμα 4.8) μεταβάλλονται γραμμικά σε σχέση με την εφαρμοζόμενη τάση. Δύο άλλες σταθερές του υλικού που δείχνουν την επίδραση της τάσης στις θερμοκρασίες μετάβασης δίνονται ως εξής :

$$C_M = \tan(\alpha) \quad (4.9)$$

$$C_A = \tan(\beta)$$

όπου α, β οι γωνίες του σχήματος 4.8, στο οποίο παρατηρούμε ότι $C_A = C_M$.

Σχήμα 4.8 Μεταβολή θερμοκρασιών μετάβασης σε σχέση με την τάση (TEXAS A&M SMART LAB)

Συνδυάζοντας τα δεδομένα των σχημάτων 4.7 και 4.8 μπορούμε να διαπιστώσουμε ότι ο βρόγχος υστέρησης περιεκτικότητας σε μαρτενσίτη-θερμοκρασίας μετατοπίζεται στα αριστερά αν εφαρμόσουμε εξωτερικές τάσεις. Αυτή η μετακίνηση αντικατοπτρίζεται στις εξισώσεις (4.7) και (4.8) προσθέτοντας έναν παράγοντα φασικής μετάβασης λόγω τάσης, που δίνει για τον μετασχηματισμό $M \rightarrow A$:

$$x = \frac{x_M}{2} \{ \cos[a_A(T - A_s) + b_A s] + 1 \} \quad (4.10)$$

και για τον μετασχηματισμό $A \rightarrow M$

$$x = \frac{1 - x_A}{2} \cos[a_M(T - M_f) + b_M s] + \frac{1 + x_A}{2} \quad (4.11)$$

όπου οι δύο νέες σταθερές του υλικού είναι

$$b_A = -\frac{\alpha_A}{C_A} \quad (4.12)$$

$$b_M = -\frac{\alpha_M}{C_M}$$

Από τη στιγμή που οι μεταβλητές για τη συνημιτονοειδή συνάρτηση περιορίζονται σε ένα εύρος από 0 ως π , το τασικό εύρος όπου μπορεί να λάβει χώρα ο μετασχηματισμός $M \rightarrow A$ είναι

$$C_A(T - A_s) - \frac{P}{|b_A|} \leq s \leq C_A(T - A_s) \quad (4.13)$$

και για τον αντίστροφο μετασχηματισμό

$$C_M(T - M_f) - \frac{P}{|b_M|} \leq s \leq C_M(T - M_f) \quad (4.14)$$

Από τις εξισώσεις (4.13), (4.14) βλέπουμε λοιπόν ότι οι κρίσιμες τάσεις μετασχηματισμού εξαρτώνται γραμμικά από την περιβάλλουσα θερμοκρασία.

Εύρεση του τανυστή μετασχηματισμού Ω

Τα SMA χρησιμοποιούνται σε αρκετές γεωμετρικές μορφές και χρησιμοποιούν διάφορες αρχές για εφαρμογές ενεργού ελέγχου. Μια προσέγγιση είναι να θεωρήσουμε ένα σύρμα από SMA ως διεγέρτη δύναμης. Οι διεγέρτες δύναμης από SMA επιμηκύνονται καταρχήν σε χαμηλή θερμοκρασία και μετά αποφορτίζονται παράγοντας παραμένουσα μαρτενσιτική παραμόρφωση. Με τη θέρμανση του σύρματος η παραμένουσα παραμόρφωση θα εξαλειφθεί.

Η επαναφορά της μνήμης σχήματος έχει, όπως έχουμε αναφέρει και προηγουμένως, 2 βασικές κατηγορίες : την ελεύθερη και την περιορισμένη επαναφορά.

Αν θεωρήσουμε ότι ένα σύρμα από SMA διέρχεται μια ισοθερμική φόρτιση και αποφόρτιση. Υποθέτουμε ότι η θερμοκρασία περιβάλλοντος είναι κάτω της A_s , οπότε δεν υπάρχει φαινόμενο υπερελαστικότητας. Η αρχική κατάσταση του υλικού μπορεί να είναι από 100% μαρτενσίτης ως 100% ωστενίτης, ανάλογα με τη διαδικασία μετάδοσης θερμότητας και την θερμοκρασία περιβάλλοντος. Εδώ θεωρούμε ότι οι θερμοκρασίες φόρτισης και αποφόρτισης κυμαίνονται από M_s ως A_s και ότι υπάρχει 100% ωστενίτης πριν τη φόρτιση. Για να πετύχουμε μετασχηματισμό σε μαρτενσιτική φάση μέσω της εφαρμογής τάσης, πρέπει η τάση να ανήκει στο εύρος τάσης της εξίσωσης 4.14. Στην εξίσωση (4.3), για ισοθερμική διαδικασία, δεν υπάρχει όρος που να περιλαμβάνει θερμοκρασία και $\xi=0$ αν η τάση είναι μικρότερη της $C_M(T-M_s)$ όπως δίνεται στην εξίσωση 4.14. Εφαρμόζοντας τις αρχικές συνθήκες μηδενικής τάσης και παραμόρφωσης και $\xi=0$ η εξίσωση (4.3) παίρνει την παρακάτω μορφή :

$$\sigma = D\varepsilon \quad (4.15)$$

Το όριο της γραμμικής ελαστικής τάσης s_{lin} και της αντίστοιχης $s = De + Wx$ ορίζεται ως εξής:

$$s_{lin} = C_M(T - M_f) - \frac{p}{|b_M|} = C_M(T - M_s) \quad (4.16)$$

$$e_{lin} = s_{lin} / D$$

Όταν η εφαρμοζόμενη τάση γίνει μεγαλύτερη από s_{lin} , τότε θα έχουμε έναρξη σχηματισμού μαρτενσίτη. Η εξίσωση (4.3) γίνεται

$$s - s_0 = D(e - e_0) + W(x - x_0) \quad (4.17)$$

με αρχικές συνθήκες $s_0 = s_{lin}, e_0 = e_{lin}$ και $x_0 = 0$.

Έτσι η εξίσωση (4.17) γίνεται :

$$s = De + Wx \quad (4.18)$$

Οι εξισώσεις (4.16), (4.18) και (4.11) προσδιορίζουν την καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης. Για να καθοριστεί η τιμή του Ω , που από μηχανική άποψη σχετίζεται με την κρυσταλλογραφική αλλαγή της κατ' όγκου περιεκτικότητας μαρτενσίτη λόγω του μετασχηματισμού, πρέπει να λάβουμε υπ' όψη μας τη διαδικασία αποφόρτισης για $\xi=1$. Από τη στιγμή που η θερμοκρασία περιβάλλοντος είναι χαμηλότερη της A_s , δε θα έχουμε υπερελαστικότητα, αλλά γραμμική, ελαστική, μαρτενσιτική αποφόρτιση.

Αν ακολουθήσει φόρτιση μετά το τέλος του μαρτενσιτικού φασικού μετασχηματισμού ($\xi=1$), θα έχουμε γραμμική ελαστική φόρτιση που καθορίζεται από ένα μαρτενσιτικό μέτρο ελαστικότητας και συνεχίζεται μέχρι η τάση να φτάσει σε ένα όριο διαρροής, όπου συμβαίνει μόνιμη μαρτενσιτική ολίσθηση (πλαστική παραμόρφωση). Οι καταστατικές εξισώσεις που δίνονται σε αυτό το κεφάλαιο μπορούν να περιγράψουν τις σχέσεις τάσης-παραμόρφωσης μέχρι αυτό το όριο διαρροής.

Μετά την αποφόρτιση ($\sigma=0$) για $\xi=1$, η παραμένουσα μαρτενσιτική παραμόρφωση θα δοθεί από την εξίσωση (4.18) ως

$$e_{res} = - \frac{W}{D} \quad (4.19)$$

Η παραμένουσα παραμόρφωση, που αντιστοιχεί στην ολικά παραμορφωμένη μαρτενσιτική φάση, είναι η μέγιστη ανακτώμενη παραμόρφωση. Πειραματικά αποτελέσματα έχουν δείξει ότι η μέγιστη ανακτώμενη μαρτενσιτική παραμόρφωση είναι σχεδόν σταθερή μεταξύ M_f και A_f^m . Η τελευταία είναι η μέγιστη θερμοκρασία στην οποία μπορεί να υπάρχει αλλαγή φάσης σε μαρτενσίτη λόγω τάσης.

Έτσι, η μέγιστη ανακτώμενη μαρτενσιτική παραμόρφωση e_L θεωρείται μια, ανεξάρτητη της θερμοκρασίας, σταθερά του υλικού και ισούται με :

$$e_L = - \frac{W}{D} \quad (4.20)$$

Αν η αποφόρτιση λάβει χώρα πριν φτάσουμε σε πλήρη μαρτενσιτική φάση ($\xi=1$), το στοιχείο από SMA θα αποτελείται τόσο από ολικά αποκατοπτρισμένη μαρτενσιτική φάση όσο και από ωστενιτική φάση. Θεωρούμε ότι μόνο η ωστενιτική κρυσταλλική παραμόρφωση συνεισφέρει στην ελαστική παραμόρφωση. Τότε η παραμένουσα μαρτενσιτική παραμόρφωση θα λαμβάνεται ίση με :

$$e_{res} = - x \frac{W}{D} \quad (4.21)$$

Η περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη, που είναι η αρχική συνθήκη για τη διαδικασία επαναφοράς μπορεί να εκφραστεί ως :

$$x = -e_{res} \frac{D}{W} \quad \text{ή} \quad x = \frac{e_{res}}{e_L} \quad (4.22)$$

4.3.2 Μοντελοποίηση της συμπεριφοράς των SMA χρησιμοποιώντας τις καταστατικές εξισώσεις των Liang-Rogers¹.

Στην παρούσα παράγραφο αναλύεται το παραπάνω μοντέλο των Liang - Rogers, γραμμένο σε γλώσσα προγραμματισμού Matlab, προκειμένου να μοντελοποιηθεί η συμπεριφορά των SMA που χρησιμοποιούνται στα πειράματα και να βρεθεί αν και σε ποιο βαθμό τα πειραματικά αποτελέσματα προσεγγίζουν τα θεωρητικά του καταστατικού μοντέλου των Liang και Rogers.

Για την περίπτωση που το υλικό περνάει από τη φάση του Μαρτενσίτη στη φάση του Ωστενίτη, και αντίστροφα, με βάση τις θερμοκρασίες ενεργοποίησης του συγκεκριμένου κράματος NiTiCu που χρησιμοποιείται στα πειράματα (βλ. Πίνακας 1 κεφ 4^ο), σχεδιάζουμε την καμπύλη της περιεκτικότητας σε μαρτενσίτη σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία, με βάση τις εξισώσεις 4.4, 4.5 και 4.6 που αναφέρονται παραπάνω για θερμοκρασίες μετασχηματισμού, $M_s=45^{\circ}\text{C}$, $M_f=30^{\circ}\text{C}$, $A_s=50^{\circ}\text{C}$, $A_f=70^{\circ}\text{C}$. Το σχήμα 4.10 παρουσιάζει

διάγραμμα όπου φαίνεται η υστέρηση του κράματος NiTiCu με Ni-48%,Ti-46% και Cu-6%.

Σχήμα 4.10 Διάγραμμα μετασχηματισμού φάσης κράματος NiTiCu, με βάση το καταστατικό μοντέλο των Liang-Rogers.

Παρατηρούμε ότι η υστέρηση υπολογίζεται περίπου στους 25°C, όπως δηλαδή υπολογίζεται και πειραματικά από τον κατασκευαστή (25-30°C).

Στην προηγούμενη παράγραφο (παρ. 4.2) αναφέρθηκαν πειράματα θερμομηχανικού κύκλου με την επιβολή εφελκυστικής τάσης, για 3,5,7% παραμόρφωση. Χρησιμοποιώντας το μοντέλο των Liang-Rogers συγκρίνουμε την παραμένουσα παραμόρφωση με αυτή που υπολογίστηκε πειραματικά και φαίνεται στο σχήμα 4.6.

Με βάση το μοντέλο των Liang-Rogers και χρησιμοποιώντας τις αρχικές συνθήκες που αναφέρονται στα πειράματα που πραγματοποιήθηκαν, επιλύεται το μοντέλο χρησιμοποιώντας το πρόγραμμα σε γλώσσα προγραμματισμού Matlab. Ο κώδικας διαμορφώνεται ανάλογα με τις αρχικές συνθήκες και την πορεία του φασικού μετασχηματισμού.

Παρακάτω παρουσιάζονται τα θεωρητικά αποτελέσματα και συγκρίνονται με τα πειραματικά αυτά δηλαδή της παραγράφου 4.2

Στα σχήματα 4.11, 4.12, 4.13 παρατηρείται η θεωρητική επαναφορά, του υλικού για παραμόρφωση 3%, 5% και 7% αντίστοιχα.

Παρατηρούμε ότι η παραμένουσα παραμόρφωση είναι μεγαλύτερη κατά την πειραματική διαδικασία (0.33581%), ενώ στην περίπτωση της μοντελοποίησης με βάση το μοντέλο των Liang-Rogers, εμφανίζεται αρκετά μικρότερη, όπως δείχνει το σχήμα 4.11 (0.25005%).

Στην περίπτωση του σχήματος 4.12 με επιβολή αρχικής παραμόρφωσης 5% παρατηρείται επίσης μικρότερη παραμένουσα παραμόρφωση μετά το μετασχηματισμό φάσης από μαρτενσίτη σε

ωστενίτη(0.45015%), σε σχέση με την πειραματική διαδικασία (0.46195%).

Σχήμα 4.13 Θεωρητικό ποσοστό παραμένουσας παραμόρφωσης κατά το μετασχηματισμό φάσης μετά από επιβολή 7% αρχικής παραμόρφωσης, κράματος NiTiCu, με βάση το καταστατικό μοντέλο των Liang-Rogers.

Όταν η αρχική παραμόρφωση ήταν 7% η θεωρητική παραμένουσα παραμόρφωση έφτασε τα 0.62560%, ενώ η αντίστοιχη τιμή κατά την πειραματική διαδικασία βρέθηκε 0.63744%.

Στα σχήματα 4.11β, 4.12β, και 4.13β εμφανίζεται ο θερμομηχανικός κύκλος που προκύπτει από τη μοντελοποίηση του υλικού με βάση τις εξισώσεις της παραγράφου 4.3.1.

Σχήμα 4.11β Μοντελοποιημένη συμπεριφορά θερμομηχανικού κύκλου του κράματος για παραμόρφωση 3%.

Σχήμα 4.12β Μοντελοποιημένη συμπεριφορά θερμομηχανικού κύκλου του κράματος για παραμόρφωση 5%.

Σχήμα 4.13β Μοντελοποιημένη συμπεριφορά θερμομηχανικού κύκλου του κράματος για παραμόρφωση 7%.

Μπορούμε να παρατηρήσουμε ότι η ολοκληρωμένη συμπεριφορά του κύκλου μοιάζει με την πειραματική καμπύλη των σχημάτων 4.3, 4.4, 4.5 αν και η πειραματικές καμπύλες εμφανίζουν πλατώ πάνω από την τιμή των 50MPa ενώ κάτι τέτοιο δεν ισχύει στις πειραματικές καμπύλες. Αυτό μπορεί να δικαιολογηθεί ως εξής: Οι θεωρητικές καμπύλες είναι βασισμένες στο μοντέλο που αναφέρθηκε παραπάνω το οποίο είναι συνημιτονοειδής μορφής, με αποτέλεσμα να μην είναι δυνατό να προβλεφθεί η κλίση της καμπύλης μετά την ελαστική περιοχή που προκύπτει από πειραματικά δεδομένα και διαφέρει ελαφρώς από δοκίμιο σε δοκίμιο.

Στον πίνακα που ακολουθεί παρατηρούμε τη διαφορά μεταξύ των θεωρητικών και των πειραματικών αποτελεσμάτων (σχήμα 4.14)

αλλά και τις καμπύλες αναλυτικών και πειραματικών αποτελεσμάτων σχήμα (4.14β).

Σχήμα 4.14 Σύγκριση θεωρητικών και πειραματικών τιμών παραμένουσας παραμόρφωσης μετά από φασικό μετασχηματισμό.

Σχήμα 4.14β Σύγκριση θεωρητικών και πειραματικών τιμών παραμένουσας παραμόρφωσης μετά από φασικό μετασχηματισμό.

Το μεγαλύτερο σφάλμα παρατηρείται στην περίπτωση όπου η αρχική παραμόρφωση είναι 3%, ενώ για τα 5% και 7% η διαφορά αναλυτικής και πειραματικής διαδικασίας είναι αρκετά μικρή (μικρότερη από το 5%). Η διαφορά στην περίπτωση των 3% είναι πιθανό να οφείλεται στο ότι τα πειράματα με αρχική παραμόρφωση 3% προηγήθηκαν αυτών των 5% και 7%, και τα δοκίμια πραγματοποίησαν τον πρώτο θερμομηχανικό τους κύκλο, ο οποίος όπως αναφέρθηκε, διαφέρει από τον δεύτερο και τρίτο κύκλο, ενώ μετά από τον τέταρτο η διαδικασία φασικού μετασχηματισμού ομαλοποιείται και γίνεται όλο και πιο επαναλήψιμη.

Επίσης, η διαφοροποίηση αυτή, οφείλεται στις συνθήκες θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια του πειράματος, δηλαδή στους

ρυθμούς ψύξης και θέρμανσης του δοκιμίου οι οποίες δεν ήταν απόλυτα επαναλήψιμες σε όλα τα δοκίμια.

Πειραματική διαδικασία κόπωσης συρμάτων SMA.

Στην παρούσα παράγραφο, περιγράφονται πειράματα κόπωσης συρμάτων SMA NiTiCu όπως αυτά που περιγράφηκαν αναλυτικά στην παράγραφο 4.1.1, πίνακας 1.

Τα δοκίμια δοκιμάστηκαν σε εφελκυσμό 3%, 5% και 7% και επαναφορά στη φάση του ωστενίτη με θέρμανση, όπως και στην παράγραφο 4.2, με τη διαδικασία να επαναλαμβάνεται περίπου 30 φορές για κάθε βήμα. Ο σκοπός του πειράματος ήταν να βρεθεί το ποσοστό επαναληψιμότητας του κύκλου, καθώς και τα φαινόμενα κόπωσης σε λίγους κύκλους, και αν αυτά εμφανίζονται.

Για την πειραματική διαδικασία χρησιμοποιήθηκε μηχανή εφελκυσμού μικρών δοκιμίων τύπου Rheometric Scientific - Miniature Materials Tester - Minimat 2000. Η θέρμανση έγινε με την παροχή ρεύματος μεγάλης ισχύος στα άκρα του δοκιμίου όπως δείχνουν τα σχήματα 4.15 και 4.16.

Σχήμα 4.15 Συσκευή minimat 2000 με συσκευή θερμικής ενεργοποίησης των SMA με ρεύμα.

Σχήμα 4.16 Συσσκευή minimat 2000 τοποθέτηση δοκιμίου σύρματος SMA

Η συσκευή συνδέεται με υπολογιστή και καταγράφει τη μεταβολή της παραμόρφωσης και τη μεταβολή της τάσης στις αρπάγες.

Τα παρακάτω σχήματα (4.17-4.19) παρουσιάζουν τα αποτελέσματα αναλυτικά για τα τρία βήματα των 3,5,7 % αρχικής αξονικής παραμόρφωσης.

Σχήμα 4.17 Κόπωση σε εφελκυσμό και επαναφορά με θέρμανση με αρχική παραμόρφωση 3%

Σχήμα 4.18 Κόπωση σε εφελκυσμό και επαναφορά με θέρμανση με αρχική παραμόρφωση 5%

Σχήμα 4.19 Κόπωση σε εφελκυσμό και επαναφορά με θέρμανση με αρχική παραμόρφωση 7%

Μπορούμε εύκολα να παρατηρήσουμε ότι μετά από τους 15 και τους 30 θερμομηχανικούς κύκλους, τα δοκίμια εμφανίζουν μια

μόνιμη παραμόρφωση μη αναστρέψιμη με τη θέρμανση, η οποία μεγαλώνει όσο και οι κύκλοι. Επίσης η τάση παρουσιάζει μια μείωση στο σημείο όπου η καμπύλη κάνει το πλατώ και η τάση σταθεροποιείται.

Τέλος, το φαινόμενο της κόπωσης φαίνεται να είναι εντονότερο, όσο αυξάνεται και η εφελκυστική παραμόρφωση. Όταν η αρχική παραμόρφωση γίνει 7%, τότε η καμπύλη παύει να είναι ομαλή και παρουσιάζει πολλές μεταβολές. Οι μεγάλες κλίσεις του διαγράμματος στο σχήμα 4.19 είναι πιθανό να οφείλονται στο ότι ο αισθητήρας φορτίου (load cell) φθάνει στα μετρητικά του όρια με αποτέλεσμα να μην είναι ομαλή η μέτρηση. Επίσης η παραμόρφωση των 7% είναι κοντά στη μέγιστη αναστρέψιμη (περίπου 8%), επομένως οι απότομες μεταβολές είναι δικαιολογημένες.

Η κόπωση σε υλικά όπως αυτά που περιγράφονται παραπάνω, φαίνεται να έχει δύο συνιστώσες. Κατ'αρχήν ως συμβατικά υλικά, παρουσιάζουν ένα ποσοστό κόπωσης λόγω ατελειών εκ κατασκευής, μικρορωγμών, καταναγκασμών κ.ά. Από την άλλη μεριά υπάρχει και ένα ποσοστό κόπωσης του μηχανισμού μετασχηματισμού, το οποίο εμφανίζεται με τη μείωση του συνολικού ποσοστού παραμόρφωσης επαναφοράς κατά το μετασχηματισμό φάσης.

Ενδιαφέρον θα είχε μια μελλοντική προσπάθεια διαχωρισμού αυτών των ποσοστών, κάτι όμως το οποίο είναι αρκετά δύσκολο να πραγματοποιηθεί πειραματικά και δεν έχει πραγματοποιηθεί με βάση την υπάρχουσα βιβλιογραφία.

4.4 Συμπέρασμα

Στο παρόν κεφάλαιο πραγματοποιήθηκαν πειράματα γήρανσης σε δοκίμια SMA (NT12) και πειράματα θερμομηχανικού κύκλου και κόπωσης σε δοκίμια SMA (NiTiCu), όπως αυτά περιγράφονται στον πίνακα 1 (παρ. 4.1.1).

Τα πειράματα γήρανσης που πραγματοποιήθηκαν σε συσκευή DSC, απέδειξαν ότι στη χαμηλή θερμοκρασία των 65°C όπου το υλικό βρίσκεται στη φάση του μαρτενσίτη, ακόμα και μετά από 240h, δεν παρατηρείται μεταβολή στο διάγραμμα DSC. Στη θερμοκρασία των 150°C ($A_s < 150^\circ\text{C}$) το δοκίμιο βρίσκεται στη φάση του ωστενίτη. Στο διάγραμμα του DSC παρατηρείται η δημιουργία μιας ενδιάμεσης φάσης (R-phase) όταν το δοκίμιο παραμένει στη θερμοκρασία των 150°C για περισσότερες από 120h, μέχρι και τις 240h όπου και πραγματοποιήθηκε η πειραματική διαδικασία.

Επίσης πραγματοποιήθηκαν πειράματα εφελκυσμού θέρμανσης και επαναφοράς σε σύρματα κατασκευασμένα από NiTiCu, με σκοπό

να ελεγχθεί ο έλεγχος λειτουργίας του θερμομηχανικού κύκλου. Τα αποτελέσματα των πειραμάτων συγκρίθηκαν με θεωρητικά αποτελέσματα, τα οποία προέκυψαν από μοντελοποίηση με βάση το μοντέλο Liang-Rogers, γραμμένο σε γλώσσα προγραμματισμού Matlab. Η διαφορά αναλυτικών και θεωρητικών αποτελεσμάτων κυμάνθηκε από 4-10%. Η μεγαλύτερη διαφορά παρατηρήθηκε όταν το δοκίμιο πραγματοποίησε το θερμομηχανικό κύκλο για παραμόρφωση 3%, όμως αυτή ήταν και η πρώτη ενεργοποίηση του δοκιμίου, επομένως η διαφορά του 10% με τα θεωρητικά αποτελέσματα κρίθηκε δικαιολογημένη.

Τέλος πραγματοποιήθηκαν πειράματα κόπωσης σε θερμομηχανικό κύκλο σε εφελκυσμό για 3%, 5%, 7%, για 30 επαναλήψεις προκειμένου να ελεγχθεί το ποσοστό μόνιμης παραμόρφωσης και μετακίνησης του βρόχου υστέρησης σε συνάρτηση με τον αριθμό των θερμομηχανικών κύκλων. Παρατηρήθηκε ότι όσο αυξάνονται οι επαναλαμβανόμενοι κύκλοι, τόσο αυξάνεται το ποσοστό μόνιμης παραμόρφωσης, ενώ ταυτόχρονα μειώνεται η τάση στο διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης.

Βιβλιογραφία

1. C.Liang and C.Rogers One-Dimensional Thermomechanical constitutive relations for shape memory materials. Journal of intelligent material systems and structures, vol. 1 April 1990.
2. L.C. Brinson One-Dimensional constitutive behaviour of shape memory alloys. Journal of intelligent material systems and structures, vol.4 April 1993.
3. *Wikipedia online encyclopedia www.wikipedia.org*

Κεφάλαιο 5

5.1 Γενικά

Στο παρόν κεφάλαιο, θα αναφερθούν και θα αναλυθούν τα πειράματα στρέψης που πραγματοποιήθηκαν καθώς και οι ιδιοσκευές που κατασκευάστηκαν. Θα γίνει ανάπτυξη του μοντέλου συμπεριφοράς των υλικών SMA σε στρέψη και θα συγκριθούν τα πειραματικά με τα θεωρητικά αποτελέσματα.

5.1.1 Χαρακτηρισμός υλικών - ιδιοσκευές

Για την πραγματοποίηση των πειραματικών διαδικασιών, χρησιμοποιήθηκαν κράματα NiTiCu με περιεκτικότητα και χαρακτηριστικά αυτά που αναφέρθηκαν στην παράγραφο 4.1.1. Για τα πειράματα στρέψης χρησιμοποιήθηκαν κυλινδρικά δοκίμια μήκους περίπου 60mm και διαμέτρου περίπου 5mm, όπως αυτά που φαίνονται στο σχήμα 5.1.

Όλα τα κυλινδρικά δοκίμια υπέστησαν τετραγωνική διαμόρφωση στα άκρα τους.

Όπως φαίνεται και στο σχήμα τα δοκίμια έχουν υποστεί διαμόρφωση με ηλεκτροδιάβρωση και στα δύο τους άκρα. Η τετραγωνική διαμόρφωση έχει γίνει για να είναι όσο το δυνατόν πιο ακινητοποιημένα μέσα στη μηχανή στρέψης. Έτσι, δε χρειάστηκε η τοποθέτηση αρπάγης, η οποία και θα δημιουργούσε σφάλματα στη μέτρηση της ροπής.

Η ηλεκτροδιάβρωση χρησιμοποιήθηκε, διότι η χρήση οποιουδήποτε άλλου μέσου κοπής προκαλεί τριβή ανεβάζοντας τοπικά τη θερμοκρασία, με αποτέλεσμα το υλικό να μετατρέπεται σε ωστενίτη και να αλλάζουν οι ιδιότητές του.

Η συσκευή στρέψης που κατασκευάστηκε, στηρίζεται στη θεωρία της στρέψης μονόπακτης δοκού. Αν θεωρήσουμε τη μονόπατη κυλινδρική ράβδο μήκους L του σχήματος 5.2, προκύπτει ότι η διατμητική παραμόρφωση στην εξωτερική επιφάνεια του, δίνεται από τη σχέση : $\gamma_R = R \frac{\phi}{L}$. Η διατμητική τάση σε σημεία της επιφανείας της

ράβδου δίνεται από τη σχέση : $\tau_R = G\theta R$ όπου $\theta = \frac{d\phi}{dx}$, δηλαδή η γωνία στροφής ανά μονάδα μήκους. Στην ελαστική περιοχή ισχύει ο νόμος του Hooke, οπότε $\tau = G\gamma$. Αν στη ράβδο εφαρμοσθεί ροπή στρέψης M_x , τότε η γωνία στροφής ϕ σε μήκος L , δίνεται από τη σχέση : $\phi = \frac{M_x L}{I_o G}$, όπου I_o η πολική ροπή αδράνειας και G το μέτρο διάτμησης.

Σχήμα 5.2 Κυλινδρική ράβδος στρέψης

Έτσι, το ένα άκρο του δοκιμίου πακτώνεται (σφιχτή συναρμογή) στη μια πλευρά της μηχανής, ενώ στην άλλη τοποθετείται ένας κύλινδρος από τεφλόν, έτσι ώστε να είναι όσο το δυνατόν ελαφρύτερος και να αντέχει στη θερμοκρασία. Η συσκευή στρέψης φαίνεται στο σχήμα 5.3α ενώ στα σχήματα 5.3β 5.4 και 5.5 φαίνονται κάποιες λεπτομέρειες του μηχανισμού που κατασκευάστηκε στο μηχανουργείο του Πανεπιστημίου Πατρών.

Σχήμα 5.3α. Συσσκευή στρέψης κυλινδρικών δοκιμίων με τετραγωνική διαμόρφωση

Η συσκευή του σχήματος 5.3, εξασφαλίζει σταθερή ροπή η οποία μπορεί να μεταβληθεί ανάλογα με το βάρος που τοποθετείται στην άκρη του σκοινιού. Το δοκίμιο που βρίσκεται στο μέσο του κυκλικού φορέα, δέχεται μόνο τη ροπή που δημιουργείται από το μήκος της ακτίνας επί το μέγεθος του βάρους στο άκρο. Η κάμψη εξαιτίας του βάρους του κυκλικού φορέα είναι πολύ μικρή, γιατί ο φορέας είναι κατασκευασμένος από υλικό με χαμηλό ειδικό βάρος (τεφλόν), και το βάρος αυτό υποστηρίζει ένα μικρό κουζινέτο που έχει τοποθετηθεί στη βάση της συσκευής. Η μεταφορά της δύναμης γίνεται με προεντεταμένο σκοινί μεγάλης αντοχής, για να εξασφαλισθεί ότι η μετρούμενη παραμόρφωση είναι αυτή της στρέψης του δοκιμίου και όχι του σκοινιού.

Για την επιβεβαίωση της ακρίβειας των μετρητικών έγινε λεπτομερής συγκριτική ανάλυση ώστε να επιλεγεί η μέθοδος που δίδει τα πλέον αξιόπιστα αποτελέσματα με τον ευκολότερο τρόπο.

Σχήμα 5.3β

Θέση τοποθέτησης δοκιμίων

Τα δοκίμια έχουν υποστεί τη διαμόρφωση του σχήματος 5.1 έτσι ώστε να μπορούν να τοποθετούνται όπως δείχνει το σχήμα 5.3β. Στο πίσω μέρος της συσκευής το δοκίμιο τοποθετείται μέσα στο μέταλλο από σκληρό χάλυβα όπου έχει γίνει τετραγωνική διαμόρφωση ίδιας ακμής με αυτή του δοκιμίου. Άρα το δοκίμιο πακτώνεται από τη μία πλευρά του, και από την άλλη τοποθετείται στον κυκλικό φορέα.

Η θέρμανση επιτυγχάνεται με μια συσκευή εκτόξευσης θερμού αέρα (thermo gun). Η θερμοκρασία του αέρα μπορεί να φτάσει μέχρι και τους 495°C , αλλά υπάρχει δυνατότητα για λειτουργία σε θερμοκρασία 150°C , μέσω ενός διακόπτη. Στα πειράματα χρησιμοποιείται θερμός αέρας 150°C . Σε ένα μέρος της συσκευής έχει τοποθετηθεί φύλλο αλουμινίου, ώστε να δημιουργηθεί ένας θάλαμος θέρμανσης, όπως δείχνει το σχήμα 5.4. Η συσκευή θερμού αέρα είναι τοποθετημένη στη βάση της μηχανής. Ο θερμός αέρας ανεβαίνει εξαναγκασμένα μέσα από το θάλαμο (είναι ελαφρύτερος και ανεβαίνει προς τα πάνω), όπως δείχνει το σχήμα και θερμαίνει το δοκίμιο. Ο έλεγχος της θερμοκρασίας γίνεται με ένα θερμοζεύγος τύπου K, το οποίο βρίσκεται σε επαφή με το δοκίμιο στο μπροστινό μέρος της συσκευής. Τοποθετείται εκεί, έτσι ώστε να αποφευχθούν σφάλματα στη μέτρηση της θερμοκρασίας του δοκιμίου. Η μέτρηση εκτός θαλάμου θερμού αέρα της θερμοκρασίας του δοκιμίου και αφού το θερμοζεύγος είναι επαφής, είναι η πλέον ασφαλή για την πραγματοποίηση του πειράματος.

Σχήμα 5.4 Θέση τοποθέτησης συσκευής εκτόξευσης θερμού αέρα

Η θερμοκρασία ελέγχεται με ένα μετρητή θερμοκρασίας ο οποίος συνδέεται με το θερμοζεύγος, ακρίβειας ενός βαθμού $^{\circ}\text{C}$, όπως δείχνει το σχήμα 5.5.

Το σκοινί διέρχεται από αντιτριβικά ρουλεμάν από ορείχαλκο, έτσι ώστε να ελαχιστοποιούνται οι απώλειες κατά τη μέτρηση. Το τόξο που έρχεται σε επαφή με το σκοινί στον κυκλικό φορέα λιπαίνεται πριν από κάθε πείραμα.

Ο ρυθμός θέρμανσης και ψύξης είναι ίδιος για όλα τα δοκίμια.

Τέλος τα βάρη είναι πλάκες από ορείχαλκο βάρους 500gr η καθεμία, όπως φαίνεται στο σχήμα 5.4, και σε συνδυασμό με την ακτίνα του κυκλικού φορέα δημιουργούν ροπές της τάξης των 1Nm, 2Nm, 3Nm, 4Nm και 5Nm.

Σχήμα 5.5 Συσκευή στρέψης για δοκίμια SMA με δυνατότητα θέρμανσης και επαναφοράς. Λεπτομέρειες μηχανισμού.

5.2 Αποτελέσματα πειραματικών διαδικασιών σε στρέψη

Στις παραγράφους που ακολουθούν θα αναφερθούν τα αποτελέσματα από τα πειράματα στρέψης σε δοκίμια SMA.

5.2.1 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση.

Τα SMA δοκίμια τοποθετήθηκαν στη συσκευή στρέψης και δοκιμάστηκε η αντοχή τους σε στρέψη μέχρι τη ροπή των 8Nm με ταυτόχρονη μέτρηση της γωνίας στρέψης. Πριν και μετά από κάθε δοκιμή τα δοκίμια υπέστησαν ανόπτηση στους 150°C, δηλαδή πάνω από τη θερμοκρασία A_s . Μετά την εφαρμογή του φορτίου και στρέψη τους σε χ μοίρες, αφαιρείται το φορτίο και το δοκίμιο θερμαίνεται και μετριέται το ποσοστό επαναφοράς. Στα δοκίμια εφαρμόζεται ροπή της τάξης των 1Nm έως 8Nm.

Στο σχήμα 5.6 φαίνεται η εφαρμοζόμενη ροπή σε συνάρτηση με τη γωνία στρέψης για τρία δοκίμια.

Αυτή είναι και η πρώτη ενεργοποίηση των SMA σε στρέψη. Παρατηρείται μια σχεδόν ενιαία συμπεριφορά και των τριών δοκιμίων. Φυσικά αριθμητικά η γωνία στρέψης είναι αρκετά μικρή όπως θα δειχθεί και παρακάτω και αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι στα πρώτα πειράματα ο μαρτενσίτης δεν έχει «εκπαιδευτεί» κατάλληλα σε στρέψη. Οι κρυσταλλίτες δεν έχουν «μάθει» να προσανατολίζονται σε στρέψη, οπότε αντιστέκονται στη ροπή που ασκείται στο κράμα. Μετά από αρκετές επαναλήψεις όμως, τα SMA παρουσιάζονται περισσότερο ενδοτικό σε στρέψη και αυτό θα φανεί στη συνέχεια. Να σημειωθεί εδώ ότι η στρέψη γίνεται πάντα προς την ίδια διεύθυνση και φορά αυτή των δεικτών του ωρολογίου κοιτώντας το τύμπανο στρέψης από την εξωτερική πλευρά.

Σε σταθερή ροπή των 4Nm τα ίδια δοκίμια παρουσίασαν μια συμπεριφορά αρκετά διαφοροποιημένη σε σχέση με αυτή του σχήματος 5.6. Όπως φαίνεται στο σχήμα 5.7 πραγματοποιήθηκαν 3 σειρές πειραμάτων, με σκοπό να μετρηθεί με ακρίβεια η γωνία στροφής υπό στρεπτικό φορτίο 4Nm. Παρατηρούμε ότι η γωνία στρέψης δεν είναι σταθερή και διαφοροποιείται σε μεγάλο βαθμό μεταξύ των πειραμάτων.

Σχήμα 5.7 Γωνία στρέψης υπό σταθερό στρεπτικό φορτίο 4Nm

Στα πειράματα αυτά παρατηρήθηκαν δύο ειδών παραμορφώσεις μια ελαστική και μια πλαστική. Όταν δηλαδή εφαρμόσαμε τη ροπή στο δοκίμιο και προέκυψε μια γωνία στρέψης α αυτή ήταν κατά πολύ μεγαλύτερη από τη β που εμφανίστηκε όταν αφήσαμε το δοκίμιο ελεύθερο μετά την επιβολή φορτίου. Επομένως η γωνία β θεωρείται ως η πλαστική παραμόρφωση στρέψης ενώ η α ως η ελαστική παραμόρφωση στρέψης του υλικού. Παρατηρήθηκαν δύο ειδών παραμορφώσεις και στις δύο περιοχές του κράματος (μαρτενσίτη και ωστενίτη). Παρακάτω στα διαγράμματα 5.8α και 5.8β παρουσιάζονται οι καμπύλες ροπής στρέψης – γωνίας παραμόρφωσης του υλικού για το δοκίμιο I, όπου και ξεχωρίζουν οι περιοχές ελαστικής στρεπτικής παραμόρφωσης, πλαστικής παραμόρφωσης, καθώς και η επαναφορά του υλικού στην αρχική θέση μετά από τη θέρμανση του στους 150°C υπό την επίδραση στρεπτικού φορτίου 1-5Nm στην αρχική του θέση μετά τη θέρμανση για την εφαρμογή του φορτίου από 1Nm-5Nm, για δύο διαφορετικές επαναλήψεις του πειράματος στρέψης.

Σχήμα 5.8 Δοκίμιο I : Στρέψη και επαναφορά – ελαστική-πλαστική περιοχή

Παρατηρούμε ότι τη δεύτερη φορά η επαναφορά του δοκιμίου είναι μεγαλύτερη και πλησιάζει το 100%. Αυτό σημαίνει ότι το υλικό «μαθαίνει» να στρέφει και να επιστρέφει στην αρχική του θέση. Επίσης παρατηρούμε ότι κατά το δεύτερο κύκλου φόρτισης (σχήμα 5.8β) το υλικό εμφανίζει μεγαλύτερη στρεπτική παραμόρφωση, ενώ οι καμπύλες ελαστικής και πλαστικής παραμόρφωσης εμφανίζουν την ίδια συμπεριφορά όπως και κατά τον πρώτο κύκλο φόρτισης επαναφοράς που παρουσιάζονται στα σχήματα 5.8α και β, εμφανίζεται διαφοροποίηση τόσο της ελαστικής όσο και της πλαστικής παραμόρφωσης του δοκιμίου ανά κύκλο φόρτισης. Όπως αναμένεται υπάρχει αύξηση της γωνίας στρόφης με την αύξηση της ροπής στρέψης, όμως κατά την πρώτη φόρτιση του δοκιμίου η μέγιστη γωνία στρόφης φθάνει τις 90° ενώ κατά την επαναφόρτιση η γωνία στρόφης προσεγγίζει τις 130°. Αξίζει να σημειωθεί ότι για περαιτέρω επαναλήψεις της διαδικασίας φόρτισης – επαναφοράς η καμπύλη παραμένει αυτή του δευτέρου βήματος. Κατά τη διάρκεια των δύο κύκλων φόρτισης- επαναφοράς, το φαινόμενο αυτό παρατηρήθηκε και στα υπόλοιπα δύο δοκίμια.

Πρακτικά είναι πολύ δύσκολο και εμφανίζει μεγάλες αποκλίσεις ο διαχωρισμός ελαστικής και πλαστικής περιοχής στα πειράματα. Αυτό που μπορεί να φανεί καθαρά είναι η συνολική παραμόρφωση και η επαναφορά. Στην επόμενη παράγραφο ελέγχεται η συμπεριφορά των ίδιων δοκιμίων υπό συνεχόμενο, σταθερό (ανά πείραμα) φορτίο στρέψης, και το ποσοστό επαναφοράς του κράματος.

5.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm.

Στην παράγραφο 5.2.2 μελετάται η συμπεριφορά των δοκιμίων σε πειράματα στρέψης υπό φορτίο 1-5 Nm. Τα πειράματα αυτά χωρίζονται σε δυο κατηγορίες. Στην πρώτη κατηγορία η στρέψη επιτυγχάνεται και μετά ακολουθεί ανόπτηση σε θερμοκρασία μεγαλύτερη από την A_s . Στη δεύτερη κατηγορία πειραμάτων τα δοκίμια μετά από κάθε πείραμα, δεν επανέρχονται στη γονική φάση με ανόπτηση, και η πειραματική διαδικασία συνεχίζεται. Με τον τρόπο αυτό ελέγχεται και ένα είδος θερμικής κόπωσης των δοκιμίων, κατά τη σύγκριση των δύο ομάδων πειραμάτων.

5.2.2.1 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm με ενδιάμεση ανόπτηση σε θερμοκρασία μεγαλύτερη της A_s .

Στα σχήματα 5.9 και 5.10 φαίνονται τα αποτελέσματα των πειραμάτων στρέψης με ενδιάμεση ανόπτηση για τα πέντε δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν.

Στα σχήματα 5.9 και 5.10 μπορεί να παρατηρήσει κανείς ότι υπάρχουν μεγάλες διαφορές. Επειδή στο 5.10 φαίνεται η επανάληψη των αποτελεσμάτων του σχήματος 5.9, θα περίμενε κανείς τα διαγράμματα να είναι πανομοιότυπα και οι καμπύλες να είναι στην ίδια περιοχή. Επίσης, περιμέναμε τα διαγράμματα να στρέφουν στην ίδια περίπου γωνία.

Οι διαφορές αυτές φαίνεται να οφείλονται στην ανόπτηση που μεσολαβεί ανάμεσα σε κάθε βήμα του πειράματος. Η συμπεριφορά αυτή μπορεί να εξηγηθεί ως εξής. Θερμαίνοντας το δοκίμιο μετά από κάθε πείραμα η «μνήμη» των κραμάτων κατά κάποιο τρόπο μηδενίζεται. Δηλαδή το δοκίμιο δε «θυμάται» το δρόμο που είχε ακολουθήσει και το τυπικό επίπεδο που εμφανίστηκε κατά το μετασχηματισμό.

Επομένως η παραπάνω διαδικασία δεν αποτελεί αξιόπιστο εργαλείο εξαγωγής συμπερασμάτων και γι' αυτό και στα πειράματα που ακολουθούν δεν πραγματοποιείται ενδιάμεση ανόπτηση.

5.2.2.2 Αποτελέσματα πειραμάτων στρέψης και επαναφοράς με θέρμανση υπό στρεπτικό φορτίο 1-5 Nm, χωρίς ενδιάμεση ανόπτηση.

Σε αυτή τη φάση των πειραμάτων πραγματοποιήθηκαν δοκιμές στρέψης (χωρίς ενδιάμεση ανόπτηση) σε ροπή από 1-5 Nm για πέντε δοκίμια όμοια με αυτά που φαίνονται στο σχήμα 5.1. Τα δοκίμια πριν τοποθετηθούν στη συσκευή στρέψης αφέθηκαν για 30 λεπτά στο φούρνο στους 150°C προκειμένου να επανέλθουν στη γονική τους φάση.

Έγιναν τέσσερα σετ πειραμάτων με τα πέντε δοκίμια και συγκρίθηκε η συμπεριφορά τους. Όλα τα δοκίμια δοκιμάστηκαν αρχικά στο 1Nm μετά στα 2, 3, 4 και 5Nm χωρίς να υποστούν ενδιάμεση ανόπτηση και μετρήθηκαν η γωνία στρέψης, η γωνία επαναφοράς, καθώς και η ελαστική στρεπτική παραμόρφωση, σε συνάρτηση με την εφαρμοζόμενη ροπή.

Στα σχήματα που ακολουθούν, παρουσιάζονται τα αποτελέσματα ανά φάση και δοκίμιο.

Σχήμα 5.11 Δοκίμιο I : Σύγκριση 4 επαναλήψεων ροπής - γωνίας στρέψης

Σχήμα 5.12 Δοκίμιο II : Σύγκριση 4 επαναλήψεων ροπής - γωνίας στρέψης

Σχήμα 5.13 Δοκίμιο III : Σύγκριση 4 επαναλήψεων ροπής - γωνίας στρέψης

Στα σχήματα 5.12-5.15 παρατηρούμε ότι τα δοκίμια SMA «μαθαίνουν» να στρέφουν. Από την πρώτη έως την τέταρτη φάση και στα πέντε δοκίμια φαίνεται ξεκάθαρα ότι υπάρχει επαναληψιμότητα στις καμπύλες ροπής - γωνίας - στρέψης.

Τα δοκίμια συμπεριφέρονται με τον ίδιο τρόπο και στις τέσσερις φάσεις και παρατηρούνται μικροδιαφορές, ενώ η τέταρτη φάση για όλα τα δοκίμια εμφανίζει τις καλύτερες καμπύλες ροπής - γωνίας στρέψης.

Στα σχήματα που ακολουθούν παρουσιάζονται συγκεντρωτικά αποτελέσματα για τα πέντε δοκίμια και στις τέσσερις φάσεις, της ροπής σε συνάρτηση με τη γωνία στρέψης, τη γωνία επαναφοράς, καθώς και την ελαστική παραμόρφωση, σχήματα 5.16, 5.17, 5.18 αντίστοιχα.

Σχήμα 5.16 Διαγράμματα ροπής - γωνίας στρέψης για τα πέντε δοκίμια στις τέσσερις φάσεις

Στο παραπάνω σχήμα (σχήμα 5.16) παρατηρούμε ότι τα δοκίμια έχουν μεγάλη διαφορά στη γωνία στρέψης κυρίως από τα 3Nm και πάνω. Αν αναλογιστεί κανείς ότι τα δοκίμια είναι κυλινδρικά στοιχεία που έχουν κοπεί από τον ίδιο αρχικό κύλινδρο μήκους 350mm, τότε η διαφοροποίηση αυτή δημιουργεί ερωτηματικά. Όμως, κάθε δοκίμιο λειτουργεί διαφορετικά. Και αυτό γιατί κατά τη διεργασία της

ηλεκτροδιάβρωσης, είναι πιθανό να δημιουργήθηκαν κάποιες μικροατέλειες οι οποίες να είναι μόνιμες και μη αντιστρεπτές όπως έχει ήδη αναφερθεί στο κεφ. 3 (κεφ.3 σελ.54) οι οποίες και μπορεί να επηρεάζουν τα αποτελέσματα. Επίσης, οι ατέλειες αυτές μπορεί να προέρχονται και από την ανάμειξη των συστατικών του κράματος εκ κατασκευής, λόγω ανομοιογένειας. Πρέπει να σημειωθεί επίσης, ότι η εξωτερική θερμοκρασία κατά τη διάρκεια του πειράματος δεν είναι πάντα η ίδια (τα πειράματα πραγματοποιήθηκαν σε διαφορετικές εποχές), ενώ οι θερμοκρασίες φασικής μετάβασης έχουν ένα εύρος 20°C.

Σχήμα 5.18α Διαγράμματα ροπής – ελαστικής παραμόρφωσης για τα πέντε δοκίμια στις τέσσερις φάσεις

Τα διαγράμματα εφαρμοζόμενης ροπής στρέψης – επαναφοράς μοιάζουν με αυτά της ροπής - γωνίας στρέψης του σχήματος 5.16. Οι λόγοι της διαφοροποίησης και σε αυτές τις καμπύλες είναι οι ίδιοι που αναφέρθηκαν στην προηγούμενη παράγραφο. Το σημαντικό είναι ότι η επαναφορά φαίνεται να είναι αρκετά μεγάλη στα πειράματα στρέψης και στην περίπτωση των 5Nm όπου σε κάποια δοκίμια μπορεί να φτάσει και τις 80°.

Το σχήμα 5.18α παρουσιάζει διαγράμματα ροπής σε συνάρτηση με την ελαστική παραμόρφωση για κάθε δοκίμιο και στις τέσσερις επαναλήψεις. Η ελαστική παραμόρφωση, υπολογίζεται από τη γωνία που επιστρέφει το δοκίμιο στη φάση του ωστενίτη, αν αφαιρέσουμε από αυτό το επιβαλλόμενο στρεπτικό φορτίο. Παρατηρούμε, ότι η ελαστική γωνία στρόφης είναι περίπου 30°, αρκετά μικρή συγκρινόμενη με τη συνολική γωνία στρόφης που εμφανίζει το SMA. Στη συνέχεια, γίνεται μοντελοποίηση της ελαστικής παραμόρφωσης σε συνάρτηση με τη ροπή, με βάση τις εξισώσεις Liang-Rogers, και τα θεωρητικά αποτελέσματα συγκρίνονται με τα πειραματικά αποτελέσματα που προηγήθηκαν.

Σχήμα 5.18β Θεωρητικό διάγραμμα ροπής – ελαστικής παραμόρφωσης με βάση τις εξισώσεις Liang-Rogers

Όπως παρατηρείται στο σχήμα 5.18β, η κλίση της ευθείας στο θεωρητικό διάγραμμα ροπής – γωνίας είναι περίπου ίδια με την πειραματική, υπολογίζοντας μέτρο διάτμησης παρόμοιο με αυτό που μπορεί να υπολογιστεί πειραματικά.

Το σχήμα 5.18γ παρουσιάζει ότι και το διάγραμμα 5.18α μόνο που έχει προστεθεί η μοντελοποιημένη ελαστική συμπεριφορά. Μπορούμε να παρατηρήσουμε μικρές μεταβολές, όπως και θα ήταν λογικό, για την ελαστική παραμόρφωση, ενώ η κλίση της καμπύλης φαίνεται να είναι περίπου ίδια, άρα και το μέτρο διάτμησης, αν και το μοντέλο υπολογίζει μεγαλύτερη γωνία στρέψης σε σχέση με τα αποτελέσματα των πειραμάτων. Φυσικά τα δοκίμια έχουν διαφορές μεταξύ τους, και αυτό οφείλεται στην επεξεργασία κοπής με ηλεκτροδιάβρωση πριν από την πειραματική διαδικασία.

Αυτό είναι λογικό εξαιτίας των σφαλμάτων μέτρησης στη διάρκεια των πειραμάτων, αλλά και των ατελειών του υλικού εκ κατασκευής. Εξάλλου τα χαρακτηριστικά του υλικού που κατασκευάζουν το μοντέλο προέρχονται από την κατασκευάστρια εταιρεία, και δίνουν πληροφορίες για το υλικό πριν υποστεί οποιαδήποτε επεξεργασία.

Το σχήμα 5.18δ παρουσιάζει τη μεταβολή της διατμητικής τάσης σε σχέση με τη διατμητική παραμόρφωση για ένα δοκίμιο στις τέσσερις επαναλήψεις, όπου επίσης παρατηρείται ότι στην τέταρτη επανάληψη του πειράματος το δοκίμιο, παρουσιάζει καλύτερες καμπύλες τάσης - παραμόρφωσης.

Σχήμα 5.18δ Διάγραμμα διατμητικής τάσης σε συνάρτηση με τη διατμητική παραμόρφωση για ένα δοκίμιο στις τέσσερις επαναλήψεις..

Πρέπει να σημειωθεί εδώ, ότι πειράματα στρέψης υπό φορτίο δεν έχουν επαναληφθεί και αυτό είναι ένα από τα ξεχωριστά και καινοτόμα στοιχεία της παρούσης διδακτορικής διατριβής.

Πειράματα στρέψης γενικά, έχουν γίνει από ελάχιστες επιστημονικές ομάδες και από αυτές μόνο η μία ασχολείται με μπάρες SMA (SMA bars)^{1,2}. Σε αυτή την εργασία οι τιμές που βρέθηκαν είναι ακόμα μεγαλύτερες από αυτές των πειραμάτων που αναφέρθηκαν. Η μελέτη και κατασκευή μηχανισμών κίνησης από μπάρες SMA έχει γίνει κυρίως από τη NASA, για την ενεργοποίηση των συλλεκτών στους δορυφόρους, όμως εκεί οι διαστάσεις είναι πάρα πολύ μεγάλες και τα φορτία μικρά λόγω έλλειψης βαρύτητας.

5.3 Αποτελέσματα κόπωσης δοκιμίων SMA σε στρέψη

Εκτός από τα πειράματα στρέψης και θερμομηχανικής επαναφοράς πραγματοποιήθηκαν και πειράματα κόπωσης σε στρέψη. Στο σχήμα που ακολουθεί φαίνεται η διαδικασία κόπωσης σε στρέψη ίδιου δοκιμίου με αυτά του σχήματος 5.1. Σε πειράματα κόπωσης, το δοκίμιο έμεινε υπό την επίδραση σταθερού φορτίου 5Nm για αρκετές ημέρες, χωρίς να παρατηρηθούν φαινόμενα ερπυσμού. Το φαινόμενο του ερπυσμού είναι αυτό κατά το οποίο παρατηρείται συνεχής αύξηση των παραμορφώσεων συναρτήσει του χρόνου υπό την επίδραση σταθερής τάσης, υπό σταθερή θερμοκρασία. Στο δοκίμιο που χρησιμοποιήθηκε δεν παρατηρήθηκαν φαινόμενα ερπυσμού, ακόμη και μετά από 8 ημέρες.

Η διαδικασία του πειράματος είχε ως εξής. Όταν η θερμοκρασία βρισκόταν κάτω από τους 30°C εφαρμόζουμε το στρεπτικό φορτίο, με αποτέλεσμα το δοκίμιο να παραμορφωθεί για παράδειγμα στη θέση α. Έπειτα και με τη βοήθεια του εκτοξευτήρα θερμού αέρα του σχήματος 5.4, το δοκίμιο έφθανε σε θερμοκρασία περίπου 100°C (ωστενίτης) και πήγαινε σε μια νέα θέση β. Όταν η θερμοκρασία έπεφτε πάλι κάτω από τους 30°C (μαρτενσίτης) και με την επίδραση πάλι του φορτίου, το δοκίμιο γυρνούσε στη θέση α και το πείραμα ξεκινούσε πάλι από την αρχή.

Τις ώρες που το πείραμα δεν μπορούσε να συνεχιστεί, το δοκίμιο έμενε στη φάση του μαρτενσίτη υπό φορτίο χωρίς να μετακινηθεί από τη θέση α.

Πραγματοποιήθηκαν 100 επαναλήψεις και τα αποτελέσματα φαίνονται στο σχήμα 5.19. Στο σχήμα 5.19 φαίνεται η μεταβολή της διαφοράς των δύο θέσεων α και β ανά επανάληψη, που στην πραγματικότητα είναι η γωνία επαναφοράς δοκιμίων SMA με σταθερό στρεπτικό φορτίο σε μοίρες, και πόσο αυτή μεταβάλλεται σε συνάρτηση με τον αριθμό των θερμομηχανικών κύκλων.

Από το πείραμα κόπωσης μπορούν να εξαχθούν κάποια συμπεράσματα, καθώς και σφάλματα που εισήχθησαν στη διαδικασία.

- ✓ Το σφάλμα (μέτρηση του τόξου) του πειράματος, υπολογίζεται περίπου στις 0.5° .
- ✓ Ο χρόνος του πειράματος ήταν περίπου ίδιος σε όλες τις επαναλήψεις.
- ✓ Σφάλματα προέκυψαν, εξαιτίας της εξωτερικής θερμοκρασίας, η οποία πολλές φορές ήταν πάνω από τη μέση θερμοκρασία μαρτενσίτη (30°C).
- ✓ Το θερμοκρασιακό πεδίο του πειράματος ήταν από τους 30°C μέχρι και τους 100°C .

Επίσης πρέπει να σημειωθεί ότι κατά τη θέρμανση το δοκίμιο επιστρέφει στην αρχική του θέση, αν του δοθεί μεγαλύτερη ποσότητα θερμότητας από αυτή που δεχόταν στο πρώτο πείραμα (π.χ. 125°C). Αυτό μπορεί να εξηγηθεί ως εξής. Οι κρύσταλλοι κοπώνονται με τις επαναλήψεις, με αποτέλεσμα να απαιτείται όλο και περισσότερη ενέργεια για να μετασχηματιστούν και να αλλάξουν τη δομή τους.

Όπως φαίνεται και στο διάγραμμα στην πρώτη ενεργοποίηση μετά από ανόπτηση το δοκίμιο έχει μεγάλη γωνία επαναφοράς περίπου 85° η οποία όμως πέφτει και σταθεροποιείται στις 82° περίπου. Μετά τις 60 επαναλήψεις παρατηρείται μια πτώση των μοιρών επαναφοράς, η οποία είναι περίπου 4° και μετά το δοκίμιο σταθεροποιείται στις 78° όπου και παραμένει μέχρι τις 100 επαναλήψεις.

Κάποιες μεταβολές που παρατηρούνται δεν είναι σημαντικές και οφείλονται σε κακή ψύξη μιας και η εξωτερική θερμοκρασία πολλές

φορές δεν κατεβαίνει κάτω από τις 30°C (τα πειράματα πραγματοποιήθηκαν καλοκαιρινούς μήνες) που είναι ο μέσος όρος της θερμοκρασίας M_f και στο διαφορετικό ρυθμό θέρμανσης και ψύξης.

Σχήμα 5.19 Κόπωση δοκιμίου SMA σε στρέψη υπό φορτίο 5Nm για 100 κύκλους

Στο σχήμα 5.20 που ακολουθεί φαίνεται ο ρυθμός της μεταβολής της στρεπτικής παραμόρφωσης κατά τη θέρμανση και την ψύξη. Το διάγραμμα προέκυψε από ένα μέσο όρο περίπου 60 επαναλήψεων.

Στο σχήμα 5.20 παρατηρούμε ότι κατά τη θέρμανση και ενώ το υλικό βρίσκεται στη φάση του μαρτενσίτη παραμορφώνεται γραμμικά, κάτι που δε συμβαίνει κατά την ψύξη. Αυτό όμως είναι πιθανό να οφείλεται στο ρυθμό προσφοράς και απορρόφησης θερμότητας από το δοκίμιο ο οποίος δεν είναι σταθερός.

Ενδιαφέρον θα είχε η πειραματική διαδικασία κόπωσης σε στρέψη με σταθερό ρυθμό θέρμανσης και ψύξης, για να φανεί ξεκάθαρα πόσο επηρεάζεται ο φασικός μετασχηματισμός και η κόπωση.

Μετά από τους 100 θερμομηχανικούς κύκλους, επαναλαμβάνεται η ίδια διαδικασία πειράματος που αναφέρθηκε, η οποία υποβάλλει το δοκίμιο σε στρέψη από 1-5Nm. Έπειτα υπολογίζεται η μεταβολή της ελαστικής παραμόρφωσης σε συνάρτηση με τη ροπή και συγκρίνεται με την καμπύλη πριν από την κόπωση. Το σχήμα 5.21 παρουσιάζει τα αποτελέσματα. Παρατηρείται ότι μετά από 100 κύκλους το μέτρο διάτμησης G , το οποίο δίνεται από την κλίση της καμπύλης είναι σημαντικά αυξημένο, γεγονός που οφείλεται στην κόπωση του δοκιμίου.

Η πειραματική διαδικασία της κόπωσης συνεχίζεται μέχρι τους 1000 κύκλους κόπωσης του δοκιμίου, οπότε η συνολική καμπύλη κόπωσης, που φαίνεται από τη μείωση της γωνίας επαναφοράς κατά το μετασχηματισμό από μαρτενσίτη σε ωστενίτη, δίνεται στο σχήμα 5.22.

Στο σχήμα 5.22 φαίνεται καθαρά ότι η συνολική μείωση της γωνίας επαναφοράς είναι περίπου 20 μοίρες μετά από 1000 θερμομηχανικούς κύκλους. Το δοκίμιο βρέθηκε υπό την επίδραση στρεπτικού φορτίου 5Nm για σχεδόν 30 ημέρες, χωρίς να εμφανιστούν φαινόμενα ερπυσμού.

Η μεταβολή στη γωνία οφείλεται στην κόπωση των κρυσταλλιτών κατά την εναλλαγή φάσης, με τη δημιουργία μόνιμων μετακινήσεων των συνόρων μετασχηματισμού, άρα και των θερμοκρασιών ενεργοποίησης. Η κόπωση και το αποτέλεσμα της το οποίο και εμφανίζεται να είναι 20 μοίρες μπορεί να είναι σημαντικά μικρότερο, αν αυξηθεί η παρεχόμενη θερμική ενέργεια στο δοκίμιο, αν δηλαδή ανέβει η θερμοκρασία πάνω από τους 100°C. Και αυτό έγινε στον 1002 κύκλο, όπου όταν φθάσαμε τους 150°C τότε το δοκίμιο γύρισε στις 72.5°, δηλαδή περίπου 10 μοίρες περισσότερες από τον χιλιοστό κύκλο.

Ο 1001 κύκλος, παραλείφθηκε στην προηγούμενη παράγραφο, γιατί μετά τους 1000 κύκλους ακολουθήθηκε και πάλι η διαδικασία στρέψης από 1-5Nm. Παρακάτω, στο σχήμα 5.23 φαίνεται η σύγκριση με τη μεταβολή της ελαστικής παραμόρφωσης σε συνάρτηση με την εφαρμοζόμενη ροπή του δοκιμίου πριν την κόπωση και μετά από τους 100 και από τους 1000 κύκλους.

5.4 Μοντελοποίηση της συμπεριφοράς των κραμάτων SMA σε στρέψη με βάση τις καταστατικές εξισώσεις των Liang-Rogers.

Στο κεφάλαιο 4 μελετήθηκε η θεωρητική συμπεριφορά των SMA σε εφελκυσμό μέσω των καταστατικών εξισώσεων των Liang-Rogers. Οι εξισώσεις αυτές δεν προβλέπουν τη συμπεριφορά σε στρέψη. Στην παρούσα διδακτορική διατριβή γίνονται προσπάθειες μετατροπής της βασικής εξίσωσης των Liang-Rogers για μετασχηματισμό φάσης εξαιτίας εφελκυστικής τάσης ή μεταβολής της θερμοκρασίας ή και τα δύο, σε εξίσωση που προβλέπει συμπεριφορά μετά από την επιβολή στρεπτικού φορτίου, και θερμοκρασίας αντίστοιχα.

Στην πράξη, στη βασική εξίσωση αντικαταστάθηκαν η τάση σ με τη διατμητική τάση τ , και η παραμόρφωση ε αντικαταστάθηκε με τη διατμητική παραμόρφωση γ . Στη θέση του D που είναι το μέτρο ελαστικότητας της φάσης τοποθετείται το μέτρο διάτμησης G .

Επομένως η εξίσωση 4.3 που είναι η βασική εξίσωση του μοντέλου ολοκληρωμένη ως προς το χρόνο είναι :

$$\sigma - \sigma_o = D(\varepsilon - \varepsilon_o) + \Theta(T - T_o) + \Omega(\xi - \xi_o) \quad (6.1)$$

Με τις αλλαγές που αναφέρθηκαν παραπάνω, η εξίσωση γίνεται :

$$\tau - \tau_o = G(\gamma - \gamma_o) + \Theta(T - T_o) + \Omega(\xi - \xi_o) \quad (6.2)$$

Η εξίσωση 6.2 θεωρητικά αποτελεί καταστατική εξίσωση των SMA δοκιμίων σε στρέψη. Για να εφαρμοστεί και να δοκιμαστεί αν αυτό ισχύει, απαιτείται ο υπολογισμός των μεταβλητών που περιέχει.

Οι δύο εξισώσεις που περιγράφουν την περιεκτικότητα σε μαρτενσίτη κατά τη διάρκεια του μετασχηματισμού από μαρτενσίτη σε ωστενίτη ($M \rightarrow A$) και αντίστροφα ($A \rightarrow M$) κάτω από συνθήκες ελεύθερες από τάσεις παίρνουν την παρακάτω μορφή όπως ακριβώς και στον εφελκυσμό:

$$\xi = \frac{1}{2} \{ \cos[a_A(T - A_s)] + 1 \} \quad (6.3)$$

για μετασχηματισμό μαρτενσίτη σε ωστενίτη και

$$\xi = \frac{1}{2} \{ \cos[a_M(T - M_f)] + 1 \} \quad (6.4)$$

για μετασχηματισμό ωστενίτη σε μαρτενσίτη όπου οι δύο σταθερές a_A και a_M καθορίζονται ως εξής :

$$a_A = \frac{\pi}{A_f - A_s} \quad (6.5)$$

$$a_M = \frac{\pi}{M_s - M_f}$$

Αν ο μετασχηματισμός $M \rightarrow A$ αρχίζει από μία κατάσταση όπου υπάρχει τόσο μαρτενσίτης (που προσδιορίζεται από τα μεγέθη ξ_M και

T_M) όσο και ωστενίτης, υποθέτουμε ότι δε θα υπάρξει νέα ωστενιτική φάση κατά τη διάρκεια της θέρμανσης μέχρι η θερμοκρασία να ξεπεράσει την A_S . Για θερμοκρασίες πάνω από την A_S ο μετασχηματισμός περιγράφεται ως εξής :

$$\xi = \frac{\xi_M}{2} \{ \cos[a_A(T - A_S)] + 1 \} \quad (6.6)$$

Για $\xi_M=1$ η εξίσωση 6.6 παίρνει τη μορφή της 6.3. Ομοίως αν αρχίσει μετασχηματισμός $A \rightarrow M$ από μια κατάσταση (ξ_A, T_A) δε θα υπάρξει νέα μαρτενσιτική φάση μέχρι να ψυχθεί το στοιχείο σε θερμοκρασία κάτω της M_S και ο μετασχηματισμός από M_S σε M_f περιγράφεται ως εξής :

$$\xi = \frac{1 - \xi_A}{2} \cos[a_M(T - M_f)] + \frac{1 + \xi_A}{2} \quad (6.7)$$

Οι θερμοκρασίες μετάβασης M_f, M_S, A_S, A_f (σχήμα 4.8) μεταβάλλονται γραμμικά σε σχέση με την εφαρμοζόμενη τάση. Δύο άλλες σταθερές του υλικού που δείχνουν την επίδραση της τάσης στις θερμοκρασίες μετάβασης δίνονται ως εξής :

$$\begin{aligned} C_M &= \tan(\alpha) \\ C_A &= \tan(\beta) \end{aligned} \quad (6.8)$$

όπου α, β οι γωνίες του σχήματος 4.8, στο οποίο παρατηρούμε ότι $C_A = C_M$.

Για τον υπολογισμό των μεταβλητών όπως ακριβώς και στην περίπτωση του εφελκυσμού, οι μεταβλητές C_M και C_A οι οποίες είναι σταθερές του υλικού υπολογίζονται από διαγράμματα DSC που δίδονται από τον κατασκευαστή. Ο συντελεστής μετασχηματισμού Ω υπολογίζεται από τη σχέση $\varepsilon_{res} = -\Omega/G$ όπου G το μέτρο διάτμησης στη φάση του μαρτενσίτη το οποίο υπολογίζεται από τη σχέση που συνδέει το μέτρο ελαστικότητας με το συντελεστή Poisson για ισότροπο υλικό. Το ε_{res} είναι η πειραματική παραμένουσα παραμόρφωση σε ένα θερμομηχανικό κύκλο. Επιλέγονται αποτελέσματα που προκύπτουν από τον τρίτο ή τέταρτο θερμομηχανικό κύκλο.

Με βάση την προηγούμενη παράγραφο το κράμα NiTiCu που χρησιμοποιούμε είναι ένα ισότροπο υλικό, και εύκολα προκύπτει ότι το μέτρο διάτμησης μπορεί να εξαχθεί από το μέτρο ελαστικότητας και το συντελεστή Poisson. Ο συντελεστής Poisson δεν μπορεί να μετρηθεί κατά το μετασχηματισμό φάσης, γιατί είναι αμελητέος. Αν μια λεπτή πλάκα από SMA στη φάση του μαρτενσίτη παραμορφωθεί κατά τον άξονα x , η μείωση της διάστασης της πλάκας στον άξονα y είναι αμελητέα, επομένως ο συντελεστής Poisson δεν μπορεί να μετρηθεί.

Καταχρηστικά ο συντελεστής Poisson υπολογίζεται από πειραματικά δεδομένα να είναι περίπου 0.3. Στις περισσότερες

εργασίες σε επιστημονικά περιοδικά, έχει χρησιμοποιηθεί η συγκεκριμένη τιμή. Και στην παρούσα εργασία η τιμή η οποία χρησιμοποιείται κατά τη μοντελοποίηση για το συντελεστή Poisson είναι 0.3.

Η καταστατική εξίσωση των Liang-Rogers μεταφρασμένη για στρέψη δε στηρίζεται σε υπάρχουσα βιβλιογραφία, αλλά είναι μια αυθαίρετη προσέγγιση, προκειμένου να ελεγχθεί η σύγκλιση της με τα πειραματικά αποτελέσματα. Η μετατροπή αυτή, έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία σφαλμάτων τα οποία υπεισέρχονται στους υπολογισμούς μιας και η στρέψη είναι μια πολύ πιο πολύπλοκη διαδικασία από τον εφελκυσμό.

Επίσης, οι τανυστές θ και Ω δεν είναι ίδιοι με αυτούς που χρησιμοποιήθηκαν στην περίπτωση του εφελκυσμού. Ο θερμοελαστικός τανυστής, παρουσιάζει τη μεταβολή της διατμητικής τάσης με τη θερμοκρασία. Στην περίπτωση του εφελκυσμού, η μεταβολή της τάσης σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία (βλ. σχ.4.8 παρ.4.3.1.) για τις θερμοκρασίες μετάβασης είναι γραμμική. Για τη στρέψη, δεν υπάρχουν πηγές που να αναφέρουν κάτι παρόμοιο και απαιτείται επιπλέον πειραματική διαδικασία προκειμένου να κατασκευαστεί το διάγραμμα διατμητικής τάσης σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία. Στη μοντελοποίηση που αναφέρθηκε παραπάνω, χρησιμοποιήθηκαν καταχρηστικά, δεδομένα από τον εφελκυσμό για το θερμοελαστικό τανυστή.

Ο τανυστής μετασχηματισμού, δίνεται από τη μεταβολή της τάσης σε συνάρτηση με το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη. Άρα, η μεταβολή της διατμητικής τάσης σε συνάρτηση με το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη δεν μπορεί να είναι η ίδια με αυτή που χρησιμοποιήθηκε στον εφελκυσμό. Το σφάλμα που υπεισέρχεται στο μοντέλο στην περίπτωση του Ω είναι μικρό, γιατί ο τανυστής μετασχηματισμού, υπολογίζεται από την παραμένουσα παραμόρφωση την οποία υπολογίζουμε πειραματικά.

Τέλος, το μέτρο διάτμησης που υπολογίζεται από τον τύπο που συνδέει το μέτρο ελαστικότητας και το συντελεστή Poisson για ισότροπο υλικό, εμπεριέχει σφάλμα μιας και ο συντελεστής Poisson δεν μπορεί να μετρηθεί όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως.

Με βάση όλα τα παραπάνω επιχειρήθηκε μια πολύ απλή προσέγγιση και χρησιμοποιώντας την εξίσωση 6.2, πραγματοποιήθηκε μοντελοποίηση της συμπεριφοράς του SMA γραμμένη σε γλώσσα προγραμματισμού Matlab, προκειμένου να κατασκευαστεί διάγραμμα ροπής-γωνίας στρέψης για κάθε κύκλο κόπωσης. Στο σχήμα 5.24 παρουσιάζεται η μοντελοποιημένη συμπεριφορά ροπής στρέψης σε συνάρτηση με τη γωνία στρέψης, υπό την επίδραση σταθερού στρεπτικού φορτίου 5Nm. Το διάγραμμα αυτό παρουσιάζει τη μεταβολή της ροπής στρέψης με τη γωνία για κάθε θερμομηχανικό κύκλο. Η γωνία στροφής που υπολογίστηκε πειραματικά, εισάγετε στο μοντέλο έτσι ώστε να υπολογιστεί η

απόκλιση του μοντέλου στρέψης σε σχέση με την πειραματικά αποτελέσματα.

Στο διάγραμμα παρουσιάζονται δύο κλίσεις, γιατί το μοντέλο υπολογίζει και την ελαστική και την πλαστική περιοχή (πλαστική για το SMA σημαίνει πλαστική περιοχή του υλικού ως συμβατικό μέταλλο και πλαστική περιοχή που ανακτάται με τη θέρμανση).

Παρατηρούμε ότι η ο πρώτος κύκλος ξεπερνάει τις 100° γωνίας, ενώ ο χιλιοστός κύκλος εμφανίζει γωνία περίπου 80° . Στην πράξη, τα πειραματικά δεδομένα εμφάνισαν μια αρχική γωνία 86° , με το χιλιοστό να πέφτει στις 64° . Η διαφορά αυτή κρίνεται φυσιολογική αν σκεφτεί κανείς τις πιθανές απώλειες κατά την πειραματική διαδικασία, εξαιτίας των ατελειών της συσκευής στρέψης, καθώς και τις πολλές παραδοχές της μοντελοποίησης που αναφέρθηκαν παραπάνω.

Αν δεν υπολογίσουμε την ελαστική περιοχή, το μοντέλο παρουσιάζει αποτελέσματα πολύ κοντά στα πειραματικά. Επομένως, αν από το μοντέλο της στρέψης που έχουμε δημιουργήσει με τις καταστατικές εξισώσεις του Liang-Rogers για εφελκυσμό, αφαιρέσουμε την ελαστική περιοχή, αυτό μπορεί να χρησιμοποιηθεί με επιτυχία για τον υπολογισμό του φαινομένου της στρέψης για κράματα SMA.

Στην κατασκευή του πρότυπου ενδομυελικού ήλου το ζητούμενο είναι το SMA να στρέφει το μηχανισμό περίπου 60° , ενώ σε αυτό ασκείται ροπή περίπου 3Nm από τους ιστούς. Η πειραματική διαδικασία που επιβάλλει 5Nm και η γωνία που το δοκίμιο επιστρέφει υπό το στρεπτικό φορτίο ξεπερνά τις 60° , ακόμα και μετά από 1000 κύκλους. Επίσης, οι δυνάμεις που ασκούν οι ιστοί, μειώνονται κατά τη διάρκεια της οστεογένεσης. Με βάση τα παραπάνω η ενεργοποίηση του μηχανισμού στρέψης του πρότυπου ενδομυελικού

ήλου χρησιμοποιώντας SMA μπορεί να επιτευχθεί από μηχανικής τουλάχιστον απόψεως. Για τη θερμική ενεργοποίηση με επαγωγική θέρμανση παρουσιάζεται αναλυτική μελέτη στο επόμενο κεφάλαιο (Κεφάλαιο 6).

Σχήμα 5.25 Διάγραμμα μεταβολής μέτρου διάτμησης G με τους κύκλους κόπωσης

Στα σχήματα 5.24 και στο 5.25 παρατηρούμε ότι όσο αυξάνονται οι κύκλοι κόπωσης, η κλίση του διαγράμματος ροπής-γωνίας στρέψης (σχήμα 5.24), μεγαλώνει. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα να αυξάνεται το μέτρο διάτμησης G (σχήμα 5.25). Σε συμβατικά υλικά, η αύξηση του μέτρου διάτμησης ως συνάρτηση τη αύξησης των κύκλων κόπωσης, θα είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση του G , ή μια ενδεχόμενη αύξησή του θα μπορούσε να εξηγηθεί με το φαινόμενο ψαθυροποίησης του υλικού.

Στο κράμα SMA που χρησιμοποιήθηκε, παρατηρήθηκε αύξηση του G με την κόπωση από 3,4 GPa σε 4,4 GPa. Αυτή η αύξηση η οποία είναι της τάξης του 30%, μπορεί να εξηγηθεί ως εξής. Όταν το SMA μετατρέπεται από μαρτενσίτης σε ωστενίτης, το πλέγμα αλλάζει μορφή. Δηλαδή οι κορυφές του κρυστάλλου, μετακινούνται λαμβάνοντας κάθε φορά διαφορετικές θέσεις (βλ. κεφ. 3). Μετά την κόπωση, ή οι πλεγματικές θέσεις αλλάζουν, ή η μεταβολή δεν είναι ολοκληρωμένη. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα, κάποιοι κρυσταλλίτες να μετασχηματίζονται, κάποιοι άλλοι να πραγματοποιούν ποσοστό του μετασχηματισμού, ενώ κάποιοι άλλοι να μην μετασχηματίζονται καθόλου, οπότε το υλικό μακροσκοπικά να γίνεται πιο δύσκαμπτο.

Να σημειωθεί ότι το διάγραμμα μεταβολής του μέτρου διάτμησης G σε συνάρτηση με τους κύκλους φόρτισης του σχήματος 5.25, έχει κατασκευαστεί με βάση τις πειραματικές μετρήσεις της γωνίας στρέψης σε κάθε θερμομηχανικό κύκλο κόπωσης.

5.5 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης

Μετά το τέλος των πειραμάτων κόπωσης που περιγράφηκαν στην προηγούμενη παράγραφο, πραγματοποιήθηκε μελέτη των δοκιμίων που υπέστησαν κόπωση σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

Χρησιμοποιήθηκε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο όπως αυτό που φαίνεται στο σχήμα 5.25 μεγάλης ακρίβειας Jeol JSM 6300. Το μικροσκόπιο ήταν εφοδιασμένο με συστήματα μικροανάλυσης EDS (Electron Dispersive X-Rays) της Oxford Instruments και λογισμικό Link ISIS και WDS (Wavelength Dispersive X-Rays) της Microspec με λογισμικό Winspec. Στην παρούσα εργασία χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος EDS με αισθητήρα SiLi και ενισχυτή Link Pentafet.

Σχήμα 5.25 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscope)

Επιλέχθηκαν δύο δοκίμια, το πρώτο ήταν ένα δοκίμιο το οποίο δεν είχε υποστεί κόπωση, ή άλλου είδους επεξεργασία. Το δεύτερο, ήταν ένα από τα δοκίμια στα οποία έγινε κόπωση 1000 κύκλων. Στο σχήμα 5.26 φαίνονται τα δοκίμια 1 και 2 όπως περιγράφηκαν παραπάνω.

Σχήμα 5.26 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης σε δοκίμιο SMA στην αρχική του φάση, και μετά από 1000 θερμομηχανικούς κύκλους σε στρέψη (Μεγέθυνση : 500 μ m)

Μπορούμε να παρατηρήσουμε ότι στο δεύτερο δοκίμιο είναι χαρακτηριστικοί οι δακτύλιοι που έχουν δημιουργηθεί στην επιφάνεια του δοκιμίου, δείχνοντας ξεκάθαρα τις δοκιμές στρέψης που έχει υποστεί. Επίσης, η επιφάνεια του 2^{ου} δοκιμίου έχει μεγαλύτερη τραχύτητα, γεγονός που μπορεί να φέρνει στην επιφάνεια τυχόν ανωμαλίες του υλικού λόγω κόπωσης, όπως εγκλείσματα που μετακινούνται στην επιφάνεια του δοκιμίου, καταναγκασμούς, ρωγμές κ.α.

Με τα ίδια δοκίμια του σχήματος 5.26, πραγματοποιείται έλεγχος σύστασης στην επιφάνειά τους. Το σχήμα 5.27 δείχνει τα αποτελέσματα.

Σχήμα 5.27 Έλεγχος σύστασης σε δοκίμιο SMA στην αρχική του φάση, και μετά από 1000 θερμομηχανικούς κύκλους σε στρέψη. (Μεγέθυνση: 500 μ m)

Από το σχήμα 5.27 μπορεί να παρατηρήσει κανείς ότι στο δεύτερο δοκίμιο οι γραμμές που φαίνονται προδίδουν τις δοκιμές στρέψης που προηγήθηκαν. Πάνω σε αυτές τις γραμμές οι οποίες φαίνονται να ξεχωρίζουν με το λευκό χρώμα, αφού πρόκειται για πείραμα ελέγχου σύστασης, κάποιο στοιχείο θα πρέπει να έχει μεγαλύτερη περιεκτικότητα.

Επαναλαμβάνουμε το πείραμα ελέγχου σύστασης και με μπλε χρώμα χρωματίζουμε το Ti ενώ με κόκκινο το Ni. Το αποτέλεσμα φαίνεται στο σχήμα 5.28 που ακολουθεί.

Σχήμα 5.28 Έλεγχος σύστασης σε δοκίμιο SMA μετά από 1000 θερμομηχανικούς κύκλους σε στρέψη (Μεγέθυνση : 500μm)

Στο σχήμα 5.29 φαίνεται ένας ποιοτικός διαχωρισμός της σύστασης και στο σχήμα 5.30 τα αποτελέσματα από το μικροσκόπιο για ένα σημείο το οποίο βρίσκεται εντός της κόκκινης γραμμής στο σχήμα 5.28 και για ένα άλλο εκτός αυτής.

Σχήμα 5.29 Έλεγχος σύστασης σε δοκίμιο SMA για σημείο εκτός και εντός της «ρωγμής» του δοκιμίου 2. (Μεγέθυνση : 200μm)

Τα δυο σημεία A και B αφορούν το μεν A ένα σημείο εκτός της λευκής γραμμής, το δε B ένα σημείο εντός της γραμμής όπως φαίνεται στο σχήμα 5.29.

Σχήμα 5.30 Έλεγχος σύστασης σε δοκίμιο SMA για σημείο εκτός και εντός της «ρωγμής» του δοκιμίου 2, ποιοτική απεικόνιση.

Είναι ξεκάθαρο, ότι στα σημεία που βρίσκονται πάνω στις γραμμές που σχηματίζει το δοκίμιο που έχει υποστεί την κόπωση ή συγκέντρωση του Ni φαίνεται να είναι μεγαλύτερη.

Είναι πολύ δύσκολο να ελεγχθεί με ακρίβεια η αιτία εμφάνισης του παραπάνω φαινομένου, μιας και θα απαιτούσε πλήθος μελετών σε μικροσκοπικό επίπεδο. Η πιο πιθανή εξήγηση που θα μπορούσε να δοθεί, είναι ότι η αύξηση της συγκέντρωσης του Ni προέρχεται από κατακρημνίσεις των ατόμων Ni στα όρια των κόκκων, εξαιτίας της κόπωσης σε κύκλους μετασχηματισμού κρυσταλλικής φάσης. Πρόκειται για παρόμοια διαδικασία με αυτή του σεμεντίτη ο οποίος έχει ορθορομβικό κρυσταλλικό πλέγμα (B19) όπως αυτό της ενδιάμεσης φάσης του SMA κατά το μετασχηματισμό (R-phase). Στο πλέγμα του σεμεντίτη (Fe_3C) υπάρχουν 12 άτομα Fe και 4 άτομα άνθρακα ανά πλέγμα (unit cell). Τα άτομα του άνθρακα κατά τη δημιουργία του σεμεντίτη, κατακρημνούνται και πέφτουν στα όρια του πλέγματος.

Τα κράματα NiTi είναι βιοσυμβατά μόνο όταν από την εξωτερική τους επιφάνεια απομακρύνεται το Ni. Με βάση τα παραπάνω μπορούμε να παρατηρήσουμε ότι μετά από κόπωση απελευθερώνεται ποσότητα Ni στην επιφάνεια του κράματος με αποτέλεσμα αυτό να γίνεται μη βιοσυμβατό. Στην περίπτωση του ενδομυελικού ήλου το γεγονός αυτό δεν δημιουργεί πρόβλημα, διότι το SMA θα βρίσκεται μέσα στον ήλο, ο οποίος θα είναι κατασκευασμένος από υλικό βιοσυμβατό (τιτάνιο, ή ανοξείδωτο ατσάλι).

5.6 Συμπέρασμα

Στο παρόν κεφάλαιο παρουσιάστηκαν πειράματα θερμομηχανικού κύκλου σε στρέψη που πραγματοποιήθηκαν σε δοκίμια NiTiCu όπως αυτά φαίνονται στο σχήμα 5.1. Επίσης, πραγματοποιήθηκαν 1000 θερμομηχανικοί κύκλοι κόπωσης με σταθερό στρεπτικό φορτίο 5Nm. Ο σκοπός των πειραμάτων ήταν να ελεγχθεί η δυνατότητα του SMA να λειτουργήσει ως ενεργοποιητής του πρότυπου ενδομυελικού ήλου. Αρχικά στο πείραμα της στρέψης υπολογίστηκε η δυνατότητα του SMA να στρέφει υπό φορτίο μέχρι 5Nm, και με τους 1000 κύκλους υπολογίστηκε η μεταβολή αυτής της γωνίας μετά από κόπωση σε θερμομηχανικούς κύκλους 4 φορές περισσότερους από αυτούς που τελικά θα χρειάζονται για έναν ήλο που θα προκαλεί αύξηση του μήκους του οστού 40mm. Έπειτα πραγματοποιήθηκε μοντελοποίηση της συμπεριφοράς του SMA σε στρέψη με βάση το μοντέλο των Liang-Rogers όπως και στο κεφάλαιο 4 μόνο που χρησιμοποιήθηκαν εξισώσεις για στρέψη.

Τα αποτελέσματα των πειραμάτων έδειξαν ότι το δοκίμιο μπορεί εύκολα να φέρει στρεπτικά φορτία μεγαλύτερα των 3Nm στρέφοντάς τα σε γωνία μεγαλύτερη από 80° ενώ η κόπωση μέχρι και 1000 κύκλους δεν επηρεάζει τη συμπεριφορά τους, περισσότερο από αυτό που απαιτείται για την ομαλή λειτουργία του ήλου. Να σημειωθεί ότι ο υπολογισμός της απαιτούμενης γωνίας στρέψης με την οποία θα λειτουργεί ο ήλος είναι πολύ μικρότερη από την υπολογισμένη στα πειράματα και δεν ξεπερνά τις 45°. Με βάση τα παραπάνω μπορούμε να πούμε ότι η χρήση του SMA ως μηχανισμού ενεργοποίησης του πρότυπου ενδομυελικού ήλου μπορεί να γίνει με επιτυχία, και επίσης τηρείται και ένας συντελεστής ασφάλειας λειτουργίας του ενεργοποιητή, μεγαλύτερος του 2.

Προκειμένου να επιβεβαιωθεί η ορθότητα των αποτελεσμάτων, πραγματοποιήθηκε μοντελοποίηση με βάση τις εξισώσεις των Liang-Rogers, όπου παρατηρήθηκε σταθερή ελαστική συμπεριφορά τόσο στα πειραματικά όσο και στα αναλυτικά αποτελέσματα.

Βιβλιογραφία

1. C.Liang and C. Rogers One-Dimensional Thermomechanical constitutive relations for shape memory materials. Journal of intelligent material systems and structures, vol. 1 April 1990.
2. L.C. Brinson, One-Dimensional constitutive behaviour of shape memory alloys. Journal of intelligent material systems and structures, vol.4 April 1993.
3. *Wikipedia online encyclopedia* www.wikipedia.org

Κεφάλαιο 6

6.1 Γενικά

Στο παρόν κεφάλαιο, γίνεται αναφορά στα πειράματα επαγωγικής θέρμανσης που πραγματοποιήθηκαν, με σκοπό τη διερεύνηση του τρόπου με τον οποίο ενεργοποιείται το κομμάτι από SMA, που βρίσκεται μέσα στον ενδομυελικό ήλο του σχήματος 1.13.

Η επαγωγική θέρμανση είναι ο καλύτερος τρόπος ενεργοποίησης, αφού είναι μη επεμβατικός. Προτείνεται εξωτερικά τοποθετημένος μηχανισμός του μέλους στο οποίο εφαρμόζεται η διατακτική οστεογέννεση, και θα δημιουργεί επαγωγική θέρμανση στο κομμάτι SMA που θα βρίσκεται μέσα στον ήλο, που τοποθετείται εσωτερικά του αυλού του οστού.

Παρακάτω αναφέρονται θεωρητικά στοιχεία που αφορούν την επαγωγική θέρμανση, καθώς και πειραματικές διεργασίες που πραγματοποιήθηκαν και αριθμητικά μοντέλα που αναπτύχθηκαν.

6.2 Επαγωγική Θέρμανση

Η επαγωγική θέρμανση χρησιμοποιεί το φαινόμενο της ηλεκτρομαγνητικής επαγωγής το οποίο πρώτος ανακάλυψε ο Michael Faraday το 1831. Όταν ένα πηνίο διαρρέεται από εναλλασσόμενο ρεύμα, δημιουργείται μέσα σε αυτό εναλλασσόμενο μαγνητικό πεδίο. Με βάση το νόμο του Faraday, αν μέσα στο πεδίο που δημιουργείται υπάρχει ένα δευτερεύον πηνίο, ή ένα κομμάτι μετάλλου, τότε αυτό διαρρέετε από ρεύμα και εξαιτίας της αντίστασής του, παράγεται θερμότητα. Η ανακάλυψη του Faraday οδήγησε στην ανάπτυξη των ηλεκτρικών μοτέρ, γεννητριών, μετασχηματιστών, συσκευών ασύρματης επικοινωνίας, η συσκευών που χρησιμοποιούνται για κοπή, ανόπτηση, τήξη και γενικά επεξεργασία μετάλλων.

Οι απώλειες θερμότητας, που εμφανίζονται κατά τη διαδικασία επαγωγικής θέρμανσης, ήταν ένα μεγάλο πρόβλημα που μείωνε την αποτελεσματικότητα λειτουργίας των μετασχηματιστών. Οι ερευνητές φάνηκαν να ελαχιστοποιούν τις απώλειες θερμότητας «στρωματοποιώντας» τα μαγνητικά πλαίσια που τοποθετούνται μέσα στους μετασχηματιστές.

Η απώλεια θερμότητας που εμφανίζεται κατά τη διαδικασία της ηλεκτρομαγνητικής επαγωγής, μπορεί να μετασχηματιστεί σε παραγωγική θερμική ενέργεια σε ένα ηλεκτρικό σύστημα θερμότητας εφαρμόζοντας το νόμο. Πολλές εταιρείες έχουν κερδίσει από αυτή την καινοτομία, εφαρμόζοντας επαγωγική θέρμανση σε φούρνους, κλιματιστικά και οξυγονοκολλήσεις. Σε αυτές τις εφαρμογές η

επαγωγική θέρμανση έχει κάνει εύκολο τον προσδιορισμό των παραμέτρων χωρίς να χρειάζεται εξωτερική πηγή ενέργειας. Επίσης η απουσία όποιας φυσικής επαφής σε συσκευές θέρμανσης προλαμβάνει ηλεκτρικά ατυχήματα. Επιπλέον επιτυγχάνεται υψηλός ρυθμός παραγωγής ενέργειας. Οι απαιτήσεις για καλύτερη ποιότητα, ασφαλή προϊόντα με μικρότερη κατανάλωση ενέργειας αυξάνονται και η επαγωγική θέρμανση είναι ιδανικός τρόπος θέρμανσης και επεξεργασίας υλικών.

Η επαγωγική θέρμανση περιλαμβάνει τρεις βασικές περιοχές την Ηλεκτρομαγνητική επαγωγή, το φαινόμενο των επιφανειακών ρευμάτων (skin effect), και της Μεταφοράς θερμότητας.

Σχήμα 6.1 Επαγωγική θέρμανση

Όπως φαίνεται στο σχήμα 6.1, όταν ένα πηνίο διαρρέετε από εναλλασσόμενο ρεύμα, δημιουργείται ένα μαγνητικό πεδίο γύρω από το πηνίο με βάση το νόμο του Ampere.

Αν τοποθετηθεί ένα αντικείμενο (μεταλλικό) μέσα στο μαγνητικό πεδίο δημιουργεί αλλαγή στην ταχύτητα της μαγνητικής ροής. Η πυκνότητα του μαγνητικού πεδίου μειώνεται καθώς το αντικείμενο πλησιάζει από την περιφέρεια στο κέντρο. Σύμφωνα με το νόμο του Faraday, το ρεύμα που δημιουργείται στην επιφάνεια του επαγόμενου αντικειμένου, έχει σχέση αντιστρόφως ανάλογη με το ρεύμα που διαρρέει το πηνίο όπως φαίνεται στη σχέση 6.1.

$$E = N \frac{d\Phi}{dt} \quad (6.1)$$

όπου E η ηλεκτρεγερτική δύναμη, N ο αριθμός των σπειρών του πηνίου, και Φ η μαγνητική ροή. Το ρεύμα στην επιφάνεια του αντικειμένου, δημιουργεί δινоруμα.

Ως αποτέλεσμα η ηλεκτρική ενέργεια που προκλήθηκε από το επαγόμενο ρεύμα και το δινορεύμα, μετατρέπεται σε θερμική ενέργεια όπως φαίνεται στην εξίσωση 6.2.

$$P = \frac{E^2}{R} = i^2 R \quad (6.2)$$

Όπου P η ισχύς, E η ηλεκτρεγερτική δύναμη, i η ένταση του ρεύματος και R η αντίσταση του αντικειμένου.

Αν ο σκοπός της επαγωγικής θέρμανσης είναι να μεγιστοποιεί τη θερμική ενέργεια που δημιουργείται στο δευτερεύον πηνίο, το άνοιγμα του πρωτεύοντος πηνίου σχεδιάζεται να είναι όσο το δυνατόν πιο μικρό και το δευτερεύον βελτιστοποιείται για μικρή αντίσταση και υψηλή διαπερατότητα.

Αν ένα αντικείμενο έχει επαγωγικές ιδιότητες όπως ο σίδηρος, δημιουργείται επιπλέον θερμική ενέργεια από τη μαγνητική υστέρηση. Το μέγεθος της θερμικής ενέργειας που δημιουργείται από την υστέρηση είναι ανάλογο του μεγέθους της υστέρησης.

Επίσης όσο μεγαλύτερη είναι η συχνότητα του ρεύματος που εφαρμόζεται στο πεδίο, τόσο πιο εντατική είναι και η προκαλούμενη ροή ρεύματος γύρω από την επιφάνεια του φορτίου. Όταν ένα αντικείμενο τοποθετηθεί μέσα σε ένα μαγνητικό πεδίο προκαλείται μια μεταβολή στην ταχύτητα της μαγνητικής κίνησης. Η πυκνότητα του μαγνητικού πεδίου ελαττώνεται όταν ένα αντικείμενο πλησιάσει στο κέντρο από την περιφέρεια.

Η πυκνότητα του ρεύματος δηλαδή, μειώνεται όταν η ροή είναι πιο κοντά στο κέντρο. Αυτό ονομάζεται Φαινόμενο Kelvin (Skin effect ή Kelvin effect). Από αυτό το φαινόμενο, μπορεί κάποιος να βγάλει το συμπέρασμα ότι η ενέργεια που μετατρέπεται από ηλεκτρική σε θερμική συγκεντρώνεται στην επιφάνεια.

Ο παρακάτω μαθηματικός τύπος δίνει μια σχέση της μεταβολής του ρεύματος όσο απομακρυνόμαστε από την επιφάνεια του δοκιμίου προς το κέντρο του.

$$i_x = i_o e^{-x/d_o} \quad (6.4)$$

όπου x η απόσταση από την επιφάνεια του αντικειμένου

i_o η τιμή του ρεύματος στην επιφάνεια του αντικειμένου

d_o μια σταθερά η οποία καθορίζεται από τη συχνότητα.

Η σταθερά d_o σχετίζεται με την ειδική αντίσταση ρ , τη μαγνητική διαπερατότητα μ και τη συχνότητα ω του ρεύματος που διαρρέει το αντικείμενο, με τη σχέση¹ :

$$d_o = \sqrt{\frac{2\rho}{\mu\omega}} \quad (6.5)$$

Η επαγωγική θέρμανση (σε μεταλλικά μέσα) είναι γενικά ευαίσθητη σε 3 παραμέτρους: 1) τη διείσδυση του ηλεκτρικού πεδίου, 2) τη θερμική διείσδυση και 3) την ειδική ισχύ, αντίστοιχα με βάση με τις εξισώσεις που ακολουθούν (6.6-6.8).

$$d = \sqrt{\rho / \pi \mu_o \mu_r f} \quad (6.6)$$

όπου ρ η ειδική ηλεκτρική αντίσταση σε Ωm , $\mu_o = 4\pi \times 10^{-7}$, H σε m^{-1} η μαγνητική διαπερατότητα του ελεύθερου χώρου, μ_r η σχετική διαπερατότητα του υλικού και f είναι η συχνότητα σε Hz.

$$\Delta = 4\sqrt{\alpha t} \quad (6.7)$$

όπου α είναι ο συντελεστής θερμικής διαχυτότητας σε $m^2 s^{-1}$ και t ο χρόνος θέρμανσης σε sec.

$$P_o = \rho H^2 d^{-1} \quad (6.8)$$

όπου ρ η ειδική αντίσταση σε Ωm , H η ένταση του μαγνητικού πεδίου σε $A m^{-1}$, και d είναι η ηλεκτρική διείσδυση σε m.

Αν αντικαταστήσουμε τη σχέση 6.6 στην 6.8 έχουμε την εξίσωση 6.9 η οποία παρουσιάζει τη σχέση της ειδικής ισχύος ως συνάρτηση της αντίστασης :

$$P_o = H^2 \sqrt{\rho} \sqrt{\pi \mu_o \mu_r f} \quad (6.9)$$

6.3 Πειραματική διαδικασία επαγωγικής θέρμανσης

Στη φάση αυτή κατασκευάστηκε συσκευή επαγωγικής θέρμανσης η οποία συνδέεται με πηνίο το οποίο και επάγει θέρμανση σε σύστημα μοντελοποιημένου ενδομυελικού ήλου, όπως φαίνεται στο σχήμα 6.1.

Σχήμα 6.2 Συσκευή επαγωγικής θέρμανσης που επάγει κομμάτι μετάλλου σε κύλινδρο από ρητίνη.

Στο σχήμα 6.2 παρατηρείται συσκευή επαγωγικής θέρμανσης η οποία συνδέεται με πηνίο τυλιγμένο σε κύλινδρο από πλαστικό (πλέξιγκλας), μέσα στον οποίο τοποθετείται κύλινδρος μικρότερης διαμέτρου κατασκευασμένος από ρητίνη ενισχυμένη με ίνες γυαλιού που παίζει το ρόλο του οστού εσωτερικά του οποίου τοποθετείται ο ήλος. Η συσκευή επαγωγικής θέρμανσης συνδέεται με ψηφιακό παλμογράφο προκειμένου να ελεγχθεί η συχνότητα του επαγόμενου ρεύματος.

Μέσα και έξω από τον κύλινδρο, υπάρχουν θερμοζεύγη τύπου K που μετρούν τη διαφοροποίηση της θερμοκρασίας.

Η όλη διάταξη έχει ως στόχο να υπολογίσει την κατανομή της θερμοκρασίας στη διάμετρο του κυκλικού τομέα του πηνίου, ακριβώς όπως σχεδιάζεται να θερμανθεί το SMA στην περίπτωση της ενδομυελικής συσκευής διατατικής οστεογένεσης.

Στο σχήμα 6.2β παρουσιάζονται τα αποτελέσματα για θερμοζεύγη τύπου K, όταν αυτά βρίσκονται κοντά στο πηνίο, επάνω στον κύλινδρο από ρητίνη, και εσωτερικά του κυλίνδρου (bronze, cylinder, inner side, αντίστοιχα).

Σχήμα 6.2β

Μεταβολή της θερμοκρασίας με επαγωγή

Παρατηρείται ότι η μεταβολή της θερμοκρασίας είναι αρκετά μεγάλη ανάλογα με την απόσταση του θερμοζεύγους από το πηνίο. Όμως, η θερμοκρασία των 90°C δεν μπορεί να ανταποκρίνεται στην πραγματικότητα μιας και το εσωτερικό του πηνίου μετά το τέλος του πειράματος έχει θερμοκρασία 35°C.

Η λανθασμένη μέτρηση που πήραμε οφείλεται στο γεγονός ότι το θερμοζεύγος τύπου K μετράει θερμοκρασία υπολογίζοντας μικρές διαφορές τάσης. Είναι λογικό λοιπόν να επηρεάζεται σε μεγάλο βαθμό από το εναλλασσόμενο ρεύμα που προκαλεί την επαγωγική θέρμανση.

Για τον παραπάνω λόγο τα πειράματα έχουν επαναληφθεί χρησιμοποιώντας θερμοζεύγη τύπου PT-100 ή αλλιώς θερμοαντιστάσεις. Τα συγκεκριμένα θερμοζεύγη, διαρρέονται από ρεύμα και υπολογίζουν μεταβολή αντίστασης, με αποτέλεσμα να μην επηρεάζονται από τη μεταβολή της τάσης εξαιτίας του επαγόμενου ρεύματος. Φυσικά πάντα υπάρχει και ένα μικρό σφάλμα στη μέτρηση γιατί τα θερμοζεύγη είναι και αυτά από μέταλλο οπότε επάγονται θερμικά. Για να αποφευχθεί το πρόβλημα αυτό η μέτρηση της θερμοκρασίας έγινε σε διακριτές χρονικές περιόδους κατά τις οποίες η λειτουργία του επαγωγικού κυκλώματος διακόπτετε.

Το σχήμα 6.3 παρουσιάζει τη μεταβολή της θερμοκρασίας του πηνίου στο οποίο συγκρατούνται θερμοζεύγη τοποθετημένα στα 3,6,9,12,15 και 18 cm απόστασης από το κέντρο του τομέα στον οποίο τυλίγεται το πηνίο και κατά μήκος του ενδομυελικού ήλου.

Σχήμα 6.3 Κατανομή θερμοκρασιών κατά μήκος του ενδομυελικού ήλου και κάθετα στην συσκευή επαγωγικής θέρμανσης

Παρατηρείται ότι το φαινόμενο της επαγωγικής θέρμανσης είναι εντονότερο από το κέντρο προς την κάθετη στην ακτινική διεύθυνση με φορά προς τα πάνω, απομακρυνόμενη από το πηνίο. Παρατηρούμε ότι όσο απομακρυνόμαστε από την εστία του πηνίου μειώνεται η μέγιστη θερμοκρασία. Το πείραμα αυτό γίνεται για να εξακριβωθεί, ποια θα είναι η κατανομή θερμοκρασίας κατά μήκος του ήλου.

Πραγματοποιήθηκε πείραμα επαγωγικής θέρμανσης κομματιού από μπρούντζο, και ενδομυελικού ήλου από ανοξείδωτο ατσάλι (316), και συγκρίθηκαν οι θερμοκρασίες τριών σημείων, στη διεύθυνση της ακτίνας του κυκλικού τομέα που τυλίγεται το πηνίο.

Το σχήμα 6.4 παρουσιάζει τα αποτελέσματα του παραπάνω πειράματος.

Σχήμα 6.4 Πείραμα επαγωγικής θέρμανσης σε ενδομυελικό ήλο και σε κομμάτι μετάλλου από μπρούντζο

Μπορούμε να παρατηρήσουμε από την πρώτη καμπύλη του σχήματος 6.4, ότι στο κέντρο του κυκλικού τομέα η θερμοκρασία είναι μεγαλύτερη από αυτή κοντά στο πηνίο. Το γεγονός αυτό συμβαίνει διότι τα επαγωγικά ρεύματα που δημιουργούνται είναι όπως αυτά του σχήματος 6.5 κυκλικά, με αποτέλεσμα στο κέντρο τα ρεύματα να είναι πιο ισχυρά.

Ένα δεύτερο συμπέρασμα είναι ότι στην περίπτωση του ενδομυελικού ήλου, όπου είναι τοποθετημένος ένας ενδομυελικός ήλος μέσα σε πλαστικό ομοίωμα οστού σχήμα 6.6, οι θερμοκρασίες είναι σχεδόν ίδιες σε όλα τα σημεία μέσα και έξω από το οστό και τον ήλο. Αυτό μπορεί να εξηγηθεί ως εξής. Αρχικά θερμαίνεται περισσότερο ο ενδομυελικός ήλος από μέσα προς τα έξω, εξαιτίας του φαινομένου επαγωγικής θέρμανσης. Ταυτόχρονα το πηνίο, λόγω ακτινοβολίας, θερμαίνει το χώρο εξωτερικά του οστού, με αποτέλεσμα να θερμαίνεται η όλη διάταξη.

Σχήμα 6.6 Επαγωγική θέρμανση ομοιώματος ενδομυελικής οστεοσύνθεσης

Για το λόγο αυτό επαναλήφθηκε το πείραμα χρησιμοποιώντας θερμική μόνωση (φελιζόλ) ανάμεσα στον ήλο και στο πηνίο με αποτέλεσμα οι καμπύλες να εμφανίζονται διαφοροποιημένες. Το σχήμα 6.7 συγκρίνει τις δύο καμπύλες που δείχνουν την κατανομή των θερμοκρασιών σε τρία διαφορετικά σημεία στη περίπτωση που δεν τοποθετείται θερμική μόνωση και στην αντίθετη περίπτωση.

Σχήμα 6.7 Κατανομή θερμοκρασιών χωρίς και με ενδιάμεση θερμικής μόνωσης.

Παρατηρείται ότι χρησιμοποιώντας θερμική μόνωση υπάρχει σαφής διαφοροποίηση στις θερμοκρασίες, και αυτό συμβαίνει διότι στη μέτρηση δεν περιλαμβάνεται η θερμότητα από ακτινοβολία του πηνίου στο ομοίωμα της ενδομυελικής οστεοσύνθεσης.

Τα παραπάνω πειράματα πραγματοποιήθηκαν με σταθερή τιμή στη συχνότητα του ρεύματος. Στην περίπτωση που η συχνότητα του ρεύματος επαγωγής μεταβλήθηκε, μετρήθηκε η μέγιστη θερμοκρασία σε χρόνο 30 δευτερολέπτων.

Το σχήμα 6.8 παρουσιάζει τα αποτελέσματα, όπου παρατηρείται ότι όσο μεγαλώνει η συχνότητα του ρεύματος από 30-50KHz, τόσο μικραίνει και η μέγιστη θερμοκρασία που επιτυγχάνεται.

Συνδυάζοντας τις εξισώσεις 6.2, 6.3, 6.4 προκύπτει η σχέση 6.5.

$$P = Ri_o e^{\frac{x\sqrt{\mu\omega}}{\sqrt{2\rho}}} \quad (6.5)$$

Εξάγεται το συμπέρασμα ότι όταν αυξάνει η συχνότητα ω , μειώνεται η ισχύ με αποτέλεσμα να μειώνεται ο ρυθμός αύξησης της θερμοκρασίας. Για το λόγο αυτό στα πειράματα έχει επιλεγεί η μικρότερη δυνατή συχνότητα, έτσι ώστε η θέρμανση, άρα και η ενεργοποίηση του μηχανισμού να γίνεται στο μικρότερο δυνατό χρόνο.

Τα παραπάνω πειράματα δείχνουν ότι η επαγωγική θέρμανση είναι ένας ασφαλής, γρήγορος και κυρίως μη επεμβατικός τρόπος ενεργοποίησης του μηχανισμού ενδομυελικής οστεοσύνθεσης, αν και υπάρχουν περιορισμοί όσων αφορά το εύρος της θερμοκρασίας και το χρόνο έκθεσης της θέρμανσης.

6.4 Μοντελοποίηση διαδικασίας επαγωγικής θέρμανσης

Για να γίνει πιο κατανοητή η συμπεριφορά του μηχανισμού της επαγωγικής θέρμανσης και η συνεισφορά της στην ενεργοποίηση του SMA μέσου της αύξησης της θερμοκρασίας, αναπτύχθηκαν μοντέλα Πεπερασμένων Στοιχείων τα οποία χρησιμοποιήθηκαν για την προσομοίωση του μαγνητο-θερμικού προβλήματος που προκύπτει από το πρόβλημα της επαγωγικής θέρμανσης του SMA που βρίσκεται μέσα στον ενδομυελικό ήλο που καλείται να επιλυθεί.

Τα μοντέλα αυτά περιλαμβάνουν, το SMA, τον ενδομυελικό ήλο, το οστό και την οργανική ύλη γύρω από αυτό.

Μέσω αυτών των μοντέλων έγινε δυνατή και η διερεύνηση δύο τρόπων ενεργοποίησης του SMA στον ήλο :

- Της άμεσης ενεργοποίησης του
- Της έμμεσης ενεργοποίησης του

Άμεση ενεργοποίηση ορίζεται η ενεργοποίηση του SMA η οποία οφείλεται στην απευθείας θέρμανση λόγω της επαγωγικής θέρμανσης, ενώ ως έμμεση ενεργοποίηση ορίζεται η ενεργοποίηση του SMA λόγω της θέρμανσης του μέσω αγωγής, από το εξωτερικό περίβλημα του ήλου.

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, το φαινόμενο της επαγωγικής θέρμανσης εμφανίζεται σε υλικό με ελεύθερα ηλεκτρόνια όπως τα SMA ή ο ανοξείδωτος χάλυβας.

Αντίθετα υλικά όπως το SiC δεν εμφανίζουν τέτοιες συμπεριφορές. Στην παρούσα παράγραφο περιγράφονται μοντέλα πεπερασμένων στοιχείων που αναπτύχθηκαν και τα οποία χρησιμοποιήθηκαν για τη μελέτη του φαινομένου.

Για τον επιτυχή σχεδιασμό της ενεργοποίησης τίθενται οι εξής περιορισμοί/προϋποθέσεις.

- ο Θέρμανση του SMA στις θερμοκρασίες ενεργοποίησης του.
- ο Θερμοκρασία στο εξωτερικό του ήλου, το οποίο βρίσκεται σε επαφή με κύτταρα μικρότερη των 42.5°C, όπως φαίνεται από το σχήμα 6.9.

Σχήμα 6.9 Καμπύλη επιβίωσης κυττάρων υπό συνθήκες θέρμανσης σε συνάρτηση με το χρόνο και τη θερμοκρασία έκθεσης.

Η δεύτερη προϋπόθεση είναι υποχρεωτική γιατί διαφορετικά όπως είναι προφανές η θνησιμότητα των κυττάρων έστω και για μικρό χρονικό διάστημα αυξάνεται κατακόρυφα μετά τους 42.5° C.

- ο Αντοχή του ήλου ως κατασκευή στις μηχανικές φορτίσεις

6.4.1 Διαδικασία ανάπτυξης του μοντέλου

Για την ανάπτυξη του μοντέλου Πεπερασμένων Στοιχείων έγιναν οι εξής παραδοχές :

- Το σύστημα του ήλου αποτελείται μόνο από το περίβλημα (ανοξείδωτος χάλυβας) και το SMA.
- Η γεωμετρία είναι κυλινδρική και ως εκ τούτου αξονοσυμμετρική.
- Ανάμεσα στον αυλό του οστού και τον ήλο υφίσταται κενό 1mm.
- Το SMA βρίσκεται σε επαφή με τον ενδομυελικό ήλο. (Αυτό αποτελεί συντηρητική θεώρηση του προβλήματος μετάδοσης θερμότητας).

Το πρόβλημα σύμφωνα με τις παραδοχές, είναι αξονοσυμμετρικό και ως προς τις φορτίσεις και ως προς τη γεωμετρία οπότε για την

διακριτοποίησή του χρησιμοποιήθηκαν τα αντίστοιχα Πεπερασμένα Στοιχεία.

Το φαινόμενο το οποίο μοντελοποιείται ως προς τη φυσική αφορά σε δύο διεργασίες.

α) το μαγνητικό μέρος του

β) το πρόβλημα της μετάδοση θερμότητας.

Η πρώτη διαδικασία της επαγωγικής θέρμανσης, όπως αναφέρθηκε και παραπάνω, βασίζεται στην εναλλαγή του μαγνητικού πεδίου, δυναμικό φαινόμενο το οποίο είναι συνήθως πρακτικό να επιλύεται στο πεδίο των συχνοτήτων στους κώδικες Πεπερασμένων Στοιχείων. Το φαινόμενο από την άλλη πλευρά της διάδοσης θερμότητας αποτελεί transient πρόβλημα, και ως τέτοιο επιλύθηκε.

Η διαδικασία επίλυσης είναι ως εξής :

Κανονικά, η διαδικασία αυτή θα απαιτούσε και «επανατροφοδότηση» του μαγνητικού προβλήματος με θερμοκρασίες, μιας και οι μαγνητικές ιδιότητες των υλικών μεταβάλλονται με τη θερμοκρασία. Επειδή όμως, οι διαφορές θερμοκρασιών είναι μικρές, για το πρόβλημα που εξετάζεται θεωρούνται σταθερές.

Ακριβώς επειδή όμως η θερμοκρασία κατανομής στην επιφάνεια του ήλου ξεπερνάει τους 42.5° C η επιλογή του ήλου από ανοξείδωτο χάλυβα δεν είναι αποδεκτή ως επιλογή υλικού για το περίβλημα του ήλου.

6.5 Αποτελέσματα θεωρητικής διαδικασίας επαγωγικής θέρμανσης

Το σχήμα 6.10 που ακολουθεί δείχνει τον τρόπο με τον οποίο αναπτύχθηκε αξονοσυμμετρικό μοντέλο σε πρόγραμμα πεπερασμένων στοιχείων Ansys Multiphysics.

Ο σχεδιασμός έχει γίνει από τα μέσα προς τα έξω, δηλαδή από την εσωτερική διάμετρο του ήλου μέχρι και την εξωτερική επιφάνεια όπου βρίσκεται η πηγή της επαγωγικής θέρμανσης.

Με τον τρόπο αυτό πρώτα σχεδιάζεται το SMA και έπειτα ο ενδομυελικός ήλος στον οποίο το πρώτο περιέχεται. Ο χώρος εξωτερικά του ήλου έχει μοντελοποιηθεί ως οστό (ανάμεσα στον ήλο και το οστό υπάρχει ένα διάκενο που μοντελοποιείται ως αέρας), ενώ έξω από την επιφάνεια του οστού υπάρχουν τα στοιχεία όπως αρτηρίες, μύες, δέρμα και τα υπόλοιπα στοιχεία που αποτελούν το μέλος προς αύξηση. Εκτός του μέλους βρίσκεται το πηνίο που θα προκαλέσει την επαγωγική θέρμανση.

Σχήμα 6.10 Καμπύλη μοντελοποίησης ανθρώπινου μέλους κατά τη διάρκεια ενδομυελικής οστεοσύνθεσης, με χρήση μηχανισμού που χρησιμοποιεί κομμάτι SMA ως μηχανισμό κίνησης, το οποίο ενεργοποιείται με επαγωγική θέρμανση. (Πακέτο Πεπερασμένων Στοιχείων Ansys Multiphysics)

Με βάση τα αποτελέσματα του μοντέλου παρατηρείται ότι θερμαίνεται πρώτα ο ενδομυελικός ήλος και μετά μέσω ακτινοβολίας το κομμάτι SMA.

Παρατηρώντας το σχήμα 6.11 που ακολουθεί εξάγεται το συμπέρασμα της παραγράφου 6.4, ότι το φαινόμενο της επαγωγικής θέρμανσης εμφανίζεται μόνο στην επιφάνεια του ήλου.

Όπως είναι προφανές, το εξωτερικό του ήλου, φαίνεται πως θερμαίνεται στους 64° C (όμοια περίπου με το SMA), μετά από 5 λεπτά δράσης του μαγνητικού πεδίου.

6.6 Ενδομυελικός ήλος από SiC

Με βάση τα παραπάνω γίνεται κατανοητό ότι η επαγωγική θέρμανση θα επηρεάσει πρώτα τον ήλο εξωτερικά, και το SMA θα θερμανθεί λόγω επαφής από τον ήλο. Αυτό όμως θα έχει ως αποτέλεσμα να αυξηθεί σε μεγάλο βαθμό η θνησιμότητα των κυττάρων λόγω της αύξησης της θερμοκρασίας. Με βάση το σχήμα 6.9 φαίνεται καθαρά ότι είναι απαγορευτική η αύξηση της θερμοκρασίας πάνω από τους 42.5°C.

Γίνεται αντιληπτό από το μοντέλο Πεπερασμένων Στοιχείων, πως απαιτείται ο ήλος να είναι κατασκευασμένος από υλικό το οποίο να έχει τα εξής χαρακτηριστικά :

- Υψηλή διαφάνεια σε μαγνητικά πεδία
- Έλλειψη "ελεύθερων" ηλεκτρονίων
- Βιοσυμβατότητα

Όπως έχει αναφερθεί στο προηγούμενο κεφάλαιο, η επαγωγική θέρμανση στο οστό θα θερμάνει πρώτα τον ενδομυελικό ήλο και έπειτα το SMA. Επομένως θα προκληθεί κυτταρικός θάνατος στην περιοχή της θέρμανσης.

Προτείνεται λοιπόν η κατασκευή του ενδομυελικού ήλου από υλικά παραμαγνητικά και μη μεταλλικά, που να έχουν αρκετά καλές μηχανικές ιδιότητες και αντέχουν τα πολύ μεγάλα φορτία που εμφανίζονται κατά τη διαδικασία της οστεοσύνθεσης των μακρών οστών.

Αυτές τις απαιτήσεις τις ικανοποιεί το SiC (silicon carbide) είναι υλικό που καλύπτει τις παραπάνω απαιτήσεις. Πρόκειται για υλικό πλήρως βιοσυμβατό, με βάση τη βιβλιογραφία³⁻⁹. Υπάρχουν πηγές που παρουσιάζουν τα υλικά αυτά ως πιο βιοσυμβατά και από το τιτάνιο που χρησιμοποιείται κατά κόρον στην ορθοπεδική χειρουργική. Εξάλλου το SiC χρησιμοποιείται ως επικάλυψη σε επεμβάσεις ολικής αρθροπλαστικής.

Σε μια τέτοια περίπτωση όπου ο ενδομυελικός ήλος θα είναι κατασκευασμένος από SiC, η επαγωγή δεν θα επηρεάζει τη θερμοκρασία του. Επομένως, ένα κομμάτι SMA τοποθετημένο μέσα σε έναν τέτοιο ήλο, θα μπορεί να θερμανθεί με επαγωγή, και ο μηχανισμός που αναφέρθηκε στο κεφάλαιο 3 να μπορεί να λειτουργεί κανονικά. Τόσο το SiC, δεν είναι μέταλλα, με αποτέλεσμα η επαγωγική θέρμανση να μην μεταβάλλει τη θερμοκρασία τους.

Θεωρώντας λοιπόν ότι το SiC έχει μαγνητική διαπερατότητα κοντά σε αυτή του αέρα, προκύπτει από το μοντέλο Πεπερασμένων Στοιχείων ότι η κατανομή της θερμότητας είναι τέτοια ώστε να καλύπτονται οι απαιτήσεις που τέθηκαν.

Αν τα παραπάνω ληφθούν υπόψιν, το SiC λύνει το πρόβλημα της ενεργοποίησης του μηχανισμού κίνησης του πρότυπου ενδομυελικού ήλου, που μελετήθηκε στα κεφάλαια 3-5.

Παρακάτω επαναλαμβάνεται η διαδικασία της παραγράφου 6.4 αλλάζοντας τις ιδιότητες του υλικού του ενδομυελικού ήλου, από αυτές του χάλυβα 316L, σε ιδιότητες υλικού SiC και Alumina.

Τα σχήματα που ακολουθούν (σχήμα 6.13) δείχνουν ότι χρησιμοποιώντας SiC, ο τρόπος θέρμανσης με επαγωγική θέρμανση λειτουργεί ικανοποιητικά αφού λαμβάνει χώρα η επαγωγική θέρμανση του SMA.

Σχήμα 6.13 Αποτελέσματα μοντελοποίησης ανθρώπινου μέλους κατά τη διάρκεια ενδομυελικής οστεοσύνθεσης, με χρήση μηχανισμού που χρησιμοποιεί κομμάτι SMA ως μηχανισμό κίνησης, το οποίο ενεργοποιείται με επαγωγική θέρμανση. Θερμικό πρόβλημα

Σχήμα 6.14 Αποτελέσματα μοντελοποίησης ανθρώπινου μέλους κατά τη διάρκεια ενδομυελικής οστεοσύνθεσης, με χρήση μηχανισμού που χρησιμοποιεί κομμάτι SMA ως μηχανισμό κίνησης, το οποίο ενεργοποιείται με επαγωγική θέρμανση. Μαγνητικό πρόβλημα

Όπως φαίνεται μετά την πάροδο των 5min, η θερμοκρασία στο SMA είναι 65° C (θερμοκρασία απαραίτητη για την ενεργοποίηση, ενώ στην επιφάνεια του ήλου η θερμοκρασία είναι χαμηλότερη από το απαιτούμενο

6.7 Συμπέρασμα

Στο παρόν κεφάλαιο μελετήθηκε η δυνατότητα θέρμανσης του κομματιού SMA που θα βρίσκεται μέσα στον ενδομυελικό ήλο, με τη μέθοδο της επαγωγικής θέρμανσης.

Τα πειραματικά αποτελέσματα έδειξαν ότι είναι εφικτή και αποτελεσματική η χρησιμοποίηση της επαγωγικής θέρμανσης για τη θέρμανση και ενεργοποίηση του κομματιού SMA, αν κατά την επαγωγή δεν υπάρχει ενδιάμεσος κλωβός μεταξύ της πηγής και του SMA. Επειδή ο ενδομυελικός ήλος κατασκευάζεται από ανοξείδωτο χάλυβα SS316L, δημιουργεί κλωβό Faraday με αποτέλεσμα να θερμαίνεται πριν το SMA, και το SMA να θερμαίνεται μέσω ακτινοβολίας από τον ήλο και όχι μέσω επαγωγής.

Αυτό φάνηκε πιο καθαρά μετά από τη μοντελοποίηση της διάταξης με το κομμάτι SMA, τον ήλο, το οστόύν, και την εξωτερική πηγή θέρμανσης που πραγματοποιήθηκε, όπου η επαγωγική θέρμανση που προκάλεσε η εξωτερική πηγή, «σταμάτησε» στον ήλο χωρίς να θερμάνει το SMA.

Ως λύση προτείνεται η κατασκευή ενός νέου ενδομυελικού ήλου, κατασκευασμένου από μη μεταλλικά υλικά, όπως SiC και Alumina, δύο υλικά τα οποία είναι πλήρως βιοσυμβατά και χρησιμοποιούνται ήδη στην ορθοπαιδική χειρουργική.

Η μοντελοποίηση ενός τέτοιου ήλου κατασκευασμένου από SiC και Alumina, έδειξε ότι η επαγωγική θέρμανση αυτή τη φορά θέρμανε πρώτα το κομμάτι SMA με αποτέλεσμα η ενεργοποίηση του μηχανισμού να μπορεί να λειτουργήσει ικανοποιητικά.

Επειδή οι θερμοκρασίες ενεργοποίησης του κομματιού SMA είναι αρκετά μεγάλες σε σχέση με αυτές που επιβιώνουν τα ανθρώπινα κύτταρα, πραγματοποιήθηκε μελέτη που υπολογίζει τη μεταβολή της θερμοκρασίας στον ήλο και την περιοχή του αυλού του οστού μετά την ενεργοποίηση του SMA. Η μελέτη αυτή παρουσιάζεται στο παράρτημα I και δείχνει ότι ακόμα και αν η θερμοκρασία του SMA αγγίξει τους 80°C, εξαιτίας των πολλών υγρών και ρευστών που υπάρχουν στην περιοχή της θέρμανσης, η θερμοκρασία του οστού δεν θα ξεπεράσει τους 42°C. Ας συνυπολογιστεί ότι η ενεργοποίηση του SMA μπορεί να γίνει και σε θερμοκρασίες περίπου των 60°C, ή

ότι ένα κράμα NiTiCu με περισσότερη συγκέντρωση σε χαλκό θα μπορεί να ενεργοποιείται σε ακόμα μικρότερες θερμοκρασίες. Επομένως, μπορούμε να πούμε ότι η ενεργοποίηση του SMA με τη χρήση επαγωγικής θέρμανσης σε έναν ήλο κατασκευασμένο από μη μεταλλικά βιοσυμβατά υλικά, μπορεί να πραγματοποιηθεί με επιτυχία.

Το μοντέλο Πεπερασμένων Στοιχείων που αναπτύχθηκε, είναι ένα αριθμητικό εργαλείο με το οποίο θα γίνει ο τελικός σχεδιασμός του ήλου. Μια διαδικασία που θα μπορούσε να ακολουθηθεί θα ήταν :

Βιβλιογραφία

1. Wikipedia.org, Ηλεκτρονική Εγκυκλοπαίδεια.
2. Ansys MultiphysicsTM
3. A.J.Rosenbloom, Y. Shihkin, D.M. Sipe, Y.Ke, R.P. Devaty , and W.J. Choyke, "Porous Silicon Carbide as a Membrane for Implantable Biosensors".
4. C. Sella, J.C. Martin, J. Lecoeur, A.Le Chanu, M.F Harmand, A. Naji, J.P. Davidas, "Biocompatibility and corrosion resistance in biological media of hard ceramic coatings sputter deposited on metal implants".
5. S. Santavirta, M. Takagi, L. Nordsletten, A. Anttila, R. Lappalainen, Y.T. Konttinen, "Biocompatibility of silicon carbide in colony formation test in vitro".
6. Adbessamed Naji, Marie-Francoise Harmand, "Cytocompatibility of two coating materials, amorphous alumina, and silicon carbide, using human differentiated cell cultures".
7. M. Karlsson, E. Palsgard, P.R Wilshaw, L. Di Silvio, "Initial in vitro interaction of osteoblasts with nano-porous alumina".
8. Hideki Warashina, Shinji Sakano, Shinji Kitamura, Ken-Ichi Yamauchi, Jin Yamaguchi, Naoki Ishiguro, Yukiharu Hasegawa, "Biological reaction to alumina, zirconia, titanium and polyethylene particles implanted onto murine calvaria".
9. K.-L. Eckert, M. Mathey, J. Mayerm F.R. Homberger, P.E Thomann, P. Groscurth, E. Wintermantel, "Preparation and in vivo testing of porous alumina ceramics for cell carrier applications".

Κεφάλαιο 7

7.1 Συμπεράσματα – Συζήτηση

Η παρούσα διδακτορική διατριβή πραγματεύεται τη δημιουργία ενός πρότυπου ενδομυελικού ήλου, οποίος θα χρησιμοποιεί ένα εξάρτημα κατασκευασμένο από κράμα με μνήμη σχήματος ως μηχανισμό κίνησης.

Η χρήση του ενδομυελικού ήλου έρχεται να λύσει τα πολλά προβλήματα που δημιουργεί η χρήση της μεθόδου Ilizarov, που χρησιμοποιείται στις μέρες μας για τη διόρθωση ατελειών των κάτω άκρων. Τα κυριότερα μειονεκτήματα της μεθόδου του Ilizarov είναι η επιβάρυνση του ασθενούς με τον εξωτερικό σταθεροποιητή για πάρα πολύ χρόνο (έχουν αναφερθεί και περιπτώσεις που ξεπερνούν τους 24 μήνες), η μόλυνση από τις βελόνες, η αστοχία των υλικών, και άλλα.

Ο πρότυπος ενδομυελικός ήλος που αναπτύχθηκε στο Εργαστήριο Τεχνικής Μηχανικής και Ταλαντώσεων σε συνεργασία με την Ορθοπαιδική Κλινική του Πανεπιστημίου Πατρών αποτελείται από δύο τμήματα που σταθεροποιούνται στα δύο τμήματά του προς διόρθωση οστού και απομακρύνονται μεταξύ τους ελεγχόμενα με σταθερό ρυθμό 1mm/ημέρα. Η απομάκρυνση τα των δύο τμημάτων του οστού βασίζεται σε μηχανισμό ο οποίος επιβάλλει την απαραίτητη στρεπτική ροπή. Ο μηχανισμός αυτός αποτελείται από κυλινδρικό στοιχείο Κράματος Μνήμης Σχήματος (SMA) το οποίο ενεργοποιείται εξωτερικά θερμαινόμενο μέσω πηγής επαγωγικής θέρμανσης.

Με βάση τη βιβλιογραφία, οι δυνάμεις που πρέπει να υπερνικήσει η στρέψη του SMA και οι οποίες οφείλονται στις δυνάμεις που ασκούν οι ιστοί, δεν ξεπερνούν τα 3Nm, ενώ η τιμή αυτή μειώνεται σημαντικά μετά τις πρώτες εβδομάδες θεραπείας. Η μελέτη που πραγματοποιήθηκε στην παρούσα διατριβή απέδειξε ότι το SMA μπορεί να υπερνικήσει δυνάμεις άνω των 5 Nm, και η στρέψη που μπορεί να προκαλέσει υπό το φορτίο αυτό, ξεπερνά τις 80°, σε κάθε κύκλο ενεργοποίησης.

Ας υποθέσουμε ότι ο ενδομυελικός ήλος πρέπει να μπορεί να προσφέρει συνολική αύξηση μήκους του μέλους 60mm. Θα λάβουμε υπόψιν το γεγονός ότι η ημερήσια αύξηση μήκους για βέλτιστη ποιότητα παραγόμενου/δημιουργούμενου οστού θα πρέπει να είναι 1mm/ημέρα διδόμενη σε τέσσερα ξεχωριστά βήματα. Επιπλέον έχει υπολογιστεί κατά την ανάλυση του ήλου ότι αυτός στηρίζεται σε αντιπεριστρεφόμενο σύστημα κοχλίων και θα είναι μονής αρχής με βήμα 0.5mm. Αν ο μηχανισμός δε βασιστεί για λόγους απλότητας της κατασκευής στα αντιπεριστρεφόμενα περικόχλια αλλά σε απλό

περικόχλιο σταθεροποιώντας τη δεύτερη δυνατότητα περιστροφής, τότε απαιτούνται οι διπλάσιοι κύκλοι ενεργοποίησης, δηλαδή 960.

Αυτά τα δεδομένα μας οδηγούν στο συμπέρασμα ότι για την αύξηση του μήκους του οστού στο προτεινόμενο βέλτιστο όριο (1mm/ημέρα) χρειάζεται μία πλήρης περιστροφή του ήλου που θα δοθεί σε 4 διαδοχικά βήματα. Κάθε βήμα πρέπει να προσφέρει επιμήκυνση 0.25mm και αυτό αντιστοιχεί σε στροφή 90°. Η στροφή αυτή θα δοθεί σε δύο κύκλους ενεργοποίησης του SMA.

Επομένως το στοιχείο του SMA θα απαιτήσει 8 ενεργοποιήσεις ημερησίως για να επιτευχθεί απομάκρυνση των δύο τμημάτων του οστού κατά 1mm.

Άρα για να επιτευχθεί η μέγιστη επιθυμητή επιμήκυνση του οστού θα πρέπει ο μηχανισμός του SMA να μπορεί χωρίς συμπτώματα κόπωσης ή υποβάθμισης των στρεπτικών του δυνατοτήτων να υποστηρίξει $60 \times 8 = 480$ κύκλους ενεργοποίησης.

Τα πειράματα κόπωσης που παρουσιάστηκαν στο κεφάλαιο 5, ξεπέρασαν τους 1000 κύκλους. Η γωνία στροφής που απαιτεί ο μηχανισμός του ήλου για να λειτουργήσει είναι ρυθμισμένη στις 45°. Επομένως τα αποτελέσματα των πειραμάτων είναι κάτι παραπάνω από ικανοποιητικά, και ο μηχανισμός με βάση τη μηχανική συμπεριφορά του στοιχείου SMA μπορεί να λειτουργήσει με επιτυχία.

Η ενεργοποίηση του μηχανισμού από την άλλη, παρουσίασε κάποια προβλήματα.

Κατ' αρχήν η επαγωγική θέρμανση του SMA το οποίο είναι μεταλλικό κράμα, δε θα πρέπει να προκαλέσει και τη θέρμανση του ίδιου του ενδομυελικού ήλου. Λόγω του φαινομένου του κλωβού Faraday, ο ενδομυελικός ήλος παίζει το ρόλο κλωβού, με αποτέλεσμα το SMA να θερμαίνεται μόνο μέσω ακτινοβολίας επαφής του με τον ήλο και όχι λόγω επαγωγικής θέρμανσης. Επομένως η χρήση της μεθοδολογίας εξωτερικής ενεργοποίησης του ήλου μέσω επαγωγικής θέρμανσης δεν είναι εφικτή και φυσιολογικά αποδεκτή για μεταλλικούς ήλους.

Στην περίπτωση αυτή η ενεργοποίηση θα γίνει μέσω εξωτερικής ηλεκτρικής πηγής που ενσύρματα θα μεταφέρει την ηλεκτρική ενέργεια στο SMA. Η επαγωγική ενεργοποίηση του ήλου, θα είχε το πλεονέκτημα της ασύρματης ενεργοποίησης προσφέροντας μεγαλύτερη ευκολία και άνεση στον ασθενή. Αυτό μπορεί να υλοποιηθεί μόνο στην περίπτωση ενδομυελικού ήλου κατασκευασμένου από SiC ή Alumina, υλικά μη μεταλλικά. Σε αυτή την περίπτωση το SMA θα θερμανθεί πρώτο, άρα θα αποφευχθεί ο κυτταρικός θάνατος στα σημεία επαφής του ήλου με τον αυλό του οστού. Η χρήση ενός ενδομυελικού ήλου κατασκευασμένου από SiC ή Alumina είναι μια ιδανική λύση στο πρόβλημα, όμως πρέπει να υπάρξει λεπτομερής τασική ανάλυση του ήλου, λαμβάνοντας υπόψιν της κυκλικής του φόρτισης και των πιθανών δυναμικών φορτίων που

θα κληθεί να παραλάβει. Ο σχεδιασμός θα πρέπει να λάβει υπόψιν του, πέραν των τάσεων, και την εξαιρετικά χαμηλή αντίσταση στη διάδοση ρωγμών (δυσθραυστότητα) που έχουν τα υλικά αυτά. Η χαμηλή δυσθραυστότητα δημιουργεί προβλήματα και μεγάλες δυσκολίες στη μηχανουργική κατεργασία και αυξάνει πολύ το κόστος του συστήματος. Η δυνατότητα χρήσης Σύνθετων Κεραμικών Υλικών θα πρέπει να εξετασθεί ως εναλλακτικό βιώσιμο σενάριο, στην περίπτωση αυτή. Πρόκειται για μία εξίσου σημαντική μελλοντική εργασία, η οποία έχει σχεδιαστεί να πραγματοποιηθεί με την περαιτέρω ανάπτυξη του μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων που αναφέρθηκε στο κεφάλαιο 6, αλλά και με σειρές πειραματικών διαδικασιών με δοκίμια κατασκευασμένα από SiC και Alumina.

Επίσης οι θερμοκρασίες ενεργοποίησης των συγκεκριμένων SMA με πρώτη ματιά κρίνονται απαγορευτικές γιατί είναι πιθανό να προκαλούν κυτταρικό θάνατο στον αυλό του οστού. Όμως γύρω από τον ήλο και το οστό, υπάρχουν πολλά στοιχεία που οδηγούν σε περιορισμό της επιφανειακής θερμοκρασίας, όπως η κίνηση του αίματος, η οποία στα μεγάλα οστά είναι μεγάλης παροχής και ταχύτητας (μια από τις μεγαλύτερες αρτηρίες περνά από το μηριαίο οστό), οι μύες κ.ά. Αν η θερμοκρασία στο SMA είναι περίπου 60°C η θερμοκρασία στο περιβάλλον γύρω από τον ήλο υπολογίζεται ότι θα είναι της τάξης των 2°C με 4°C παραπάνω από την φυσιολογική που επικρατούσε πριν την ενεργοποίηση (37°C). Στο παράρτημα δίδεται ένας πολύ πρόχειρος αναλυτικός υπολογισμός της θερμοκρασιακής κατανομής. Στη μελέτη αυτή έχουμε διαλέξει δύο περιοχές μέτρησης της θερμοκρασίας. Μια ακριβώς έξω από τον ενδομυελικό ήλο και απέναντι από το SMA και μιας ακόμα σε απόσταση 1mm από τον ήλο στην επιφάνεια περίπου του οστού. Η υψηλότερη θερμοκρασία για θέρμανση στους 60°C έφθασε τους 40°C, ενώ για τους 80°C τους 42°C στην επιφάνεια του οστού. Ο αυλός αναπτύσσει ελαφρώς μεγαλύτερες θερμοκρασίες. Μια από τις μελλοντικές εργασίες που θα πραγματοποιηθούν είναι ο ακριβής υπολογισμός της ανωτέρω υπόθεσης, με βάση μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων που θα αναπτυχθεί. Πειραματικές διαδικασίες που θα αφορούν την επιβεβαίωση της παραπάνω μελέτης, είναι πολύ δύσκολο να πραγματοποιηθούν ακόμα και σε πτωματικά ανθρώπινα μέλη.

Με βάση τα πειράματα θερμομηχανικού κύκλου, μπορούμε να παρατηρήσουμε ότι για όλα τα SMA ο πρώτος θερμομηχανικός κύκλος δεν μπορεί να δώσει επαρκή στοιχεία για τη συμπεριφορά του κράματος. Είναι αναγκαίο να ξεπεράσουμε τις τρεις ή και τέσσερις επαναλήψεις (θερμομηχανικούς κύκλους) προκειμένου το SMA να «μάθει» το σχήμα που πρέπει να θυμάται και το διάγραμμα της υστέρησης να είναι επαναλαμβανόμενο και σταθερό. Όταν γίνεται αυτό, το SMA λειτουργεί ως ενεργοποιητής σε σταθερές θερμοκρασίες μέχρις ότου εμφανιστούν τα φαινόμενα κόπωσης.

Όταν η παραμόρφωση στη φάση του μαρτενσίτη είναι μέχρι 5%, τα φαινόμενα κόπωσης αργούν να εμφανιστούν, ενώ για παραμόρφωση κοντά στο όριο του 8% η τάση μειώνεται ενώ η παραμένουσα παραμόρφωση μετά από κάθε κύκλο αυξάνεται, όσο αυξάνονται και οι κύκλοι.

Πειράματα στρέψης γενικά, έχουν γίνει από ελάχιστες επιστημονικές ομάδες και από αυτές μόνο η μία ασχολείται με μπάρες SMA (SMA bars)^{1,2}. Σε αυτή την εργασία οι τιμές που βρέθηκαν είναι ακόμα μεγαλύτερες από αυτές των πειραμάτων που αναφέρθηκαν. Η μελέτη και κατασκευή μηχανισμών κίνησης από μπάρες SMA έχει γίνει κυρίως από τη NASA, για την ενεργοποίηση των συλλεκτών στους δορυφόρους, όμως εκεί οι διαστάσεις είναι πάρα πολύ μεγάλες και τα φορτία μικρά λόγω έλλειψης βαρύτητας.

Στην παρούσα διατριβή τα αποτελέσματα των SMA σε στρέψη είναι πολύ ικανοποιητικά και πολλά υποσχόμενα και για άλλες εφαρμογές. Η γωνία στρέψης των 80° και η επαναφορά σε πολύ μεγάλο ποσοστό, σε συνδυασμό με την εφαρμοζόμενη ροπή στρέψης των 5Nm είναι κάποια από αυτά. Το μόνο μειονέκτημα των υλικών αυτών φαίνεται να είναι η κόπωση. Η κόπωση των υλικών αυτών έχει δύο συνιστώσες. Από τη μια τα SMA κοπώνονται ως συμβατικά υλικά, όπως οι περισσότεροι χάλυβες, λόγω εφελκυσμού, διάτμησης κ.α. Από την άλλη τα κράματα αυτά κοπώνονται θερμομηχανικά. Δηλαδή αλλοιώνεται η διαδικασία κρυσταλλικού μετασχηματισμού, οπότε μακροσκοπικά, δεν επανέρχονται στο αρχικό σχήμα που έπρεπε να θυμούνται. Το δεύτερο είδος κόπωσης φαίνεται να είναι αντιστρεπτό για το κράμα, χρησιμοποιώντας διαδικασίες επεξεργασίας, όπως η θέρμανση σε πολύ μεγαλύτερες θερμοκρασίες από αυτές του μετασχηματισμού. Στη δική μας εφαρμογή η κόπωση που εμφανίζεται, δεν επηρεάζει τη λειτουργία του μηχανισμού.

Μετά τους 1000 θερμομηχανικούς κύκλους, παρατηρήσαμε αύξηση του μέτρου διάτμησης του SMA. Σε συμβατικά υλικά, αύξηση του μέτρου διάτμησης μπορεί να σημαίνει ψαθυροποίηση του υλικού, ή δημιουργία εσωτερικών ατελειών, καταναγκασμών κ.α. Στα SMA παρατηρήθηκε κόπωση στο μετασχηματισμό φάσης. Αυτό συμβαίνει γιατί με την αύξηση των θερμομηχανικών κύκλων, οι κρυσταλλίτες μετασχηματίζονται μερικώς, με αποτέλεσμα να εμφανίζονται ενδιάμεσες φάσεις οι οποίες αυξάνουν τη δυσκαμψία του κράματος με αποτέλεσμα αυτό να μεταφράζεται με αύξηση του μέτρου διάτμησης.

Η ενεργοποίηση των SMA με ρεύμα είναι πιο αποτελεσματική για δοκίμια μικρής μάζας, γιατί αυτά θερμαίνονται πιο γρήγορα και η θέρμανση γίνεται σχεδόν ταυτόχρονα σε όλο το μήκος του δοκιμίου. Όμως, όταν η μάζα του δοκιμίου είναι μεγάλη (SMA bars), τότε το απαιτούμενο ρεύμα για την ενεργοποίηση είναι εξίσου μεγάλο με

όλες τις άσχημες συνέπειες του γεγονότος αυτού, οπότε η θέρμανση με θερμό αέρα, είναι καλύτερη, με μοναδικό μειονέκτημα να μπορεί να ελεγχθεί απόλυτα η ταυτόχρονη και ομοιογενής θέρμανση του δοκιμίου.

Παράρτημα Ι

Υπολογισμός θερμοκρασιακού πεδίου κοντά σε κομμάτι SMA θερμαινόμενο με επαγωγική θέρμανση.

Πρόβλημα

Μέσα στο οστό έχει τοποθετηθεί ένας ενδομυελικός ήλος μέσα στον οποίο είναι τοποθετημένο το SMA. Το SMA έχει σχήμα κυλινδρικό με διάμετρο $\Phi 4\text{mm}$ και μήκος 150mm . Γύρω από το SMA υπάρχει ένα διάκενο 2 mm και μετά βρίσκεται ο ήλος πάχους 2mm και διαμέτρου $\Phi 12\text{mm}$. Περιφερειακά του ήλου βρίσκεται ενδομυελικό υγρό πάχους 2mm και γύρω από αυτό βρίσκεται το οστό.

Το ενδομυελικό ρευστό κινείται με ταχύτητα περίπου 1mm/sec και είναι θερμοκρασίας 37°C . Καθώς το SMA θερμαίνεται σε διάφορες θερμοκρασίες ζητείται το θερμοκρασιακό πεδίο στην ευρύτερη περιοχή. Οι θερμοκρασίες στις οποίες θερμαίνεται το SMA είναι $60, 70, 80^\circ\text{C}$.

Μοντελοποίηση

Για την επίλυση του προγράμματος έγινε χρήση του πακέτου Υπολογιστικής Ρευστομηχανικής FLUENT 6.2.16. Το πρόβλημα είναι αξονοσυμμετρικό οπότε χρειάζεται να μοντελοποιηθεί μόνο το ένα τέταρτο. Καθώς το SMA θερμαίνεται σε σταθερή θερμοκρασία ολόκληρο δεν κρίνεται απαραίτητη η πλήρης μοντελοποίησή του. Αντιθέτως στο μοντέλο χρησιμοποιείται μόνο η εξωτερική του επιφάνεια η οποία βρίσκεται στην εκάστοτε σταθερή θερμοκρασία. Το διάκενο γύρω από το SMA θεωρείται ότι καλύπτεται από αέρα. Το ενδομυελικό υγρό αρχικά μοντελοποιείται ως νερό.

Η δακτυλιοειδής ροή (annular flow) γύρω από τον ήλο έχει αριθμό Reynolds $Re=4$ που σημαίνει ότι η ροή είναι στρωτή. Άρα στο μοντέλο δεν χρησιμοποιείται μοντέλο τύρβης.

Οι συνοριακές συνθήκες που επιβάλλονται είναι οι εξής:

- Χρησιμοποιείται μόνο η εξωτερική επιφάνεια του SMA η οποία βρίσκεται στην εκάστοτε σταθερή θερμοκρασία.
- Χρησιμοποιείται μόνο η εσωτερική επιφάνεια του οστού η οποία βρίσκεται σταθερά σε θερμοκρασία 37°C (θερμοκρασία σώματος).

Οι αρχικές συνθήκες του προβλήματος είναι ότι το ενδομυελικό υγρό εισέρχεται στο οστό σε θερμοκρασία 37°C .

Όπως προαναφέρθηκε το πρόβλημα είναι αξονοσυμμετρικό οπότε η μοντελοποίηση είναι δισδιάστατη (2D) αλλά χρησιμοποιείται η αξονοσυμμετρική μορφή των εξισώσεων. Χρησιμοποιείται ο Coupled-Implicit λύτης

Αποτελέσματα:

Για θερμοκρασία 60°C:

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Contours of Static Temperature (k)

FLUENT 6.2 (axi, coupled)

— wall:001

Static Temperature vs. Curve Length

FLUENT 6.2 (axi, coupled in

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Για θερμοκρασία 70°C:

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Contours of Static Temperature (k)

FLUENT 6.2 (axi, coupled imp, lam

Static Temperature vs. Curve Length

FLUENT 6.2 (axi, couple

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Για θερμοκρασία 80°C:

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Contours of Static Temperature (k)

FLUENT 6.2 (axi, coupled imp,

Static Temperature vs. Curve Length

FLUENT 6.2 (axi, coupl

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Ι

Συνοπτικά διαγράμματα:

Static Temperature vs. Curve Length

FLUENT 6.2 (axi, coupled imp, lam)

Static Temperature vs. Curve Length

FLUENT 6.2 (axi, coupled imp, lam)