

Alma Mater Studiorum - Università di Bologna

DOTTORATO DI RICERCA IN

Disegno e Metodi dell'Ingegneria Industriale

XX CICLO

Settori scientifici disciplinari di afferenza: ING-IND/15-04

**Materiali a Memoria di Forma:
caratterizzazione e applicazioni
nel campo dei Beni Culturali**

Presentata da

Dott. Ing. Valentina Virgilli

Il Coordinatore del Dottorato

Chiar.mo Prof. Ing. Franco Persiani

Il Relatore

Prof. Ing. Enrico Troiani

Esame finale anno 2008

Ai miei genitori

Sommario

Questo lavoro di tesi nasce da un progetto di ricerca promosso nel 2001 dal Prof. Leonardo Seccia (Seconda Facoltà di Ingegneria, sede di Forlì, e C.I.R.A.M., Università di Bologna), dal Prof. Nicola Santopuoli (Facoltà di Architettura Valle Giulia, Sapienza Università di Roma), dal Prof. Ingo Müller e dal Dott. André Musolff (Technical University Berlin, Fakultät III, Thermodynamics).

Tale progetto ha avuto come obiettivo lo studio, la progettazione e la realizzazione di un dispositivo di ancoraggio in lega a memoria di forma per il restauro di affreschi e mosaici parietali, che presentino distacchi più o meno evidenti fra gli strati di intonaco di supporto, proponendosi come mezzo efficace per la salvaguardia strutturale di tali zone variamente ammalorate. In particolare, è stata programmata una serie di prove di laboratorio per caratterizzare in modo preciso il comportamento del materiale prescelto, al fine di realizzare un prototipo rispondente alle caratteristiche di progetto ed anche per implementare un modello numerico sufficientemente realistico. A questo proposito, è stato anche approfondito il problema della scelta del modello costitutivo più adeguato.

Successivamente, i risultati ottenuti sono stati impiegati nella progettazione e realizzazione di nuovi dispositivi in lega a memoria di forma da impiegare nel campo dei beni culturali, fra cui sistemi reversibili per il ricongiungimento di parti fratturate e sistemi di movimentazione *intelligenti* sia per lastre di protezione di superfici affrescate, sia per finestre da inserire in contesti museali per il controllo del microclima.

Indice

Abstract	i
1 Introduzione	1
1.1 Temi trattati e prospettive	1
2 Materiali a Memoria di Forma	9
2.1 Definizione	9
2.2 Cenni Storici	9
2.3 Struttura cristallina: la trasformazione martensitica	11
2.4 Temperature caratteristiche e trasformazioni di fase	19
2.5 Superelasticità e pseudoelasticità	22
2.5.1 Influenza della velocità di carico e deformazione	22
2.6 Effetto della memoria di forma	23
2.6.1 Deformazioni plastiche e <i>training</i> del materiale	24
3 Caratterizzazione del Materiale	29
3.1 Introduzione	29
3.2 NiTiNOL	30
3.3 Calorimetria differenziale a scansione	30
3.3.1 Scelta dei trattamenti termici	33
3.3.2 Impostazione delle condizioni di analisi	34
3.3.3 Risultati dell'analisi DSC	36
3.3.4 Discussione dei risultati dell'analisi DSC	39
3.4 Le prove meccaniche	41
3.4.1 Preparazione dei provini per le prove di trazione	43
3.4.2 Risultati e discussione delle prove relative al provino nelle condizioni di fornitura	47
3.4.3 Risultati e discussione delle prove relative al provino trattato	56

3.5	<i>Training</i> per la memoria di forma	61
3.5.1	Il dispositivo di ancoraggio	61
3.5.2	Memoria di forma ad una via	62
3.5.3	L'addestramento alla memoria di forma a due vie	65
3.6	Analisi XRD	71
3.6.1	Discussione dei risultati del <i>training</i>	75
3.7	Conclusioni	76
4	Analisi Numeriche e Modelli Costitativi	79
4.1	Introduzione	79
4.2	Evoluzione dei modelli matematici	84
4.3	Modello di Tanaka	86
4.3.1	Modello di Brinson	87
4.3.2	Modello di Ivshin e Pence	89
4.4	Modello di Graesser	90
4.4.1	Modifiche al modello di Graesser	92
4.5	Applicazione del modello migliorato	96
4.5.1	Elaborazione delle equazioni costitutive del modello	97
4.6	Conclusioni	101
5	Dispositivi Molla e Contromolla	103
5.1	Introduzione	103
5.2	Dispositivi per la movimentazione di pannelli	103
5.2.1	Acquisizione dei dati microclimatici	105
5.2.2	Prove sperimentali per determinare l'efficacia dell'allontanamento della lastra dalla parete	106
5.2.3	Simulazione numerica	109
5.2.4	Scelta della lega da utilizzare	110
5.2.5	Progettazione del dispositivo: dimensionamento della molla in SMA	113
5.2.6	Progettazione del dispositivo: dimensionamento della molla antagonista	117
5.2.7	Realizzazione del dispositivo	118
5.2.8	Assemblaggio	120
5.3	Dispositivo intelligente per la movimentazione di finestre	120
5.3.1	Progetto del sistema di movimentazione	122
5.3.2	<i>Test</i> sperimentali per determinare la rigidità della molla	122

5.3.3	Osservazioni sul progetto	126
5.4	Conclusioni	130
6	Dispositivi per il Ricongiungimento di Parti Fratturate	131
6.1	Inquadramento dell'intervento	131
6.2	Caso di studio	132
6.2.1	Realizzazione dei modelli digitali	132
6.2.2	Realizzazione dei modelli fisici	133
6.3	Caratteristiche della molla	134
6.4	Struttura del braccio telescopico	137
6.5	Montaggio e smontaggio del dispositivo	137
6.6	Conclusioni e prospettive	138
	Indice delle tabelle	142
	Indice delle figure	150
	Bibliografia	151

Capitolo 1

Introduzione

1.1 Temi trattati e prospettive

Le leghe a memoria di forma (*Shape Memory Alloys: SMA*), ed in modo particolare le leghe NiTi, presentano una serie di proprietà ben sfruttabili in ambito ingegneristico, che non sono riscontrabili in altre classi di materiali e ne consentono l'impiego in molteplici ambiti applicativi (figura 1.1).

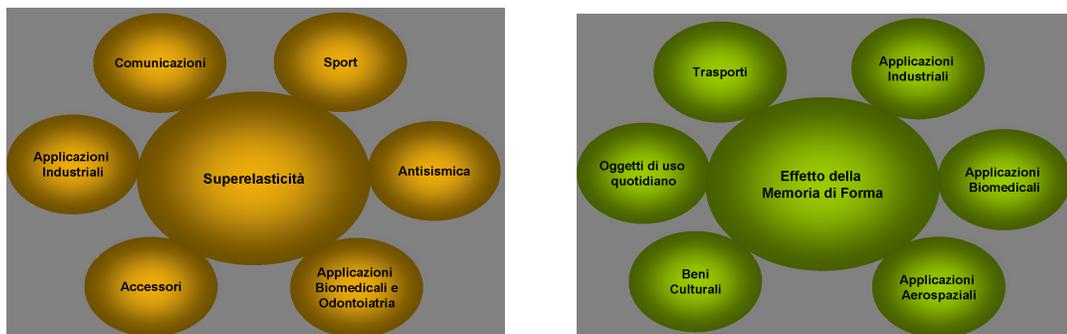


Figura 1.1: Alcuni campi di applicazione delle SMA, suddivisi sulla base delle due principali proprietà utilizzate.

A questo proposito, negli ultimi anni si sta assistendo ad un crescente interesse nell'ambito del trasferimento tecnologico dal campo industriale a quello archeologico e tecnologie quali l'Ingegneria Inversa e la Prototipazione Rapida stanno offrendo l'occasione di progettare nuove applicazioni rivolte alla conservazione e valorizzazione dei beni culturali.

In particolare, durante questo dottorato sono stati concepiti e messi a punto

alcuni percorsi metodologici che, integrando materiali e tecnologie innovativi, favorissero la conservazione ed il restauro di opere d'arte riducendo il più possibile l'intrusività dell'intervento. Infatti, mentre l'utilizzo di leghe a memoria di forma permette in tutto o almeno in parte la reversibilità dei dispositivi, Ingegneria Inversa, CAD (*Computer Aided Design*) e Prototipazione Rapida consentono la sperimentazione e validazione dei nuovi dispositivi agendo solo su modelli digitali o riproduzioni fisiche delle opere in esame.

Nella tesi vengono inizialmente descritte le due principali proprietà che contraddistinguono le leghe a memoria di forma (Capitolo 2: Materiali a Memoria di Forma), l'effetto della memoria di forma e la superelasticità, che hanno la loro origine in una trasformazione martensitica termoelastica. Tali leghe, infatti, sono caratterizzate da due diverse fasi dello stato solido, una detta martensite, stabile alle basse temperature e l'altra austenite, stabile alle alte temperature. In base alle percentuali delle due fasi presenti nel materiale, ovvero in base alla temperatura ed al grado di *stress* cui sono sottoposte, esse mostrano un comportamento meccanico molto diverso.

Per questo motivo e per la complessità con cui avvengono le trasformazioni di fase, nel tempo sono stati sviluppati numerosi modelli matematici, ciascuno concepito per descrivere il comportamento di questi materiali in condizioni predefinite. Ad esempio, alcuni descrivono il comportamento a livello cristallino, altri a livello macroscopico e altri ancora cercano di mediare il primo per spiegare il secondo. Per individuare una modalità con cui ricostruire il comportamento meccanico del materiale dal modello matematico e utilizzarlo, poi, per implementare un modello di calcolo in un codice agli elementi finiti, durante questo dottorato la scelta è stata quella di partire dalla tipologia più semplice, e cioè da un modello unidimensionale, sulla cui base affrontare, in un secondo tempo, i casi più complessi (Capitolo 4: Analisi numeriche e Modelli costitutivi delle leghe a memoria di forma).

Al di là delle loro caratteristiche meccaniche (Capitolo 3: Caratterizzazione del materiale), uno dei principali vantaggi delle leghe a memoria di forma risiede nella possibilità di scegliere le temperature di transizione di fase in sede progettuale. In altri termini, entro intervalli più o meno ampi, le temperature di trasformazione dalla fase martensitica a quella austenitica e viceversa (M_f, M_s, A_s, A_f) sono modificabili agendo sulla stechiometria della lega e sottoponendo il materiale ad opportuni trattamenti termici e/o meccanici. La trasformazione martensitica in queste leghe, infatti, non avviene ad una determinata temperatura, bensì entro un intervallo di temperature dipendente dalla composizione della lega e dalla sua pre-

cedente storia termo-meccanica. L'influenza dei trattamenti termici e meccanici sulle temperature di trasformazione di una lega a memoria di forma consente, pertanto, di produrre dispositivi capaci di funzionare anche in ambienti caratterizzati da temperature molto diverse.

È facile dedurre, quindi, che ad ogni lega corrispondono proprietà uniche, influenzate anche dai trattamenti termici subiti in fase di *training*: questo porta, chiaramente, a concludere che i dati reperibili in letteratura sono usualmente troppo generici per essere utilizzati in analisi e studi approfonditi su un determinato materiale. Pertanto, è nata l'esigenza di caratterizzare in modo preciso le leghe utilizzate di volta in volta nei progetti esposti in questa tesi, a partire dallo studio e dalla progettazione di un dispositivo di ancoraggio per il restauro di superfici musive, per il quale sono state definite le temperature caratteristiche e una curva sforzo-deformazione di una particolare lega NiTi (esigenza che si è presentata anche successivamente per una lega ternaria NiTiCu sfruttata in altre applicazioni).

I risultati, ottenuti sulla base di numerosi test effettuati con la supervisione del Prof. Ing. Stefano Gialanella presso i Laboratori del Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali dell'Università di Trento, hanno riguardato calorimetrie differenziali a scansione e prove meccaniche di trazione, consentendo la caratterizzazione termica e meccanica del materiale. Mediante l'individuazione delle reali proprietà della lega NiTi ed, in particolare, di una curva sforzo-deformazione sperimentale, è stato possibile definire un modello del materiale per un'analisi agli elementi finiti ed il trattamento migliore per riprodurre l'effetto della memoria di forma ad una via e quantificare l'influenza dei trattamenti termici sulle caratteristiche meccaniche della lega stessa. Successivamente, è stata messa a punto una procedura di *training*, compatibile con le specifiche geometriche del campione utilizzato per la memoria di forma a due vie, in modo da verificare se il dispositivo di ancoraggio fosse in grado di mostrare un effetto di memoria a due vie di entità apprezzabile.

In effetti, si è osservata, com'era prevedibile, una minore entità e velocità del recupero della forma martensitica, che è la ragione per cui molte applicazioni tecnologiche che sfruttano la memoria di forma a due vie utilizzano dei dispositivi di richiamo, come, ad esempio, una molla antagonista (*bias spring*) in acciaio, per favorire il recupero della configurazione memorizzata a bassa temperatura. Le leghe NiTi, inoltre, a differenza di altre SMA come, in particolare, quelle del sistema NiTiCu, sono raramente utilizzate come attuatori operanti a due vie, proprio perché non mostrano una risposta dinamica rapida, ma piuttosto lenta e graduale.

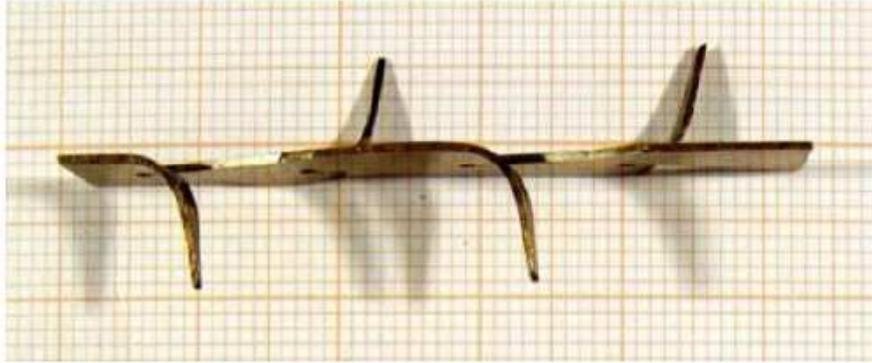


Figura 1.2: Dispositivo di ancoraggio prodotto in laboratorio dopo la caratterizzazione del materiale e la definizione del processo di *training*.

Queste osservazioni hanno portato, nel corso del dottorato, alla progettazione di nuovi dispositivi a memoria di forma (in collaborazione con il Prof. Arch. Nicola Santopuoli della Facoltà di Architettura Valle Giulia, dell'Università La Sapienza di Roma) che utilizzano leghe ternarie o sfruttano il principio molla-contromolla, come in un progetto finalizzato alla conservazione di antiche superfici dipinte lungo Via dell'Abbondanza a Pompei (Capitolo 5: Dispositivi Molla e Contromolla). Infatti, sulla superficie di un affresco, durante i mesi estivi si possono raggiungere temperature elevate potenzialmente pericolose per la sua integrità, a causa dell'esposizione diretta alla radiazione solare, il cui effetto viene accresciuto dalla eventuale presenza di lastre di protezione che inducono l'effetto serra. Pertanto, è stata progettata una protezione delle superfici affrescate mediante lastre trasparenti in polycarbonato prodotte dalla *Bayer Sheet Europe GmbH*, dotate di un innovativo sistema di movimentazione intelligente che sfrutta l'effetto della memoria di forma. In particolare, tale sistema è in grado di determinare autonomamente un posizionamento ottimale della lastra in funzione della temperatura, avvicinandola alla parete da proteggere se la temperatura della superficie non è troppo elevata, ed allontanandola nel caso contrario per consentire una migliore circolazione dell'aria.

Il dispositivo proposto per la movimentazione delle lastre è formato da due molle in opposizione, una a memoria di forma e l'altra in normale acciaio: la differenza di rigidità tra le due, al variare della rigidità della molla a memoria di forma, consente alla lastra di avvicinarsi e allontanarsi dalla parete se si verifica la seguente condizione: $K_M < K_{acc} < K_A$ (figura 1.3). Infatti, il passaggio tra le due fasi, oltre a determinare un cambiamento di forma, porta anche a differenti

proprietà meccaniche delle SMA e, nel caso specifico delle molle, la rigidità subisce una rilevante variazione, passando da un valore più basso (K_M : rigidità nello stato martensitico) rispetto a quello dell'acciaio (K_{acc} : rigidità dell'acciaio) ad uno più alto (K_A : rigidità in fase austenitica). Le caratteristiche delle molle sono state definite in modo da garantire l'escursione voluta e soddisfare i vincoli geometrici per il funzionamento ottimale del dispositivo. È, comunque, da sottolineare che, trattandosi di materiali molto particolari che variano facilmente le proprie caratteristiche con i trattamenti termici, oltre alla definizione ideale è stato necessario procedere con sistematiche verifiche sperimentali.

Attualmente è stato realizzato un prototipo che garantisce una corsa di 5 cm, e può lavorare per lungo tempo all'interno del *range* di temperature richieste, in modo da scongiurare situazioni critiche per le superfici. Inoltre, esso permette la visione indisturbata di ciò che si sta osservando ed interferisce il meno possibile con le strutture su cui è installato.

A partire da questo studio, viene descritto anche un altro progetto che riguar-

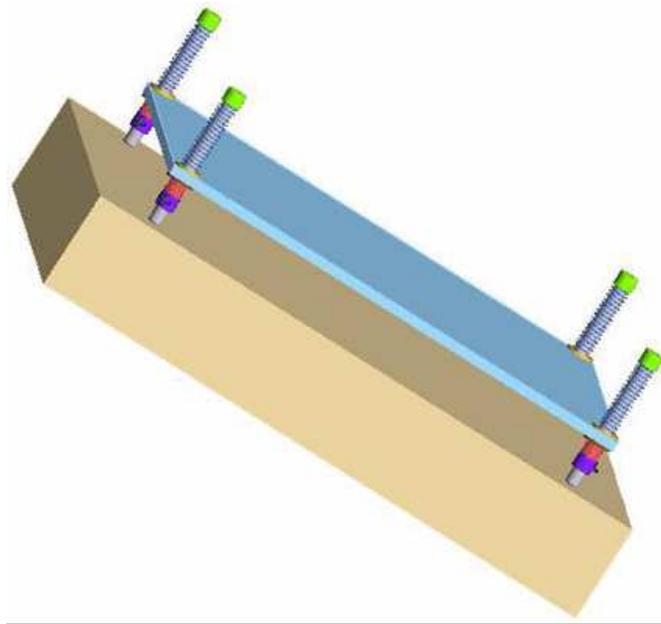


Figura 1.3: Dispositivi molla-contromolla per la movimentazione di lastre.

da l'apertura e chiusura intelligente di finestre per l'aerazione di ambienti chiusi.

Infatti, la mancanza di un adeguato ricambio d'aria in un ambiente particolarmente sensibile, come ad esempio quello in cui siano conservate opere d'arte, può dare luogo facilmente a condizioni termoigrometriche interne non adeguate per i beni da salvaguardare. Il sistema di movimentazione si attiva reagendo ai

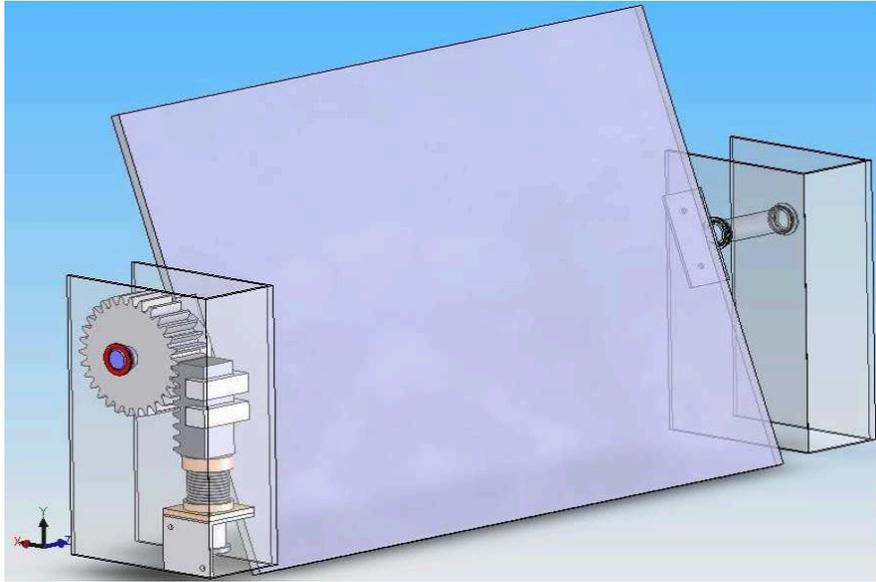


Figura 1.4: Dispositivo molla-contromolla per la movimentazione di finestre.

cambiamenti di temperatura senza alcuna dipendenza da fonti energetiche esterne, allo stesso modo del dispositivo appena descritto (figura 1.4). Il corretto dimensionamento e funzionamento di tutto il meccanismo è stato verificato attraverso simulazioni geometriche e dinamiche.

L'ultimo progetto riportato in questo lavoro di tesi (Capitolo 6: Dispositivi per il ricongiungimento di parti fratturate) riguarda lo studio e la realizzazione di un dispositivo in lega a memoria di forma al fine di unire in modo reversibile e minimamente invasivo parti fratturate di manufatti d'arte. Infatti, nel campo dei beni culturali accade spesso che opere di tipo scultoreo presentino elementi fratturati e zone lacunose, tali da rendere necessari interventi di restauro al fine di reintegrarne l'immagine nella sua forma compiuta. Il dispositivo proposto è stato un esempio riuscito di integrazione tra diverse tecnologie ingegneristiche nel campo della conservazione: infatti, mentre l'utilizzo di leghe a memoria di forma ha consentito di soddisfare la richiesta di reversibilità dei dispositivi, almeno in linea di principio, l'Ingegneria Inversa (con l'utilizzo dello *scanner* Minolta Vivid 9i), il CAD e la Prototipazione Rapida (mediante la stampante 3D Dimension SST) hanno permesso di condurre simulazioni sicure (cioè, senza servirsi dell'oggetto reale) del loro funzionamento o mediante modelli virtuali o per mezzo di copie fisiche delle opere in esame. In particolare, al contrario dei casi precedentemente citati, nell'applicazione in questione viene sfruttato l'effetto della memoria di forma applicato ad una molla che, contemporaneamente alla trasformazione dalla fase

martensitica a quella austenitica, aumenta considerevolmente la propria rigidezza (approssimativamente da 0,07 N/mm a 0,12 N/mm) contraendosi (figura 1.5).

Infatti, la molla è stata sottoposta ad un *training* che le permette di essere



Figura 1.5: Dispositivo per il ricongiungimento di parti fratturate di opere d'arte.

deformabile a temperatura ambiente, mentre assume la forma memorizzata ad alte temperature: di conseguenza, si compatta e la sua costante elastica aumenta rendendola più rigida. La molla è montata su un perno telescopico che accompagna la trasformazione ed i due elementi costituiscono il dispositivo di ancoraggio, che può essere agganciato e sganciato molto facilmente dall'opera oggetto di restauro. È necessario puntualizzare che la progettazione, realizzazione e validazione del dispositivo proposto sono state fatte su un prototipo in ABS che riproduce l'opera scelta per il restauro. Il sistema definitivo, vincolato all'opera d'arte sulla quale sono previsti appositi alloggi, permette di avvicinare le due parti fratturate una volta che aumenta la temperatura, poiché la molla si compatta. Nel caso in cui fosse necessario rimuovere il dispositivo, basterebbe abbassare la temperatura fino al raggiungimento della fase martensitica, allontanare i due frammenti e svitare le viti che permettono l'ancoraggio del braccio telescopico con la molla.

Un aspetto importante, come per gli altri progetti presentati, è il fatto di poter adattare il dispositivo in un ampio *range* di temperature d'esercizio, intervenendo in sede progettuale sulla composizione chimica della lega utilizzata per la molla. Variando le percentuali degli elementi costituenti la lega, infatti, è possibile variare le temperature che segnano l'inizio e la fine delle trasformazioni di fase, modificandole in funzione di quelle che caratterizzano l'ambiente in cui si trova l'opera

d'arte: ad esempio, se essa è custodita in un ambito museale la lega andrà scelta in modo che la fase austenitica si verifichi entro le temperature che caratterizzano abitualmente i locali di esposizione. Inoltre, la reversibilità dell'installazione deriva anche dal fatto che non sono necessari leganti chimici, ed, infine, va sottolineata la capacità del dispositivo di effettuare un elevato numero (diverse migliaia) di trasformazioni di fase sempre con le stesse caratteristiche.

Nel caso di un reale intervento su opere d'arte, al fine di garantire la corretta realizzazione delle sedi per il dispositivo (con la dovuta precisione di posizione e parallelismo), è attualmente in fase di studio un sistema di afferraggio dei frammenti, generalmente caratterizzati da geometrie complesse, costruito tramite Prototipazione Rapida sulla base del negativo dei frammenti stessi. Inoltre, nel caso in cui le superfici di contatto non siano perfettamente combacianti, sempre in questo modo si potrebbero realizzare le parti mancanti da inserire tra i frammenti, al fine di garantire un perfetto accoppiamento.

Va ancora sottolineato come l'intera fase di sperimentazione e validazione del meccanismo si sia svolta interamente su modelli digitali e fisici e, quindi, senza alcun rischio per il bene in esame, lo stesso vale per la fase iniziale di rilievo 3D con *laser scanner*, anch'essa completamente non invasiva. In definitiva, in una situazione reale l'opera da restaurare verrebbe effettivamente sottoposta ad intervento diretto solo nella fase dell'inserimento del sistema di ancoraggio.

In definitiva, in questo percorso di dottorato si sono sviluppati sia aspetti legati alla modellistica matematica e numerica di SMA, sia, soprattutto, sono stati progettati e realizzati dispositivi per il restauro e la protezione di opere d'arte. È mia intenzione continuare a seguire questi progetti, passando dalla fase di sperimentazione dei prototipi alla messa in opera dei sistemi definitivi.

Capitolo 2

Materiali a Memoria di Forma

2.1 Definizione

Attualmente si definiscono leghe a memoria di forma (*Shape Memory Alloys*, SMA) [1] particolari materiali metallici che presentano proprietà esclusive, tra le quali se ne distinguono due: la capacità di ricordare una determinata forma geometrica macroscopica, impressa attraverso speciali trattamenti termomeccanici, fenomeno questo che prende il nome di *Shape Memory Effect* (SME); e la possibilità di subire deformazioni dell'ordine del 10%, recuperandole completamente durante la fase di scarico, senza evidenziare fenomeni di plasticizzazione, proprietà nota come superelasticità (*Superelasticity*: SE) o pseudoelasticità (in realtà c'è una differenza che viene evidenziata nel paragrafo 2.5). Entrambe queste proprietà sono da attribuirsi ad una transizione di fase martensitica termoelastica, che può essere indotta o da una variazione di temperatura oppure da uno stato di sforzo agente sul materiale. Infatti, a seconda della temperatura e dello sforzo loro impresso, tali materiali possono presentare due diverse fasi cristallografiche, dette fase austenitica e fase martensitica: le trasformazioni dell'una nell'altra, e viceversa, al mutare della sollecitazione termomeccanica, sono responsabili delle proprietà precedentemente citate.

2.2 Cenni Storici

I primi a scoprire la trasformazione connessa con la memoria di forma in una lega metallica furono due ricercatori, Chang e Read [4], nel 1932. Essi notarono la reversibilità della trasformazione martensitica in una lega AuCd sulla base di osservazioni metallografiche e di variazioni della resistività del materiale.

Successivamente, un comportamento analogo fu osservato nel 1938 in una lega CuZn (ottone) al Massachusetts Institute of Technology, ma il riconoscimento ufficiale delle leghe a memoria di forma si ebbe solo una trentina di anni dopo, nel 1962, quando Buehler [5] ed i suoi collaboratori presso i laboratori del NOL (*U.S. Naval Ordnance Laboratory*) scoprirono casualmente la lega a memoria di forma basata sul sistema equiatomico NiTi mentre stavano lavorando ad un progetto su un materiale resistente alla corrosione e alle alte temperature. Da allora iniziarono i primi studi su questa classe di materiali ed, in particolare, sul NiTiNOL (acronimo di nichel, titanio e NOL) [6, 7, 10].

Nei decenni successivi, le leghe a memoria di forma divennero oggetto di notevole interesse, sia scientifico sia commerciale, tanto che un grande numero di prodotti basati proprio su tali materiali iniziarono ad essere impiegati in settori che spaziano dall'ingegneria chimica a quella meccanica, dalla medicina all'idraulica, dall'industria aerospaziale a quella automobilistica. Il merito di un tale successo va alle loro esclusive proprietà legate all'effetto di memoria di forma, ad una e a due vie, alla superelasticità e alla capacità di smorzare le vibrazioni, ma soprattutto alla loro proprietà di essere materiali progettabili e, di conseguenza, adattabili alle più svariate richieste.

A partire dagli anni ottanta del XX secolo questi materiali sono stati indagati sempre più approfonditamente anche dal punto di vista delle proprietà macroscopiche, per comprendere i meccanismi che presiedono alla trasformazione complessa che li caratterizza, denominata trasformazione martensitica. Di conseguenza, si può affermare che questa classe di materiali gode di duplice fascino, per le sue sempre più numerose applicazioni e per i fenomeni che caratterizzano le sue trasformazioni di fase.

Grazie al loro costo inferiore rispetto alle leghe NiTi, recentemente si è assistito allo sviluppo di leghe a base rame, come le leghe ternarie CuZnAl e CuAlNi. Le proprietà di questi materiali sono molto diverse tra loro: le leghe NiTi, ad esempio, presentano una maggiore deformazione per l'effetto della memoria di forma (fino al 10% contro il 5% di quelle a base rame), sono più stabili termicamente, hanno un'eccellente resistenza alla corrosione ed alla stress corrosion. Inoltre, la maggiore resistenza meccanica ne permette l'utilizzo per la realizzazione di giunti meccanici e di tenuta, e la resistenza alla corrosione cui si è accennato, nonché la biocompatibilità, fanno sì che queste possano essere impiegate in ambito biomedico, sotto forma, per esempio, di filtri anticoagulo per la circolazione sanguigna (*stent*) o di perni per fratture ossee. Per contro, le leghe a base di rame, oltre ad essere meno

Proprietà	NiTi 48-52 di %Ni	CuAlNi 10-14 di %Al 2-5 di %Ni	CuZnAl 15-30 di %Zn 3-7 di %Al
Temperatura di fusione (°C)	1300	da 650 a 1020	da 1020 a 1100
Densità (g/cm ³)	6.45	7.64	7.12
Resistività($\mu\Omega\cdot\text{cm}^3$)	austenite: -100 martensite: -70	da 8.5 a 9.7	da 11 a 13
Conduttività termica (W/cm ² *°C)	austenite: 18 martensite: 8.5	120	da 30 a 43
Capacità termica(J/Kg*°C)	837	400	da 373 a 574
Modulo di Young (GPa)	austenite: da 70 a100 martensite: da 28 a 41	fase beta: 72 martensite: 70	fase beta: 85 martensite: 80
Limite di Snervamento (MPa)	austenite: da 200 a 700 martensite: da 70 a 150	fase beta: 350 martensite: 80	fase beta: 400 martensite: 80
Ultimate tensil strenght (MPa)	da 900 (annealed) a 1900 (not annealed)	600	da 500 a 800
Temperatura di trasformazione (°C)	da -200 a 110	≤ 120	≤ 200
Shape Memory Strain	max 8,5%	4%	4%
Isteresi termica (°C)	da 12 a 50	da 15 a 25	da 15 a 20

Tabella 2.1: Confronto tra le principali proprietà delle leghe a base di NiTi ed a base di rame.

costose, possono venire fuse con più facilità ed hanno un più ampio intervallo di trasformazione. Le migliori proprietà delle leghe NiTi hanno fatto sì che queste rimanessero, comunque, le più studiate e applicate.

Nella tabella 2.1 [1, 11] sono stati messi a confronto i dati relativi alle proprietà fisiche, termiche e meccaniche delle leghe NiTi e di quelle a base di rame.

2.3 Struttura cristallina: la trasformazione martensitica

Una regione caratterizzata dallo stesso stato di deformazione e dal medesimo orientamento cristallografico si definisce dominio ferroealastico; inoltre, le regioni di transizione fra due o più domini sono dette *bordi geminati*. Nelle SMA i domini ferroealastici sono formati da regioni strutturate in varianti austenitiche o martensitiche: il processo che permette la transizione di fase da austenite a martensite, chiamata anche, trasformazione di fase martensitica termoelastica [16, 17] è alla

base del comportamento macroscopico delle leghe a memoria di forma. Infatti, tale trasformazione può essere indotta sia dalla temperatura, sia da uno stato di sforzo, e si parlerà rispettivamente di martensite indotta termicamente e martensite indotta meccanicamente (*Stress Induced Martensite, SIM*) [8, 9]. La trasformazione martensitica si realizza tra due fasi ben distinte che prendono il nome di fase austenitica, stabile alle alte temperature, e fase martensitica, stabile alle basse temperature. Si tratta di una trasformazione del primo ordine: si ha cessione di calore nella trasformazione da austenite a martensite, c'è un'isteresi termica associata alla trasformazione stessa ed esiste un intervallo di temperature entro il quale si ha coesistenza delle due fasi, austenite e martensite [18].

Mentre le trasformazioni di tipo diffusivo richiedono spostamenti atomici su distanze relativamente elevate, in quanto la trasformazione stessa genera una nuova fase la cui composizione chimica è diversa da quella originaria e, pertanto, dipendendo da un moto migratorio degli atomi all'interno del materiale, quindi, si tratta di processi che sono funzione sia del tempo che della temperatura; le trasformazioni di fase dei materiali a memoria di forma non richiedono spostamenti atomici troppo elevati, ma si realizzano attraverso un moto cooperativo degli atomi che producono un riarrangiamento all'interno del materiale, formando, come risultato finale, una nuova fase cristallina più stabile, che comunque conserva invariata la composizione chimica. Infatti, lo spostamento massimo di ciascun atomo è inferiore alla distanza interatomica, e, quindi, non si ha rottura dei legami chimici. Dal punto di vista cristallografico [19], la trasformazione della fase austenitica (detta anche fase genitrice) nella fase martensitica può essere considerata come somma di due contributi: la cosiddetta deformazione di Bain (*Bain strain*) ed il conseguente accomodamento (*lattice-invariant shear*). La deformazione di Bain consiste in una serie di movimenti atomici su piccola scala (inferiore, appunto, alle distanze interatomiche) che portano alla formazione di una nuova fase.

Come si può osservare nella figura 2.1, in cui viene riportata una schematizzazione bidimensionale del fenomeno, il progredire della trasformazione all'interno del materiale, nel passaggio da austenite a martensite avviene lungo un'interfaccia che interessa un solo piano di atomi per volta e, quindi, ad ogni singolo atomo è richiesto uno spostamento tale da non generare la rottura dei legami chimici.

Tuttavia, la martensite che si forma da questa trasformazione presenta una forma, e talvolta anche un volume, diversi da quelli della fase genitrice austenitica. Pertanto, è necessario che l'austenite circostante, così come la nuova fase martensitica, trovino un accomodamento della nuova struttura all'interno del materiale. I

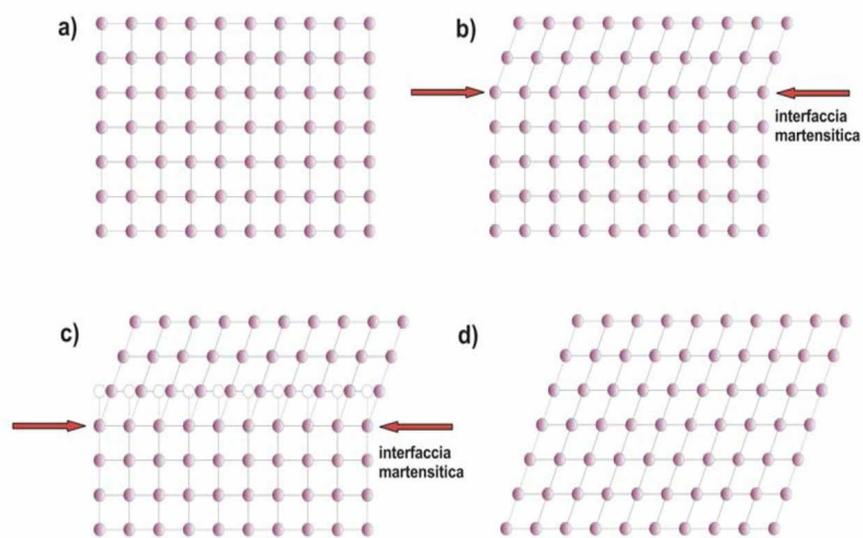


Figura 2.1: Schematizzazione bidimensionale della trasformazione di fase da austenite a martensite, dove in a) si ha completamente austenite e in d) completamente martensite. Come evidenziato in c), lo spostamento atomico avviene su distanze brevi, tali da non comportare la rottura dei legami chimici.

meccanismi attraverso i quali si può realizzare questo accomodamento sono essenzialmente due: lo slittamento atomico, o *slip*, e la geminazione, o *twinning* (figura 2.2). In entrambi i casi il materiale, pur conservando la struttura martensitica appena formata, senza modificare, quindi, i parametri cristallografici, assume la stessa forma macroscopica propria della fase genitrice. Ma, mentre lo slittamento atomico è un processo permanente, tipico degli acciai, poiché modifica in maniera irreversibile la microstruttura del materiale, attraverso la rottura e lo slittamento dei legami, la geminazione è un processo reversibile, anche se è in grado di accomodare unicamente variazioni di forma e non di volume a differenza di quanto avviene nello slittamento.

Come è, quindi, intuitivo, nelle leghe a memoria di forma il meccanismo di

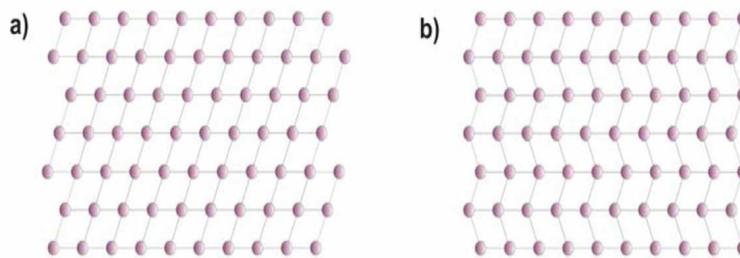


Figura 2.2: (a) Rappresentazione schematica dello slittamento atomico e (b) della geminazione.

accomodamento principale è quello della geminazione, che mantiene la reversibilità della trasformazione. La geminazione avviene attraverso un moto degli atomi affacciati ad un piano caratteristico, detto bordo di geminazione, o *twin boundary*. Tale piano, come si può notare dalla figura 2.3, è un piano di simmetria perfettamente speculare, poiché ogni suo atomo vede, da entrambi i lati del piano, lo stesso numero di atomi, con la stessa simmetria dei legami. Gli atomi di questo piano presentano lo stesso numero e lo stesso tipo di legami degli atomi non appartenenti al piano, e il *twin boundary* risulta essere così un'interfaccia ad energia molto bassa e con elevata mobilità.

Le caratteristiche del *twin boundary* fanno sì che, per effetto di una sollecitazione, la microstruttura del materiale si disponga secondo una variante preferenziale,

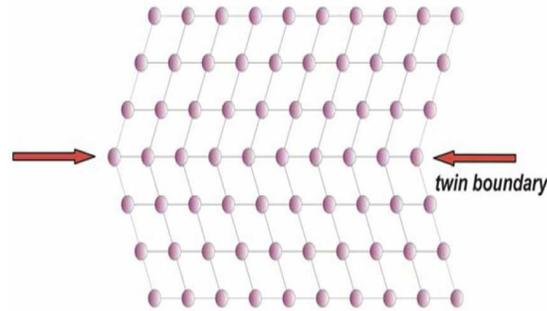


Figura 2.3: Rappresentazione schematica di un bordo di geminazione (*twin boundary*).

quella la cui orientazione è più favorevole nei confronti dello sforzo applicato. Come si vede nella figura 2.4, l'applicazione di uno sforzo, ad esempio di taglio, produce una coalescenza delle diverse varianti in una singola variante, e il fenomeno prende il nome di degeminazione, o *detwinning*: il risultato è un cambiamento di forma macroscopico.

Facendo riferimento alla singola cella, la fase austenitica nelle leghe a memoria di forma è una fase ad alta simmetria, solitamente con cella a simmetria cubica, e, nel caso delle leghe NiTi è del tipo B2, proprio come mostrato in figura 2.5 [12].

In risposta all'applicazione di uno *stress*, ciascuno dei sei piani diagonali può reagire secondo quattro direzioni di scorrimento come indicato dalle frecce, e, considerando che ogni sistema di scorrimento può partecipare contemporaneamente allo spostamento cooperativo degli atomi coinvolti, in una trasformazione martensitica si possono individuare globalmente 24 distinti sistemi di slittamento (o, come si è precedentemente detto, varianti) che collegano alla fase genitrice la fase martensitica finale [21]. La compresenza di questi 24 sistemi di slittamento produce una morfologia a placchette della martensite risultante, ognuna corrispondente ad una variante: l'applicazione di uno sforzo determina, nel provino, un *detwinning* che porta le 24 varianti a trasformarsi in quella orientata nella direzione della sollecitazione. Riscaldando il manufatto, le diverse varianti della martensite, a simmetria inferiore rispetto a quella relativa alla fase austenitica, grazie alla reversibilità della geminazione possono, quindi, trasformarsi in quella di partenza

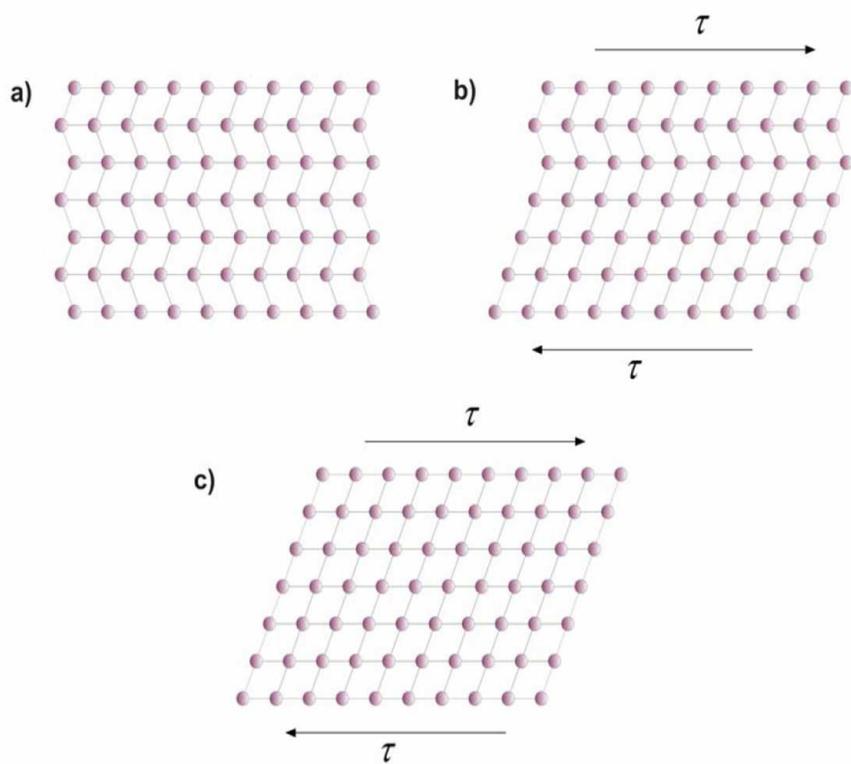


Figura 2.4: L'applicazione di uno sforzo di taglio produce un movimento dei *twin boundaries* nella martensite, con il risultato di un cambiamento macroscopico della forma geometrica passando da a) a c).

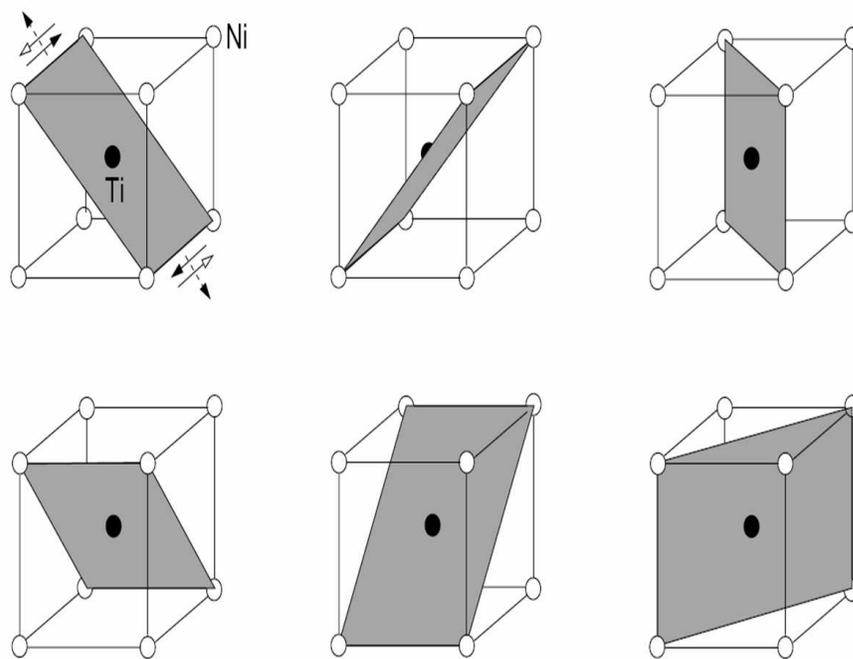


Figura 2.5: Struttura della cella NiTi e individuazione dei piani e delle direzioni di scorrimento che collegano alla fase genitrice, la fase martensitica.

con un procedimento opposto del tutto equivalente. Ed è proprio tale fenomeno ad essere alla base dell'effetto di memoria di forma. Quindi, riassumendo quanto detto in questo capitolo e facendo riferimento alla figura 2.6, il meccanismo che permette il recupero della forma al variare della temperatura va ricercato nella struttura cristallina di queste leghe, che a bassa temperatura (fase martensitica), è caratterizzata da varianti gemelle (*twins*).

Considerando, per semplicità, la struttura bidimensionale, tali varianti si ri-

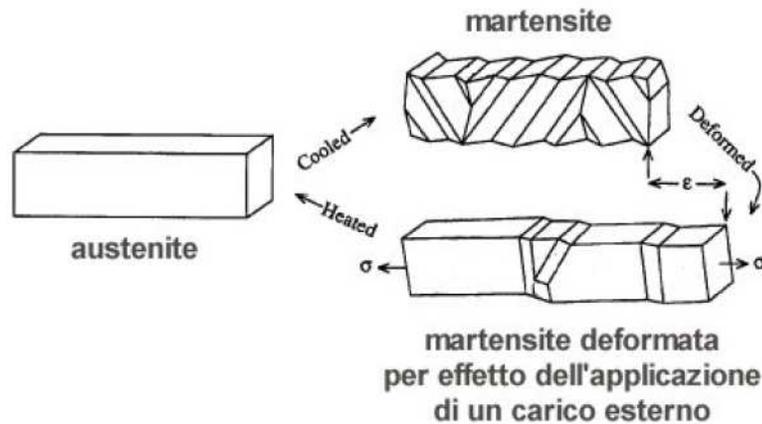


Figura 2.6: Applicando una sollecitazione in fase martensitica, quindi a bassa temperatura, si osserva che le varie parti della struttura vengono deformate indipendentemente le une dalle altre, e si ha prevalentemente deformazione nella direzione dello sforzo applicato, con maggior sviluppo di alcune parti rispetto ad altre. La deformazione totale viene poi recuperata quando la struttura ritorna austenitica.

ducono soltanto a due (M_+ e M_-). La struttura, che ricorda una spina di pesce, può essere facilmente deformata per effetto del moto dei bordi geminati (*piani atomici tra celle orientate in modo diverso*). Come mostrato nella figura 2.7, nell'origine del diagramma è presente la fase martensitica derivante dalla trasformazione sopra descritta. In condizioni isoterme, sottoponendo il materiale ad un carico (*stress*) crescente, si assiste ad un tipo di trasformazione detta *detwinning*, in cui la struttura cristallina si ordina secondo le direzioni preferenziali dei reticoli atomici. Scaricando il provino a temperatura costante, rimane una deformazione permanente. L'alta temperatura provoca uno spostamento degli atomi che, dalle diverse forme dello stato martensitico, si stabiliscono in una griglia il più regolare e compatta possibile: il risultato è una disposizione rigida cubica a corpo centrato

(fase austenitica) e, dal punto di vista macroscopico, si assiste al recupero della forma originale del campione di SMA.

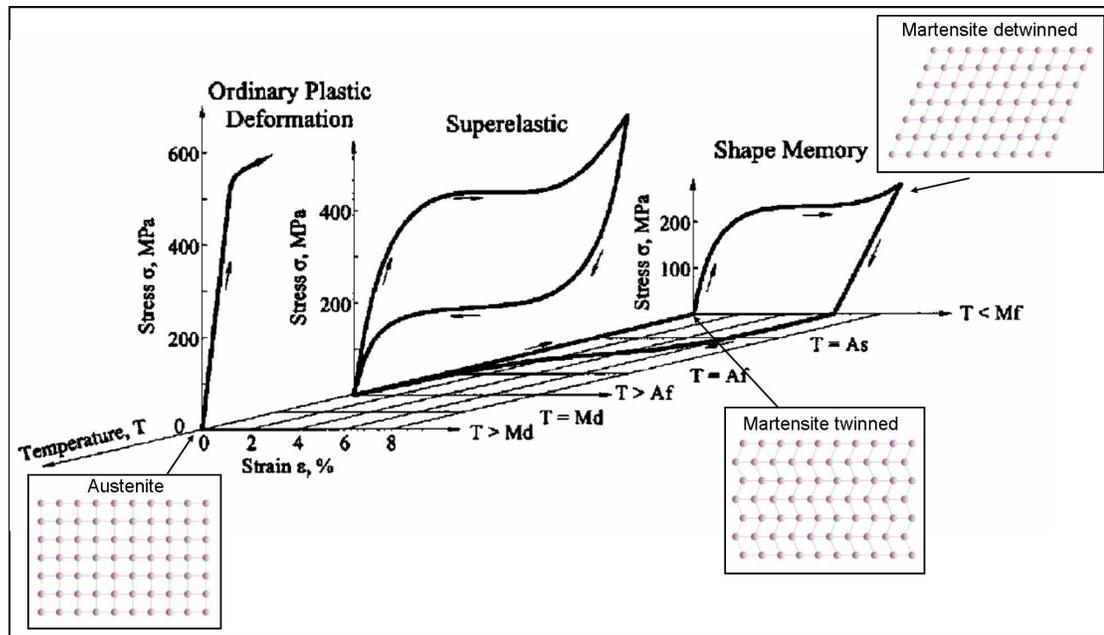


Figura 2.7: Ciclo termomeccanico in un grafico carico-deformazione-temperatura rappresentante l'effetto di memoria ad un via.

2.4 Temperature caratteristiche e trasformazioni di fase

Un modo tipico di caratterizzare le trasformazioni di fase e definire le temperature caratteristiche, che si hanno riscaldando e raffreddando il materiale, è rappresentato nel diagramma riportato in figura 2.8, che mette in relazione la struttura cristallina del campione con la temperatura, immaginando che sia sottoposto ad un carico (*stress*) costante. Si viene, così, ad individuare un ciclo di isteresi in cui si possono riconoscere le fasi del materiale e alcune temperature caratteristiche che determinano l'inizio e la fine delle fasi martensitica (M_s , M_f) e austenitica (A_s , A_f), la prima delle quali avviene per raffreddamento, la seconda per riscaldamento.

Più in dettaglio:

- A_s , o *Austenite Start*: in riscaldamento, è la temperatura cui ha inizio la trasformazione della martensite in austenite.

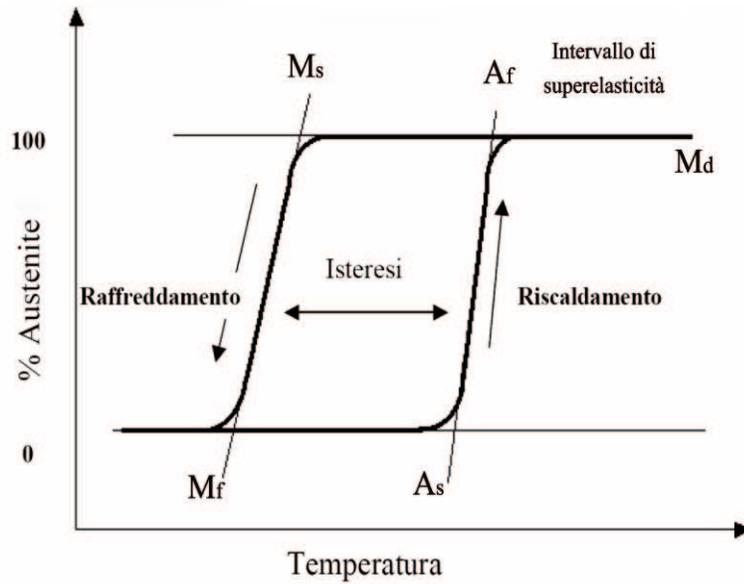


Figura 2.8: Tracciando opportune tangenti alle curve e intersecandole, si possono riconoscere i valori delle temperature caratteristiche e dell'intervallo di temperatura ΔT in cui avvengono le trasformazioni.

- A_f , o *Austenite Finish*: in riscaldamento, è la temperatura cui ha termine la trasformazione della martensite in austenite.
- M_s , o *Martensite Start*: in raffreddamento, è la temperatura cui ha inizio la trasformazione martensitica dell'austenite in martensite.
- M_f , o *Martensite Finish*: in raffreddamento, è la temperatura cui ha termine la trasformazione martensitica dell'austenite in martensite.

Tali temperature possono variare entro intervalli più o meno ampi e, come si è già accennato, alla trasformazione martensitica è associata una certa isteresi termica, cioè una variazione delle temperature di inizio e fine trasformazione tra la fase di riscaldamento e quella di raffreddamento. Guardando il campione al microscopio, si osserva che con l'abbassarsi della temperatura le placchette di martensite incominciano a formarsi gradualmente e con continuità. Lo stesso tipo di processo avviene durante la trasformazione inversa. La prima placchetta di martensite che si forma in corrispondenza della temperatura M_s è l'ultima a trasformarsi in austenite in corrispondenza della temperatura A_f , e viceversa l'ultima placchetta di martensite che si forma in corrispondenza della temperatura M_f è la prima a ritornare austenite in corrispondenza della temperatura A_s [21]. L'isteresi dipende

dalla particolare lega che si considera e dalle sue caratteristiche specifiche. Infatti, anche variazioni molto piccole nelle percentuali dei vari componenti possono avere effetti drastici sulle temperature di transizione che caratterizzano le trasformazioni di fase della lega. È questa l'origine della proprietà ingegneristica più importante di questi materiali, vale a dire la loro progettabilità in differenti temperature di transizione di fase a seconda di esigenze definite a priori. Inoltre, in base alla temperatura in cui si trova, la lega presenta caratteristiche meccaniche differenti individuate nel diagramma di figura 2.9, che mette in relazione la deformazione con il carico: al variare della temperatura, infatti, le curve sono diverse.

Per temperature T inferiori alla temperatura di transizione M_s alla quale si

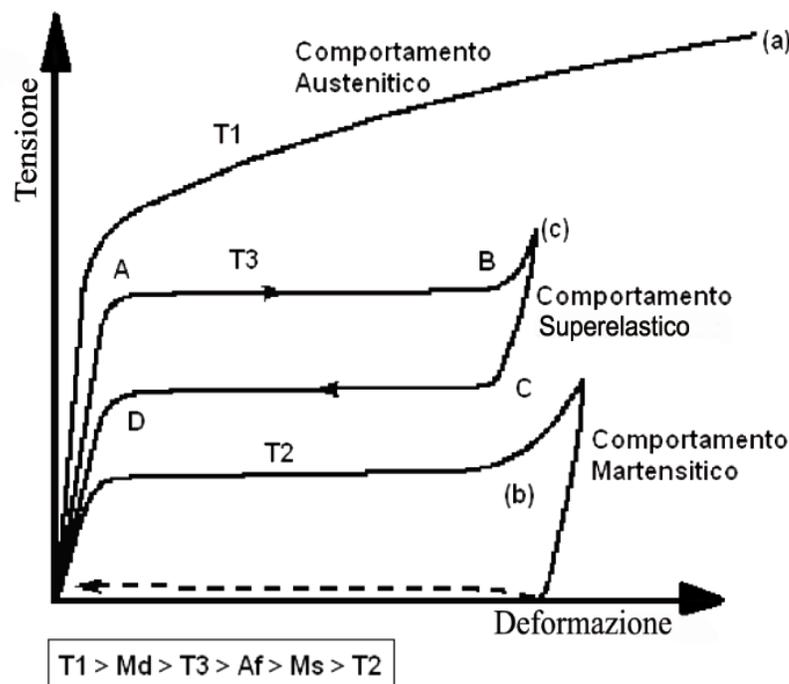


Figura 2.9: Curve sforzo-deformazione ottenute su di una stessa lega a memoria di forma a tre diverse temperature. (a) Per $T > M_d$, non si può avere *Stress Induced Martensite*: il comportamento dell'austenite (fase stabile) è un normale comportamento elastoplastico. (c) Per temperature comprese tra A_f ed M_d si manifesta il fenomeno della superelasticità. Infine, (b) per $T < M_s$ la fase stabile è la martensite (e non l'austenite) e, pertanto, anche in questo caso non si può avere superelasticità.

ha la martensite, il provino è facilmente deformabile con bassi *stress*, e dal diagramma si può anche notare che, scaricando il provino a queste temperature, resta una quota di deformazione, recuperabile soltanto portando la temperatura a valori

superiori ad A_f : in questa situazione il materiale si trasforma in austenite recuperando la forma memorizzata, come mostra la linea tratteggiata.

Se la temperatura T , invece, si trova in un intervallo compreso tra la temperatura A_f e la temperatura M_d (M_d è la temperatura di transizione tra la fase pseudoelastica e quella solamente austenitica che, per le leghe NiTi, si trova solitamente 50 K al di sopra della temperatura A_f), cioè completamente in fase austenitica, si assiste al comportamento superelastico: caricando e scaricando il pezzo, si ottiene il completo recupero della deformazione anche se superiore al 10%.

Nessun recupero di forma si ha, invece, nella fase austenitica con temperature $T > M_d$, che costituisce il limite superiore per la formazione di martensite. In queste condizioni la fase austenitica va incontro ad una normale deformazione plastica dopo avere raggiunto le condizioni di snervamento e la curva che rappresenta il comportamento del materiale è quella di un normale metallo.

A conclusione di questo paragrafo, è opportuno aggiungere che, in determinate condizioni, durante il raffreddamento, tra la fase austenitica e la fase martensitica può apparire una fase intermedia, denominata fase R [22], caratterizzata da una cella romboedrica (da cui appunto il nome di fase R). Questa trasformazione, allo stesso modo di quella in fase austenitica e martensitica, è individuabile entro un intervallo di temperature R_s e R_f .

2.5 Superelasticità e pseudoelasticità

Una ulteriore caratteristica delle SMA è il fenomeno della superelasticità: se l'oggetto in questione viene sottoposto a grandi deformazioni fino a circa il 10% della lunghezza iniziale, entro un intervallo di temperature caratteristiche della particolare lega risulta in grado di recuperarle. Quando il recupero della deformazione segue un andamento lineare nel diagramma sforzo-deformazione, il termine che la definisce è pseudoelasticità (figura 2.11 a sinistra), mentre, nel caso in cui il recupero segua un andamento non lineare, il fenomeno è chiamato superelasticità (figura 2.11 a destra).

2.5.1 Influenza della velocità di carico e deformazione

Le velocità di applicazione degli sforzi e di deformazione possono influire assai significativamente sul ciclo d'isteresi delle leghe a memoria di forma. Come illu-

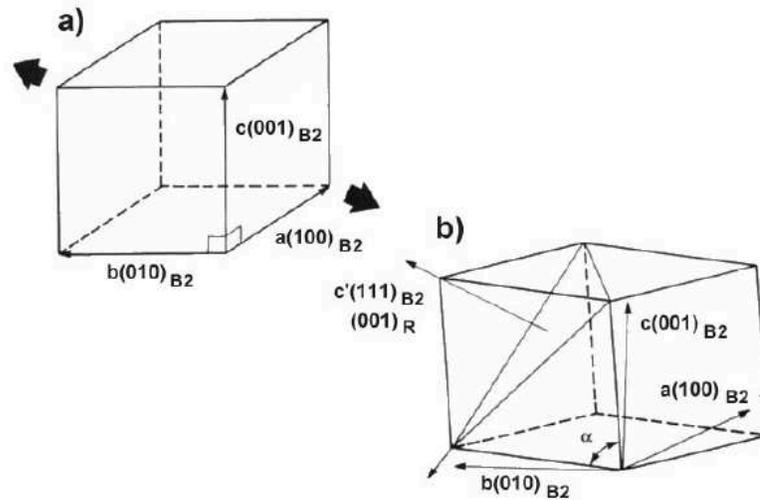


Figura 2.10: La fase R , disegnata in b), presenta una struttura romboedrica: tale cella è ottenuta per deformazione della cella austenitica a) lungo una delle sue diagonali maggiori.

strato in figura 2.12, basse velocità di deformazione determinano trasformazioni di fase austenitica-martensitica quasi istantanee, il che comporta una isteresi quasi simmetrica. Risulta, invece, evidente la forte asimmetria dell'isteresi ad alte velocità di deformazione.

Tale fenomeno è attribuito al modo in cui i cambiamenti di fase sono indotti alle differenti velocità di deformazione ed alla loro influenza sulla nucleazione durante i processi di carico e scarico. È, quindi, molto importante tenere conto di tali effetti nella realizzazione dei modelli costitutivi.

2.6 Effetto della memoria di forma

Il fenomeno della memoria di forma si traduce nella capacità di ritornare spontaneamente ad una forma preimpostata: infatti, quando il pezzo, dopo essere stato deformato plasticamente ad una bassa temperatura, detta temperatura di trasformazione martensitica, viene riscaldato fino a superare una temperatura caratteristica, detta temperatura di trasformazione austenitica, riacquista la forma originaria che possedeva prima di essere deformato. Come già evidenziato, in assenza di carichi applicati, la fase austenitica è stabile alle alte temperature, mentre le varianti martensitiche sono in stato di equilibrio alle basse.

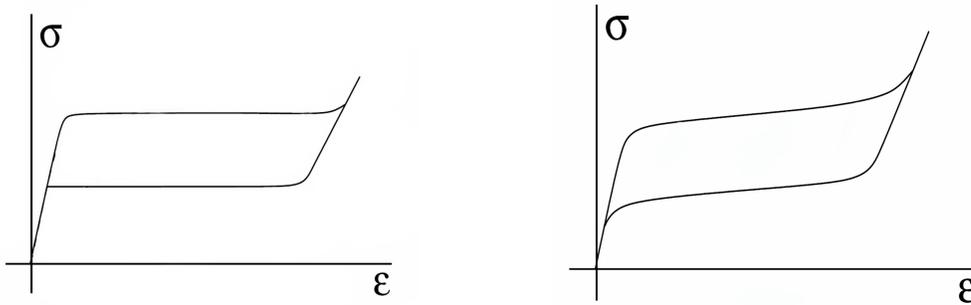


Figura 2.11: Curve sforzo-deformazione per un provino inizialmente in fase austenitica che si trova ad una temperatura compresa tra A_f ed M_d . Entro tale intervallo di temperatura, in virtù della trasformazione martensitica indotta per sforzo, il materiale presenta un comportamento pseudoelastico (a destra) o superelastico (a sinistra).

Le leghe di cui si è parlato nei paragrafi precedenti possono presentare la memoria ad una via, ma tra queste se ne distinguono alcune che, opportunamente trattate, sono in grado di realizzare anche quella a due vie: nel primo caso (*One Way Shape Memory Effect*, *OWSME*, figura 2.13) l'effetto della memoria si manifesta riscaldando il materiale, mentre, riportando il pezzo a basse temperature, non si assiste ad alcun cambiamento di forma a livello macroscopico. Invece, se il materiale, una volta raffreddato, ritorna ad assumere senza l'applicazione di carichi esterni un'altra forma predefinita, si ha il cosiddetto effetto della memoria a due vie (*Two Ways Shape Memory Effect*, *TWSME*, figura 2.14) [10, 11]. Pertanto, per questo tipo di leghe è possibile memorizzare una forma sia ad alte che a basse temperature, anche se le possibilità di recupero sono minori di quelle che si ottengono per l'altra trasformazione.

2.6.1 Deformazioni plastiche e *training* del materiale

Quanto esposto fino ad ora consente di osservare che, mentre nei materiali convenzionali le deformazioni plastiche sono generalmente determinate da carichi in eccesso rispetto al limite elastico, nelle SMA le deformazioni plastiche sono indotte da trasformazioni di fase e, pertanto, sono inevitabili in regimi di funzionamento che implicano cambiamenti da fase austenitica a fase martensitica. La rilevanza di tale fenomeno è illustrata in figura 2.15, in cui sono analizzati i primi due ipotetici cicli di funzionamento di un pezzo realizzato in una lega di NiTiNOL.

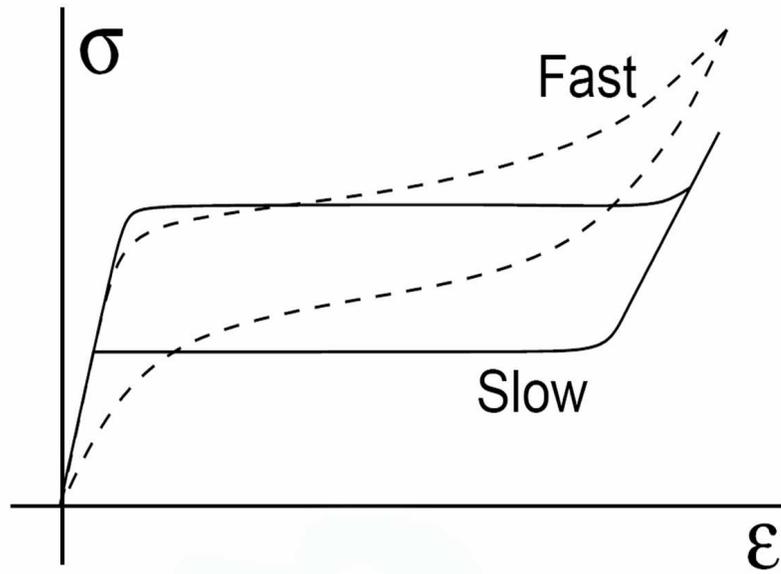


Figura 2.12: Influenza della velocità di carico.

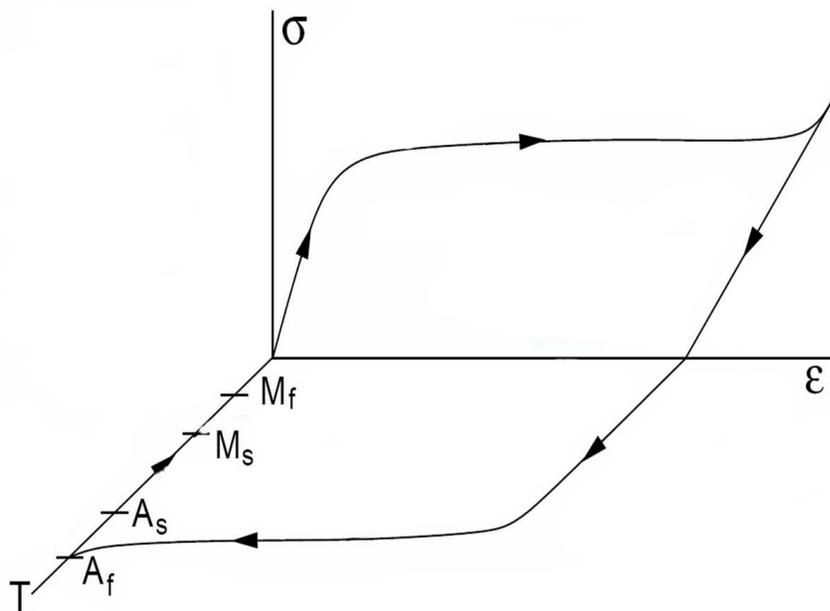


Figura 2.13: Effetto della memoria di forma ad una via in cui viene rappresentato il recupero della forma austenitica all'aumentare della temperatura.

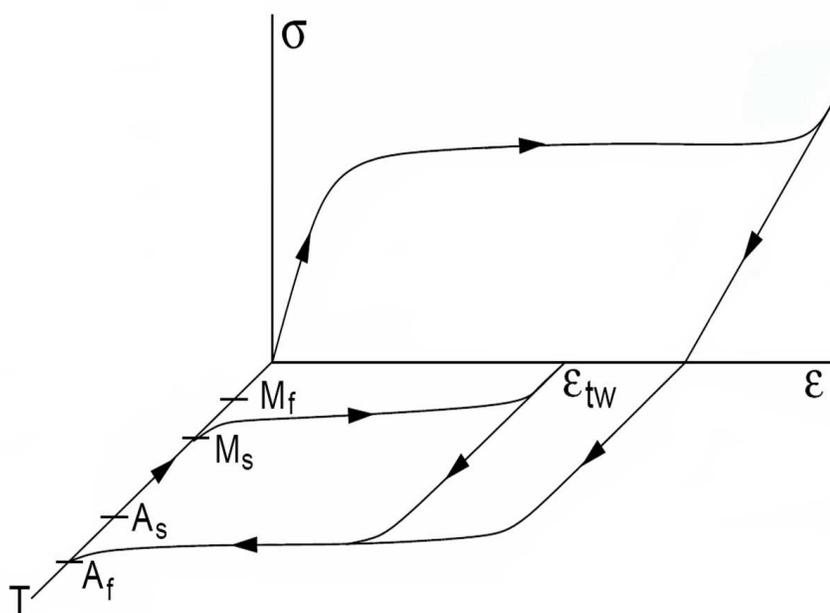


Figura 2.14: Effetto della memoria di forma a due vie rappresentato dal recupero di una deformazione ϵ_{tw} quando il materiale viene riscaldato a $T > A_f$ e poi raffreddato a $T < M_f$.

Nel grafico il materiale si trova, inizialmente, in fase austenitica nel punto *a* ed

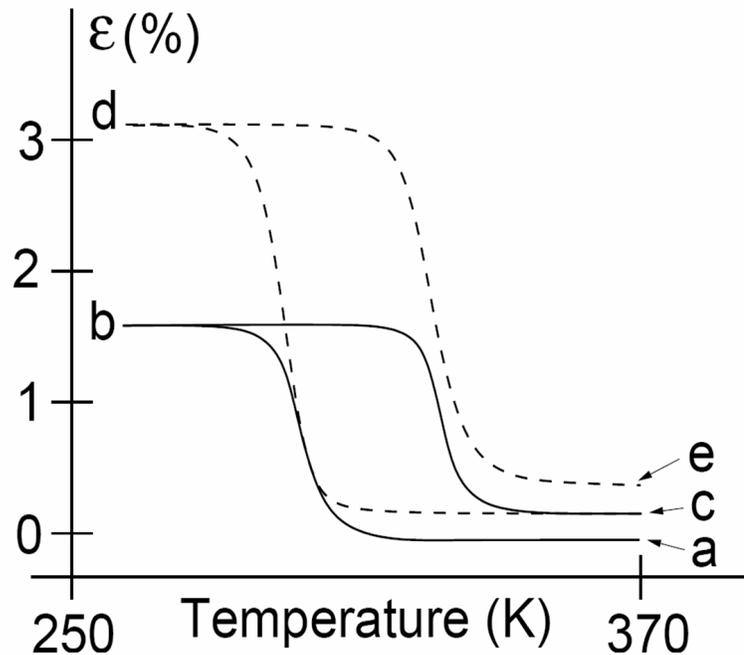


Figura 2.15: Deformazione plastica a seguito di un ciclo di carico.

è, in seguito, portato al punto *e* mediante due cicli di raffreddamento e riscaldamento. La differenza tra *a* e *c* rappresenta la deformazione plastica a seguito del primo ciclo, mentre la differenza tra *c* ed *e* quella a seguito del secondo. Questo accumularsi di deformazioni plastiche continua per oltre 2000 cicli e deve, quindi, essere tenuto in considerazione nell'utilizzo di tali materiali. Un modo per risolvere il problema è quello di eseguire un *training* del materiale, ossia di ripetere i cicli fintanto che l'accumularsi di deformazioni plastiche non si sia stabilizzato. L'accumularsi di deformazioni plastiche influenza, infatti, in maniera assai rilevante il comportamento del materiale, le cui proprietà, quali, ad esempio, le temperature di inizio e fine trasformazione di fase (sia austenitica che martensitica), continuano ad evolvere durante il processo di *training*.

Una ulteriore conseguenza dell'accumularsi, durante il processo di *training*, delle deformazioni plastiche è il generarsi di sforzi interni e di asimmetrie nel materiale che introducono la formazione preferenziale di determinate varianti martensitiche. Come conseguenza, il materiale torna a forme martensitiche "viziate" da tali sforzi ed asimmetriche, piuttosto che alla caratteristica forma *twinned*, quando viene raffreddato da A_f a M_f , ovviamente, in assenza di carichi applicati. In figura 2.13

la deformazione ε_{tw} è funzione del numero e della natura dei cicli di *training* cui il materiale è stato sottoposto e tende a zero in assenza di *training*. Pertanto, mentre l'effetto della memoria di forma ad una via è caratteristica intrinseca delle leghe a memoria di forma, l'effetto a due vie è una caratteristica acquisita. Tutte queste considerazioni sono fondamentali per le analisi sperimentali e la progettazione dei dispositivi in SMA presentati nei prossimi capitoli.

Capitolo 3

Caratterizzazione del Materiale

3.1 Introduzione

La decisione di individuare le caratteristiche principali di una lega equiatomica di NiTi è stata presa in seguito alla necessità di studiare in modo più approfondito il comportamento di un dispositivo progettato come ancoraggio nel caso di superfici musive con distacchi dalla parete o fra gli strati di intonaco di supporto.

Il dispositivo è stato ricavato da una sottile lamina in NiTiNOL e lavorato in modo che a temperatura ambiente, in cui si presenta la sua fase austenitica, avesse una forma macroscopica con le alette aperte, come mostrato in figura. Se raffreddato con ghiaccio secco, esso è in grado di essere deformato fino a diventare una lamina piana, in modo da essere agevolmente inserito all'interno di un foro appositamente preparato sulla parete oggetto di restauro. L'aumento della temperatura fino al raggiungimento di quella ambiente permette la transizione di fase, a seguito della quale le alette si deformano nuovamente garantendo un vincolo di incastro nel muro. Il maggior vantaggio di questo tipo di dispositivo risiede nella ridotta intrusività rispetto, ad esempio, ad un tassello costruito in un altro materiale, che usualmente necessita di un diametro più elevato e, quindi, di un foro più largo. Inoltre, come hanno confermato le prove di laboratorio, il dispiegarsi delle alette all'interno degli strati di intonaco forma una struttura interna che consente di evitare l'utilizzo, almeno nella maggior parte delle situazioni, di consolidanti chimici, necessari, invece, nel caso degli ancoraggi tradizionali. Un altro aspetto molto importante nel campo del restauro è che il materiale ha un'elevata resistenza alla corrosione, la quale permette al dispositivo una durata maggiore rispetto ad altre leghe metalliche.

Codice della lega	Austenite Peak ($^{\circ}C$)	Austenite Finish ($^{\circ}C$)	Composizione (peso %)
S	da -5 a 15	da 10 a 20	55,8 % Ni
N	da -20 a -5	da 0 a 20	56,0 % Ni
C	da -20 a -5	da 0 a 10	55,8 % Ni, 0,25 % Cr
B	da 15 a 45	da 20 a 40	55,6 % Ni
M	da 45 a 95	da 45 a 95	da 55,1 a 55,5 % Ni
H	> 95	da 95 a 115	> 55,0 % Ni

Tabella 3.1: Codici commerciali delle varie leghe a memoria di forma basate sul sistema binario NiTi prodotte dalla ditta *Memory Metalle*®. Per la comprensione del significato della temperatura *Austenite Peak* si rimanda il lettore alla figura 3.2.

3.2 NiTiNOL

Come ampiamente esposto nel capitolo 2, come le altre leghe a memoria di forma, anche il NiTiNOL presenta differenti caratteristiche a seconda delle percentuali di componenti e dei trattamenti termici cui viene sottoposto. Di conseguenza, dato che non erano disponibili le caratteristiche precise della lega utilizzata per i dispositivi presentati nell'introduzione, è stato necessario studiare in dettaglio il materiale, risalendo ai trattamenti termici effettuati anche per poter modulare con più precisione le temperature di transizione in sede progettuale, ottimizzando il funzionamento e sviluppando nuove applicazioni.

La caratterizzazione termica e meccanica è stata effettuata su una lega NiTiNOL prodotta dalla ditta *Memory Metalle*®, appartenente alla serie denominata *S* e commercializzata sotto forma di una lamina ottenuta a freddo e di spessore pari a circa 0,52 mm. Nel seguito della trattazione tale lega verrà designata con la sigla *B*.

3.3 Calorimetria differenziale a scansione

Per stimare le temperature di transizione del NiTiNOL, cioè le temperature per cui avviene il passaggio da martensite ad austenite, e viceversa, è stata utilizzata la DSC (*Differential Scanning Calorimetry*). La calorimetria differenziale a scansione è una tecnica strumentale che viene utilizzata per studiare stabilità termica, temperatura e calore associato alle trasformazioni di stato ed alle reazioni chimiche, in campioni solidi e liquidi, in vari tipi di atmosfere. Tale tecnica si basa sulla rilevazione e sulla quantificazione dei fenomeni esotermici ed endotermici che interessano un dato campione in funzione della temperatura dello stesso e dell'at-

atmosfera, inerte o reattiva, in cui viene effettuata l'analisi.

Come schematizzato in figura 3.1, lo strumento utilizzato è formato da due

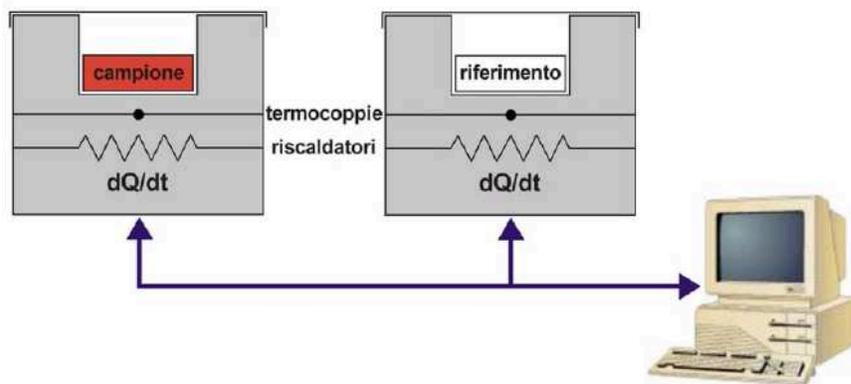


Figura 3.1: Schematizzazione di una macchina per analisi DSC.

resistenze riscaldanti e due crogiuoli: in uno viene inserito il campione di materiale da analizzare e nell'altro viene inserito un campione inerte che serve da riferimento (solitamente viene lasciato vuoto). Entrambi i crogiuoli sono collegati a delle termocoppie e sono posti su degli elementi controllati da un computer attraverso il quale viene anche regolato il funzionamento delle due resistenze, imponendo ad entrambi i crogiuoli il rispetto di un ciclo termico prestabilito.

Gli strumenti che consentono di effettuare le analisi DSC sono estremamente sensibili, e la quantità di campione necessario per l'analisi è generalmente dell'ordine di pochi milligrammi. Le velocità di riscaldamento e di raffreddamento dipendono dalle capacità operative dello strumento utilizzato e possono variare entro un ampio intervallo, che va da pochi centesimi di grado fino ad alcune decine di gradi centigradi al minuto.

La calorimetria differenziale a scansione misura, in funzione della temperatura del campione, la differenza tra i flussi termici nel campione e nel riferimento, mentre entrambi sono sottoposti al medesimo programma controllato di temperatura. Infatti, poichè i due crogiuoli sono diversi, il flusso di calore è, generalmente, diverso per l'uno e per l'altro. Per esempio, durante il riscaldamento un'eventuale trasformazione di stato o reazione chimica che interessa il campione fa sì che la resistenza posta sotto al campione debba trasferire a quest'ultimo una diversa quantità di calore rispetto alla resistenza posta sotto al riferimento inerte, al fine di avere lo stesso aumento di temperatura in entrambi i crogiuoli. La misura della differenza di flusso di calore dQ/dt in funzione della temperatura T del campione viene riportata su di un diagramma che ha in ascissa la temperatura ed in ordina-

ta la differenza di flusso di calore, interpretabile come flusso di calore assorbito o ceduto dal campione analizzato, a seconda del caso.

Con riferimento ad una generica lega a memoria di forma, durante il riscaldamento il relativo termogramma mostra, fissata una temperatura iniziale inferiore ad M_f ed una temperatura finale superiore ad A_f , un picco endotermico in corrispondenza della transizione di fase da martensite ad austenite e, durante il raffreddamento, fissata una temperatura iniziale superiore ad A_f ed una temperatura finale inferiore a M_f , un picco esotermico in corrispondenza della transizione di fase da austenite a martensite. Dal grafico di figura 3.2 è possibile ricavare, come

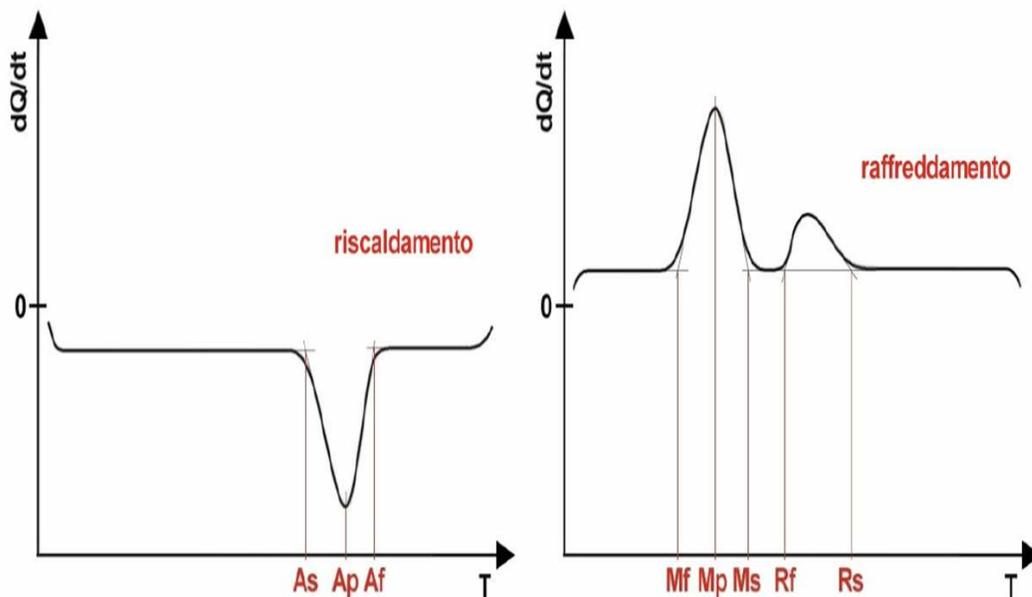


Figura 3.2: Tipici termogrammi relativi ad una generica lega a memoria di forma, derivanti da un'analisi DSC.

intersezione delle tangenti ai punti di flesso della curva, le temperature di inizio e fine trasformazione, nonché le temperature corrispondenti all'apice di entrambi i picchi (note rispettivamente come *Austenite Peak*, A_p , e *Martensite Peak*, M_p). In questo modo si può ricavare una stima delle temperature di inizio e fine trasformazione, sia diretta che inversa. Inoltre, si possono individuare il punto di *Onset*, corrispondente all'intersezione fra la tangente alla linea di base e la tangente nel punto di flesso prima del picco, ed il punto di *Endset*, corrispondente all'intersezione fra la tangente alla linea di base e la tangente al punto di flesso dopo il picco. A

tali punti di *Onset* e di *Endset* corrispondono le temperature di inizio e fine della trasformazione di fase. La temperatura del picco viene, invece, individuata, come peraltro già illustrato in precedenza, in corrispondenza del punto di minimo o di massimo del termogramma, a seconda che si consideri un picco endotermico oppure esotermico. A tali picchi possono sommarsi, durante il raffreddamento, quelli relativi alla transizione della cosiddetta fase *R*, qualora essa sia presente. Si veda nel grafico a destra di figura 3.2 il secondo massimo con le relative temperature R_f ed R_s .

3.3.1 Scelta dei trattamenti termici

Per quanto riguarda le proprietà termiche si è deciso di operare un confronto con un'altra lega NiTiNOL, fornita dallo stesso produttore e, anche in questo caso, appartenente al gruppo identificato dal codice *S*. Questa seconda lega, a disposizione presso i laboratori del Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali (DIMTI) dell'Università di Trento, è nella forma di una lamina di 0,80 mm di spessore, e nel seguito verrà designata con la sigla *T*. Le indagini condotte in parallelo sulle due leghe servono ad evidenziare l'influenza del diverso stato di incrudimento, indotto dalla lavorazione a freddo, sulle proprietà termiche e quindi sulle temperature di transizione. In tabella 3.2 sono illustrate le composizioni stechiometriche dichiarate dal produttore e le proprietà termiche delle due leghe, così come vengono riportate sulla relativa scheda tecnica di accompagnamento. Come anticipato nell'introduzione di questo capitolo, uno degli scopi delle analisi

Lega	% in peso Nichel	% in peso Titanio	Austenite peak ($^{\circ}C$)
B	55,84	44,04	-4
T	55,9	44,08	-3

Tabella 3.2: Composizioni stechiometriche.

DSC è stato quello di studiare l'influenza dei trattamenti termici sulle temperature di transizione delle leghe NiTi, al fine di modulare tali temperature in sede progettuale, per far fronte a condizioni di esercizio del dispositivo diverse da quelle inizialmente previste, ottimizzandone il funzionamento ed, eventualmente, sviluppandone nuove applicazioni.

I trattamenti termici di ricottura consentono al materiale di ripristinare la microstruttura modificata dalla lavorazione a freddo, che influenza significativamente il comportamento termico e meccanico della lega. Entrambe le leghe, infatti, sono

state fornite sotto forma di lamine sottili, nelle quali è sicuramente presente un certo grado di lavorazione a freddo, conseguente alla laminazione, come dichiarato dalla stessa ditta produttrice *Memory-Metalle*®. I trattamenti termici sono stati effettuati nell'intorno dei $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, e si è deciso di non spingere questi trattamenti a temperature superiori ai $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, in modo tale da non superare la temperatura di ricristallizzazione del materiale.

I trattamenti proposti sono stati in tutto sei, corrispondenti alle temperature di $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ed alle relative durate di trattamento di 15 e 30 minuti. Pertanto, è stato necessario allestire, per ognuna delle due leghe NiTiNOL *S* oggetto di studio, sette diversi campioni: uno non trattato termicamente, ed altri sei campioni sottoposti ognuno ad uno dei sei diversi trattamenti termici previsti, descritti sopra. I campioni sono stati ricavati dalle due lamine in NiTiNOL mediante taglio lento con microtaglierina e lama diamantata. Per effettuare i trattamenti termici è stato utilizzato il forno *Nabertherm*® 30/85HA 400 (figura 3.3), che si trova presso il Laboratorio di Microstrutture del DIMTI, cui è seguita una tempra in acqua.



Figura 3.3: Forno *Nabertherm*® 30/85HA 400, utilizzato per il trattamento termico dei provini in NiTiNOL. Nel particolare è visibile il pannello di controllo del forno, con il quale è possibile programmare i parametri del trattamento termico che si desidera condurre.

3.3.2 Impostazione delle condizioni di analisi

Per effettuare l'analisi DSC è stata utilizzata l'apparecchiatura *Setaram*® DSC 92 (figura 3.4), il cui errore sperimentale in temperatura è di $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$, dotata di un riferimento in alluminio e funzionante in flusso di azoto. Il programma termico impostato può essere seguito nella sua evoluzione sul monitor del computer collegato alla macchina, così come l'andamento dell'analisi calorimetrica in corso.



Figura 3.4: Apparecchiatura Setaram® DSC 92 per la calorimetria differenziale a scansione, in dotazione presso il Laboratorio di Microstrutture del DIMTI dell'Università di Trento. In alto a sinistra si può riconoscere il *dewar* utilizzato per il raffreddamento, caricato con azoto liquido, al cui interno trova alloggio la camera portacampioni con i due crogiuoli.

La macchina è stata, quindi, impostata per seguire un programma di temperature predefinito e controllato, costituito da una rampa di riscaldamento e da un successiva rampa di raffreddamento. I cicli di riscaldamento e raffreddamento sono stati impostati tra $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ con una velocità di $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ al minuto. L'analisi è stata condotta entro estremi di temperatura così ampi in modo che, sia durante il riscaldamento sia durante il raffreddamento, i campioni mostrassero una completa transizione di fase con temperature di inizio e fine trasformazione comprese entro tali limiti. Invece, la velocità di riscaldamento e di raffreddamento di $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ al minuto è stata scelta in quanto ritenuta idonea per poter seguire e analizzare adeguatamente i fenomeni di transizione che interessano il campione. Infatti, l'eventuale presenza di un gradiente di temperatura fra superficie e *bulk* del campione, dovuta ad una eccessiva velocità di riscaldamento e di raffreddamento, comporterebbe in riscaldamento lo spostamento del picco verso temperature più elevate, e in raffreddamento verso temperature più basse. La trasformazione procederebbe, infatti, in tempi diversi nel cuore e sulla superficie del campione, dando origine a un mascheramento del segnale che varierebbe le caratteristiche del picco, ampliandolo. Sebbene la conducibilità termica del NiTi sia relativamente bassa (18 W/Kg K), le limitate dimensioni del tipico campione calorimetrico riducono l'inerzia termica associata al suo riscaldamento. Inoltre, per quanto concerne i soli due campioni non trattati termicamente, l'analisi DSC è stata effettuata su

due cicli termici consecutivi, al fine di valutare l'eventuale influenza esercitata sulle temperature di trasformazione semplicemente dalla ripetizione del primo ciclo termico.

3.3.3 Risultati dell'analisi DSC

Il primo campione analizzato tramite DSC è stato il campione di NiTiNOL *T*, corrispondente alle condizioni di fornitura, non sottoposto, cioè, ad alcun trattamento termico di *annealing*. Successivamente, sono stati analizzati i rimanenti sei campioni ottenuti dalla stessa lamina, corrispondenti ai sei diversi trattamenti termici descritti nel paragrafo 3.3.1 Una identica serie di analisi è stata, poi, condotta sui sette campioni di NiTiNOL *B*. L'*output* fornito dalla macchina è stato opportunamente rielaborato, ottenendo, per ogni campione, due termogrammi: uno relativo alla fase di riscaldamento e l'altro alla fase di raffreddamento. Dato il numero elevato delle prove, per non appesantire la presente trattazione, nel seguito si propongono i soli termogrammi più significativi, vale a dire quelli relativi alle condizioni di fornitura, limitatamente al primo ciclo termico, ed alle condizioni di trattamento a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti (figure 3.5 - 3.8). Per ogni termogramma, i picchi esotermici ed endotermici vengono designati con le sigle A^* , R^* , M^* ed R^* , il cui significato sarà chiarito a breve. In figura 3.9 è rappresentato, invece,

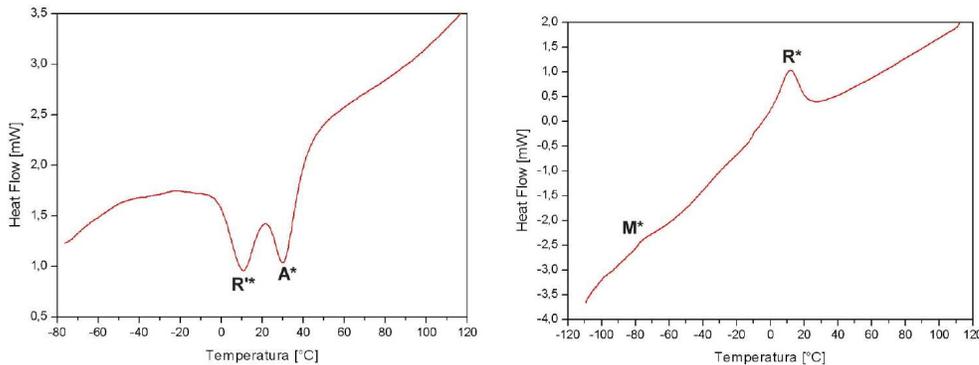


Figura 3.5: Campione NiTiNOL *T* (tal quale); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.

il termogramma ottenuto dal campione NiTiNOL *B* trattato termicamente a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti, nel quale compaiono entrambe le curve relative alla fase di riscaldamento ed a quella di raffreddamento. Nella figura sono, inoltre, riportate le costruzioni grafiche per ricavare le temperature di inizio e fine trasformazione. Dai

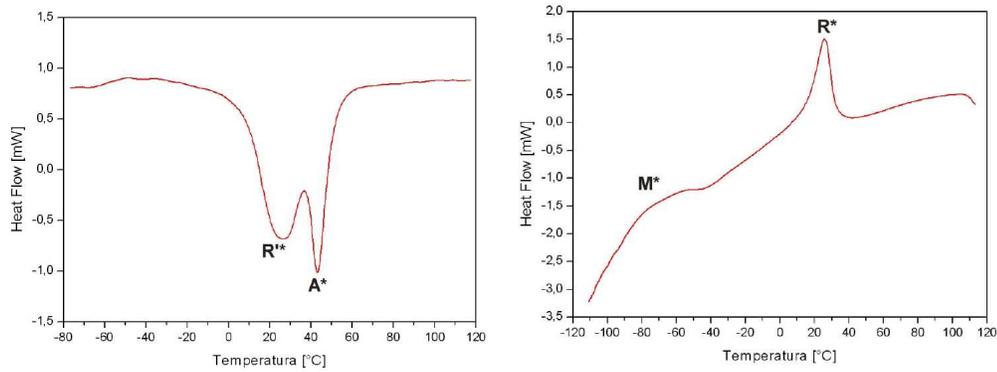


Figura 3.6: Campione NiTiNOL T (trattato a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.

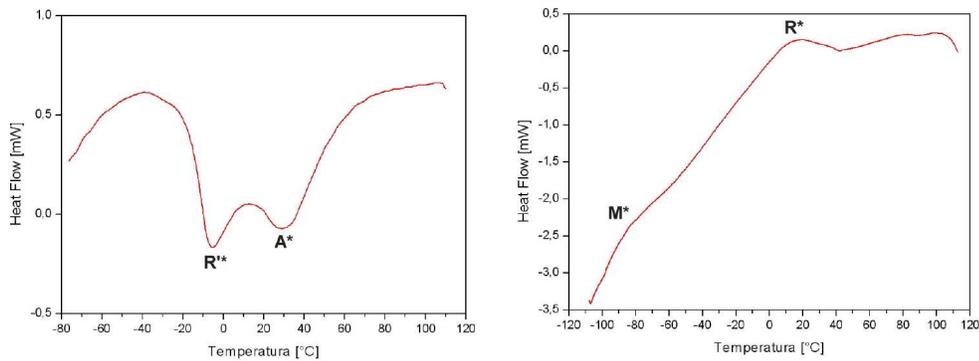


Figura 3.7: Campione NiTiNOL di Berlino (tal quale); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.

termogrammi di entrambe le leghe analizzate è immediato rilevare alcune caratteristiche peculiari. Innanzitutto, si possono riconoscere, sia durante la rampa di riscaldamento, sia durante la rampa di raffreddamento, due picchi distinti, anziché il singolo picco associato, rispettivamente, alla trasformazione inversa da martensite in austenite ed alla trasformazione diretta da austenite in martensite [25].

Per quanto concerne la curva relativa al raffreddamento, il picco esotermico posto a temperature più elevate, superiori generalmente alla temperatura ambiente di $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, designato con la sigla R^* , corrisponde alla trasformazione di fase della fase genitrice austenitica (struttura B2) nella cosiddetta fase R (struttura romboedrica) [22]. Il picco posto a temperature inferiori, nell'intorno dei $-70/-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ e non sempre nettamente marcato, è designato con la sigla M^* e corrisponde alla

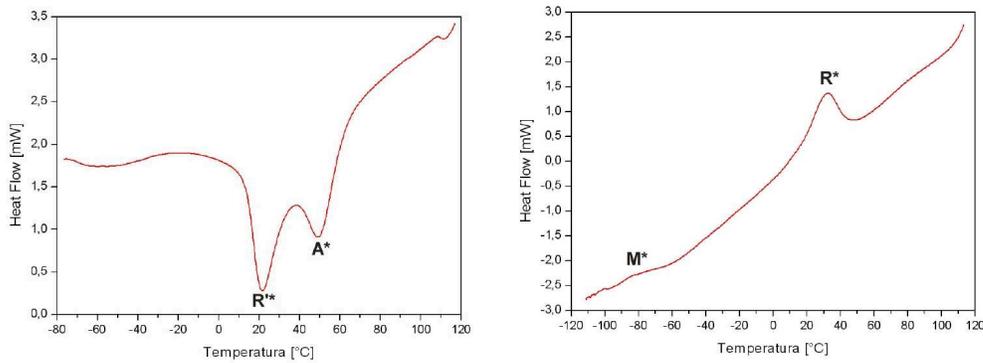


Figura 3.8: Campione NiTiNOL *B* (trattato a 450 °C per 30 minuti); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.

trasformazione della fase *R* nella fase martensitica (struttura monoclinica), stabile alle basse temperature. Pertanto, è possibile concludere che, al fine di ottenere nel materiale la trasformazione martensitica diretta, è necessario utilizzare un energico mezzo raffreddante, quale è ad esempio l'azoto liquido, che permetta di raggiungere e superare il picco M^* . Per quanto riguarda la curva relativa al riscaldamento, il picco endotermico posto a temperature inferiori, indicato dalla sigla R^* , corrisponde alla trasformazione inversa della martensite nella fase *R*. Il picco posto a temperature superiori, indicato nella stessa figura dalla sigla A^* , corrisponde alla trasformazione della fase *R*, precedentemente formatasi, nella fase genitrice austenitica, stabile alle alte temperature.

Dalla lettura di tutti i termogrammi si rileva, inoltre, che, mentre alla trasformazione martensitica vera e propria è associata una isteresi termica generalmente elevata, trovandosi il picco M^* nell'intorno dei $-70/ -80$ °C ed il picco A^* nell'intorno della temperatura ambiente, alla trasformazione della fase *R* è, invece, associata un'isteresi termica molto inferiore. Infatti, la differenza di temperatura tra i due picchi R^* ed R'^* , come facilmente rilevabile (vedi tabelle 3.3 e 3.4), è significativamente inferiore. Poiché l'apice M_p del picco relativo alla trasformazione diretta in martensite è spesso difficilmente individuabile (per i campioni analizzati il picco esotermico ad essa associata è poco marcato), i risultati dell'analisi calorimetrica vengono proposti unicamente per quanto concerne le altre temperature di picco. Nelle successive tabelle 3.3 e 3.4 sono raccolti i dati relativi alle temperature di picco così acquisite, e nei rispettivi grafici viene rappresentato l'andamento di tali temperature in funzione del trattamento termico cui è stato sottoposto ogni

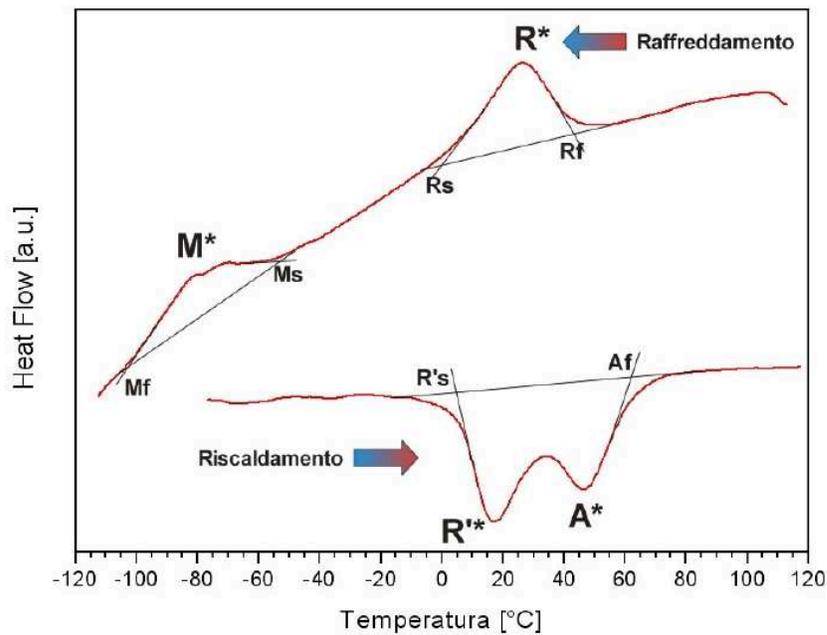


Figura 3.9: Indicazione dei picchi esotermici ed endotermici relativi alla rampa di raffreddamento ed alla rampa di riscaldamento del ciclo termico di analisi DSC (il flusso termico è in *arbitrary units*).

campione di ciascuna delle due leghe analizzate.

3.3.4 Discussione dei risultati dell'analisi DSC

Dall'analisi dei termogrammi ottenuti dalle DSC si evince che entrambe le leghe, a temperatura ambiente e dopo essere state precedentemente raffreddate al di sotto di M_f , non si trovano completamente in fase austenitica. Infatti, tutte le curve relative alla rampa di riscaldamento mostrano che la trasformazione di fase della martensite monoclinica nella fase R (romboedrica) avviene in un intorno di $25\text{ }^\circ\text{C}$, mentre la trasformazione della fase R nella fase genitrice austenitica si realizza compiutamente solo a temperature superiori. Durante il raffreddamento, a partire da temperature superiori ad A_f , la trasformazione dell'austenite nella fase R è ancora una volta collocata nell'intorno della temperatura ambiente, mentre la trasformazione nella fase martensitica avviene a temperature ben inferiori, ed è completa solo alla temperatura di circa $-70\text{ }^\circ\text{C}/-80\text{ }^\circ\text{C}$. La trasformazione di fase

Trattamento Termico	R_p ($^{\circ}C$)	R'_p ($^{\circ}C$)	A_p ($^{\circ}C$)
Campione tal quale I ciclo termico	11±1	11±1	30±1
Campione tal quale II ciclo termico	11±1	12±1	30±1
350 ($^{\circ}C$), 15 min	20±1	20±1	40±1
350 ($^{\circ}C$), 30 min	26±1	26±1	46±1
400 ($^{\circ}C$), 15 min	27±1	28±1	46±1
400 ($^{\circ}C$), 30 min	29±1	30±1	50±1
450 ($^{\circ}C$), 15 min	23±1	25±1	42±1
450 ($^{\circ}C$), 30 min	25±1	27±1	44±1

Tabella 3.3: Risultati della analisi DSC sui campioni ricavati dalla lamina NiTiNOL *T*.

Trattamento Termico	R_p ($^{\circ}C$)	R'_p ($^{\circ}C$)	A_p ($^{\circ}C$)
Campione tal quale I ciclo termico	12±1	-5±1	30±1
Campione tal quale II ciclo termico	12±1	-4±1	30±1
350 ($^{\circ}C$), 15 min	26±1	9±1	45±1
350 ($^{\circ}C$), 30 min	28±1	13±1	50±1
400 ($^{\circ}C$), 15 min	26±1	18±1	47±1
400 ($^{\circ}C$), 30 min	30±1	22±1	50±1
450 ($^{\circ}C$), 15 min	23±1	27±1	43±1
450 ($^{\circ}C$), 30 min	32±1	22±1	49±1

Tabella 3.4: Risultati della analisi DSC sui campioni ricavati dalla lamina NiTiNOL *B*.

connessa alla nucleazione della fase *R* è facilmente rilevabile in tutti i termogrammi, sia in quelli relativi ai campioni ottenuti dalla lamina NiTiNOL *T*, sia in quelli relativi ai campioni ottenuti dalla lamina NiTiNOL *B*. Inoltre, si può notare che tutte le curve relative alla rampa di raffreddamento mostrano un picco associato alla trasformazione martensitica molto meno pronunciato, e, in alcuni casi, difficile da rilevare.

Dall'analisi delle due figure 3.10 e 3.11, riassuntive dell'andamento delle temperature dei picchi esotermici ed endotermici, si può immediatamente osservare che, all'aumentare della temperatura e/o della durata del trattamento termico effettuato su ogni campione, aumentano anche le temperature dei picchi. Questo perchè, all'aumentare delle temperature e/o dei tempi di trattamento, il fenomeno del rinvenimento diventa sempre più marcato e diminuisce, quindi, sempre più il

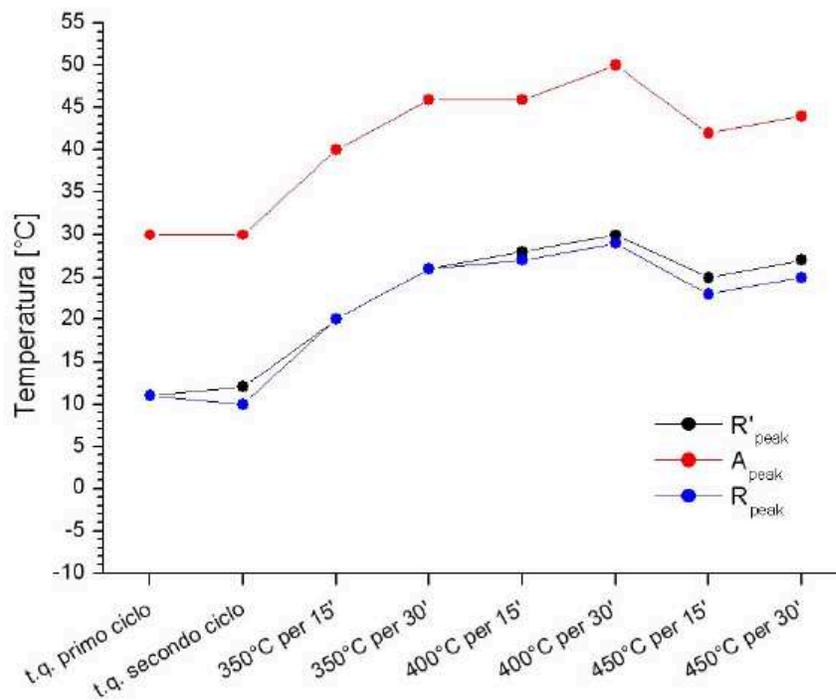


Figura 3.10: Andamento della temperature di picco nei campioni NiTiNOL T , in funzione del trattamento termico cui sono stati sottoposti.

grado di incrudimento del materiale.

I risultati acquisiti con l'analisi dei campioni di entrambe le leghe mostrano una convergenza in corrispondenza del trattamento di ricottura di $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti. Quindi, si può ritenere che, successivamente a tale trattamento, all'interno dei provini siano intervenuti effetti di rinvenimento tali da eliminare il rispettivo grado di incrudimento.

3.4 Le prove meccaniche

Sulla base dei risultati delle calorimetrie differenziali a scansione, ed, in particolare, della stima dei picchi calorimetrici associati alle transizioni di fase, sono state effettuate delle prove meccaniche di trazione. In questo caso, è stata testata solo la lega NiTiNOL utilizzata per la realizzazione del dispositivo, ed è stato, quindi, indagato il comportamento di provini *dumbell* da questa ricavati. Le prove hanno

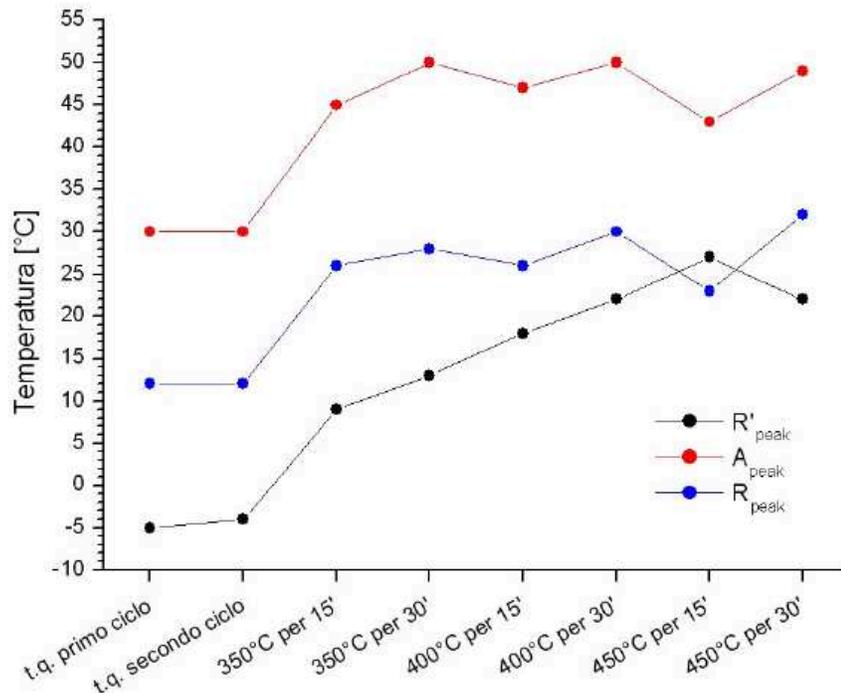


Figura 3.11: Andamento della temperature di picco nei campioni in NiTiNOL *B* in funzione del trattamento termico cui sono stati sottoposti.

permesso di determinare sperimentalmente il modulo di Young in corrispondenza di diverse temperature e, successivamente, di ottenere una curva sforzo-deformazione completa a temperatura ambiente, portando a termine le prove di trazione fino alla rottura dei provini. Inoltre, una tipologia di provini è stata mantenuta nelle condizioni tal quali, mentre, una seconda è stata sottoposta ad un trattamento termico di *annealing* a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti, simulando, in questo modo, la routine utilizzata per imprimere la forma austenitica.

I risultati acquisiti mediante questa campagna di prove hanno fornito nuovi dati con i quali implementare il modello di calcolo agli elementi finiti precedentemente elaborato [2, 26]. Le prove meccaniche sono state condotte utilizzando la macchina *Instron*® 4502, dotata di una camera termostatica modello 3119, regolabile con la precisione di $\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$ su tutto l'intervallo di temperature di analisi (figura 3.12).



Figura 3.12: Macchina *Instron*® 4502 per l'effettuazione delle prove meccaniche di trazione, in dotazione presso il Laboratorio di Polimeri e Compositi del DIMTI dell'Università di Trento.

3.4.1 Preparazione dei provini per le prove di trazione

Come accennato in precedenza, le prove di trazione hanno fornito, oltre ad una curva sforzo-deformazione completa, anche il modulo di Young a diverse temperature. I provini, ricavati dalla medesima lamina NiTiNOL, sono stati tagliati in direzione ortogonale rispetto alla direzione di laminazione. Per quanto riguarda la loro forma, si è deciso per una geometria *dumbbell* (che risulta essere particolarmente indicata per prove di trazione), con un tratto utile di lunghezza pari a 32 *mm*. In figura 3.13 si riporta un disegno quotato di un provino.

La realizzazione dei provini è stata effettuata presso un'officina meccanica esterna, ricorrendo alla tecnica di taglio per elettro-erosione [28]. Con particolare riferimento alle leghe a memoria di forma, oggetto del presente lavoro di tesi, la tecnica dell'elettroerosione offre alcuni vantaggi non trascurabili se comparata con altre tecniche di taglio, meno costose e più tradizionali, come, ad esempio, trancia e taglierino. Infatti, il taglio mediante elettro-erosione non introduce significativi difetti nel materiale, in quanto non determina l'insorgere di deformazioni e stati di sforzo, con una conseguente alterazione microstrutturale. Il mantenimento di una microstruttura priva di difetti, infatti, risulta fondamentale, non solo per la corretta definizione delle proprietà meccaniche e termiche del materiale, quali sono, ad esempio, il modulo di Young (sia longitudinale che trasversale) e le temperature di transizione (riferite sia alla trasformazione diretta che a quella inversa), ma anche per un risultato più efficace dell'addestramento per la memoria di forma a una e

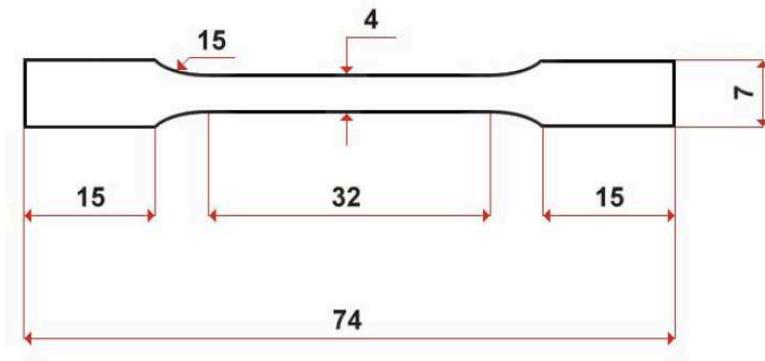


Figura 3.13: Disegno del provino *dumbbell* utilizzato per le prove di caratterizzazione meccanica del materiale. Le quote sono espresse in millimetri.

due vie [14, 27, 12]. Infatti, in questo caso, il processo di *training* non è influenzato da indesiderate variabili microstrutturali, come dislocazioni e stati di sforzo interni delocalizzati. Inoltre, la scelta dell'elettro-erosione, trattandosi di una tecnica utilizzata per ottenere profili spesso complicati con tolleranze molto ridotte, è stata individuata in vista di una riproduzione del dispositivo di ancoraggio.

Uno dei due provini è stato sottoposto ad un trattamento termico di *annealing*

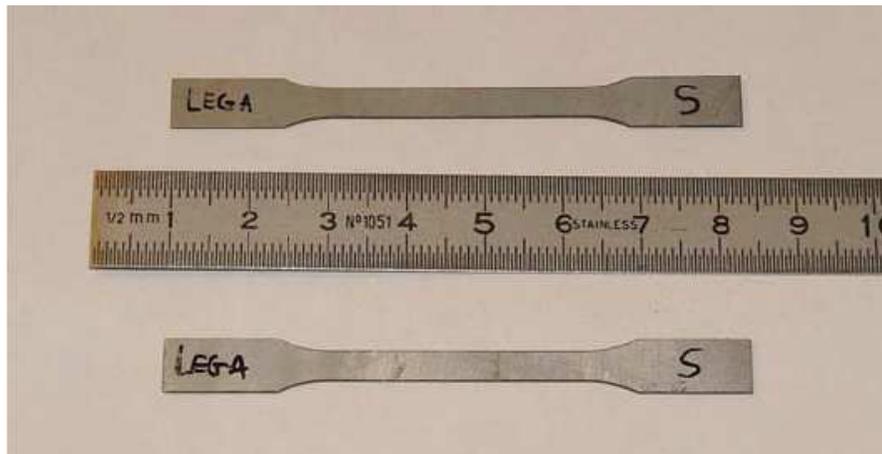


Figura 3.14: Due provini in lega NiTiNOL realizzati con la tecnica di elettro-erosione, ricavati dalla lamina fornitaci dai laboratori dell'Università di Berlino (sigla commerciale *S*).

a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti, come suggerito dai risultati delle DSC. Questo trattamen-

to termico è stato effettuato in un forno tubolare che permette di raggiungere una temperatura massima di $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, e possiede una camera riscaldata con un diametro di 40 mm ed una lunghezza di 600 mm .

Il trattamento termico è stato condotto in atmosfera inerte, in flusso di argon,



Figura 3.15: Forno tubolare *Carbolite Furnaces*® STF/50, in dotazione presso il Laboratorio di Microstrutture della Facoltà di Ingegneria dell'Università di Trento. Tramite un terminale di controllo è possibile impostare il programma di temperature desiderato per l'effettuazione del trattamento termico.

per contenere i fenomeni di ossidazione che si sarebbero, altrimenti, verificati se si fosse operato in aria. Infatti, il titanio possiede una elevata affinità nei confronti dell'ossigeno e l'ossidazione viene favorita dall'aumento della temperatura di trattamento. L'insorgenza di fenomeni ossidativi può portare alla formazione di ossidi del tipo TiO_2 [29], che sono causa di fragilimento e determinano variazioni nella composizione della lega rispetto alla stechiometria attesa, portando alla variazione delle temperature di trasformazione.

Successivamente al trattamento, è stata effettuata una tempra in acqua, al fine di evitare la formazione di precipitati o di fasi secondarie. Tuttavia, nonostante gli accorgimenti presi, il provino si è comunque ossidato. Tale fenomeno è sicuramente attribuibile alla non perfetta tenuta della camera del forno tubolare utilizzato e, quindi, alla contaminazione, anche se minima, dell'atmosfera durante

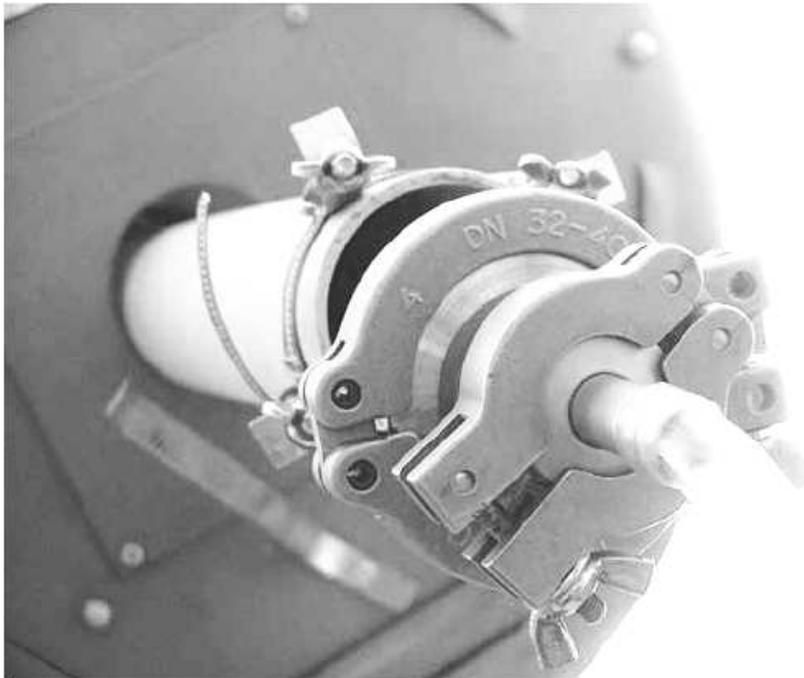


Figura 3.16: Particolare della camera del forno. E' possibile riconoscere il sistema di alimentazione di argon, che evita l'insorgenza di fenomeni ossidativi, soprattutto quando si opera ad alte temperature.

il trattamento termico ad alta temperatura. In ogni modo, la formazione di questo sottile strato di ossido superficiale non è apparsa tale da invalidare i risultati ottenuti con le successive prove meccaniche di trazione effettuate su questo provino. Infatti, è lecito ritenere che il fenomeno abbia interessato la sola superficie, senza, quindi, modificare le proprietà del materiale.

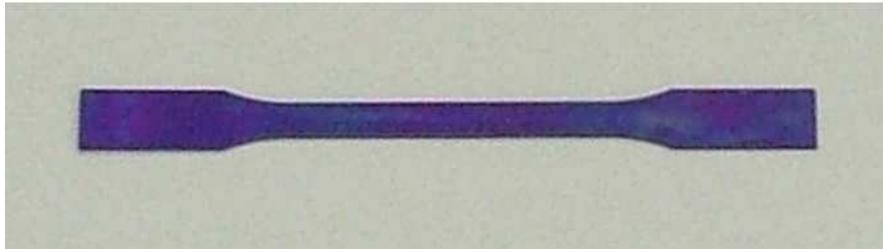


Figura 3.17: Provino *dumbell* in NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di ricottura a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti.

3.4.2 Risultati e discussione delle prove relative al provino nelle condizioni di fornitura

Il primo provino ad essere testato è stato quello tal quale, non sottoposto, cioè, ad alcun trattamento termico di *annealing*: in condizioni di temperatura ambiente del laboratorio, pari a $23\text{ }^{\circ}\text{C}$, ne è stato misurato il modulo elastico. Per questo scopo, è stata utilizzata una cella di carico da 1000 N , e la prova di trazione è stata condotta in controllo di spostamento. La velocità della traversa è stata fissata ad 1 mm/min , e la prova è stata sospesa quando la deformazione del provino ha raggiunto quota 1% . Per il controllo della deformazione, è stato utilizzato un estensimetro a coltelli di $12,5\text{ mm}$ di ampiezza, ed è stata scelta una frequenza di acquisizione dei dati di 25 punti al secondo.

La macchina fornisce, in uscita, una coppia di valori associati allo spostamento (espresso in millimetri) ed al carico applicato (espresso in migliaia di Newton). I dati sono stati elaborati per risalire alle proprietà meccaniche del materiale analizzato e disegnare i relativi grafici in funzione delle diverse variabili (carico - spostamento e sforzo - deformazione). Poichè la distanza tra i coltelli dell'estensimetro è di $12,5\text{ mm}$, avendo imposto una deformazione massima dell' 1% , lo spostamento massimo corrispondente è di $0,125\text{ mm}$. Raggiunto tale limite di spostamento, la macchina interrompe in automatico la prosecuzione della prova arrestando la corsa

della traversa mobile.



Figura 3.18: Le due estremità del provino vengono bloccate per mezzo di due ganasce e lungo il suo tratto utile di 32 mm viene fissato un estensimetro a coltelli.

Inoltre, conoscendo la sezione resistente del provino lungo il suo tratto utile, noto il carico applicato, è immediato ricavare lo sforzo: infatti, quest'ultimo è il rapporto tra il carico e la sezione resistente. Nella fattispecie, il provino non trattato termicamente presenta una sezione di $4,08\text{ mm} \times 0,56\text{ mm}$. Pertanto, detto P il carico applicato, S la sezione del provino, L lo spostamento ed L_0 la lunghezza

Numero della Prova	Temperatura della prova	Velocità della traversa	Modulo di Young
1	23 °C	1 mm/min	42 GPa
2	23 °C	1 mm/min	40 GPa
3	23 °C	5 mm/min	40 GPa
4	23 °C	5 mm/min	40 GPa

Tabella 3.5: Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura ambiente di 23 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 40 GPa.

iniziale (12,5 mm), si ha che:

$$\sigma [MPa] = \frac{P [kN]}{S [mm^2]} \times 10^3 = \frac{P [kN]}{4,08 \times 0,5 [mm^2]} \times 10^3$$

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{\Delta L [mm]}{12,5 [mm]}$$

È stata, quindi, ottenuta la curva sforzo-deformazione del materiale, limitata, ovviamente, alla sola regione che mostra un comportamento lineare elastico (il modulo elastico è il coefficiente angolare della retta passante per l'origine e tangente a tale curva). Al fine di ottenere un numero significativo di valori sperimentali, e valutare il modulo di Young come media degli stessi, sono state eseguite tre prove identiche a quella appena descritta. Infine, è stata effettuata una quarta prova, con una velocità della traversa sempre pari a 5 mm/min, dopo avere raffreddato il provino in azoto liquido ed averlo successivamente lasciato alla temperatura ambiente per due minuti. I risultati sono riportati in tabella 3.5 (il modulo elastico, rilevato dalla macchina in MPa, viene riportato in GPa come numero intero).

Il risultato conseguito con la quarta misura, conferma che il raffreddamento in azoto liquido, alla temperatura di -196 °C, che ha determinato una completa trasformazione alla fase martensitica, portando il provino al di sotto di M_f , non ha influenzato le caratteristiche del provino alla temperatura ambiente a cui è stata eseguita la prova. Infatti, la successiva permanenza per due minuti a temperatura ambiente è stata sufficiente al materiale per ripristinare la stessa struttura posseduta prima del raffreddamento. La media dei moduli di Young ottenuti attraverso le quattro prove condotte alle temperatura di 23 °C, è 40 MPa. Questo valore risulta essere inferiore a quello proposto in letteratura per la fase austenitica del NiTiNOL [1], ed assunto per la compilazione del primo modello di calcolo agli elementi finiti [26]. Alla luce di questi e dei risultati ottenuti attraverso le DSC,

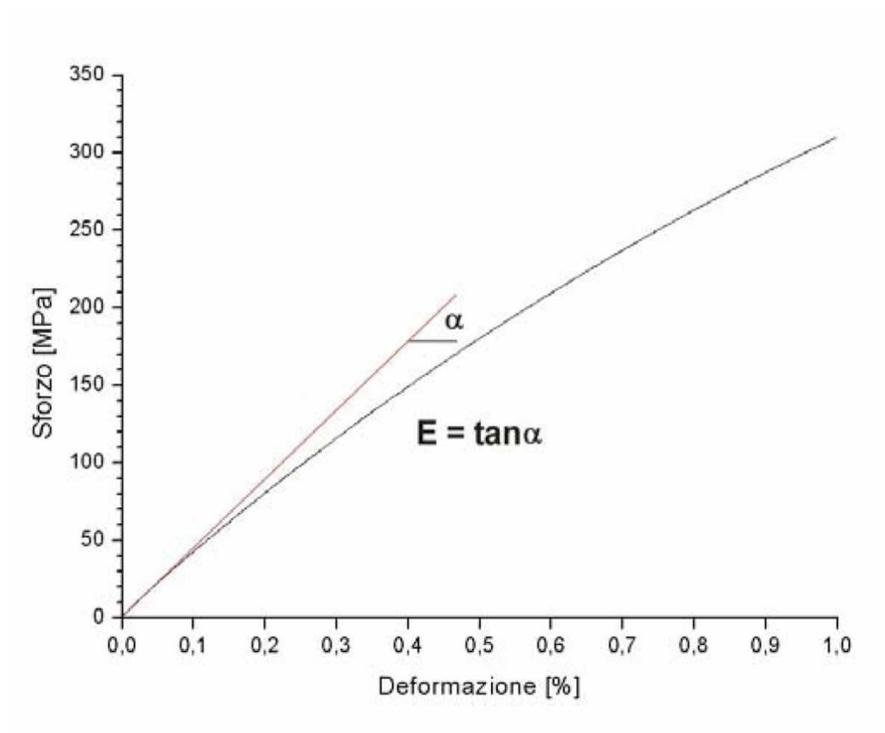


Figura 3.19: Curva sforzo-deformazione ottenuta dalla prima prova a temperatura ambiente sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young, fornito dal *software* della macchina Instron®, è il coefficiente angolare della retta passante per l'origine e tangente la curva così trovata.

è possibile concludere che, a temperatura ambiente, il materiale non si trova completamente in fase austenitica.

Per comprendere il risultato ottenuto può essere utile riconsiderare il termogramma relativo alla rampa di riscaldamento del campione non trattato termicamente della lega NiTiNOL *B* designata dalla sigla commerciale *S* (figura 3.20): nell'intorno della temperatura di prova di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ il materiale ha appena iniziato a transire nella fase *R* (struttura romboedrica), mentre il completo passaggio alla fase austenitica ha luogo solo a temperature maggiori.

Alla luce di questi risultati, sono state condotte ulteriori prove ad altre tem-

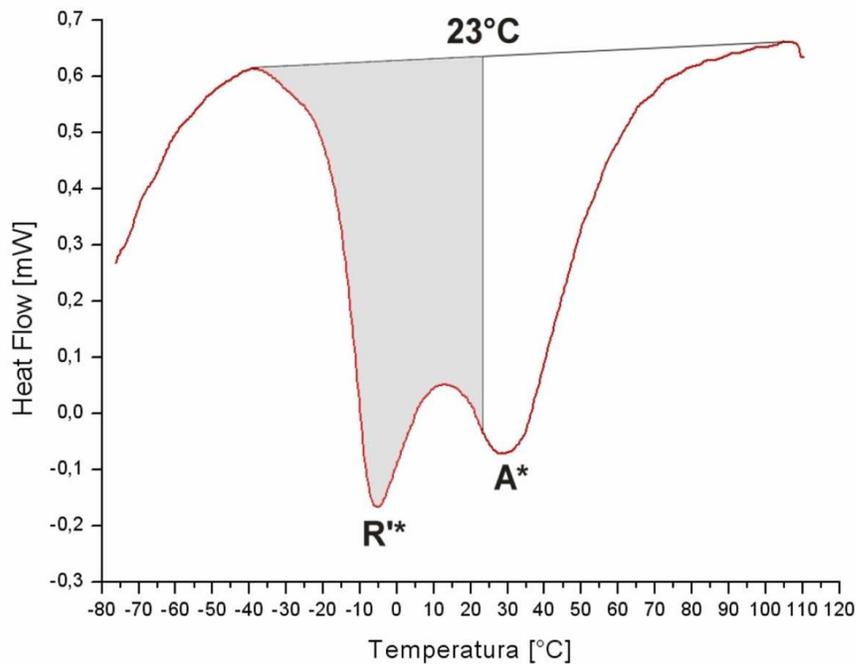


Figura 3.20: Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL *B* corrispondente alle condizioni di fornitura. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ alla quale è stato misurato il modulo elastico, il materiale è ancora in fase di transizione tra la fase *R* (struttura romboedrica) e la fase austenitica (struttura *B2*). La transizione in fase austenitica si realizza compiutamente solo a temperature superiori a quella ambiente.

perature: in particolare, sono state misurate le proprietà elastiche del materiale a temperature maggiori, al fine di stimare il modulo di Young corrispondente alla fase stabile ad alta temperatura. Per riscaldare il provino è stata utilizzata la camera

Numero della Prova	Temperatura della prova	Velocità della traversa	Modulo di Young
5	90 °C	5 mm/min	60 GPa
6	90 °C	5 mm/min	58 GPa
7	90 °C	5 mm/min	58 GPa

Tabella 3.6: Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura di 90 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 59 GPa.

termostatica di cui è dotata l'apparecchiatura *Instron*® (figura 3.21). Il provino è stato riscaldato a 90 °C, mentre, gli altri parametri sono rimasti immutati rispetto ai precedenti. I risultati di queste prove vengono proposti nella tabella 3.6.

Il valore del modulo elastico ottenuto come media delle tre misure, 59 GPa, è



Figura 3.21: Camera termostatica mod. 3119, attraverso la quale è possibile condurre prove di trazione alla temperatura desiderata. Un indicatore digitale segnala la temperatura della camera.

maggiore del dato precedente, ma ancora inferiore a quello di riferimento (da letteratura). Per questo motivo sono state eseguite altre tre prove alla temperatura di 100 °C, che hanno consentito di registrare un aumento del valore del modulo di Young rispetto al caso precedente.

L'incremento della temperatura di prova di 10 °C (si è passati da 90 °C a 100 °C) ha determinato un aumento del modulo elastico di circa 2 GPa, mentre, la differenza tra i valori ottenuti a 23 °C ed a 90 °C è stata significativamente superiore, pari a circa 19 GPa. Analizzando l'andamento del modulo di Young così misurato in corrispondenza delle temperature di 23 °C, 90 °C e 100 °C, e considerando la deviazione standard dei dati sperimentali (3.22), è possibile concludere

Numero della Prova	Temperatura della prova	Velocità della traversa	Modulo di Young
8	100 °C	5 mm/min	62 GPa
9	100 °C	5 mm/min	61 GPa
10	100 °C	5 mm/min	61 GPa

Tabella 3.7: Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura di 100 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 61 MPa.

che il valore del modulo di Young si stabilizza, ad alte temperature.

Per quanto riguarda il provino non trattato termicamente, l'ultima prova cui

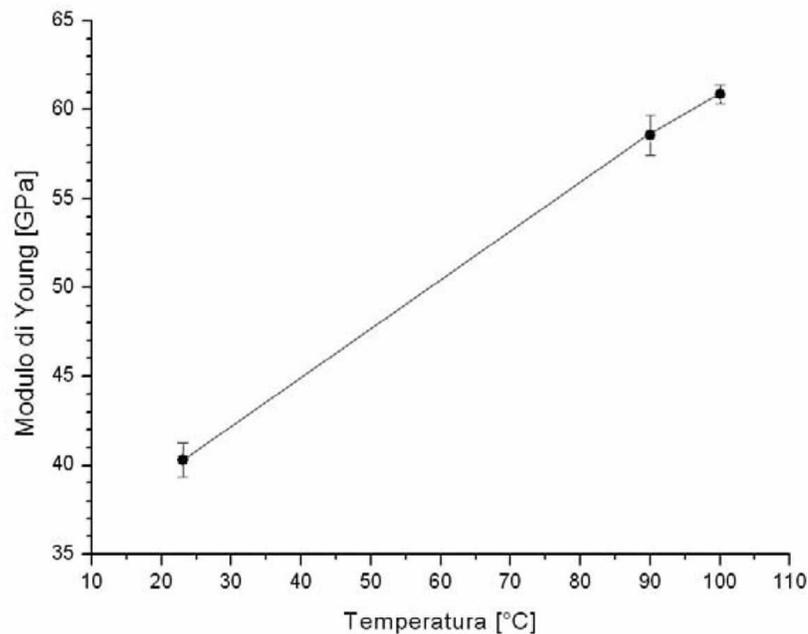


Figura 3.22: Andamento del modulo di Young in funzione della temperatura di prova per il provino NiTiNOL non trattato termicamente.

è stato sottoposto è stata la prova di trazione per costruire il diagramma sforzo-deformazione del materiale a temperatura ambiente. Questa volta, per ottenere la curva sforzo-deformazione completa è stato necessario estendere la prova fino alla rottura del provino. Si è scelto di effettuare la prova in condizioni isoterme a 23 °C, in quanto questa è la temperatura di esercizio del dispositivo; inoltre, è stata utilizzata una cella di carico di 10 kN invece di quella da 1 kN, utilizzata nelle prove precedenti, la quale non avrebbe permesso di raggiungere la rottura del pro-

vino, ma avrebbe determinato un'anticipata interruzione della prova. La velocità della traversa è stata impostata a 2 mm/min , mentre la frequenza di acquisizione dei dati è stata 5 punti al secondo.

Il primo tratto della curva di figura 3.23 evidenzia che il materiale presen-

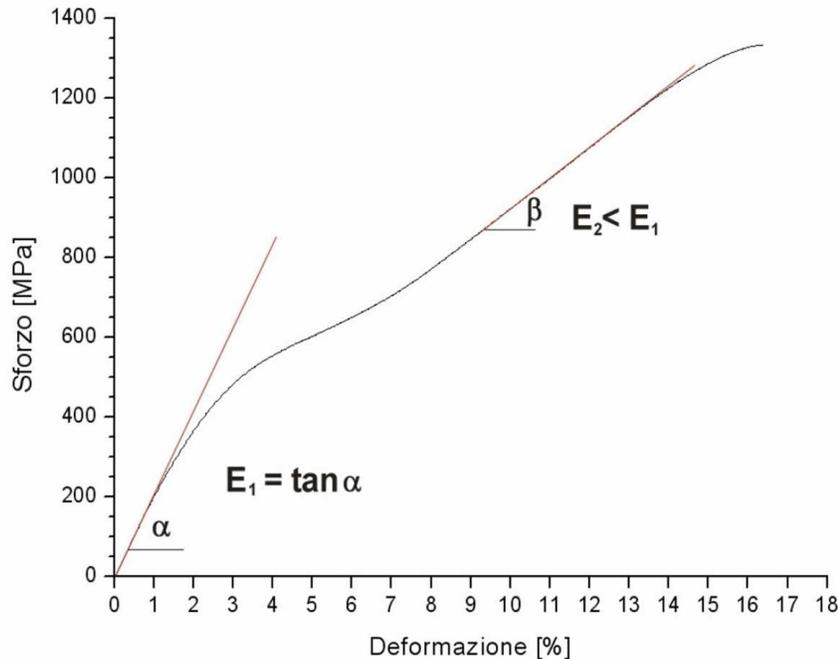


Figura 3.23: Curva sforzo-deformazione relativa al provino NiTiNOL non trattato termicamente, ottenuta alla temperatura ambiente di $23 \text{ }^\circ\text{C}$. Le condizioni di rottura sono individuate in corrispondenza di una deformazione del 16,5 % e di uno sforzo di 1333 MPa.

ta, inizialmente, un certo contenuto di austenite, ma soprattutto di fase R , che, all'aumentare delle condizioni di carico, si trasforma in martensite indotta meccanicamente (SIM). Seguendo il termogramma DSC relativo al campione in NiTiNOL B corrispondente alle condizioni di fornitura (figura 3.24), relativo, questa volta, alla rampa di raffreddamento, si osserva che, alla temperatura di $23 \text{ }^\circ\text{C}$, ci si trova nella regione di trasformazione della fase austenitica alla fase R romboedrica.

Osservando il modulo elastico relativo al primo tratto della curva sforzo - deformazione, pari a circa 20 GPa , ed il modulo elastico che era stato rilevato mediante la precedente prova a trazione a $23 \text{ }^\circ\text{C}$ limitando la deformazione all'1 % (40 GPa), si nota subito una apparente discrepanza tra i dati. La spiegazione più naturale è che nel materiale, tra le due prove sia intervenuto un qualche fenomeno

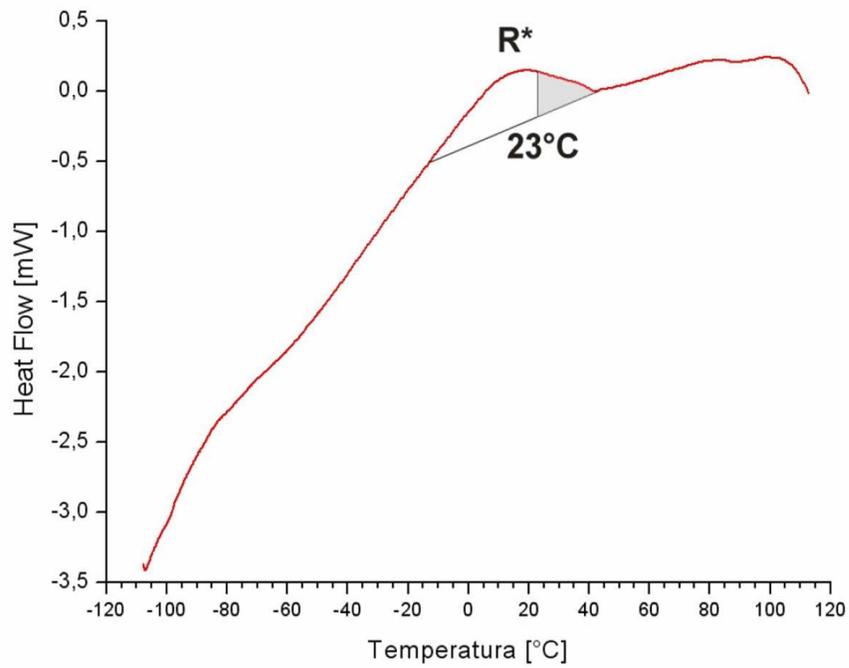


Figura 3.24: Curva DSC relativa alla rampa di raffreddamento del campione NiTi-NOL *B* corrispondente alle condizioni di fornitura. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di 23°C alla quale è stata ottenuta la curva sforzo-deformazione, il materiale è in fase di transizione tra la fase austenitica (struttura *B2*) e la fase *R* (struttura romboedrica).

Numero della Prova	Temperatura della prova	Velocità della traversa	Modulo di Young
1	23 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	33 GPa
2	23 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	33 GPa
3	23 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	33 GPa
4	90 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	71 GPa
5	90 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	70 GPa
6	90 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	70 GPa
7	100 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	71 GPa
8	100 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	71 GPa
9	100 ($^{\circ}C$)	5 mm/min	71 GPa

Tabella 3.8: Misure del modulo elastico, effettuate alle temperature di prova di 23 $^{\circ}C$, 90 $^{\circ}C$ e 100 $^{\circ}C$, sul provino NiTiNOL trattato termicamente.

che ne abbia modificato le proprietà e la risposta meccanica alla sollecitazione applicata. Il provino sul quale è stata effettuata la prova di trazione è il medesimo provino utilizzato in precedenza per la misura del modulo elastico alle temperature di 23 $^{\circ}C$, 90 $^{\circ}C$ e 100 $^{\circ}C$ e, quindi, successivamente raffreddato lentamente in aria fino alla temperatura ambiente di 23 $^{\circ}C$. Il diverso valore del modulo elastico che si registra nel primo tratto della curva sforzo-deformazione completa può essere spiegato con il fatto che la permanenza del provino alla temperatura di 100 $^{\circ}C$, per il tempo necessario ad effettuare la prova di trazione, unitamente all'applicazione di un carico esterno, hanno consentito al materiale di riorganizzarsi a livello microstrutturale: il provino testato presenta, ora, un maggiore grado di isotropia che, quindi, comporta una riduzione del modulo elastico.

3.4.3 Risultati e discussione delle prove relative al provino trattato

La stessa campagna di prove sperimentali a trazione per determinare il modulo elastico al variare della temperatura, è stata condotta su provini trattati termicamente a 450 $^{\circ}C$ per 15 minuti e successivamente temprati in acqua per indagare le proprietà che presenta il materiale una volta sottoposto ad un processo di *training* per la memoria di forma ad una via.

I valori del modulo elastico (indicati con E(t.t.) cioè riferiti ai provini trattati termicamente), ottenuti come valore medio delle tre misure acquisite in corrispondenza di ognuna delle tre temperature di prova, risultano quindi essere:

$$\begin{aligned} T = 23 \text{ (}^\circ\text{C)} &\Rightarrow E(\text{t.t.}) \cong 33 \text{ GPa}; \\ T = 90 \text{ (}^\circ\text{C)} &\Rightarrow E(\text{t.t.}) \cong 70 \text{ GPa}; \\ T = 100 \text{ (}^\circ\text{C)} &\Rightarrow E(\text{t.t.}) \cong 71 \text{ GPa}; \end{aligned}$$

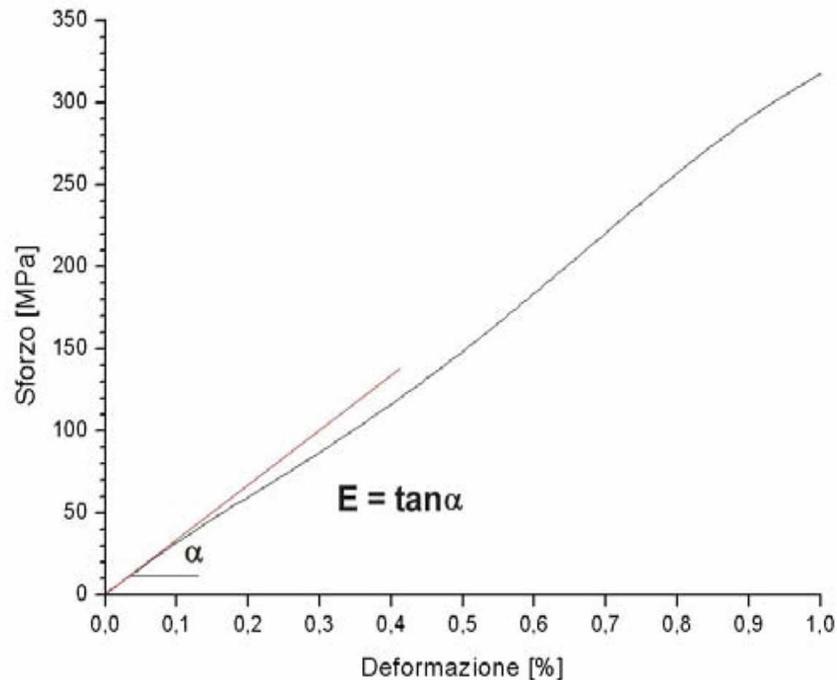


Figura 3.25: Curva sforzo-deformazione ottenuta dalla prima prova a temperatura ambiente sul provino NiTiNOL trattato termicamente. Il modulo di Young, fornito dal *software* della macchina Instron®, è il coefficiente angolare della retta passante per l'origine e tangente la curva così trovata.

Si nota che il valore del modulo elastico di 33 *GPa*, rilevato a 23 °C nel caso del campione trattato termicamente, è inferiore al valore di 40 *GPa*, rilevato alla stessa temperatura di 23 °C per il campione corrispondente alle condizioni di fornitura. Questa differenza si giustifica con il fatto che, per il campione trattato termicamente, le temperature di transizione si sono spostate verso valori maggiori e, come appare evidente osservando il relativo termogramma (figura 3.26), alla temperatura di 23 °C il materiale sta passando nella fase *R* romboedrica.

A seguito del trattamento di *annealing*, a 450 °C per 15 minuti, nel materiale si è verificato un maggiore rinvenimento, ed il campione presenta un minore grado di incrudimento. Poiché molte proprietà meccaniche di una SMA sono influenzate dalla lavorazione a freddo, è lecito supporre che, essendo in questo caso l'incrudi-

mento minore, sia minore anche il limite di snervamento del materiale così trattato rispetto al caso precedente.

L'andamento del modulo elastico in funzione della temperatura di prova,

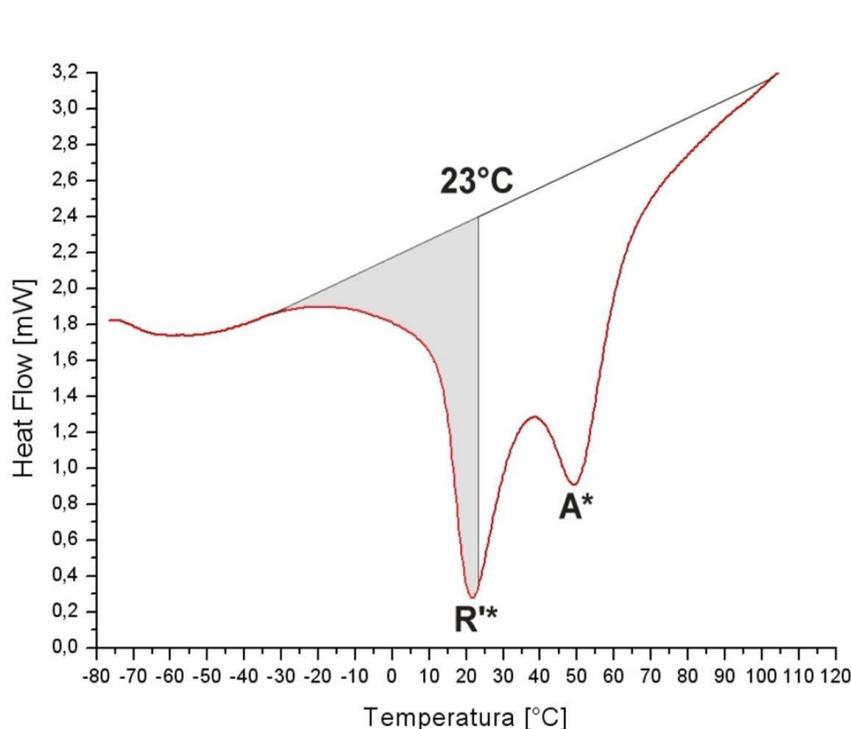


Figura 3.26: Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL B trattato termicamente a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ alla quale è stato misurato il modulo elastico, il materiale è ancora in fase di transizione tra la fase martensitica (struttura monoclina) e la fase R (struttura romboedrica).

riportato in figura 3.27, mostra, in questo caso, una stabilizzazione del valore misurato in corrispondenza della temperatura di $90\text{ }^{\circ}\text{C}$: questo indica che è stata raggiunta la temperatura A_f .

A $90\text{ }^{\circ}\text{C}$ e a $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ si osserva una completa stabilizzazione della fase austenitica: il modulo elastico risulta, infatti, costante. Il valore misurato di 70 GPa suggerisce, inoltre, che il campione trattato termicamente, a $90\text{ }^{\circ}\text{C}$ presenti una percentuale di fase austenitica maggiore rispetto a quella presente nel campione corrispondente alle condizioni di fornitura.

Le prove a trazione e la relativa curva sforzo-deformazione del materiale a temperatura ambiente ($23\text{ }^{\circ}\text{C}$ cioè la temperatura di esercizio del dispositivo in NiTi

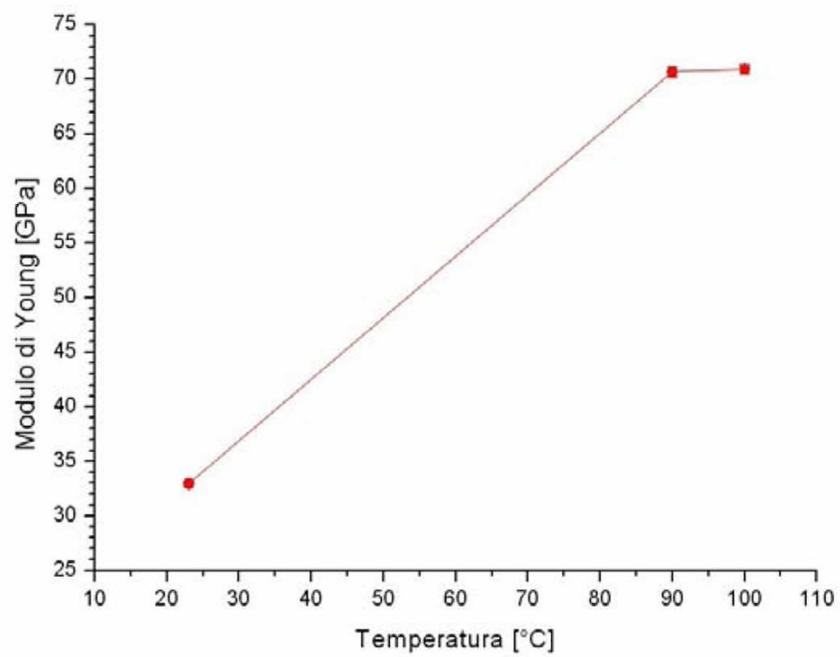


Figura 3.27: Andamento del modulo di Young in funzione della temperatura di prova per il provino NiTiNOL trattato termicamente.

considerato) sono state effettuate utilizzando una cella di carico di 10 kN in quanto il carico utilizzato in precedenza (1 kN) non avrebbe permesso di raggiungere la rottura del provino. La velocità della traversa è stata scelta a 2 mm/min , mentre la frequenza di acquisizione dei dati è stata impostata a 5 punti al secondo. La curva relativa al campione trattato termicamente mostra un plateau pseudoelastico più marcato, e posto ad un livello di sforzo inferiore. Il minore grado di incrudimento del materiale comporta, infatti, un decremento delle proprietà meccaniche ed un minore sforzo necessario per realizzare il moto delle varianti martensitiche indotte dal carico applicato. Nel primo tratto della curva, come intuibile dai termogrammi DSC, coesistono austenite e fase R , e, all'aumentare delle condizioni di carico, si induce nel materiale la nucleazione della martensite (SIM), con formazione del tipico *plateau* pseudoelastico caratteristico delle SMA.

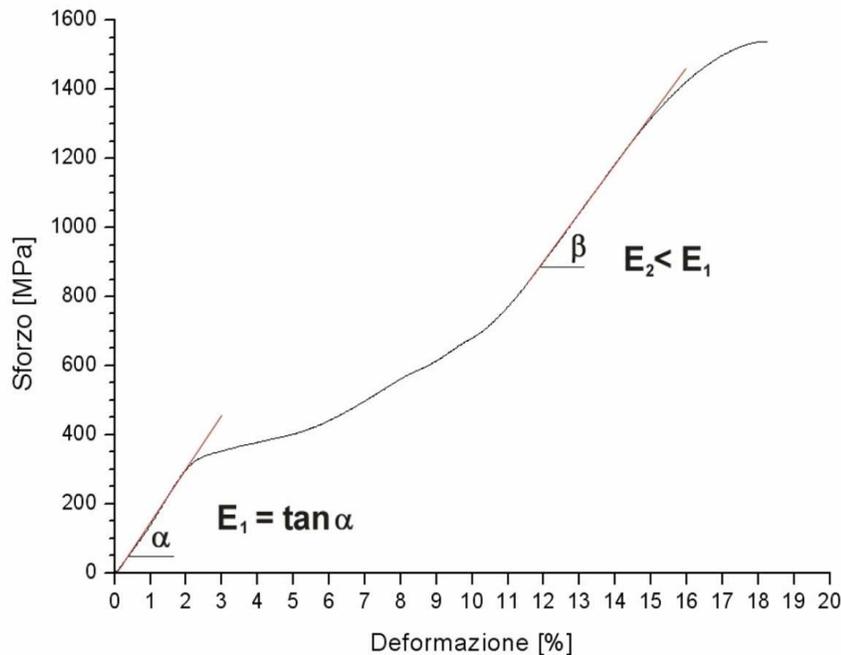


Figura 3.28: Curva sforzo-deformazione relativa al provino NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di *annealing* a $450\text{ }^\circ\text{C}$ per 15 minuti. Le condizioni di rottura sono individuate in corrispondenza di una deformazione del 18,9% e di uno sforzo di 1537 MPa.

3.5 *Training* per la memoria di forma

A conclusione della caratterizzazione termica e meccanica del materiale, necessaria a definire le reali proprietà delle due leghe considerate ed implementare, con l'utilizzo di una curva sforzo-deformazione reale, il modello di analisi agli elementi finiti precedentemente elaborato [26], è stato verificato il processo di memorizzazione della forma ad alta temperatura, recuperabile mediante l'effetto della memoria di forma ad una via, dimostrando la validità del trattamento termico proposto in sede progettuale. Si è valutata, quindi, l'efficacia di questo addestramento e la possibilità di realizzare un dispositivo di ancoraggio analogo a quello proposto, operante soltanto secondo un meccanismo di memoria di forma ad una via.

Successivamente, è stata messa a punto una procedura di *training*, compatibile con le specifiche geometriche del campione utilizzato, per fornire al dispositivo un adeguato addestramento di memoria di forma a due vie.

Obiettivo di questo *training* è stato, quindi, quello di verificare se il dispositivo di ancoraggio, dopo essere stato *educato*, fosse in grado di mostrare un effetto di memoria a due vie di entità apprezzabile, tale da validare l'ipotesi di un suo impiego in condizioni di completa reversibilità.

Come già discusso nell'introduzione, qualsiasi intervento teso a ripristinare l'integrità strutturale e a salvaguardare un bene culturale, come è appunto un affresco o un mosaico, deve mirare a garantire la reversibilità dell'intervento stesso, sia come obiettivo pratico, sia come orientamento metodologico.

Facendo memorizzare al dispositivo una forma associata alla fase austenitica, quale è quella finora descritta, con le alette aperte in modo tale da garantire un efficiente ancoraggio meccanico, ed una forma associata alla fase martensitica, corrispondente alla configurazione planare, lo si potrebbe, infatti, in via teorica, disinstallare dalla parete con estrema facilità, sfruttando l'effetto di memoria a due vie, previo semplice raffreddamento al di sotto di M_f .

3.5.1 Il dispositivo di ancoraggio

Le prove sperimentali di impressione della forma austenitica, recuperabile mediante effetto di memoria ad una via (OWSME), e di addestramento alla memoria di forma a due vie (TWSME), sono state condotte su di un inserto ricavato dalla stessa lamina in NiTiNOL analizzata e utilizzata per ricavare le spine originali.

I dispositivi prodotti ricalcano fedelmente la geometria iniziale di dimensioni 65

$\times 10 \times 0,5 \text{ mm}^3$, a meno della parte terminale su cui innestare in opera il tassello di fissaggio (individuata dalla linea tratteggiata in figura 3.29), la cui presenza è stata ritenuta superflua per lo scopo prefisso. Anche in questo caso, come per il caso dei provini *dumbbell* utilizzati per le prove di caratterizzazione meccanica, sono stati tagliati tramite elettro-erosione.

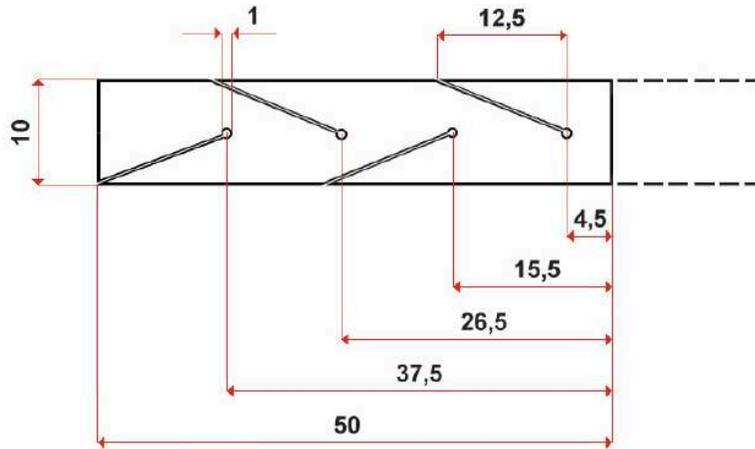


Figura 3.29: Disegno quotato (le misure sono in mm) del dispositivo utilizzato per sperimentare l'impressione della forma austenitica recuperabile mediante effetto ad una via (OWSME), e l'addestramento alla memoria di forma operante secondo un meccanismo a due vie (TWSME). Realizzato per elettroerosione, lo spessore dell'ancoraggio, pari a quello della lamina NiTiNOL dalla quale è stato ricavato, è di $0,52 \text{ mm}$.

3.5.2 Memoria di forma ad una via

Al fine di imprimere nell'ancoraggio in NiTiNOL la configurazione macroscopica associata alla fase stabile ad alta temperatura, affinché questa operi secondo un effetto di memoria di forma ad una via, è stato necessario sottoporlo ad un trattamento termico opportuno, in condizioni di deformazione costante. Infatti, prima di trattare termicamente il dispositivo, questo deve essere deformato mediante l'applicazione di un carico esterno, che induca la deformazione richiesta.

Tale deformazione deve rimanere costante per tutta la durata del trattamento, grazie ad un vincolo rigido del dispositivo. La configurazione deformata deve corrispondere alla forma ad alta temperatura.

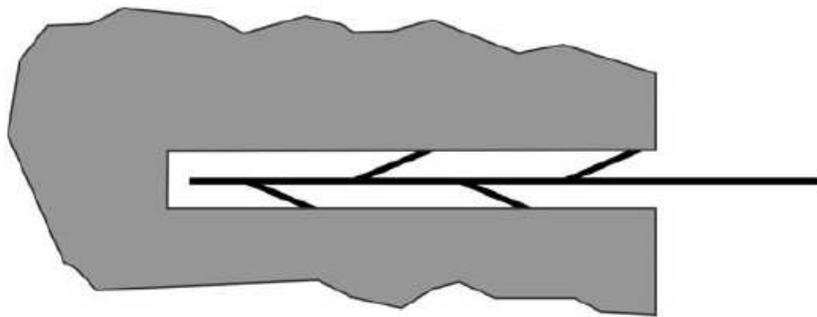


Figura 3.30: Dispositivo in fase austenitica vincolato saldamente alla parete.

Il vincolo meccanico che garantisce al sistema la configurazione richiesta, è stato realizzato mediante l'ausilio di un apposito telaio. Questo telaio, illustrato in figura 3.31, consente di bloccare saldamente il dispositivo in oggetto durante il trattamento termico di impressione della forma. Si possono deformare le alette in modo controllato mediante un sistema di tasselli metallici azionati per mezzo di viti. Il *training* proposto per l'impressione della forma austenitica, recuperabile attraverso l'effetto di memoria ad una via, consiste in un semplice trattamento termico a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, per 30 minuti, eseguito nel forno *Nabertherm*® 30/85HA 400 a cui ha fatto seguito una tempra in acqua al fine di evitare la formazione di indesiderati precipitati e fasi secondarie.

Al termine del trattamento descritto, è stato possibile verificarne l'efficacia: dopo avere liberato il sistema dal telaio nel quale era stato rigidamente vincolato a temperatura ambiente, questo ha conservato la configurazione memorizzata senza richiedere l'applicazione di alcun carico esterno.

Successivamente, è stato immerso in azoto liquido, ben al di sotto di M_f , ed è stato portato, quindi, completamente in fase martensitica. Per effetto del raffreddamento, il dispositivo in SMA, come atteso, non ha manifestato nessuna variazione di forma macroscopica. Infatti, la memoria di forma ad una via agisce in un'unica direzione, e permette di ricordare la sola configurazione imposta ad alta temperatura in fase austenitica.

Durante l'immersione nell'azoto liquido, dopo un tempo di pochi secondi, necessario e sufficiente per stabilizzare la nuova fase martensitica, il sistema è stato nuovamente deformato, schiacciandolo fino a fargli assumere una configurazione planare.

Infine, è stato lasciato libero di riscaldarsi in aria fino alla temperatura am-

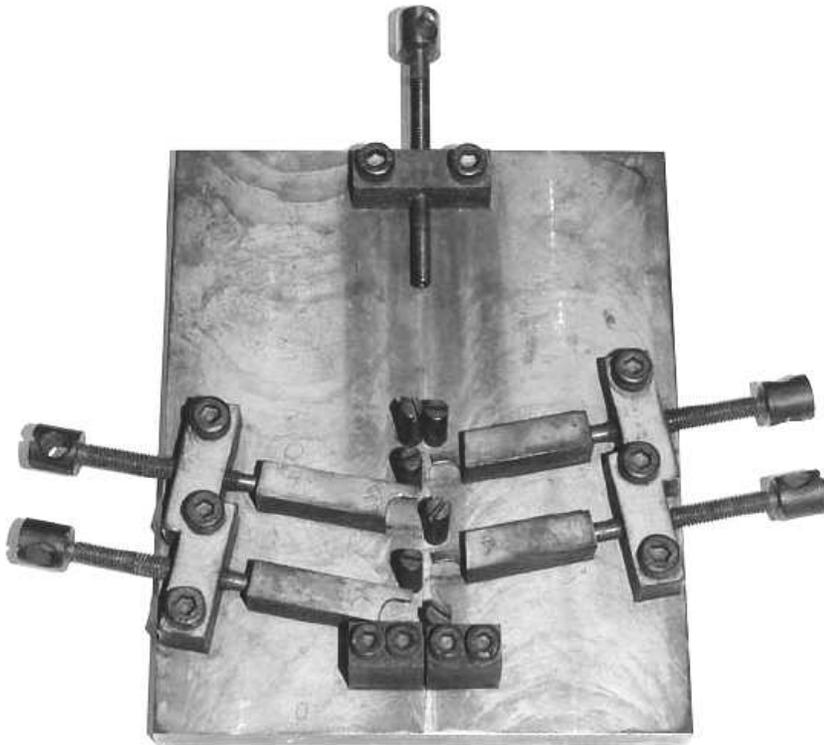


Figura 3.31: Telaio metallico utilizzato per vincolare rigidamente il dispositivo di ancoraggio durante il trattamento termico, necessario per la memorizzazione della configurazione deformata ad alta temperatura.

biente. Quindi, è stato possibile osservare che, per effetto del solo riscaldamento, recupera velocemente la configurazione nella quale era stato vincolato con l'ausilio del telaio durante il precedente processo di *training*. Il recupero della memoria di forma, associata alla fase stabile ad alta temperatura, è stato completo (figura 3.32).

Inoltre, il libero riscaldamento dell'insero di ancoraggio, avvenuto fino al rag-



Figura 3.32: Ancoraggio in NiTiNOL nella configurazione deformata, ottenuta a seguito del trattamento termico a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti. È possibile riconoscere sulla superficie del metallo termicamente trattato una sottile patina dovuta all'insorgenza di fenomeni di natura ossidativa che hanno coinvolto la lega durante la permanenza ad alta temperatura.

giungimento della temperatura di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$, ha reso possibile il recupero della forma memorizzata ad alta temperatura. Alla luce di ciò si può concludere che l'effetto di memoria ad una via viene innescato dalla fase *R*, alla quale la lega transisce durante il riscaldamento. Infatti, consultando il termogramma relativo al campione NiTiNOL trattato termicamente a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti, è possibile evincere che alla temperatura di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ il materiale è interessato dalla transizione alla fase *R* (individuata dal picco esotermico *R'*), e che la temperatura A_f , alla quale la trasformazione nella fase austenitica è completa, ricade a temperature superiori, nell'intorno degli $80\text{ }^{\circ}\text{C}$.

3.5.3 L'addestramento alla memoria di forma a due vie

L'effetto di memoria di forma a due vie (TWSME), a differenza di quello ad una via (OWSME), permette al materiale di ricordare non solo la forma della fase austenitica, stabile ad alta temperatura, ma anche la forma della fase martensitica,

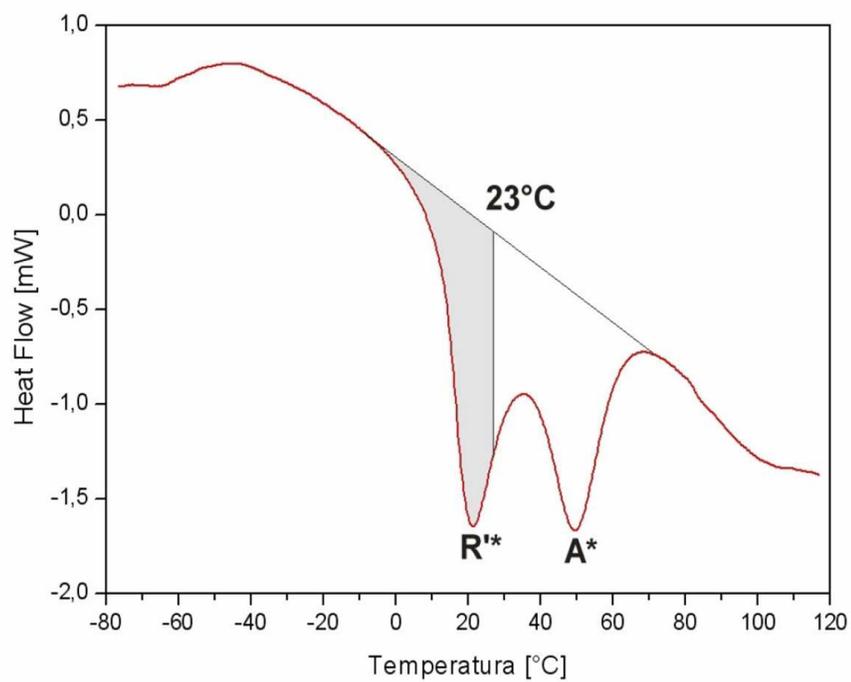


Figura 3.33: Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL *B* corrispondente alle condizioni di trattamento termico a 400 °C per 30 minuti.

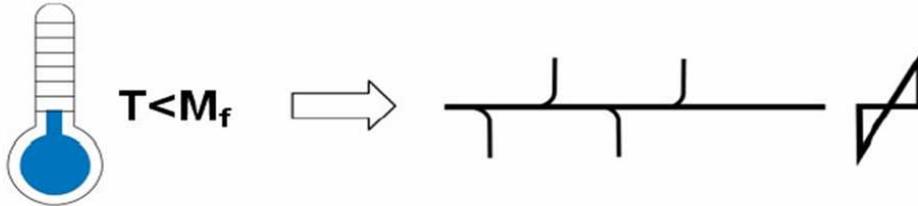
stabile a bassa temperatura [12, 27, 15]. A differenza della memoria di forma ad una via, quella a due vie non è dovuta ad una proprietà intrinseca del materiale, ed ha, dunque, bisogno di essere indotta dall'esterno, attraverso un opportuno *training* termomeccanico. Obiettivo di questo addestramento è indurre nella lega la capacità di recuperare, in modo spontaneo, ed il più possibile reversibile, le due configurazioni macroscopiche, agendo soltanto sulla temperatura. Nella fattispecie, si vuole memorizzare ad alta temperatura la configurazione con le alette aperte verso l'esterno, ed a bassa temperatura la configurazione piana, di cui la spina non conserva ricordo mediante il solo addestramento ad una via. Delle diverse routine di *training* descritte in letteratura per addestrare una SMA all'effetto di memoria di forma a due vie, ne è stata scelta una che consiste nella ripetizione di cicli di memoria di forma ad una via. Il dispositivo sul quale è stata imposta la forma austenitica ad alta temperatura, attraverso il procedimento di *training* ad una via, è stato, quindi, sottoposto a questa tipologia di addestramento (figura 3.34): il dispositivo è stato ripetutamente raffreddato in azoto liquido, al di sotto della temperatura M_f , individuata dalla lettura del relativo termogramma nell'intorno dei $-80\text{ }^\circ\text{C}$ e, successivamente, portato alla configurazione planare mediante applicazione di un carico e riscaldato a $100\text{ }^\circ\text{C}$, al di sopra della temperatura A_f , tramite immersione in acqua bollente.

Tra il passaggio nell'azoto liquido e quello nell'acqua bollente, e viceversa, si è deciso di adottare un passaggio intermedio in acqua a temperatura ambiente, per evitare uno *shock* termico eccessivo.

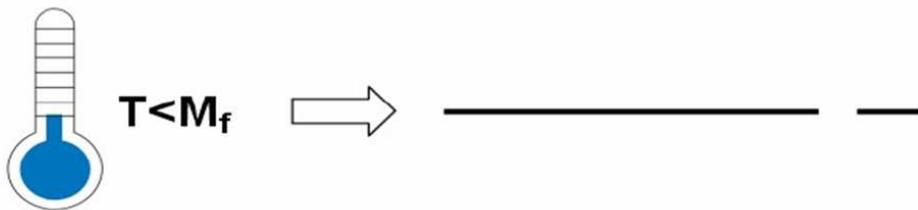
Sono stati ripetuti venti cicli, al termine dei quali è stato possibile verificare come questa tipologia di *training* non abbia prodotto effetti apprezzabili per quanto concerne la comparsa di un effetto di memoria a due vie. Infatti, al termine del *training*, il successivo raffreddamento del dispositivo in azoto liquido, al di sotto di M_f , non ha determinato un recupero libero della forma planare da parte della spina.

Le ragioni che possono essere addotte per giustificare il fallimento di questo tipo di addestramento devono essere ricercate nell'entità troppo elevata della deformazione meccanica imposta al dispositivo, oppure nell'insufficienza del numero di cicli effettuati. Per quanto concerne l'entità della deformazione che è possibile recuperare mediante l'effetto di memoria a due vie, è noto dalla letteratura [19, 15, 27, 12] che, per effetto di memoria di forma a due vie, è possibile recuperare deformazioni certamente inferiori a quelle recuperabili mediante la memoria di forma ad una via. In genere, attraverso un effetto a due vie, non è, infatti, possibile recuperare

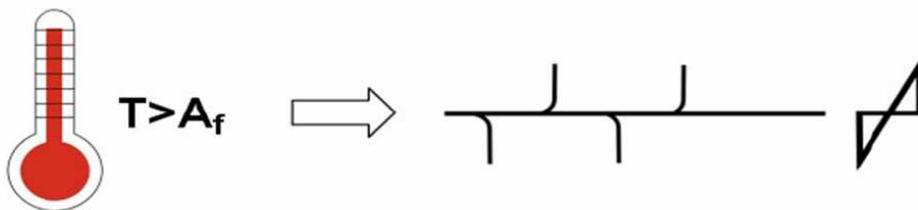
1) Raffreddamento.



2) Deformazione in fase martensitica.



3) Riscaldamento al di sopra della temperatura A_f , con recupero libero della forma associata alla fase austenitica.



4) Ripetizione degli step 1), 2) e 3), in condizioni di recupero libero della forma associata alla fase austenitica durante il riscaldamento.



Figura 3.34: Schema operativo della tipologia di *training* per ripetizione di cicli di memoria di forma ad una via, con riferimento al dispositivo di ancoraggio. A fianco delle temperature è indicata la forma macroscopica che assume il dispositivo.

completamente deformazioni superiori al 6% circa, superiori, cioè, all'estensione del *plateau* pseudoelastico [19]. Nel caso considerato, in ragione della storia termica e meccanica che ha interessato la lega a memoria di forma, l'estensione della prima parte del *plateau* pseudoelastico corrisponde ad una deformazione del 4%, ed è, pertanto, a tale valore che si deve fare riferimento per la valutazione della deformazione recuperabile mediante l'effetto di memoria a due vie. Si è, quindi, valutata l'entità dell'effettiva deformazione massima (ϵ_{max}) dell'insero, al fine di escludere l'eventualità di avere una deformazione troppo elevata per potere essere recuperata con un meccanismo a due vie. E' stato misurato il raggio di curvatura del dispositivo alla base dell'aletta, pari a circa 4 mm, e noto lo spessore della spina, localmente pari a 0,48 mm, il calcolo della deformazione massima (ϵ_{max}) è risultato immediato.

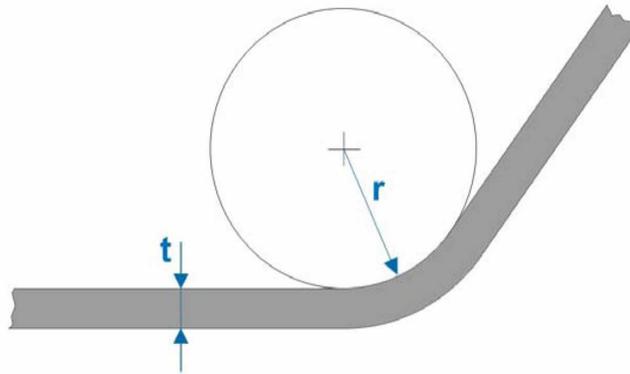


Figura 3.35: Schematizzazione del profilo del dispositivo, in corrispondenza di un'aletta, nella configurazione stabile ad alta temperatura: r è il raggio di curvatura della superficie superiore della aletta alla sua base, mentre t ne è lo spessore.

$$\epsilon_{max} = \frac{t/2}{r + t/2} = \frac{0,48/2}{4 + 0,48/2} \cong 5,8\%$$

La deformazione massima imposta al dispositivo è circa di 5,8% e, pur trattandosi di una deformazione prossima al valore limite indicativo del 6%, nel caso considerato eccede il valore corrispondente all'estensione del primo tratto del *plateau* pseudoelastico della lega.

Alla luce di questo, utilizzando una seconda spina ricavata dalla stessa lamina, è stata intrapreso un nuovo processo di *training* dopo un preventivo trattamento

termico di *recovery*, tale da eliminare tutti gli effetti dell'incrudimento determinato dalla lavorazione a freddo. Questo trattamento è stato condotto alla temperatura di $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, per un tempo di 30 minuti, utilizzando il forno tubolare Carbolite Furnaces® STF/50 (figura 3.15), già precedentemente utilizzato per il trattamento termico su uno dei due provini *dumbbell* impiegato per le prove meccaniche di trazione.

Anche questa volta, il trattamento è stato eseguito in flusso di argon, in quanto la temperatura elevata ha imposto la precauzione di adottare una atmosfera il più possibile inerte per limitare i fenomeni ossidativi sulla superficie del dispositivo. Dopo la tempra in acqua, il dispositivo è stato, nuovamente, trattato per l'imposizione della configurazione macroscopica ad alta temperatura, adottando, però, questa volta, una temperatura di $520\text{ }^{\circ}\text{C}$ (anziché $400\text{ }^{\circ}\text{C}$) ed una durata di trattamento di 20 minuti (anziché 30 minuti), secondo quanto suggerito da una seconda prassi operativa utilizzata sul dispositivo in precedenti campagne sperimentali [35]. Inoltre, si è deciso, a scopo cautelativo, di imporre alle alette una deformazione leggermente inferiore alla precedente, ma comunque marcata. Infatti, la memoria a due vie consente di recuperare deformazioni che costituiscono solo una certa frazione della deformazione originaria imposta con il *training*, fino a solo $1/5$ o anche $1/4$, e quindi adottare deformazioni piccole potrebbe impedire di osservare un effetto macroscopico significativo.

Questa volta è stato adottato un metodo di *training* basato sulla ripetizione di cicli termici della martensite deformata (figura 3.37), in genere capace di produrre effetti più marcati rispetto a quello basato sulla ripetizione di cicli di memoria di forma ad una via. Il dispositivo è stato raffreddato in azoto liquido al di sotto di M_f , poi, è stato deformato schiacciandolo nella configurazione piana tra due piastre di alluminio. Mantenendo, con l'ausilio di due morsetti, il dispositivo nella configurazione piana così imposta, dopo un minuto di permanenza nell'azoto liquido è stato, poi, riscaldato al di sopra di A_f , mediante immersione in acqua bollente per un tempo di due minuti, stabilizzando l'austenite.

Dopo aver ripetuto per 20 cicli le operazioni descritte, il dispositivo è stato, prima liberato dai morsetti che lo vincolavano rigidamente nella configurazione piana, poi sottoposto ad un ultimo ciclo, nelle medesime condizioni ma senza alcun vincolo.

Questa volta l'addestramento alla memoria di forma a due vie ha avuto successo. Infatti, le alette, agendo sulla sola variabile temperatura, hanno mostrato uno spostamento apprezzabile, avvicinandosi alla configurazione planare durante



Figura 3.36: Immersione del dispositivo, vincolato rigidamente nella configurazione planare tra due piastre bloccate da morsetti, in acqua bollente ed in azoto liquido.

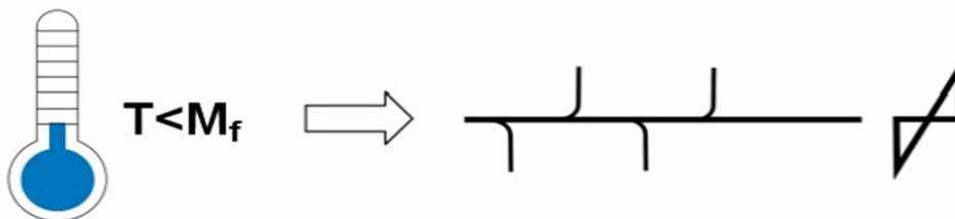
la permanenza nell'azoto liquido, e dispiegandosi completamente verso l'esterno durante la permanenza nell'acqua bollente.

L'entità di questo spostamento verso la configurazione planare, sebbene non si sia quantificato in termini numerici data la geometria complessa del dispositivo, non è stato completo, tale cioè da consentire al dispositivo un pieno recupero della deformazione. Si tratta, comunque, di un risultato atteso, in quanto l'entità della deformazione recuperata liberamente grazie alla memoria di forma a due vie è, generalmente, inferiore alla deformazione imposta nel *training*. L'effetto di memoria a due vie del dispositivo così addestrato è scomparso dopo la ripetizione di una decina di cicli, mostrando, quindi, un rapido decadimento all'aumentare del numero di cicli termici cui è stato sottoposto. Al termine del *training*, è stata condotta un'analisi XRD al fine di valutare le percentuali di austenite e di martensite presenti.

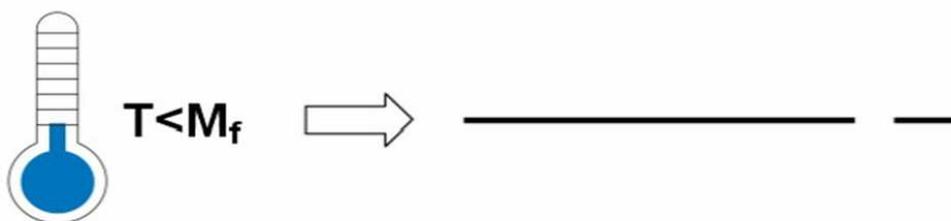
3.6 Analisi XRD

A conclusione della caratterizzazione termica e meccanica del materiale, è stata condotta, appunto, un'analisi diffrattometrica su alcuni campioni ricavati dalla

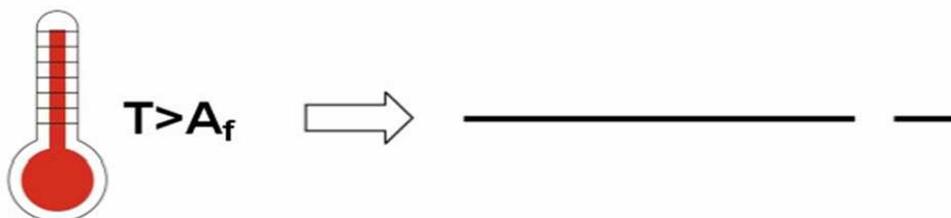
1) Raffreddamento.



2) Deformazione in fase martensitica.



3) Riscaldamento al di sopra di A_f , a deformazione costante.



4) Ripetizione di cicli termici tra una temperatura superiore ad A_f ed una temperatura inferiore ad M_f , a deformazione costante.



Figura 3.37: Schema operativo del metodo di *training* noto come ripetizione di cicli termici della martensite deformata. La sequenza si riferisce al dispositivo di ancoraggio e a fianco delle temperature è rappresentata la forma macroscopica a cui viene vincolato durante il training.

lamina in NiTiNOL da cui erano stati precedentemente ricavati i provini per le DSC, per le prove a trazione e per riprodurre le spine. La tecnica XRD (*X-Rays Diffraction*) permette di valutare le percentuali relative alle diverse fasi presenti nella lega, in funzione della temperatura di prova. Dei due campioni predisposti per l'analisi XRD uno non è stato sottoposto ad alcun trattamento termico, per valutare le condizioni di fornitura, e l'altro è stato ricavato da una spina utilizzata per l'addestramento alla memoria di forma a due vie. Nelle figure 3.38 e 3.39 si propongono gli spettri di diffrazione ottenuti per i due campioni alla temperatura di 23 °C.

Mentre i picchi indicativi della fase austenitica sono immediatamente visibili,

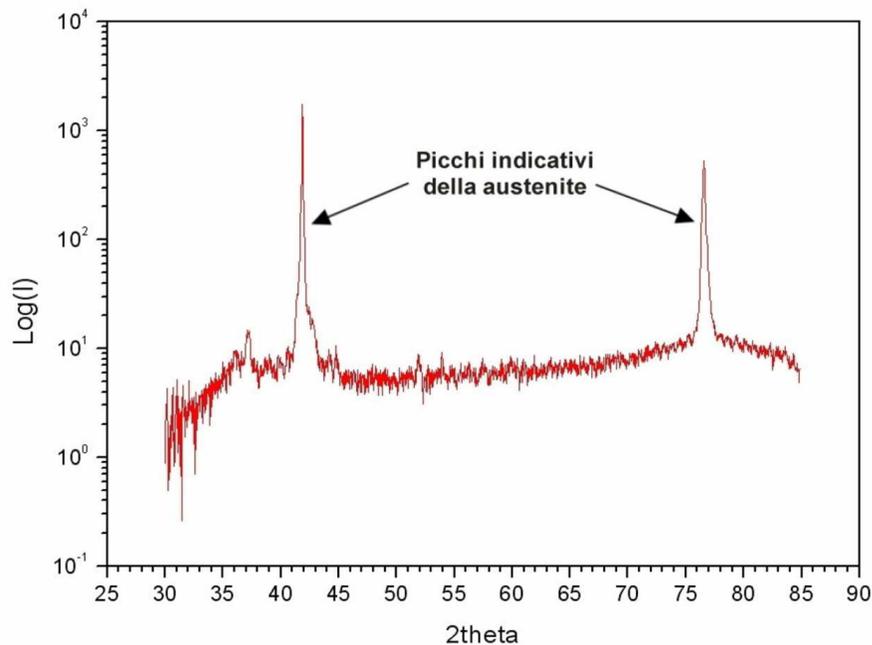


Figura 3.38: Spettro di diffrazione relativo al campione NiTiNOL corrispondente alle condizioni di fornitura, ottenuto alla temperatura di analisi di 23 °C.

la fase martensitica appare molto complessa, e si confonde con il rumore di fondo. Dalla consultazione dello spettro di diffrazione, e come indicato dal *software* di elaborazione della macchina (*M.A.U.D., Materials Analysis Using Diffraction* [30]), si può affermare che la percentuale di martensite è sicuramente inferiore al 10% e, di conseguenza, la percentuale di austenite è prossima al 90%. Del resto, questa indicazione fornita dall'analisi XRD non è altro che la conferma di quanto stabilito dalla lettura dei termogrammi DSC precedentemente ottenuti. Infatti,

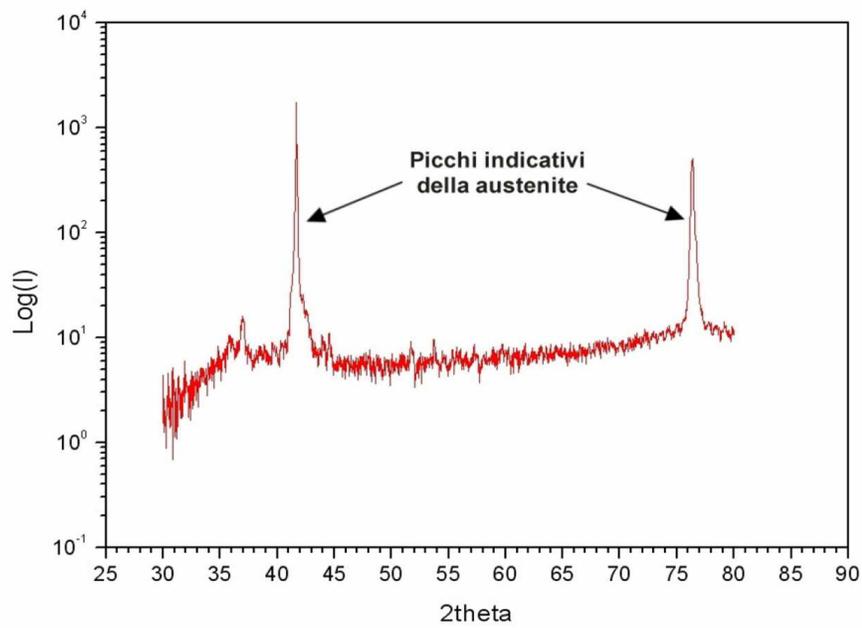


Figura 3.39: Spettro di diffrazione relativo alla spina sulla quale si è condotto il *training* per l'addestramento alla memoria di forma a due vie, ottenuto alla temperatura di analisi di 23 °C.

se si considera la rampa di raffreddamento relativa al campione tal quale corrispondente alle condizioni di fornitura, alla temperatura ambiente di $23\text{ }^\circ\text{C}$ la lega NiTiNOL considerata è ampiamente al di sopra della regione di temperatura interessata dalla trasformazione martensitica diretta (rintracciabile a circa $-70/ -80\text{ }^\circ\text{C}$). Mentre l'analisi del secondo provino conferma che alla stessa temperatura, nonostante i trattamenti subiti, il materiale presenta le stesse percentuali di fase rispetto alle condizioni di fornitura.

3.6.1 Discussione dei risultati del *training*

Il migliore successo dell'addestramento effettuato mediante ripetizione di cicli termici della martensite deformata, dopo un trattamento termico ad $850\text{ }^\circ\text{C}$ per 30 minuti, evidenzia l'influenza esercitata dal grado di incrudimento del materiale sulla possibilità di ottenere un effetto di memoria a due vie più o meno marcato, confermando quanto previsto nella teoria della SMA e riportato in letteratura [19]. Nel dispositivo sottoposto ad un trattamento termico ad $850\text{ }^\circ\text{C}$ per 30 minuti, il ripristino della microstruttura, modificata dalla lavorazione a freddo, è stato sicuramente maggiore rispetto al dispositivo che non è stato sottoposto ad alcun trattamento di rinvenimento e di ricristallizzazione prima del processo di *training*. Nel secondo caso, quindi, il minore grado di incrudimento del materiale, la minore difettosità e la maggiore isotropia sono state le condizioni fondamentali che hanno permesso di far vedere un effetto a due vie significativo.

La minore entità e velocità del recupero della forma memorizzata in fase martensitica, con il raffreddamento al di sotto di M_f , è anch'esso un fenomeno ampiamente noto, e si giustifica con la minore *driving force* di trasformazione associata alla trasformazione diretta rispetto alla trasformazione inversa. È per questo motivo, infatti, che molte applicazioni tecnologiche che sfruttano il TWSME utilizzano dei dispositivi di richiamo, quale è, ad esempio, una molla antagonista (*bias spring*) in acciaio, per indurre il recupero della configurazione memorizzata a bassa temperatura. Il NiTiNOL, inoltre, a differenza di altre SMA come ad esempio le leghe del sistema NiTiCu, è raramente utilizzato come attuatore operante a due vie, proprio perché non mostra una risposta dinamica rapida, ma piuttosto lenta e graduale. Il rapido decadimento dell'effetto a due vie, che si conclude dopo la ripetizione di una decina di cicli termici e, quindi, particolarmente evidente, si giustifica con il numero ridotto di cicli di addestramento cui è stato sottoposto il dispositivo, inferiore alla normale prassi industriale che prevede l'iterazione anche di centinaia di cicli.

Il decadimento cui va incontro l'effetto di memoria a due vie potrebbe costituire un limite tecnico per concepire, per questo dispositivo, o per un dispositivo ad esso analogo, un impiego in condizioni di reversibilità. In realtà, bisogna sottolineare che, l'eventuale utilizzo del dispositivo di ancoraggio proposto secondo un meccanismo a due vie, non richiede la necessità di fare fronte a numerosi cicli termici, e, quindi, non richiede che l'effetto di memoria di forma a due vie si conservi per un numero elevato di cicli termici. Infatti, ciò che determina la possibilità di realizzare un'installazione pienamente reversibile consiste nella capacità del dispositivo di mostrare spontaneamente un effetto a due vie per almeno un ciclo, e non necessariamente per un numero di cicli maggiore. Una volta che l'ancoraggio è stato rimosso dal suo alloggiamento, nell'ottica di un nuovo intervento di restauro, può essere agevolmente sostituito, o sottoposto ad una nuova routine di addestramento.

3.7 Conclusioni

La caratterizzazione termica e meccanica delle due leghe NiTiNOL considerate, condotta attraverso analisi DSC, prove di trazione e prove di impressione della forma austenitica recuperabile con effetto di memoria ad una via, ha permesso di trarre importanti conclusioni.

Uno dei principali vantaggi nell'utilizzare una lega a memoria di forma consiste nella possibilità di modificare, entro intervalli più o meno ampi, le temperature di trasformazione del materiale (M_f , M_s , A_s , A_f), agendo sulla stechiometria della lega e sottoponendo il materiale ad opportuni trattamenti termici e/o meccanici.

La trasformazione martensitica nelle leghe a memoria di forma è, infatti, una trasformazione che non avviene ad una determinata temperatura, bensì entro un intervallo di temperature dipendente dalla composizione della lega e dalla sua precedente storia termo-meccanica. L'influenza dei trattamenti termici e meccanici sulle temperature di trasformazione di una SMA, e, quindi, la possibilità di modificare opportunamente tali temperature in sede progettuale, consente di utilizzare il dispositivo studiato in ambienti diversi, caratterizzati da temperature diverse. Le condizioni di esercizio in cui il dispositivo si trova ad operare devono essere tali da fare avvenire la trasformazione martensitica inversa per effetto del semplice riscaldamento in situ fino alla temperatura ambiente. Il dispositivo deve, cioè, poter recuperare con un meccanismo di memoria di forma ad una via la configurazione macroscopica associata alla fase stabile ad alta temperatura, in grado di determi-

nare una salda presa con la parete e gli strati di intonaco ad essa adiacenti.

La scelta delle temperature e dei tempi dei trattamenti termici è avvenuta sulla base delle temperature e dei tempi riportati in letteratura per il NiTiNOL [33,35] per il processo di memorizzazione della configurazione stabile ad alta temperatura, recuperabile mediante meccanismo di memoria di forma ad una via. Questi trattamenti sono serviti a far rinvenire ed ottimizzare la microstruttura del materiale, modificata per effetto della lavorazione a freddo. E' stato verificato che che il diverso grado di incrudimento del materiale riveste un ruolo determinante nella definizione delle temperature di trasformazione, sia durante il raffreddamento della lega (trasformazione martensitica diretta), sia durante il riscaldamento (trasformazione martensitica inversa). Le curve DSC hanno, infatti, permesso di constatare che ad una diminuzione del grado di incrudimento è associato un conseguente aumento delle temperature di trasformazione, ed una maggiore isteresi termica, mentre viceversa, all'aumentare dell'incrudimento queste temperature mostrano uno spostamento verso valori più bassi, e l'isteresi termica è minore.

Per effetto della lavorazione a freddo (laminazione), cui è seguito un trattamento termico di ricottura, denominato *straight annealing*, entrambe le leghe presentano una transizione alla fase *R*, con struttura romboedrica. La trasformazione nella fase *R* è rintracciabile nei termogrammi di tutti i campioni, sia in quelli corrispondenti alle condizioni di fornitura, sia in quelli acquisiti successivamente ai diversi trattamenti termici, e costituisce un fenomeno competitivo rispetto alla trasformazione martensitica propriamente detta.

Per tutti i campioni, durante il riscaldamento il picco associato alla transizione alla fase *R* si trova in una finestra di temperatura che, a seconda della lega analizzata e del trattamento termico cui è stata sottoposta, spazia tra $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ ed $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ circa, mentre, il picco associato alla transizione alla fase austenitica si colloca a temperature più elevate, superiori comunque a $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ ed inferiori a $55\text{ }^{\circ}\text{C}$. Queste temperature di picco mostrano un andamento crescente all'aumentare della temperatura e della durata dei trattamenti termici.

Nonostante la fase austenitica incominci a nucleare in riscaldamento solo a temperature superiori ai $15\text{ }^{\circ}\text{C}$, ed, in genere, la temperatura *Austenite Finish* si collochi per tutti i campioni studiati tra i $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ed i $90\text{ }^{\circ}\text{C}$, le prove sperimentali hanno permesso di rilevare che il recupero della configurazione macroscopica, responsabile dell'ancoraggio meccanico, mediante meccanismo di memoria di forma ad una via, incomincia già in corrispondenza della nucleazione della fase *R*. Come risultato importante fornito da questa campagna di analisi, è emerso che,

al fine di utilizzare il dispositivo in ambienti *freddi*, come ad esempio una cripta o un sotterraneo, è opportuno avvalersi di un materiale maggiormente incrudito, con temperature di trasformazione inferiori, che consentano un completo recupero in esercizio della geometria prevista per l'ancoraggio. Viceversa, per utilizzare il dispositivo in ambienti più *caldi* (come ad esempio un mosaico su di una parete esposta al sole), è possibile avvalersi di un materiale meno incrudito. È stato così possibile valutare e verificare, sulla scorta dei dati acquisiti, l'idoneità operativa del dispositivo analizzato entro una finestra di temperatura decisamente ampia.

Capitolo 4

Analisi Numeriche e Modelli Costitutivi

4.1 Introduzione

Per valutare in modo più rigoroso possibile la risposta meccanica del dispositivo in esercizio, ed eseguire una nuova e più realistica analisi agli elementi finiti, è stata implementata una curva sforzo-deformazione basata su quella ottenuta sperimentalmente alla temperatura di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ su di un campione NiTiNOL B , trattato termicamente a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti secondo quanto suggerito dai dati DSC.

Per quanto riguarda la definizione delle proprietà del materiale, infatti, erano già state svolte in ANSYS® alcune analisi, lineari e non lineari, sia con elementi di tipo *Shell*, sia con elementi di tipo *Solid*, ipotizzando per il materiale un comportamento lineare elastico ed un comportamento non lineare [26]. Per la costruzione del diagramma sforzo-deformazione relativo al caso non lineare, corrispondente ad una modellazione più realistica delle proprietà di una lega a memoria di forma, si sono in precedenza adottate due curve approssimate, una *multilineare*, per descrivere il comportamento pseudoelastico, ed una *bilineare*, per descrivere il comportamento della sola fase austenitica in assenza di SIM. L'analisi agli elementi finiti di questi modelli, ha confermato che il comportamento del dispositivo di ancoraggio, sottoposto a dei carichi di trazione, è adeguato agli impieghi previsti. Tuttavia, le curve così utilizzate per la modellazione del comportamento del NiTiNOL, non corrispondono alle reali condizioni della lega a memoria di forma considerata. Infatti, i dati in base ai quali sono state costruite queste curve sforzo-deformazione, desunti da letteratura [9], fanno riferimento a valori indicativi, significativamente variabili in ragione dei trattamenti termici e meccanici cui è stato sottoposto il

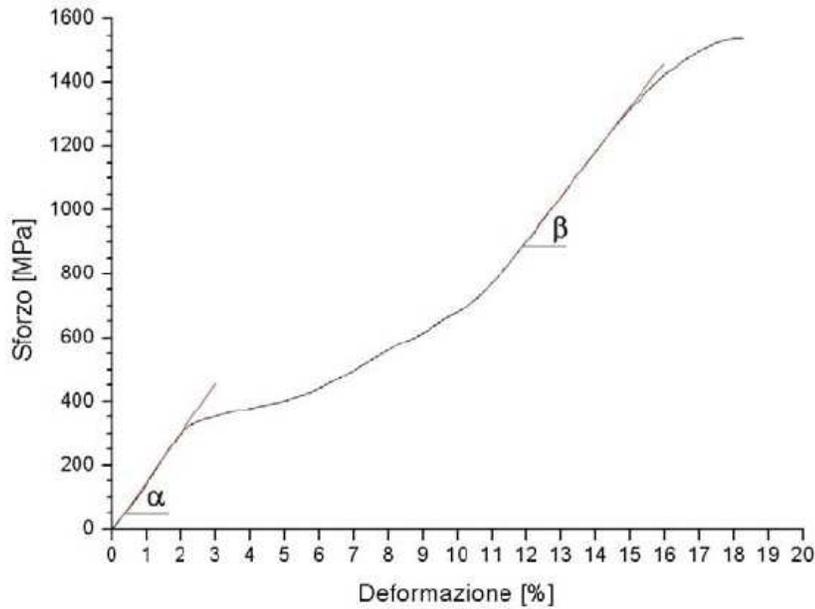


Figura 4.1: Curva sforzo-deformazione ottenuta a $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ relativa al provino NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di annealing a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ a 15 minuti.

materiale. Per la nuova analisi, come anticipato, è stata utilizzata una curva sforzo-deformazione del materiale (figura 4.1), ottenuta sperimentalmente. Inoltre, sono state condotte ulteriori analisi di verifica considerando il materiale come lineare elastico, ed utilizzando il modulo elastico del NiTiNOL B ricavato sperimentalmente alle temperature di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ (corrispondente alla temperatura di esercizio) e di $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperatura alla quale la fase austenitica è completamente stabilizzata). Per quanto riguarda il modello e le condizioni al contorno, è stata condotta un'analisi con elementi del tipo *Shell*, è stato assunto un carico assiale di 100 N , sono state vincolate rigidamente tutte e quattro le estremità delle alette.

L'analisi agli elementi finiti ha mostrato che le tensioni massime di Von Mises che si raggiungono nel dispositivo, nel caso multilineare, sono pari a 165 MPa , e risultano concentrate in zone molto ristrette, corrispondenti ai fori posti all'apice degli intagli delimitanti le alette, mentre nelle regioni lontane dai fori lo stato di sforzo è significativamente inferiore. Considerando la curva sforzo-deformazione di figura 4.1, assunta quale modello del comportamento del materiale, il raggiungimento nelle condizioni di vincolo e di carico precedentemente descritte di uno sforzo massimo pari 165 MPa , ci permette di escludere che il materiale sia interessato da fenomeni di snervamento. Infatti, la soglia di sforzo alla quale si registra

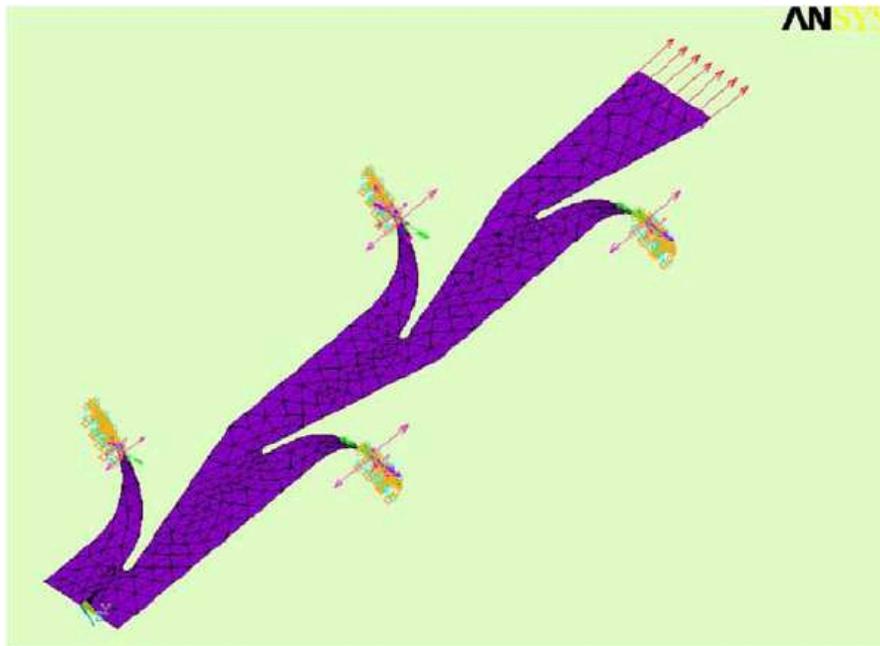


Figura 4.2: Definizione dei vincoli e dei carichi agenti sulla spina. Tutte e quattro le alette sono state vincolate rigidamente senza nessun grado di libertà, mentre il carico assiale è pari a 100 *N*.

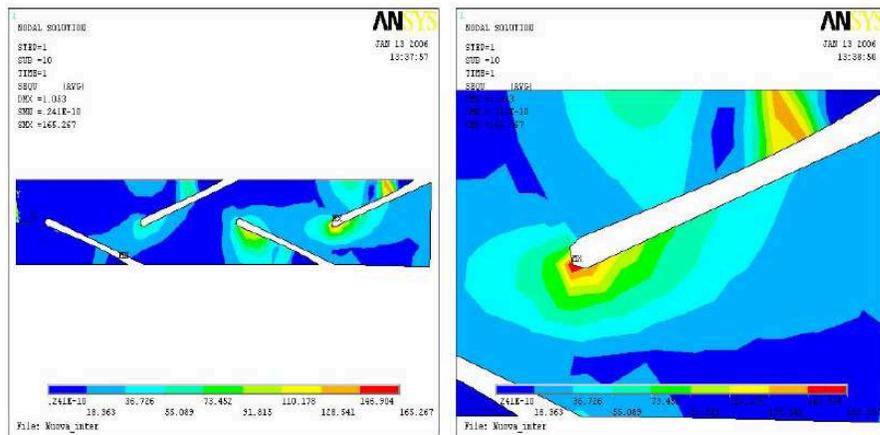


Figura 4.3: Tensioni di Von Mises (MPa) ottenute nel dispositivo adottando la curva sforzo-deformazione di figura 4.2, ricavata alla temperatura di 23 °C sul provino NiTiNOL trattato termicamente a 450 °C per 15 minuti. La tensione massima vale 165 MPa, e lo spostamento massimo vale 1,053 mm. La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo *Shell 181*.

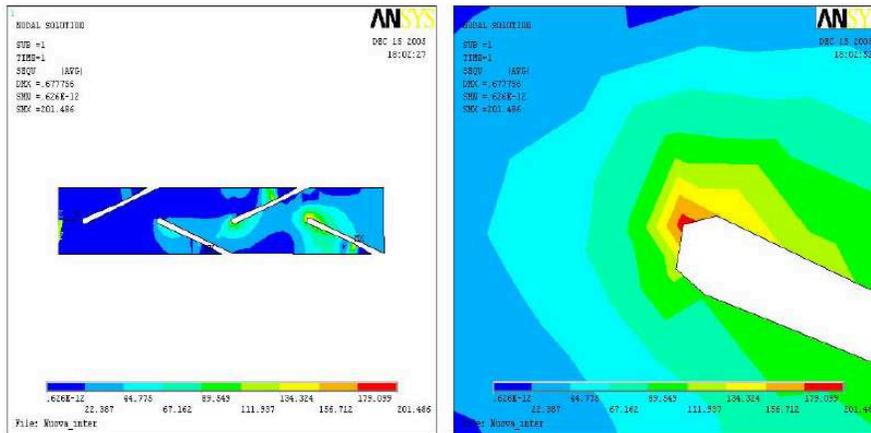


Figura 4.4: Tensioni di Von Mises (MPa) ottenute ipotizzando per il materiale un comportamento lineare elastico, ed un modulo di Young di 32 GPa . La tensione massima, nella regione maggiormente sollecitata, vale 202 MPa . La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo *Shell 83*.

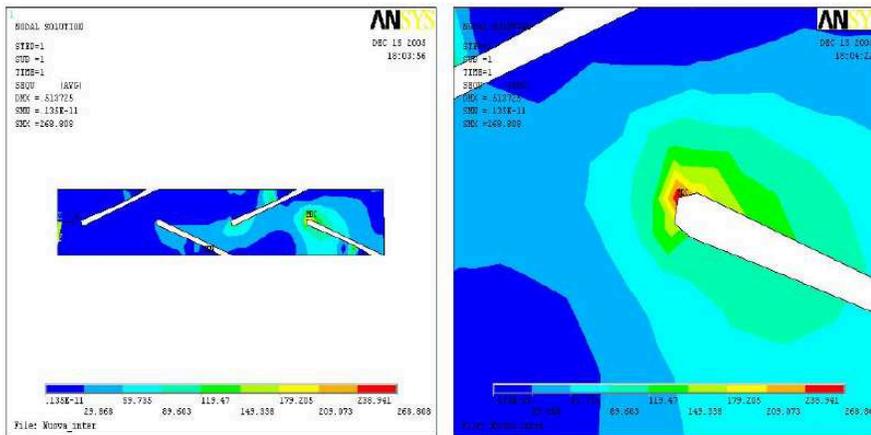


Figura 4.5: Tensioni di Von Mises (MPa) ipotizzando per il materiale un comportamento lineare elastico ed un modulo di Young di 71 GPa . La tensione massima nella regione maggiormente sollecitata, vale 269 MPa . La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo *Shell 83*.

il plateau pseudoelastico, determinato dalla formazione di martensite indotta per *stress* (SIM), si attesta a valori di sforzo significativamente superiori, prossimi a 300 MPa . Quindi, la lega con la quale è stato realizzato il dispositivo di ancoraggio, sottoposta ai trattamenti termici e meccanici descritti, mostra in esercizio un comportamento elastico (con un modulo elastico di 19 GPa), e per effetto del carico applicato (100 N) non si inducono nel materiale transizioni di fase.

Sono state, quindi, condotte due ulteriori analisi agli elementi finiti, cui fanno riferimento le figure 4.4 e 4.5, effettuate considerando il materiale a comportamento lineare elastico e prendendo in esame valori del modulo di Young superiori, pari cioè a 32 GPa ed a 71 GPa . Tali valori del modulo elastico sono stati misurati mediante delle prove di trazione arrestate in corrispondenza di una deformazione dell'1%, alle temperature di $23 \text{ }^\circ\text{C}$ e di $100 \text{ }^\circ\text{C}$ rispettivamente. Entrambe le analisi evidenziano il raggiungimento di stati di sforzo massimo relativamente modesti, tali da non determinare l'insorgere di condizioni di snervamento o la formazione di martensite indotta meccanicamente. In ogni caso, i vincoli e le condizioni di carico cui è sottoposto il dispositivo corrispondono a situazioni limite, assunte in sede di definizione delle condizioni al contorno: condizioni che, come le prove pratiche hanno dimostrato, non si raggiungono mai nelle condizioni reali. Le analisi fin qui effettuate non tengono conto, infatti, di alcune peculiarità della situazione reale, quali sono, ad esempio, le complesse condizioni di vincolo all'interno del mattone e dell'intonaco. In particolare, alle estremità delle alette non sono impediti tutti i gradi di libertà, ma esse si possono assestare all'interno dei fori che hanno formato penetrando nell'intonaco durante la deformazione.

In realtà, però, la curva implementata è stata ottenuta ricavando alcuni punti caratteristici della curva sforzo-deformazione reale, che, a sua volta è stata ottenuta sottoponendo il provino ad un certo carico in controllo di spostamento. Dalla letteratura è ampiamente noto che, i materiali a memoria di forma, oltre a mostrare un comportamento meccanico differente al variare della temperatura, cambiano la loro risposta anche variando la velocità di carico e l'ampiezza del carico stesso. Per questo motivo, per costruire una curva del materiale che tenesse conto di tutte variabili in gioco, è stata fatta una ricerca sui modelli costitutivi dei materiali a memoria di forma con lo scopo di individuare il più adatto alle esigenze del caso.

4.2 Evoluzione dei modelli matematici

Le leghe a memoria di forma, scoperte negli anni trenta, hanno visto la nascita di modelli costitutivi che le potessero rappresentare anche dal punto di vista matematico soltanto a partire dagli anni 80 [31, 32, 35]. È, infatti, in questi anni che inizia una vera ricerca attorno ad esse, sia per quanto riguarda la caratterizzazione delle loro proprietà, sia, appunto, per quanto riguarda la ricerca di modelli costitutivi. Ciò che determina un buon modello matematico è la capacità di descrivere il comportamento di tali leghe; in particolare: la distinzione fra fase martensitica ed austenitica, la quale permette di descrivere l'effetto superelastico; la distinzione fra martensite *twinned* e *detwinned*, che permette di tenere conto dell'effetto della memoria di forma; infine, l'influenza della velocità di carico e della velocità di deformazione, in quanto indispensabili nel determinare i parametri fisici del materiale e la curva d'isteresi.

Trattandosi, comunque, di materiali che presentano un comportamento e una struttura piuttosto complessi, nessun modello è in grado di descrivere tutte queste proprietà contemporaneamente. Ciascuno di quelli presenti in letteratura si occupa di descrivere il comportamento delle SMA in una particolare situazione.

All'interno del vasto campo in cui si possono raggruppare tutti i modelli costitutivi, sono state fatte diverse distinzioni, tra cui la più utilizzata e menzionata, considera modelli micro meso e macroscopici.

I modelli microscopici utilizzano gli effetti delle trasformazioni di fase in scala microscopica mediante la costruzione di relazioni elastiche, termiche e chimiche per quantificare le deformazioni locali e le modalità di trasformazione. Tali relazioni locali sono poi omogeneizzate o generalizzate mediante operazioni di media con lo scopo di derivarne un modello macroscopico tale da essere utilizzato a fini pratici. Le relazioni più utilizzate nella derivazione dei modelli microscopici sono:

- Funzioni dell'energia libera (mediante le quali viene riscritto il secondo principio della termodinamica)
- Relazioni descrittive degli effetti che hanno luogo a livelli delle microscale (enucleazione, moto tra i grani)
- Legge cinematica dell'interfaccia basata sulla teoria dell'attivazione termica.

Tali modelli risultano poco utilizzabili dal punto di vista ingegneristico a causa della loro estrema complessità, nonostante forniscano importanti informazioni sulla natura del materiale e sull'influenza che il comportamento nelle microscale

dell'energia esercita sui parametri del modello e sulle caratteristiche fisiche del materiale.

I modelli mesoscopici studiano il comportamento delle leghe a memoria di forma con riferimento ad una scala intermedia tra la microscopica e la macroscopica. Utilizzano, generalmente, elementi tipici dei modelli microscopici (come, ad esempio, i piani ed i bordi tra i grani, nonché le varianti martensitiche, etc) in combinazione con vari tipi di omogeneizzazioni e medie, al fine di ricavare relazioni costitutive macroscopiche. Ciò che differenzia i modelli presenti in letteratura sono il calcolo dell'energia di interazione e la transizione dal caso monocristallino al policristallino. Per esempio, se si considerano il volume V^m ed il micro-volume V^i , il tensore macroscopico delle deformazioni si ottiene calcolando la media del tensore delle micro-deformazioni su tutte le micro-regioni:

$$\varepsilon^m = \sum_i \frac{V^i}{V^m} \varepsilon^i$$

Infine, i modelli macroscopici si basano sull'ipotesi che qualsiasi punto del materiale è costituito da una miscela di più fasi, e non da una unica fase distinta ed identificabile. Tali modelli si possono fondare sui principi termodinamici di irreversibilità così come su presupposti puramente fenomenologici e sono generalmente uni-direzionali, con una struttura relativamente semplice. Proprio per questa loro semplicità e affidabilità, unita alla facilità con cui è possibile reperirne i parametri, sono i più utilizzati nelle applicazioni ingegneristiche.

Le differenze principali tra i vari modelli appartenenti a questo gruppo riguardano la scelta delle variabili interne utilizzate, delle relazioni energetiche e delle equazioni di stato considerate, nonché il modo in cui vengono utilizzati il principio di conservazione dell'energia (Primo Principio della Termodinamica), il bilancio dell'entropia ed il Secondo Principio della Termodinamica.

A questo proposito, tali modelli si possono suddividere in:

- Modelli che legano le trasformazioni dal punto di vista termodinamico basandosi sull'energia libera.
- Modelli basati su tecniche di *fitting* dei dati sperimentali, ossia che cercano di ricostruire la curva di carico a partire dai dati.
- Combinazioni dei primi due.

Per la scelta del modello da utilizzare per descrivere una curva sforzo-deformazione da implementare, poi, in un codice agli elementi finiti si è cominciato ad indagare

dai modelli mesoscopici, ed in particolare, dal modello di Tanaka e dai modelli da esso derivati, per approfondire, in seguito, il modello di Graesser, appartenente alla categoria dei modelli macroscopici, ed infine il modello di Graesser migliorato su cui ci si è focalizzati per ricavare una curva utilizzabile per i fini previsti.

4.3 Modello di Tanaka

Il primo rilevante modello mesoscopico è quello di Tanaka, risalente al 1986 [34]. Esso introduce una relazione tra la variabile interna ξ , detta frazione di fase martensitica, e variabili esterne quali tensione, deformazione e temperatura. L'espressione del modello di Tanaka è:

$$\sigma - \sigma_0 = E(\xi)(\varepsilon - \varepsilon_0) + \Omega(\xi)(\xi - \xi_0) + \Theta(T - T_0)$$

dove Θ è il coefficiente di espansione termica e i termini ε_0 , ξ_0 e T_0 si riferiscono alle condizioni iniziali. Dall'equazione precedente è possibile notare come la variazione di *stress* sia suddivisa in 3 componenti:

- una componente meccanica $E(\xi)(\varepsilon - \varepsilon_0)$;
- una componente termica $\Theta(T - T_0)$;
- una componente dovuta alla trasformazione di fase $\Omega(\xi)(\xi - \xi_0)$.

Al fine di rendere operativa tale relazione è necessario conoscere il modulo elastico, il tensore di trasformazione (in questo caso scalare) e la legge che determina ξ :

- ξ sarà data da una legge di evoluzione ricavata dal II principio della termodinamica, risolta poi in termini di una funzione esponenziale.
- Il tensore di trasformazione sarà $\Omega(\xi) = -\varepsilon_L E(\xi)$, dove ε_L è la massima deformazione residua.
- Il modulo elastico sarà dato da $E(\xi) = E_A + \xi(E_M - E_A)$, dove i pedici A ed M si riferiscono rispettivamente alla fase austenitica e martensitica.

Tale relazione, risolta in funzione delle temperatura, fornisce il grafico di figura 4.6.

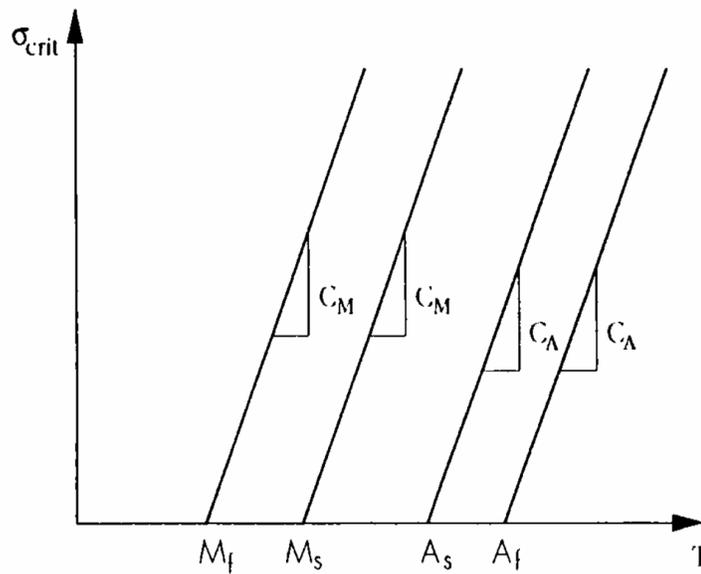


Figura 4.6: Grafico tensione-temperatura ricavato dal modello di Tanaka.

4.3.1 Modello di Brinson

Il modello di Tanaka è stato ripreso, nel 1993, da Brinson [35] che è riuscito a distinguere la frazione di fase martensitica *twinned* da quella *detwinned* attraverso le relazioni:

$$\sigma - \sigma_0 = E(\xi)\varepsilon - E(\xi_0)\varepsilon_0 + \Omega(\xi)\xi_S - \Omega(\xi_0)\xi_{S0} + \Theta(T - T_0) \quad (4.1)$$

$$\xi = \xi_S + \xi_T$$

dove ξ_S rappresenta la fase martensitica *detwinned*, mentre ξ_T rappresenta la fase martensitica *twinned*.

Il precedente sistema di equazioni descrive matematicamente l'evoluzione della frazione di fase martensitica in funzione dello *stress* basandosi su un diagramma di fase che mette in relazione sforzo e temperatura. In figura 4.7 è possibile notare la distinzione operata fra le due varianti martensitiche.

Tale diagramma è stato ottenuto sottoponendo un determinato materiale a differenti prove di trazione a diversi regimi di temperatura, al fine di delineare le linee di trasformazione (figura 4.7).

Nel modello di Brinson le temperature critiche e le frazioni di fase sono state ricavate mediante DSC, mentre le tensioni e le deformazioni mediante prove a trazione.

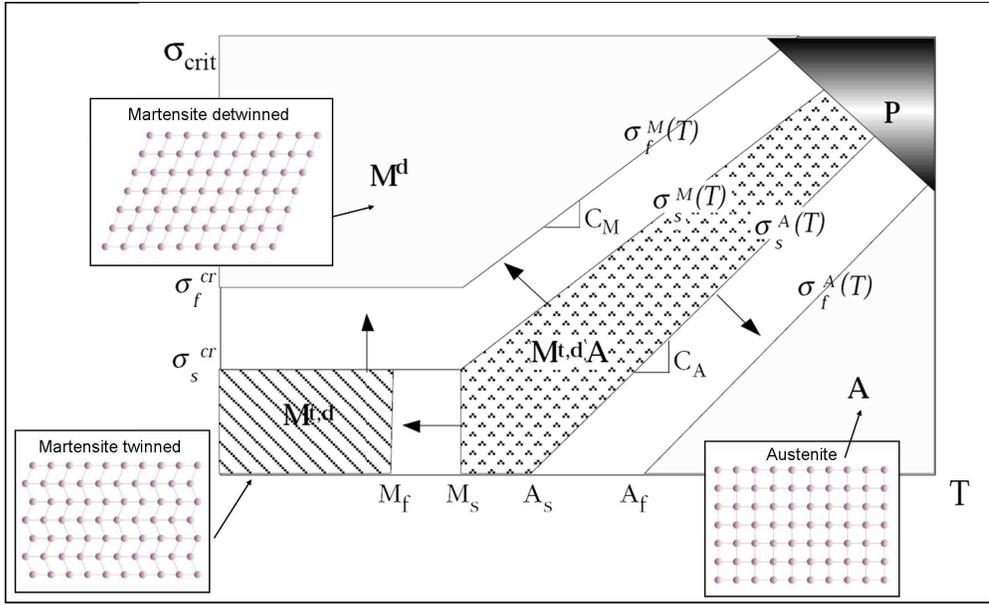


Figura 4.7: Frazioni di fase martensitica e loro posizione all'interno del grafico ricavato mediante il modello di Brinson.

Sostituendo $\Omega(\xi) = -\varepsilon_L E(\xi)$ in 4.1 è possibile ottenere:

$$\sigma = E(\xi)(\varepsilon - \varepsilon_L \xi_S) + \Theta(T - T_0) + K_0$$

dove:

$$K_0 = \sigma_0 - E(\xi_0)(\varepsilon_0 - \xi_{S0}\varepsilon_L)$$

Ipotizzando una condizione iniziale 0 in cui il materiale è austenitico e completamente scarico si ha che:

$$\sigma_0 = \varepsilon_0 = \xi_0 = 0 \longrightarrow K_0 = 0$$

Pertanto, lo stato 1 sarà:

$$\sigma_1 = E(\xi_1)(\varepsilon_1 - \varepsilon_L \xi_{1S}) + \Theta(T_1 - T_0)$$

Considerando di partire dallo stato 1 ed arrivare allo stato 2 si avrà:

$$\sigma_2 = E(\xi_2)(\varepsilon_2 - \varepsilon_L \xi_{2S}) + \Theta(T_2 - T_1) + K_1$$

con:

$$K_1 = \sigma_1 - E(\xi_1)(\varepsilon_1 - \xi_{S1}\varepsilon_L) = \Theta(T_1 - T_0)$$

dove T_0 è la temperatura in cui la deformazione dovuta al carico termico è nulla. Procedendo con lo sviluppo è possibile scrivere:

$$\sigma_2 = E(\xi_2)(\varepsilon_2 - \varepsilon_L\xi_{2S}) + \Theta(T_2 - T_0)$$

Gli stati 1 e 2 scelti sono totalmente arbitrari. Inoltre, ξ è ricavato da una legge che non dipende da tali stati. Pertanto, la relazione sopra ricavata può essere considerata generica:

$$\sigma = E(\xi)(\xi - \varepsilon_L\xi_S) + \Theta(T - T_0)$$

È, inoltre, possibile trascurare il termine termico, in quanto di ordine inferiore alla deformazione dovuta alla trasformazione:

$$\sigma = E(\xi)(\xi - \varepsilon_L\xi_S)$$

Ricordando la legge delle miscele si ha:

$$E(\xi) = \xi E_m + (1 - \xi)E_a$$

Si giunge, quindi, all'espressione finale:

$$E(\xi) = [\xi E_m + (1 - \xi)E_a](\xi - \varepsilon_L\xi_S)$$

4.3.2 Modello di Ivshin e Pence

Il modello di Ivshin e Pence, proposto nel 1994, è ricavato sulla base di una combinazione di considerazioni termodinamiche e lo sviluppo del ciclo d'isteresi per la frazione di fase. Il risultato è molto simile a quello ricavato dal modello di Brinson:

$$\sigma = E(\xi)(\xi - \varepsilon_L\xi_S)$$

L'unica differenza è nell'approssimazione del modulo di trasformazione del materiale:

$$\sigma = \left[\frac{\xi}{E_m} + \frac{(1 - \xi)}{E_a} \right]^{-1}$$

Si ottiene, pertanto, la relazione:

$$\sigma = \left[\frac{\xi}{E_m} + \frac{(1-\xi)}{E_a} \right]^{-1} (\xi - \varepsilon_L \xi_S)$$

Nella figura 4.8 è possibile considerare la differenza fra l'approssimazione dei due moduli.

I modelli finora analizzati presentano tutti dei gravi limiti. Il modello di

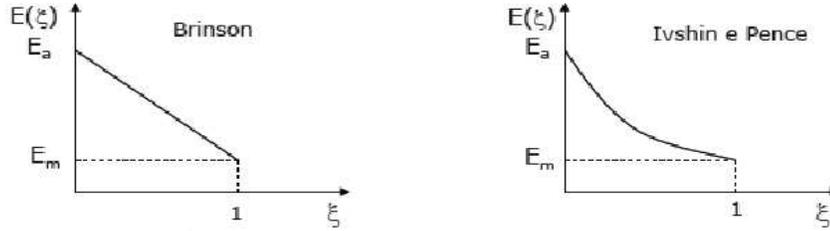


Figura 4.8: Confronto tra i moduli di trasformazione dei modelli di Brinson e di Ivshin Pence.

Tanaka non tiene in considerazione la distinzione tra varianti martensitiche e, pertanto, non è in grado di descrivere l'effetto della memoria di forma. Quelli di Brinson e di Ivshin e Pence risolvono questo problema, ma non tengono in considerazione l'effetto della velocità di carico e dell'ampiezza della deformazione.

4.4 Modello di Graesser

Il modello di Graesser [38], che risale al 1991, appartiene alla categoria dei modelli macroscopici. Esso si basa su un precedente modello ideato da Wen e Ozdemir nel 1976, ed indaga il comportamento superelastico delle SMA. Tale modello descrive l'effetto della superelasticità. Esso non si basa su un approccio termodinamico, bensì sul solo *fitting* dei dati sperimentali. Le equazioni utilizzate dal modello sono:

$$\dot{\sigma} = E \left[\dot{\varepsilon} - |\dot{\varepsilon}| \left(\frac{\sigma - \beta}{Y} \right)^n \right]$$

$$\beta = E\alpha\varepsilon^{in} + f_T |\varepsilon|^c \operatorname{erf}(a\varepsilon) [u(-\varepsilon\dot{\varepsilon})]$$

dove:

- σ è lo *stress* unidirezionale
- ε è la deformazione unidirezionale

- β è il *backstress*, cioè lo *stress* nella fase di scarico
- Y è lo *yield stress*
- n una costante il cui compito è controllare la rapidità del passaggio da fase austenitica a fase martensitica
- $\dot{\sigma}$ e $\dot{\varepsilon}$ sono le derivate temporali ordinarie dello *stress* e della deformazione
- α è la pendenza della curva $\sigma(\varepsilon)$
- ε^{in} è la deformazione anelastica

Nel dettaglio si avrà:

$$\alpha = \frac{D_y}{(E - D_y)}$$

$$\varepsilon^{in} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$$

Inoltre $u()$ ed $erf()$ sono rispettivamente una funzione di gradino e una funzione d'errore definite come:

$$u(x) = \begin{cases} 0 & \text{if } x > 0 \\ 1 & \text{if } x < 0 \end{cases}$$

$$erf(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-t^2} dt$$

Per concludere, f_t , a e c sono costanti tipiche del materiale. Più in dettaglio, il termine $\beta = E\alpha \{\varepsilon^{in} + f_t |\varepsilon|^c erf(a\varepsilon)[u(-\varepsilon\dot{\varepsilon})]\}$ si attiva solamente quando $(-\varepsilon\dot{\varepsilon}) < 0$, cioè in fase di scarico. Durante tale fase si attiva, infatti, la funzione a gradino, così che la funzione di errore riduce il *backstress* mano a mano che ci si avvicina allo zero. Mediante un'opportuna scelta di f_t , a e c la deformazione anelastica può essere totalmente recuperata nel momento di completo rilascio del carico ($\sigma = 0$), determinando una risposta superelastica. Risulta, inoltre, evidente come le equazioni tengano in considerazione la velocità di carico e di deformazione, al contrario dei modelli precedenti. La formulazione relativamente semplice del modello di Graesser e la facilità con cui è possibile determinare i parametri che lo costituiscono, lo rendono, da un punto di vista pratico, estremamente adatto ad impieghi ingegneristici. Tuttavia, le predizioni di tale modello non sono perfette. La figura 4.9 mostra un paragone tra le predizioni del modello (linea tratteggiata)

ed i dati sperimentali (linea continua).

Risulta evidente come le due linee non combacino. La ragione principale è che

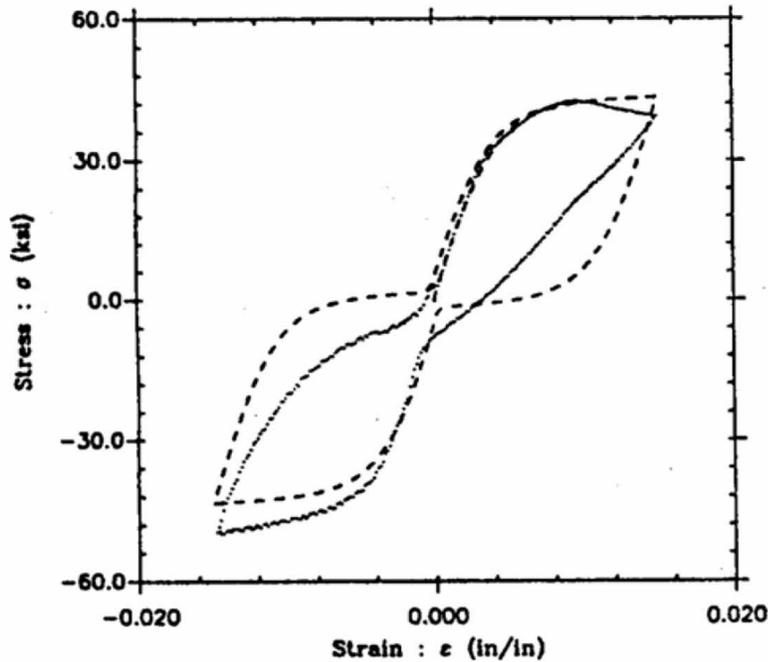


Figura 4.9: Linea tratteggiata: previsioni del modello. Linea continua: dati sperimentali.

il modulo di elasticità delle SMA diminuisce all'aumentare dello *strain level*. Il modello di Graesser, invece, utilizza lo stesso modulo di elasticità indipendentemente dalle modalità di carico, ed utilizza gli stessi parametri lungo tutto il ciclo, senza distinguere tra la fase di carico da quella di scarico. Questo determina un'isteresi maggiore rispetto al caso reale.

4.4.1 Modifiche al modello di Graesser

Nel 2007, Wenjie Ren, Hongman Li e Gangbing Song [33] propongono un modello basato su quello di Graesser con l'obiettivo di correggerne i maggiori difetti e di analizzare l'influenza dello *strain amplitude* e del *loading rate* sui parametri costitutivi del nuovo modello. Ren, Li e Song identificano tali difetti nella costanza dei parametri di *fitting* lungo l'intero ciclo, e cercano, pertanto, di correggerlo dividendo un ciclo di carico in più regioni, per ciascuna delle quali viene definita una propria equazione costitutiva in modo da poter modellare i parametri del modello secondo le esigenze di ciascuna regione. Le equazioni verranno, poi, raccordate fra

loro nei punti di intersezione delle curve.

Gli esperimenti alla base del modello di Ren, Li e Song sono stati effettuati su cavi di NiTi del diametro di $0,8 \text{ mm}$ e lunghezza di 500 mm . La temperatura di austenite finish (A_f) della lega è $0 \text{ }^\circ\text{C}$, pertanto, il materiale mostra un comportamento superelastico a temperatura ambiente. I test sono stati effettuati utilizzando una macchina elettromeccanica universale (come mostrato in figura 4.10) che ha permesso di acquisire i dati con una frequenza di 30 misurazioni al secondo ad una temperatura di $29 \text{ }^\circ\text{C}$.

Come osservato nel capitolo 2, l'accumularsi di deformazioni plastiche influen-

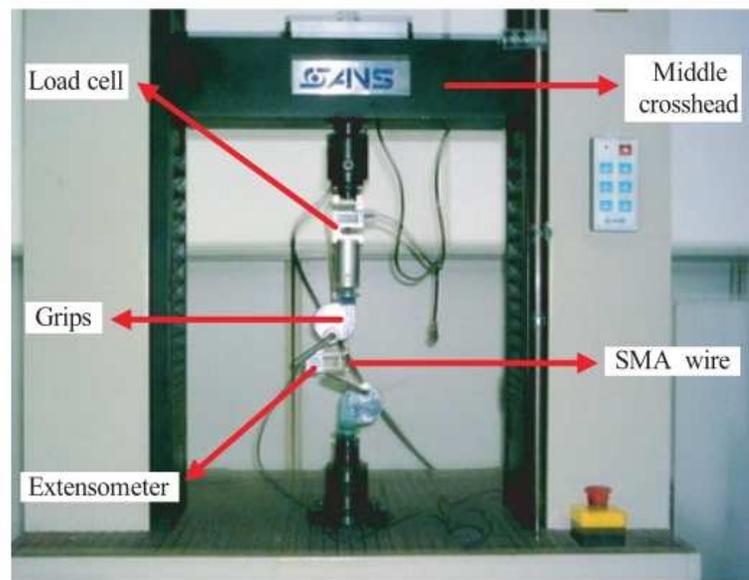


Figura 4.10: Meccanismo elettromeccanico utilizzato per la sperimentazione.

za in modo molto rilevante il comportamento del materiale. Per questo, prima di iniziare le misurazioni, ogni campione è stato sottoposto a 30 cicli di carico, così da raggiungere una condizione stazionaria. Quindi, sono stati eseguiti test di carico ciclici con livelli di deformazione che variano dall'1% al 6%, con incremento dello 0,5%, con un displacement rate costante di 3 mm/min , e test di carico ciclici con displacement rate che variano fra 3, 15, 35, 60 ed 80 mm/min , con un'ampiezza di deformazione costante del 5,5%. Grazie a questi esperimenti e dopo aver osservato che alcuni parametri delle curve vengono influenzati da queste variabili, gli autori hanno identificato le equazioni che descrivono la dipendenza del modulo elastico durante la fase di scarico D dalla massima deformazione ε e quella che descrive la dipendenza del modulo anelastico in fase di carico D_y al variare del *loading rate*.

$$D = 18324 + 32657e^{(-\frac{\epsilon}{0.028})} \quad (4.2)$$

$$D_y = 3673 - 3406e^{\frac{-v}{12.46}} \quad (4.3)$$

Inoltre, facendo riferimento ad una curva *stress-strain* superelastica di una generica SMA (figura 4.11), in cui non è stata considerata la fase di compressione, hanno apportato modifiche al modello di Graesser, così da poter modulare in maniera più efficace le costanti f_t , a e c . Questo ha permesso di ottenere una maggiore flessibilità nella forma della curva di carico, con una conseguente maggiore accuratezza nelle previsioni del modello. Più in dettaglio, il ciclo di carico viene diviso in tre parti.

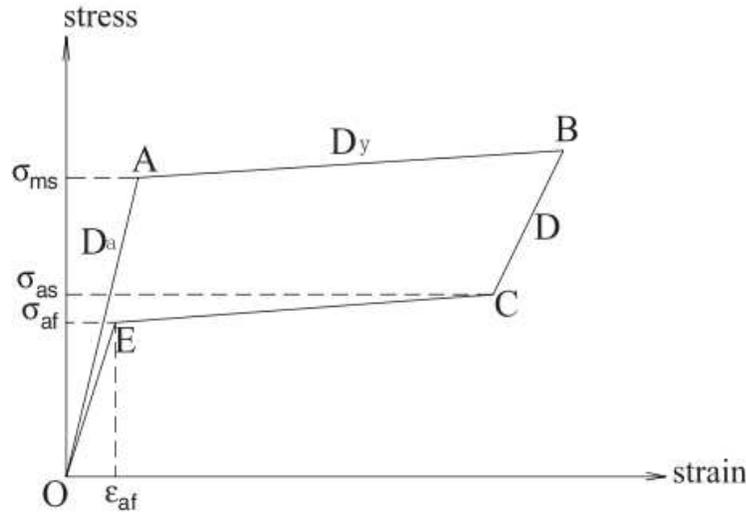


Figura 4.11: Generica curva *stress-strain* di una lega NiTi utilizzata da Ren, Li e Song.

1. Se $\epsilon \dot{\epsilon} > 0$ (segmento OAB):

$$\dot{\sigma} = D_a \left[\dot{\epsilon} - |\dot{\epsilon}| \left(\frac{\sigma - \beta}{\sigma_{ms}} \right)^n \right] \quad (4.4)$$

$$\beta = D_a \alpha \epsilon^{in}$$

2. Se $\epsilon \dot{\epsilon} < 0$ e $\epsilon > \epsilon_{af}$ (segmento BCE):

$$\dot{\sigma} = D_a \left[\dot{\epsilon} - |\dot{\epsilon}| \left(\frac{\sigma - \beta}{Y} \right)^{n'} \right] \quad (4.5)$$

$$\beta = D_a \alpha \varepsilon^{in} + f_{T'} |\varepsilon|^c \operatorname{erf}(a\varepsilon) [u(-\varepsilon\dot{\varepsilon})]$$

dove ε_{af} è la deformazione per la quale la trasformazione da fase martensitica a fase austenitica è completata, e lo *yield stress* Y è valutato mediante l'equazione

$$Y = \sigma_{ms} \frac{D}{D_a}$$

3. Se $\varepsilon\dot{\varepsilon} < 0$ e $\varepsilon < \varepsilon_{af}$ (segmento EO):

$$\dot{\sigma} = D_a \left[\dot{\varepsilon} - |\dot{\varepsilon}| \left(\frac{\sigma - \beta}{\sigma_{ms}} \right)^n \right] \quad (4.6)$$

$$\beta = D_a \alpha \varepsilon^{in} + f_T |\varepsilon|^c \operatorname{erf}(a\varepsilon) [u(-\varepsilon\dot{\varepsilon})]$$

In tali equazioni D_a , D , σ_{ms} ed α sono rispettivamente definite per rappresentare il modulo elastico di carico, il modulo elastico di scarico, lo *stress* di inizio trasformazione dalla fase austenitica alla fase martensitica e l'indice di modulo anelastico. Le costanti sono state valutate mediante *fitting* dei dati sperimentali, così da modellare la risposta del modello in modo che sia in grado di approssimare il più accuratamente possibile il ciclo d'isteresi sperimentale. Come notato precedentemente, i moduli D e D_y sono funzione rispettivamente della *strain amplitude* e del *loading rate*. Le equazioni che li definiscono sono da applicare rispettivamente a *loading rate* costante ed a massimo *strain level* costante. Per motivi di semplicità saranno utilizzati i valori medi di tali quantità al variare del massimo *strain level* e del *loading rate*.

Prendendo in considerazione un caso caratterizzato da una *strain amplitude* dello 0,045% ed un *loading rate* di 3 mm/min è possibile notare, in figura 4.12, come le previsioni del modello migliorato combacino quasi perfettamente con il ciclo di isteresi sperimentale, al contrario delle previsioni ottenute mediante il modello di Graesser.

Con riferimento allo stesso caso, per avere un'ulteriore indicazione quantitativa sulla bontà del modello, è possibile calcolare l'energia dissipata per ciclo. In questo caso l'area racchiusa dal ciclo d'isteresi sperimentale è di 4,3633 MJ · m⁻³/ciclo. L'energia dissipata predetta mediante il modello di Graesser è 4,5262 MJ · m⁻³/ciclo, ossia maggiore rispetto a quella misurata sperimentalmente del 3,73%. La dissipazione di energia predetta mediante il modello migliorato risulta essere di 4,2829 MJ · m⁻³/ciclo, ossia inferiore dell'1,84% rispetto al valore sperimentale. Pertanto, i risultati indicano che il modello migliorato risulta fornire predizioni migliori anche dal punto di vista dell'energia dissipata.

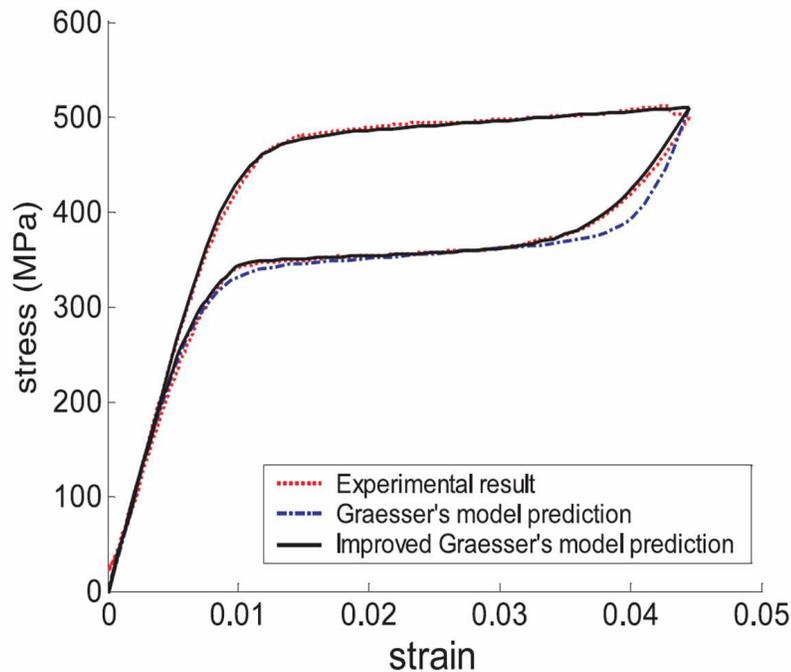


Figura 4.12: Confronto tra la curva *stress-strain* predetta dal modello migliorato, il modello di Graesser ed i dati sperimentali.

4.5 Applicazione del modello migliorato

Al fine di verificare la possibilità di applicare in maniera semplice e conveniente il modello migliorato di Graesser per scopi ingegneristici, è stata riprodotta la curva di carico per poi inserirla in un codice FEM con cui effettuare analisi su modelli di casi reali. Inoltre, il modello è stato realizzato tenendo conto che l'obiettivo finale non è la sua applicazione ad un caso specifico, ma a tutta una gamma di casi che prevedono l'applicazione di cicli di carico a cavi in SMA, indipendentemente dal tipo di lega, dallo *strain amplitude* e dal *loading rate*.

È, infine, importante specificare che, al momento, il modello realizzato prende in esame una sola condizione di carico, caratterizzata da massimo *strain level* di 4,5% e *loading rate* di 3 mm/min. Infatti, pur essendo prevista la possibilità di adattarlo a diverse condizioni di carico, i soli parametri sperimentali disponibili erano quelli forniti dall'articolo di Ren, Li e Song [33], riferiti, appunto, alle condizioni sopracitate.

Tuttavia, nell'articolo non erano specificati alcuni parametri indispensabili, quali E e D_y , che sono stati ricavati dall'equazione di α :

$$\alpha = \frac{D_y}{(E - D_y)}$$

si ottiene:

$$E = \frac{D_y}{\alpha} + D_y$$

Inoltre, così come per D viene utilizzata la media dei valori del modulo elastico di scarico al variare dello *strain amplitude*, anche per D_y si utilizza la media dei valori del modulo anelastico al variare del *loading rate*. Ricordando che Ren-Li e Song hanno utilizzato come valori di *loading rate* 3, 15, 35, 60 ed 80 *mm/min*, è possibile ricavare i singoli valori di D_y inserendoli nell'equazione:

$$D_y = 3673 - 3406e^{\frac{-v}{12,46}}$$

e poi calcolarne la media. A questo punto, sono disponibili tutti i dati necessari a definire il modello.

4.5.1 Elaborazione delle equazioni costitutive del modello

Sostituendo i valori di ε^{in} e di β nelle espressioni 4.4, 4.5, 4.6 di $\dot{\sigma}$ si ottengono, per ciascuna delle tre parti in cui è diviso il grafico di carico, le seguenti equazioni:

1. *Segmento OAB:*

$$\dot{\sigma} = -D_a |\dot{\varepsilon}| \left(\frac{E + D_a \alpha}{E \sigma_{ms}} y - \frac{D_a \alpha \varepsilon}{\sigma_{ms}} \right)^n + D_a \dot{\varepsilon} \quad (4.7)$$

2. *Segmento BCE:*

$$\dot{\sigma} = -D |\dot{\varepsilon}| \left(\frac{E + D \alpha}{E Y} y - \frac{D \alpha \varepsilon}{Y} - \frac{D \alpha f_{T'} |\varepsilon|^c \operatorname{erf}(a \varepsilon)}{Y} \right)^{n'} + D \dot{\varepsilon} \quad (4.8)$$

3. *Segmento EO:*

$$\dot{\sigma} = -D_a |\dot{\varepsilon}| \left(\frac{E + D_a \alpha}{E \sigma_{ms}} y - \frac{D_a \alpha \varepsilon}{\sigma_{ms}} - \frac{D_a \alpha f_{T'} |\varepsilon|^c \operatorname{erf}(a \varepsilon)}{\sigma_{ms}} \right)^n + D_a \dot{\varepsilon} \quad (4.9)$$

Come visto in precedenza, il modello è costituito dalle equazioni 4.7, 4.8, 4.9. La simulazione di sistemi in MATLAB, come in questo caso, richiede l'integrazione di sistemi di equazioni differenziali ordinarie. Il programma fornisce un insieme di funzioni per risolvere numericamente queste funzioni differenziali, e i risultati in termini di velocità ed accuratezza dipendono dal tipo di modelli e di condizioni. Per risolvere tali equazioni è stato utilizzato il solutore che si utilizza come primo tentativo per tutti i sistemi: un ODE45 basato su Runge-Kutta esplicito (di ordine 4 o 5), che è un risolutore a singolo passo, cioè nel calcolo di $y(t_n)$, ha bisogno soltanto della soluzione nel passo immediatamente precedente, $y(t_{n-1})$. In questo modo è possibile ottenere in uscita una matrice per ciascun segmento in cui è stata suddivisa la curva. Per questo sarà necessario definire le tre equazioni come funzioni MATLAB e ricavarne i tempi iniziali e finali di integrazione, raccordandole, inoltre, sull'intersezione dei loro domini.

Nel segmento OAB il primo estremo di integrazione sarà $t = 0$. Per ricavare il secondo estremo temporale, essendo $\dot{\varepsilon} = 3$, $d\varepsilon = 3dt$, e integrando si ottiene $\varepsilon_f = 3t_f + C$. Essendo la deformazione nulla per $t = 0$ si ottiene che la costante di integrazione C sarà nulla. Quindi $t_f = \frac{\varepsilon_f}{3} = \frac{0,045}{3}$.

Nel segmento BCE, il tempo iniziale di integrazione coincide con il tempo finale della fase OAB. Inoltre, la deformazione iniziale di BCE coinciderà con la deformazione finale della fase precedente.

È quindi, necessario calcolare nuovamente la variabile di integrazione C , considerando che in fase di scarico, si avrà $\dot{\varepsilon} = -3t$ ed una deformazione iniziale non nulla. Si ottiene:

$$C = 0,045 + 3T_1$$

dove T_1 è il tempo iniziale di integrazione. Ora, essendo nota la velocità di rilascio del carico e sapendo che $\varepsilon_f = \varepsilon_{af}$ è possibile ricavare il tempo finale di integrazione:

$$\Delta T = \frac{-(\varepsilon_{af} - 0,045)}{3}$$

$$T_2 = T_1 + \Delta T$$

Infine, per risolvere la terza funzione che si riferisce al segmento EO, si dovranno raccordare le condizioni ed i tempi iniziali. I risultati ottenuti si possono visualizzare in una curva del tipo $\sigma = f(t)$, mentre lo scopo finale è ottenere la curva di carico, ossia una curva del tipo $\sigma = f(\varepsilon)$. Sarà quindi necessario definire ε . Per quanto riguarda la fase di carico:

$$\varepsilon = 3t$$

mentre per le due fasi di scarico:

$$\varepsilon = -3t + C$$

Per ottenere l'area racchiusa dal grafico, si possono intergate le curve $\sigma = f(\varepsilon)$ e, sommare i risultati ottenuti per ognuna. Come già detto, tale area rappresenta l'energia dissipata per ciclo.

Dalla figura 4.13 in cui sono stati rappresentati i risultati ottenuti implemen-

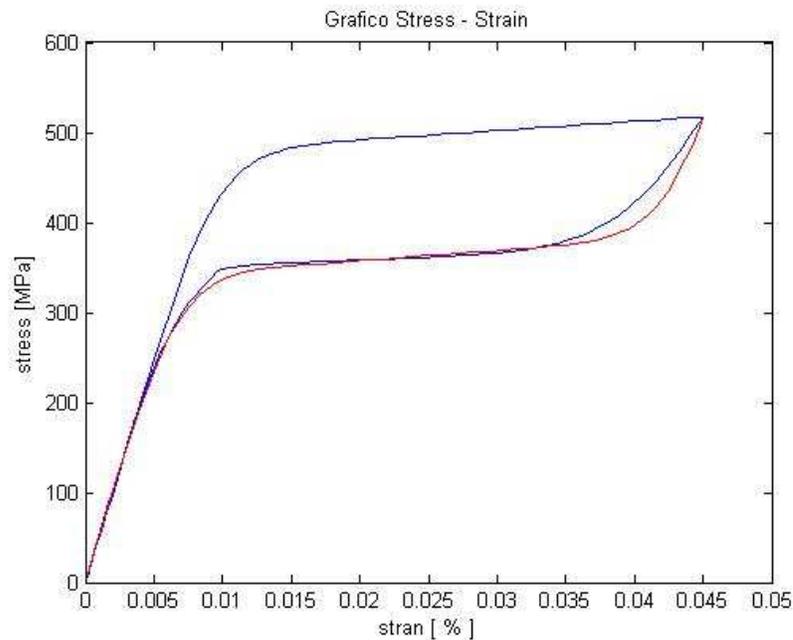


Figura 4.13: Grafico di Carico ottenuto mediante il modello migliorato (linea blu) ed il modello di Graesser (linea rossa).

tando sia il modello di Graesser sia quello di Ren Li e Song, si nota come siano perfettamente coincidenti durante la fase di carico, per poi differire sensibilmente nelle due fasi di scarico. Come già osservato, questo è dovuto al fatto che il modello di Graesser non permette di descrivere le differenze tra fase di scarico prima del completamento della trasformazione inversa ed inseguito a tale completamento ($\varepsilon < \varepsilon_{Af}$).

È possibile calcolare l'energia dissipata per ciclo, mediante integrazione della curva $\sigma = f(\varepsilon)$. La verifica, effettuata paragonando i valori ottenuti con quelli

forniti dall'articolo, ha confermato la corretta riproduzione del modello.

Al fine di verificare l'applicabilità del modello a scopo ingegneristico la curva di carico così ottenuta è stata applicata ad una semplice geometria (un cavo di sezione circolare) del quale si vuole conoscere il valore della deformazione se sottoposto ad un carico di trazione, oppure la sua deformazione mano a mano che tale carico viene rilasciato. A tal fine è stato utilizzato un *software* caratterizzato da grandi capacità di comunicazione con *MATLAB*: *Comsol Multiphysics*. Esso, infatti, è in grado di ricavare una funzione, riconoscendo il miglior tipo di interpolazione, da una variabile *MATLAB*, ad sempio una matrice. È importante notare che *Comsol* pretende che le funzioni così definite siano univoche e definite per valori di ascisse crescenti. Pertanto la fase di carico e la fase di scarico sono state trattate come curve distinte; inoltre la fase di scarico è stata considerata come una curva definita da $\varepsilon = 0$ ad $\varepsilon = 0.045$ e non viceversa.

Per un facile controllo, il modello è stato applicato ad una geometria semplice, quale un cavo di sezione circolare di raggio 1 mm e di lunghezza pari a 15 mm (figure 4.14 e 4.15).

In conclusione, gli autori del modello appena descritto hanno ricavato due

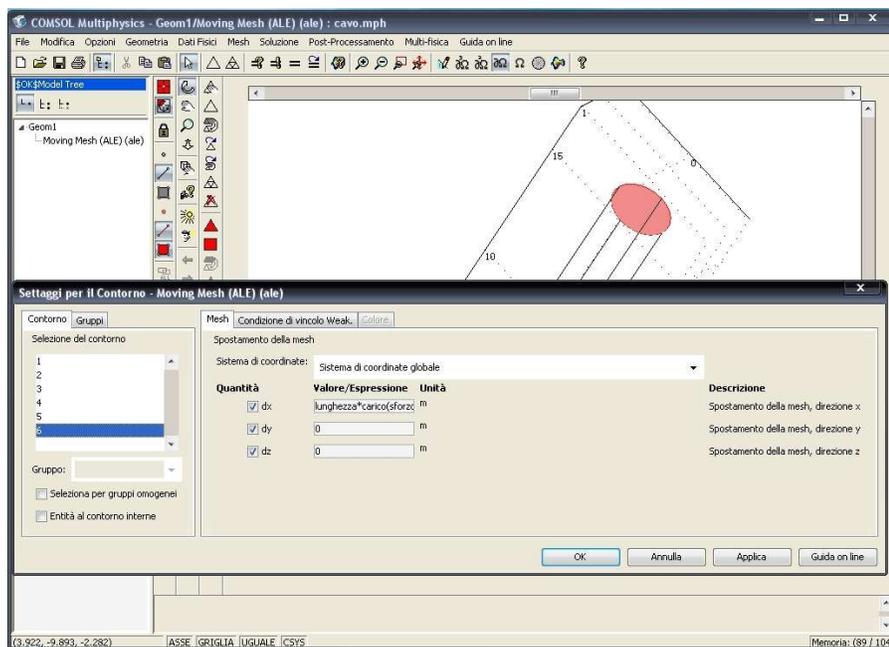


Figura 4.14: Definizione della geometria in *Comsol*.

curve approssimate ai minimi quadrati che esprimono il variare di D e di D_y al variare dello *strain amplitude* e del *loading rate* (equazioni 4.2 e 4.3). E' questa

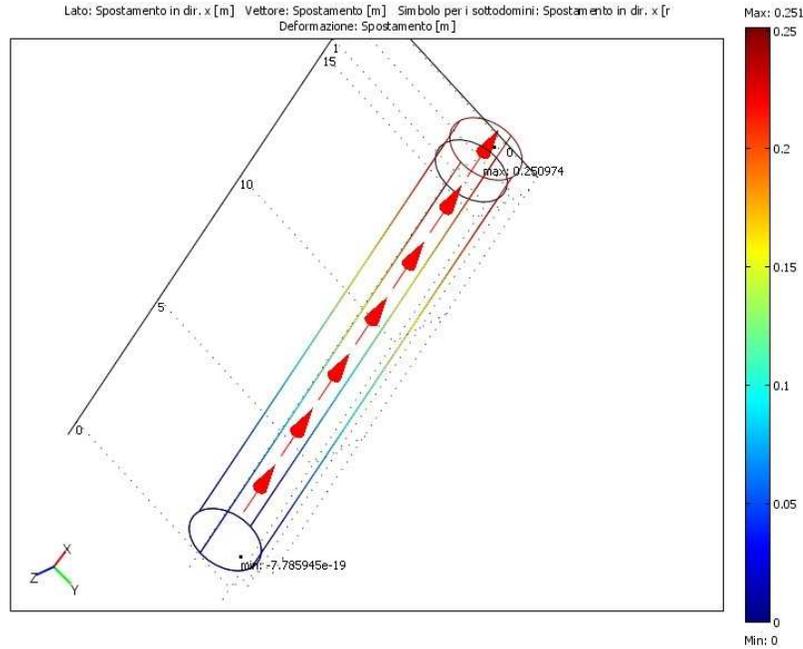


Figura 4.15: Risultati dell'analisi in *Comsol*.

la vera innovazione: infatti, il modello di Graesser, basandosi su parametri di *fitting*, esattamente come il modello migliorato, potrebbe venir adattato variando tali parametri in modo da adeguarsi a qualsiasi *loading rate* e *strain amplitude*. Va osservato che la curva ricavata mediante il modello di Graesser e rappresentata in figura 4.12 ed in figura 4.13 tiene in considerazione questo fattore. Nonostante questo, è caratterizzata, comunque, da una minore corrispondenza tra previsioni e dati sperimentali.

4.6 Conclusioni

Durante l'applicazione del modello in *Comsol Multiphysics*, risulta subito evidente come esso sia incapace di descrivere il variare della deformazione nella direzione di applicazione del carico, nonchè l'influenza del carico stesso sui piani trasversali. Essendo il modello *macroscopico* ed *uni-direzionale* non è, infatti, in grado di calcolare il gradiente di deformazione lungo l'asse x, ipotizzato coincidente con l'asse del cavo, nè le deformazioni causate sulle direzioni y e z dal carico applicato lungo tale asse. Il modello risulta, pertanto, limitato alla deduzione della sola deformazione totale, come era ovvio dalle ipotesi alla base della realizzazione di tutti i modelli macroscopici nel campo delle SMA. Ulteriori sviluppi atti a superare

questi limiti sono impossibili, in quanto tali limiti sono intrinseci alla natura del modello.

Va, comunque, notata l'estrema precisione del modello nel predire l'isteresi: il fatto che un modello macroscopico non mira alla spiegazione fisica dell'evento studiato ma solo alla sua riproduzione mediante l'utilizzo di parametri sperimentali. Un ulteriore sviluppo si potrebbe avere, come indicato dagli autori, modificando il modello in modo che tenga in considerazione la contemporanea variazione di *loading rate* e *strain level*, per poi passare ad un'ulteriore modifica che lo renda capace di descrivere cicli di carico parziali e cicli interni d'isteresi.

Questo studio è ancora aperto e, per il momento, il modello del materiale utilizzato per le analisi agli elementi finiti resta un'approssimazione di una curva sforzo-deformazione ricavata da analisi sperimentali a seconda del materiale e della geometria analizzata.

Capitolo 5

Dispositivi Molla e Contromolla

5.1 Introduzione

Lo studio delle SMA, in questi ultimi anni ha portato il loro utilizzo in nuovi campi di applicazione, fra cui la conservazione dei Beni Culturali. In particolare, in questo capitolo verranno descritti dispositivi molla-contromolla che sfruttano l'effetto della memoria di forma per la movimentazione di pannelli di protezione di superfici dipinte e per la chiusura e apertura di finestre, i primi da impiegarsi preferibilmente in ambienti aperti, i secondi, invece, finalizzati a migliorare il microclima in ambienti chiusi.

5.2 Dispositivi per la movimentazione di pannelli

A Pompei lungo via dell'Abbondanza sull'architrave dell'ampio vano d'ingresso della *Officina coactiliaria* o bottega dei feltrai (Regio IX, VII, 1) si trovano le rappresentazioni dei volti dipinti delle divinità protettrici: Sole, Giove, Mercurio e Luna. Tuttavia, col passare del tempo gli agenti atmosferici, l'esposizione al sole e altre azioni di origine antropica, hanno comportato, per le superfici dipinte, più rischi che vantaggi, per cui sono stati proposti opportuni dispositivi di protezione. I sistemi finora adottati consistono in lastre di vetro o *plexiglas* fissate direttamente sulla muratura originale delle facciate mediante zanche metalliche (ferro, ottone, ecc.).

Uno degli scopi del cantiere di via dell'Abbondanza [40, 41, 42] è stato la verifica dell'efficacia di tali presidi ed, inoltre, la valutazione dello stato di conservazione

dei dipinti e delle murature. Più in dettaglio, è stato studiato il problema del deterioramento delle superfici affrescate e della loro protezione, infatti, sulla superficie di un affresco, durante i mesi estivi si possono raggiungere temperature elevate potenzialmente pericolose per la sua integrità, a causa dell'esposizione diretta alla radiazione solare, il cui effetto viene accresciuto dall'eventuale presenza di lastre trasparenti di protezione che inducono l'effetto serra. Inoltre, si è notato che il deterioramento delle superfici pittoriche viene provocato sia dalla presenza di umidità nella struttura muraria portante, sia dall'azione diretta sulle superfici pittoriche di agenti esterni, come la pioggia ed il vento, spesso presente con velocità non trascurabili. Infine, occorre accennare ai possibili danni di natura antropica legati al comportamento di una certa percentuale di visitatori, che, purtroppo, tende a toccare le superfici dipinte.

Per queste ragioni, oltre ad ipotizzare l'eventuale applicazione di strati protettivi sulle superfici, è stata progettata una protezione degli affreschi mediante lastre trasparenti in policarbonato prodotte dalla *Bayer Sheet Europe GmbH*, dotate di un innovativo sistema di movimentazione intelligente che sfrutta le sorprendenti proprietà delle leghe a memoria di forma [40, 44, 45, 51]. In particolare, i materiali a memoria di forma sono stati sfruttati come attuatori termici, infatti, essi risultano in grado di convertire energia termica in meccanica permettendo di svolgere, allo stesso tempo, il compito di un sensore di temperatura e di un attuttore per la movimentazione dei pannelli. Ciò ha permesso di sostituire un complesso e più costoso dispositivo (costituito da un sensore di temperatura, da un'unità elettronica di controllo e da un servomotore per l'azionamento meccanico) con il sistema molla-contromolla, semplificando l'assemblaggio e limitando potenzialmente i costi.

Infatti, nel caso particolare delle molle a memoria di forma il passaggio tra la fase austenitica e quella martensitica, oltre a determinare un cambiamento di forma, porta anche a differenti proprietà meccaniche e la rigidezza K subisce una rilevante variazione. In questo modo, tale sistema è in grado di determinare autonomamente un posizionamento ottimale della lastra in funzione della temperatura, avvicinandola alla parete da proteggere se la temperatura della superficie non è troppo elevata, ed allontanandola nel caso contrario per consentire una migliore circolazione dell'aria. Inoltre, il dispositivo può essere agevolmente smontato e rimontato, caratteristica importante ai fini di una manutenzione periodica.

In primo luogo, è stato necessario valutare le temperature a cui il dispositivo è chiamato ad operare, infatti, le temperature di transizione risultano fondamentali

	Velocità (m/s)	Temperatura ($^{\circ}C$)	Umidità relativa ($\%rh$)
Range	Da 0 a 50	Da -10 a 60	Da 0 a 95
Accuratezza	0,015	0,3	3
Risoluzione	0,01	0,1	0,1

Tabella 5.1: *Range*, accuratezza e risoluzione dell'anemometro a filo caldo utilizzato per le misurazioni.

cm) a cui effettuare le misurazioni e in ognuno di questi punti sono stati raccolti dati a diverse distanze dalla parete stessa (0, 5, 10 e 15 cm). In ogni punto della *griglia* sopra definita, la misurazione è stata fatta in un periodo di tempo di 40 secondi e con un tempo di campionamento di 5 secondi, per cui ogni valore è la media di 9 dati raccolti. Si è ritenuto opportuno riportare, in questa tesi, soltanto i profili di velocità mediati tra tutte le altezze in una zona della parete, in alcune ore della giornata del 21 ottobre, soprattutto perchè dai dati raccolti la velocità del vento risulta piuttosto bassa, ma occorre considerare che le misurazioni sono state fatte in un periodo di tempo limitato a tre giorni, ed è noto che la zona mostra correnti ventose non trascurabili per buona parte dell'anno. Per quanto riguarda la temperatura e l'umidità sono state costruite le stesse mappe di cui riportiamo solo i valori medi tra tutte le misurazioni fatte ad una stessa ora della giornata in quattro zone significative del cantiere (tabella 5.2).

5.2.2 Prove sperimentali per determinare l'efficacia dell'allontanamento della lastra dalla parete

La seconda fase dello studio ha riguardato la campagna di prove in laboratorio, in cui è stata studiata in dettaglio, in condizioni più controllate, l'influenza delle lastre sul microclima che si crea nell'intercapedine tra una superficie (parete da proteggere) e la lastra stessa. Per posizionare la lastra ad una distanza ragionevole dalla parete, si è fatto riferimento ad altri casi di lastre di protezione presenti a Pompei, per questo, nel modello ricreato in laboratorio, le lastre sono state montate ad una distanza di circa 5 cm dalla parete.

Il modello creato per eseguire le prove sperimentali consiste in una lastra di compensato di spessore $S = 1,5\text{ cm}$, altezza $h = 70\text{ cm}$ e lunghezza $L = 200\text{ cm}$, come si può osservare in figura 5.2. Mediante barre filettate sono state installate due lastre di policarbonato, una a distanza, appunto, di 5 cm e l'altra di 10 cm .

TEST	MINIMO VALORE REGISTRATO	MASSIMO VALORE REGISTRATO	MEDIA TRA I VALORI REGISTRATI
Verecundus			
Velocità (m/s)	0,11	0,37	0,24
Temperatura ($^{\circ}C$)	26,6	28	27,5
Umidità (%rh)	54	58,8	56,6
Terrapieno (Verecundus)			
Velocità (m/s)	0	0,01	0
Temperatura ($^{\circ}C$)	23,6	23,7	23,7
Umidità (%rh)	63,5	63,7	63,7
Fornace (parete esterna)			
Velocità (m/s)	0,06	0,4	0,24
Temperatura ($^{\circ}C$)	26	27,8	26,8
Umidità (%rh)	57,3	59,9	59,2
Fornace (parete interna)			
Velocità (m/s)	0,01	0,04	0,01
Temperatura ($^{\circ}C$)	24,2	24,4	24,3
Umidità (%rh)	60,9	61,1	61

Tabella 5.2: i valori in tabella sono calcolati tra tutti i dati raccolti, quindi la media non corrisponde alla media tra il minimo e il massimo. I dati relativi alle zone interne del cantiere differiscono molto da quelli raccolti nelle zone esterne.



Figura 5.2: Dispositivi sperimentali per la simulazione del campo termico e dei flussi ventosi.

A conferma di questi valori, dalle successive verifiche numeriche e sperimentali è stato possibile determinare che, per quanto riguarda lo scostamento della lastra è sufficiente un'escursione di altri 5 *cm* per garantire una diminuzione della temperatura nell'intercapedine tra la lastra e la parete. Per il rilievo della temperatura sono state utilizzate sette termocoppie, poste a gruppi di tre sotto ciascuna lastra ed una nella zona centrale con il compito di registrare le condizioni termiche in assenza di protezioni e, quindi, la temperatura di riferimento. Le termocoppie hanno rilevato la temperatura fino ad una distanza di 1 *cm* dalla superficie della parete, considerata la zona di maggior interesse. Le prove sono state svolte nei mesi d'agosto e settembre, nelle ore centrali della giornata, al fine di simulare la situazione più critica che si potrebbe presentare per gli affreschi. Inoltre, sono state eseguite due serie di prove, rispettivamente su pannelli con sfondo di colore nero e di colore neutro, per simulare alcune fra le principali condizioni cromatiche reali degli affreschi. Infine, per ciascuna di esse sono state simulate sia condizioni statiche, ovvero con scarsa ventilazione, come rilevato dalla campagna di prove in loco, sia condizioni di media-forte ventilazione.

Le prove sono state svolte con 200 campioni rilevati con un intervallo di



Figura 5.3: Posizione delle termocoppie utilizzate per il campionamento della temperatura.

campionamento di 20 *sec*, per una durata totale di circa 66 minuti per prova. In particolare, in ogni prova senza vento sono stati osservati gli andamenti, sotto entrambe le lastre, delle temperature delle singole termocoppie; queste sono state paragonate con il valore della temperatura di riferimento. Si è ritenuto più utile, comunque, riportare la differenza tra la temperatura di riferimento e la media delle temperature rilevate dalle singole termocoppie sotto ogni pannello. Nel caso delle prove effettuate con scarsa ventilazione, si osserva che ad una distanza di 5 *cm* la lastra amplifica l'effetto dell'irraggiamento, mentre ad una distanza di 10 *cm* la

lastra sembra ridurlo.

Inoltre, si riportano anche gli andamenti delle prove in presenza di un flusso

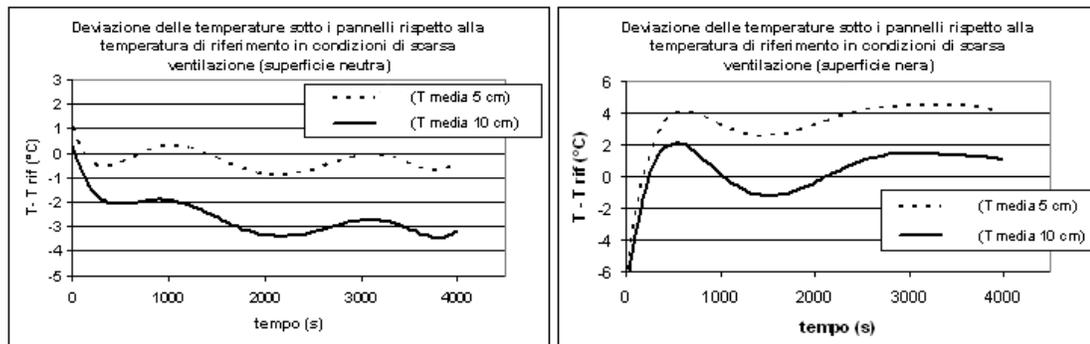


Figura 5.4: Elaborazioni del campo di temperatura in condizioni sperimentali di scarsa ventilazione.

ventoso nei grafici in figura 5.5.

In tutti i casi si nota che la temperatura rilevata sotto il pannello a 10 *cm*

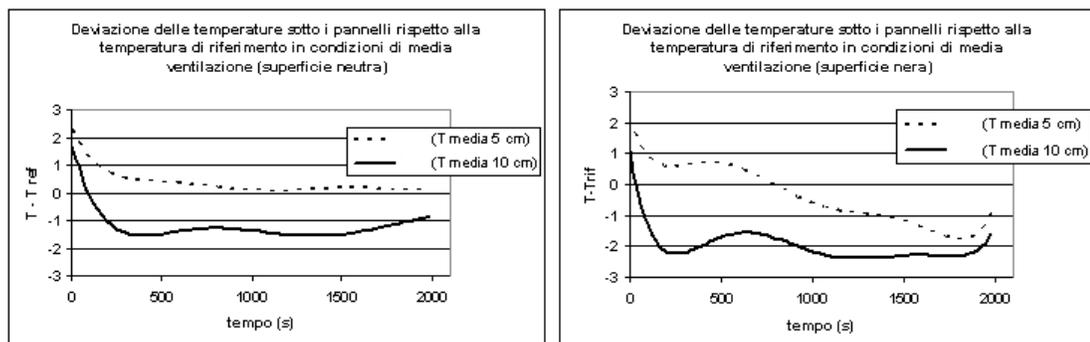


Figura 5.5: Elaborazioni del campo di temperatura in condizioni sperimentali di media ventilazione.

dalla parete è inferiore a quella rilevata sotto il pannello a 5 *cm*. È interessante osservare, a riprova dell'effetto filtrante delle lastre unito ad un loro corretto posizionamento, che nella maggior parte delle situazioni sperimentali, sotto il pannello a 10 *cm* si registra una temperatura inferiore a quella di riferimento.

5.2.3 Simulazione numerica

La simulazione dei processi di scambio termico convettivo e conduttivo associati alla messa in opera della lastra è stata svolta attraverso un modello di calcolo a

volumi finiti. Questo tipo di modellazione consiste, essenzialmente, nella scomposizione del sistema reale (modello continuo) in un numero finito di volumi di controllo (modello discreto), il cui insieme costituisce la cosiddetta mesh o griglia di calcolo. L'utilizzo di un opportuno solutore, in questo caso il codice a volumi finiti Fluent, consente di ottenere una stima delle variabili di interesse, in particolare la temperatura del fluido in ciascuna cella di calcolo. Per quanto riguarda le analisi preliminari effettuate per avere un riscontro dei dati sperimentali raccolti, sono state modellate due condizioni essenziali in cui si troverà ad operare la lastra dopo la messa in opera: la convezione naturale e la convezione forzata.

In rapida sintesi, l'analisi del regime di convezione naturale ha consentito di valutare l'influenza della presenza della lastra, al variare della sua distanza dalla parete, qualora non sia presente una ventilazione esterna significativa, al contrario, la simulazione del processo di scambio termico in condizioni di convezione forzata ha permesso di stimare la temperatura superficiale della parete nel caso in cui sia lambita da una corrente esterna (presenza di un leggero vento). Poichè dai dati registrati nel corso delle analisi sperimentali il maggior beneficio che si può individuare si riscontra nel caso di una scarsa ventilazione, sono stati confrontati i risultati relativi al caso della convezione naturale (figura 5.6). Si noti che in questo esempio la temperatura dell'aria è stata posta inizialmente a $15\text{ }^{\circ}\text{C}$ (nei grafici le temperature sono espresse in gradi assoluti: K).

In definitiva, grazie alle rilevazioni sperimentali confermate dalle simulazioni numeriche, si è verificato che l'installazione di lastre che possono assumere opportune distanze variabili dalla parete comporta vantaggi per la conservazione degli affreschi, in quanto tende a ridurre le temperature misurate sulla superficie.

Alla luce di questi risultati, la scelta è stata quella di mantenere inalterata la distanza minima preesistente tra la superficie e la lastra, la cui posizione iniziale in condizioni di bassa temperatura è di 5 cm , mentre la distanza in condizioni di alta temperatura è stata fissata a 10 cm . La fase successiva è stata quella di determinare quale lega a memoria di forma utilizzare per costruire il dispositivo di movimentazione intelligente.

5.2.4 Scelta della lega da utilizzare

La definizione della lega da utilizzare è stata supportata dai dati raccolti durante le indagini sulle temperature raggiunte in loco e da quelli forniti dai restauratori. Quindi, è stato necessario trovare una lega che presentasse valori della temperatura di transizione e dell'ampiezza del ciclo di isteresi adatti a garantire un ritorno della

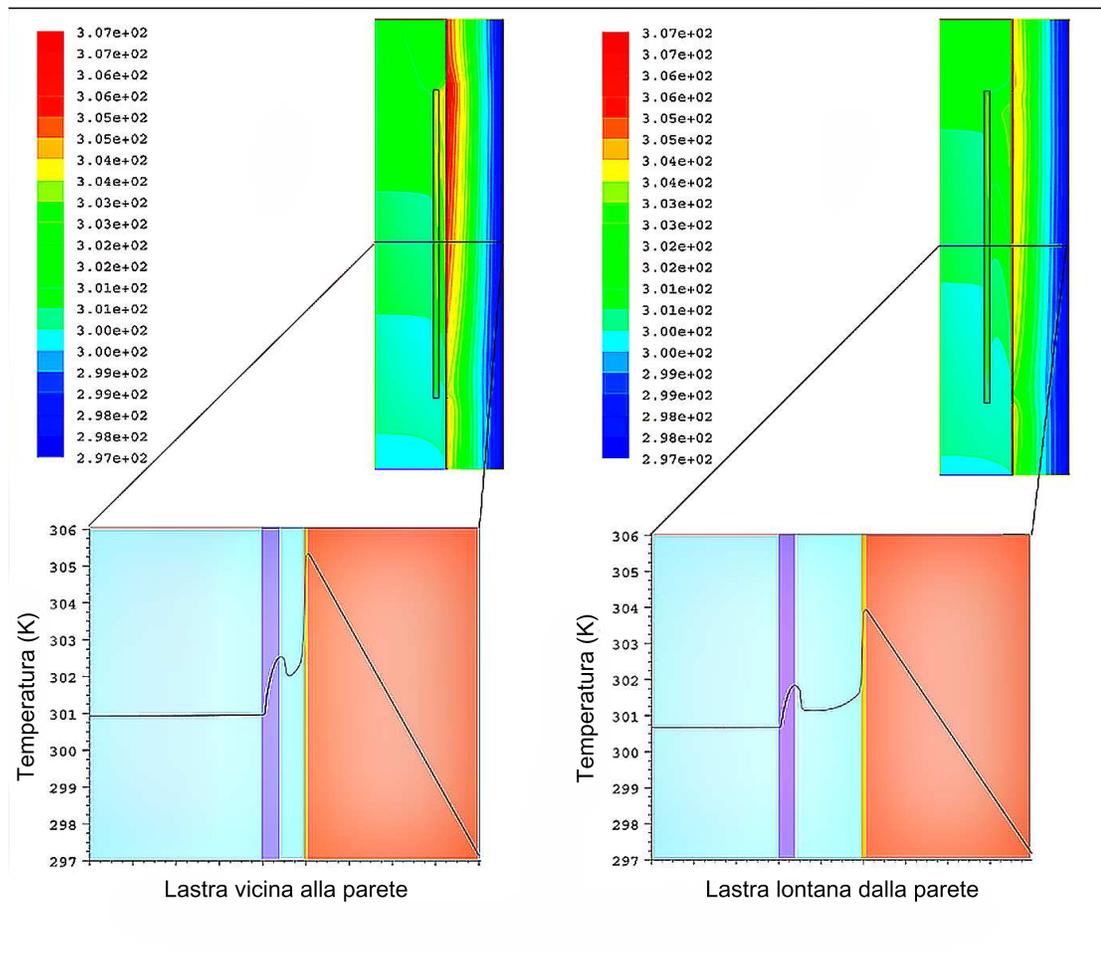


Figura 5.6: Convezione naturale: in alto a sinistra si può vedere una sezione verticale della lastra più vicina alla parete, mentre a destra una più lontana; sotto sono riportati gli andamenti della temperatura (K) lungo le sezioni orizzontali indicate in alto. Si ringrazia l'Ing. Rossi per la collaborazione in questa simulazione.

lastra vicina alla parete nelle ore meno calde della giornata e l'allontanamento dalla parete una volta raggiunte le temperature critiche. Per questo, è stato necessario trovare una lega che presentasse, in primo luogo, un ciclo di isteresi ridotto, ed in secondo luogo una temperatura di transizione vicina ai $45\text{ }^{\circ}\text{C}$, temperatura molto facile da raggiungere a Pompei al sole nei mesi estivi e definita, insieme ai responsabili del cantiere, come la temperatura critica.

Dalla letteratura è noto che le leghe NiTi senza alleganti non sono adatte all'applicazione del meccanismo oggetto di studio: infatti, pur permettendo di avvicinarsi alla temperatura di transizione voluta, presentano sempre un ciclo di isteresi molto ampio. Per ovviare a questo inconveniente e ridurre l'isteresi di

trasformazione, basandosi sullo studio eseguito alla Stanford University ed alla Raychem Corp. da W. J. Moberly e K. N. Melton [7] è stata individuata una lega NiTiCu. Le leghe ternarie, infatti, richiedono una differenza di temperatura (isteresi di trasformazione) molto inferiore a quella necessaria ad una lega binaria (NiTi) per effettuare il passaggio di fase, tenendo presente, comunque, alcune regole. Infatti, affinché il materiale conservi la proprietà della memoria di forma, che diminuisce con la quantità di titanio presente nella lega, è necessario che il rame sostituisca una percentuale del nichel, mantenendo la quota di titanio al 50%. Altri vincoli nella scelta della lega ottimale sono dovuti al fatto che il rame fa variare la temperatura M_s (inizio fase martensitica) se sostituito in percentuali $\text{Cu}\% < 30\%$, mentre non provoca alcun effetto se inserito in percentuale $\text{Cu}\% > 30\%$. Poiché il compito della molla è quello di garantire un comportamento stabile per un numero estremamente elevato di cicli di lavoro, sono di grande importanza anche le tensioni di snervamento: infatti, l'aggiunta di rame provoca una diminuzione delle tensioni di snervamento nella fase martensitica, rispetto alle leghe binarie, mentre non avvengono rilevanti variazioni nella fase austenitica. Questo fa sì che la molla in SMA richieda una minore forza per essere deformata in fase martensitica. Infine, per una lega ternaria la deformazione recuperabile resta praticamente costante col numero di cicli (invece di diminuire, come accade per quelle di tipo NiTi). Per tutte le ragioni sopra elencate, dopo un confronto tra alcune leghe a base di rame, la molla è stata realizzata utilizzando la lega NiTiCu5, che presenta un ciclo di isteresi ridotto e temperature di inizio e fine trasformazione coerenti col tipo di utilizzo previsto (tabella 5.3).

In particolare per questa lega, nel *range* di temperatura d'interesse per il

Lega	Martensite start M_s [$^{\circ}\text{C}$]	Martensite finish M_f [$^{\circ}\text{C}$]	Austenite start A_s [$^{\circ}\text{C}$]	Austenite finish A_f [$^{\circ}\text{C}$]
Ni45Ti50Cu5	30	11	36	54

Tabella 5.3: Caratteristiche della lega NiTiCu5 scelta per realizzare la molla.

progetto, i valori del modulo di elasticità E [GPa], della rigidezza K [N/mm] e le percentuali di austenite e martensite sono quelli riportati nella tabella 5.4.

Dalla tabella 5.5 si nota che i valori del modulo elastico nella martensite termica sono maggiori rispetto a quelli della martensite indotta meccanicamente: questo perché nel materiale, esiste una differenza a livello microstrutturale: la martensite termica è un materiale isotropo e il modulo elastico non risente di alcuna direzione preferenziale, mentre in quella indotta meccanicamente prevale la

Temperatura [$^{\circ}C$]	Modulo di Young [Gpa]	Rigidezza [N/mm]	% Aust.	% Mart.
35	28	0,16	0	100
40	33	0,19	18,8	81,2
45	41	0,23	47,3	52,7
50	51	0,28	85,6	14,4
55	54	0,30	100	0

Tabella 5.4: Caratteristiche della lega NiTiCu5.

direzione d'applicazione del carico.

Modulo di Young E [Gpa]		Martensite termica T = 15 [$^{\circ}C$]	Austenite T = 70 [$^{\circ}C$]	Martensite indotta T = 70 [$^{\circ}C$]
Diametro filo mm	0,9	28	55	23

Tabella 5.5: Caratteristiche del filo scelto per realizzare la molla.

5.2.5 Progettazione del dispositivo: dimensionamento della molla in SMA

Il dispositivo progettato è formato da due molle in opposizione, una a memoria di forma e l'altra in normale acciaio. Infatti, come è stato detto nell'introduzione, nel caso particolare delle molle in SMA, il passaggio tra la fase austenitica e quella martensitica, oltre a determinare un cambiamento di forma, porta anche a modificare le proprietà meccaniche e la rigidezza K subisce una rilevante variazione, passando da un valore più basso (K_M : rigidezza nello stato martensitico) a uno più alto (K_A : rigidezza della lega in fase austenitica). La differenza di rigidezza tra le due, al variare della rigidezza della molla a memoria di forma, consente alla lastra di avvicinarsi e allontanarsi dalla parete se si verifica la seguente condizione: $K_M < K_{acc} < K_A$.

Sia la molla a memoria di forma sia quella in acciaio sono state scelte con una geometria elicoidale a base piana e passo costante. Di seguito si riportano le notazioni usate nelle formule: d = diametro filo; D = diametro medio della molla; n = numero di spire attive (le spire d'estremità non sono considerate tali visto che la loro funzione è solamente quella di chiusura della molla e di appoggio ai sostegni terminali); c = indice della molla, che si calcola come $c = Dd$; P = carico applicato alla molla; d = accorciamento; τ_{tors} = sforzo di taglio; σ_{max} = massima resistenza a taglio; τ = tensione tangenziale di torsione; G = modulo di taglio;

K = rigidezza della molla; k_s = fattore di correzione dello sforzo. L'equazione per l'abbassamento della molla dovuto al solo contributo della torsione è calcolabile grazie al metodo di Castigliano, trascurando l'effetto della tensione di taglio trasversale ai fini dell'accorciamento:

$$\delta = \int_0^L T \frac{\partial T / \partial Q}{GK^I} dx = \int_0^{2\pi n} \frac{(PD/2)(D/2)}{G(\pi d^4/32)} \left(\frac{D}{2} d\theta\right) = \frac{4PD^3}{\pi G d^4} \int_0^{2\pi n} d\theta$$

sviluppando questa equazione si ottiene:

$$\delta = \frac{8PD^3 n}{Gd^4}$$

con:

$$Q = P$$

$$K^I = J = \frac{\pi d^4}{32}$$

Il modulo di taglio è definito come:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

dove si indica con E il modulo elastico del materiale e con ν il rapporto di Poisson (o coefficiente di contrazione trasversale), il cui valore, rilevabile sperimentalmente, viene assunto per tutti i materiali metallici pari a:

$$\nu = 0,3$$

Una complicazione nel progettare una molla con SMA consiste nel fatto che il modulo di taglio G non è costante, ma varia notevolmente a seconda delle trasformazioni del materiale (in alcune leghe si possono raggiungere variazioni del 300%): non è, quindi, sufficiente, come invece nel caso di una normale molla, ottenere la relazione forza/accorciamento, considerando che la contrazione del materiale è funzione anche della temperatura.

L'equazione per la deformazione a taglio è:

$$\gamma = \frac{\delta d}{\pi n D^2}$$

Caratteristica peculiare di queste molle è il genere di tensione dovuto all'applicazione del carico: l'intera lunghezza del filo attivo, escluse le spire inattive, è soggetta a torsione. L'equazione dello sforzo di taglio per molle costituite da fili

a sezione circolare risulta:

$$\tau_{tors} = \frac{8PD}{\pi d^3} k_s = \frac{8Pc}{\pi d^2} k_s$$

dove il fattore di correzione k_s si calcola con la formula di Wahl:

$$k_s = \frac{4c - 1}{4c - 4} + \frac{0,615}{c}$$

La rigidezza della molla è data da:

$$K = \frac{P}{\delta} = \frac{Gd^4}{8D^3n} = \frac{Gd}{8c^3n}$$

Poichè durante la fase di progettazione delle molle in acciaio si fa sempre riferimento alla legge elastica:

$$P = K\delta$$

con δ definito precedentemente, anche per la definizione dei parametri caratteristici della molla SMA si è assunto un comportamento lineare tra carico P e deflessione δ .

Procedendo nel calcolo, occorre considerare che le dimensioni di D , d ed n cercate, sono dettate dalla forza e dal rapporto tra elongazione e accorciamento nonché dalle dimensioni che l'attuatore dovrà avere: la forza esercitata è definita dal diametro del filo (d) e da quello della molla (D), mentre l'elongazione è definita dal numero di spire attive (n). A questo punto, per avere un valido strumento di calcolo che si possa applicare a qualunque tipo di geometria di molla, sono richiesti, tra i parametri caratteristici del materiale, gli effettivi moduli di taglio alle varie temperature di trasformazione delle due fasi e il valore massimo della resistenza a taglio. Quest'ultimo risulta essere:

$$\sigma_{max} = \frac{\sigma_y}{2} = \frac{520}{2} = 260MPa$$

dove con σ_y si intende il minore degli sforzi di snervamento del materiale, cioè quello in fase martensitica.

A questo punto è possibile calcolare il modulo di taglio in campo completamente martensitico:

$$G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu)} = \frac{28}{2,6} = 11GPa$$

il modulo di taglio in campo completamente austenitico:

$$G_a = \frac{E_a}{2(1 + \nu)} = \frac{55}{2,6} = 21 \text{GPa}$$

la deformazione di taglio in campo completamente martensitico:

$$\gamma_m = \frac{\sigma_{max}}{G_m} = \frac{260}{11 \cdot 10^3} = 0,024 = 2,4\%$$

e la deformazione di taglio in campo completamente austenitico:

$$\gamma_a = \frac{\sigma_{max}}{G_a} = \frac{260}{21 \cdot 10^3} = 0,012 = 1,2\%$$

Il valore massimo della deformazione di taglio ammissibile γ_{max} fa riferimento alla durata a fatica della molla (in genere il limite si assume per 10^6 cicli) e si osserva che per questo motivo, di frequente, il valore trovato di γ_m a basse temperature è troppo alto. Si preferisce, pertanto, usare come valore massimo dello sforzo a taglio per una lega ternaria NiTiCu, $\gamma_{max} = 2\%$ al fine di realizzare un progetto ottimale. In tale modo è stato possibile calcolare la differenza di deformazione di taglio $\Delta\gamma$ tra le due fasi:

$$\Delta\gamma = \gamma_m - \gamma_a = 0,02 - 0,012 = 0,008 \Rightarrow 0,8\%$$

Dalle equazioni precedenti, scegliendo opportunamente i valori della forza P (sulla base delle dimensioni del dispositivo da realizzare e delle forze in gioco) e dell'elongazione necessaria, si possono ricavare i valori di c , d e D . Il passo seguente consiste nel calcolare il numero effettivo di spire, sempre ricordando che $n_{tot} = n + 2$. Tenendo conto del fatto che l'elongazione S è la differenza tra la dimensione a bassa e ad alta temperatura, pari a $\delta_m - \delta_a$, e che il numero di spire è proporzionale alla differenza tra la deformazione a taglio a bassa e ad alta temperatura, il numero di spire della molla sarà data dall'equazione:

$$n = \frac{Sd}{\pi D^2 \Delta\gamma} = \frac{S}{\pi c D \Delta\gamma}$$

La minima forza di ritorno, che è la minima forza necessaria per deformare la molla in SMA alle basse temperature si può ricavare dall'equazione:

$$F_{r-sma} = \delta_m K_m$$

Mentre, considerando che:

$$K_a = \frac{\Delta F_{sma}}{\Delta \delta} = \frac{F_{max-sma} F_{r-sma}}{S}$$

La massima forza esercitata dalla molla sarà:

$$F_{max-a} = (K_a S) + F_{r-sma}$$

Per il calcolo della molla è più comodo procedere in maniera iterativa: tramite un foglio di calcolo è stato possibile eseguire rapidamente i calcoli al variare delle incognite e valutare, quindi, le possibili varianti di molla in lega a memoria di forma tra cui scegliere, in modo da soddisfare le condizioni di carico volute. In ogni caso, si richiede che il diametro del filo sia maggiore di $0,9 \text{ mm}$ per garantire una buona lavorabilità del materiale, un diametro inferiore potrebbe dare dei problemi comportando una riduzione del diametro medio della molla ed un aumento nel numero di spire, col rischio di inflessioni laterali. Inoltre, basandosi sugli esiti di diverse esperienze citate in letteratura [5, 6, 7] l'indice della molla c è stato assunto uguale a 15 (di conseguenza il coefficiente di Wahl k_s vale 1,09). Sulla base di quanto detto è stato possibile calcolare le caratteristiche della molla in SMA che sono riportate in tabella 5.6.

Caratteristiche della molla	n spire	d filo	D molla	L_{min}	L_{max}
SMA	13	1,3 mm	20 mm	17,44 mm	146,5 mm

Tabella 5.6: Caratteristiche della molla in SMA. Si indica con L_{min} la lunghezza della molla compressa e con L_{max} la lunghezza della molla estesa.

5.2.6 Progettazione del dispositivo: dimensionamento della molla antagonista

Una volta note le caratteristiche della molla in SMA, è stato possibile ricavare anche quelle per la definizione dei parametri della molla di opposizione basandosi sulle specifiche imposte dall'accoppiamento tra le due. Partendo dai dati riportati in letteratura [9], è stato scelto un acciaio C85, con modulo di taglio $G = 78500 \text{ MPa}$. Ad alta temperatura, la molla in acciaio deve lasciarsi comprimere da quella in SMA, mentre, a bassa temperatura, dev'essere in condizione di poterla comprimere a sua volta. La rigidezza della molla di contrasto va, perciò, scelta con valore compreso tra quello delle rigidezze caratteristiche delle due fasi (austenitica e martensitica) della molla in NiTiCu5: $K_M < K_{acc} < K_A$, si è optato per $K_{acc} \cong 0,06$.

Per quanto riguarda le caratteristiche geometriche, esse devono essere analoghe tra i due componenti, a garanzia del corretto funzionamento dell'attuatore,

in particolare l'accorciamento della molla in acciaio deve essere almeno pari all'allungamento utile di quella SMA ($S = 30 \text{ mm}$). Imponendo un diametro del filo pari a $d = 1 \text{ mm}$ (per garantire facile reperibilità sul mercato) e come valore del diametro medio $D = 20 \text{ mm}$ in modo che fosse uguale a quello della molla in SMA per poter inserire il perno di supporto all'interno delle due molle, evitando, così, movimenti laterali, è stato calcolato il numero di spire ottimale della molla in acciaio:

$$K_{acc} = \frac{Gd^4}{8D^3n} \Rightarrow n = \frac{Gd^4}{K_{acc}8D^3} = \frac{78500 \cdot 1^4}{0,06 \cdot 8 \cdot 20^3} \Rightarrow n_{ottimale} \approx 18$$

A seguire è stata valutata la forza minima che esercita la molla in SMA e, di conseguenza, la forza di compattamento della molla in acciaio:

$$F_{min-sma} = K_m [L_F - (L_S + S)] \approx 3,5N$$

La forza massima richiesta può essere ricavata, quindi, dall'equazione di:

$$K_{acc} = \frac{\Delta F_{acc}}{\Delta \delta} = \frac{F_{max-acc} - F_{min-sma}}{S}$$

quindi,

$$F_{max-acc} = (K_{acc}S) + F_{min-sma} = 5,55N$$

Poichè il margine al compattamento è:

$$M_c = 0,1 \frac{F_{max-acc}}{K_{acc}} = 9,25mm$$

La forza di compattamento sarà:

$$F_{compattamento} = F_{max-acc} + (K_{acc}M_c) = 6,105N$$

Quindi, dai risultati ottenuti risulta che la molla in acciaio è in grado di vincere la forza della molla in SMA quando quest'ultima è in fase martensitica e, viceversa quando la molla in SMA è in fase austenitica. In tabella 5.7 sono riassunte le principali caratteristiche delle due molle che formano il dispositivo.

5.2.7 Realizzazione del dispositivo

Il filo in SMA scelto ($d = 1,3 \text{ mm}$) è stato, prima, trattato termicamente con una procedura di rinvenimento per ripristinare la microstruttura modificata durante

Proprietà	Molla in SMA	Molla d'opposizione
Materiale	NiTiCu5	Acciaio C85
n. [<i>spire</i>]	13	18
d [<i>mm</i>]	1,3	1
K [<i>N/mm</i>]	Fase Austenitica 0,03 Fase Martensitica 0,09	0,06
D medio [<i>mm</i>]	20	20

Tabella 5.7: Caratteristiche delle molle impiegate nel dispositivo di movimentazione.

l'estrusione, poi, è stato sottoposto ad una serie di trattamenti termici per ottenere la memorizzazione della forma a livello macroscopico in fase austenitica. In questo caso, la molla è stata realizzata per essere facilmente deformabile quando si trova in fase martensitica, a basse temperature e recuperare, invece, una forma austenitica estesa quando raggiunge le alte alte temperature, cioè la fase austenitica. In particolare, attorno ai $45\text{ }^{\circ}\text{C}$ si espande e la sua costante elastica aumenta rendendo la molla più rigida. E' importante notare che, come osservato durante il processo di training (capitolo 3), anche se l'effetto sfruttato in questo caso è quello della memoria ad una via, si tratta di un attuatore a due vie, infatti, il dispositivo assume due posizioni differenti semplicemente al variare della temperatura senza un ulteriore intervento esterno.

Successivamente alla realizzazione della molla, sono state effettuate, presso i laboratori della II Facoltà di Ingegneria, delle prove meccaniche mirate che hanno permesso di calcolare esattamente le caratteristiche della molla stessa ad alte e a basse temperature, verificando quanto i risultati ottenuti in fase di progetto, si avvicinassero ai valori misurati. Infatti, mentre i dati presenti in letteratura relativi alla molla in acciaio sono più veritieri, quelli sui materiali a memoria di forma, non lo sono, dipendendo da un elevato numero di variabili. Quindi, poichè i calcoli sono stati fatti utilizzando valori generici per una lega NiTiCu, si è ritenuto opportuno effettuare delle verifiche prima di procedere nella realizzazione dell'intero dispositivo. A questo proposito è stata condotta una serie di *test* sperimentali finalizzati alla definizione delle proprietà delle molle, in particolare alla determinazione della rigidità sia nella fase austenitica che in quella martensitica (tabella 5.8).

Oltre a confermare i risultati dei calcoli, i dati in tabella dimostrano che la scelta di utilizzare la lega NiTiCu5 è stata corretta, infatti, al variare della temperatura tra $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $55\text{ }^{\circ}\text{C}$, presenta un sollecito passaggio tra le due fasi e, quindi,

Temperatura [$^{\circ}C$]	Modulo di Young [GPa]	Rigidezza [N/mm]	% Aust.	% Mart.
30	28	0,03	0	100
55	54	0,09	100	0

Tabella 5.8: Caratteristiche delle molle impiegate nel dispositivo di movimentazione: valori medi risultanti dalle prove sperimentali.

un'isteresi termica ridotta se la si confronta con leghe classiche a due componenti NiTi.

5.2.8 Assemblaggio

Dopo aver definito e verificato le caratteristiche delle molle e di tutti i componenti del dispositivo, sono stati studiati il comportamento dinamico del sistema e la presenza di eventuali incompatibilità geometriche attraverso una simulazione al calcolatore con l'ausilio di un programma CAD: i risultati hanno dimostrato l'assenza di incompatibilità geometriche e di interferenze fra i componenti, sia ad alte che a basse temperature. Le molle, infatti, sia nella condizione compatta che nella condizione estesa, non presentano interferenze né fra le spire né con i perni su cui sono inserite. Attualmente, è stato realizzato un prototipo che garantisce una corsa di 5 *cm*, come richiesto sulla base dello studio iniziale, e può lavorare per lungo tempo all'interno del *range* di temperature richieste, in modo da scongiurare situazioni critiche per le pareti (figura 5.7). Esso permette la visione indisturbata di ciò che si sta osservando; inoltre, interferisce il meno possibile con le strutture su cui è installato.

5.3 Dispositivo intelligente per la movimentazione di finestre

In Italia i beni culturali sono, come noto, particolarmente numerosi ed ovviamente devono essere salvaguardati e preservati con particolare cura in quanto risorse non rinnovabili. La distruzione di un'opera d'arte è una perdita di incalcolabile valore non solo economico, ma principalmente storico e culturale. La scienza può fornire un contributo determinante in questo senso, non solamente per restaurare a danno avvenuto, ma anche per prevenire un eventuale degrado. Sfruttando sempre le capacità delle molle memoria di forma di cambiare la propria rigidezza al variare



Figura 5.7: Immagine del dispositivo molla-contromolla per la movimentazione di lastre.

della temperatura, è stato progettato un dispositivo in grado di aprire e chiudere infissi, in modo da consentirne una movimentazione in funzione della temperatura raggiunta all'interno del luogo in cui opera.

Per comprendere l'importanza del dispositivo oggetto di studio, si deve considerare che la mancanza di un adeguato ricambio d'aria in un ambiente particolarmente sensibile, come ad esempio quello in cui siano conservate opere d'arte, può dare luogo facilmente a condizioni termoigrometriche interne nocive per i beni da salvaguardare. Inoltre, il microclima all'interno del sito considerato influisce in modo non trascurabile su coloro che vi si trovano ad operare. Un gran numero di edifici non è equipaggiato con adeguati sistemi o impianti per la ventilazione. In queste condizioni, quando la portata d'aria esterna per infiltrazione non è sufficiente ad assicurare il *comfort* interno, sono gli occupanti stessi degli ambienti ad operare, periodicamente, un controllo delle condizioni ambientali per mezzo dell'apertura di porte e/o finestre (arieggiamento/aerazione).

Recentemente, si è assistito ad un crescente interesse nell'impiego accoppiato di impianti di ventilazione meccanica con sistemi di ventilazione naturale. Questi sistemi spesso, oltre all'adozione di tradizionali bocchette (griglie) di ventilazione, fanno uso anche di finestre e/o *louvres* apribili.

Solitamente, un sistema di controllo della temperatura è composto da tre par-

ti: un sistema sensibile alla temperatura, un processore elettronico, un attuatore elettrico. Nel caso in cui si faccia uso di un componente in materiale a memoria di forma tutte queste funzioni sono raggruppate insieme garantendo maggiore affidabilità e minori costi.

5.3.1 Progetto del sistema di movimentazione

Sfruttando lo stesso funzionamento descritto nei paragrafi precedenti, è stato definito il progetto di un dispositivo che sfrutta, appunto, una molla a memoria di forma per aprire e chiudere una finestra. In figura 5.8 viene rappresentato, in linea di massima, lo schema del progetto da realizzare: il punto di riposo del sistema consiste, per il *range* di temperature previsto, nella completa chiusura dell'inferno. In questa fase la molla SMA si trova in fase martensitica e viene completamente compressa dal peso della cremagliera (o di una contromolla di sicurezza in acciaio). Al raggiungimento della soglia massima stabilita di temperatura, si ha la transizione della molla in fase austenitica: in questa condizione la rigidità aumenta e la molla SMA è in grado di vincere l'opposizione della forza peso facendo compiere alla dentiera la corsa necessaria a ottenere una rotazione del pannello dell'angolo desiderato (45°), in modo da raggiungere la condizione di apertura. Il perno intorno al quale scorre la molla da un lato è rigidamente collegato alla cremagliera, mentre, sull'altra estremità prevede un blocco di fine corsa (sarà possibile registrare l'escursione della molla in modo da poter variare l'angolo di rotazione per diminuire o aumentare l'apertura della finestra seconda delle esigenze). Il *lower* è fissato, in mezzzeria, ad un supporto a L a sua volta saldato sull'asse della ruota dentata. L'espansione della molla fa compiere alla cremagliera una corsa tale da far ruotare l'ingranaggio quanto basta per aprire il pannello dell'angolo desiderato. Il sistema viene alloggiato in un ferro a C su cui imperniare l'asse della ruota.

5.3.2 Test sperimentali per determinare la rigidità della molla

Nella fase di progettazione del prototipo, è stata utilizzata una molla in NiTiCu5 già in dotazione al laboratorio della II Facoltà di Ingegneria. È stata, quindi, condotta una serie di *test* sperimentali finalizzati alla determinazione della rigidità [N/mm] sia nella fase austenitica che in quella martensitica della molla.

Considerando la caratteristica della molla, cioè che è in grado di estendersi

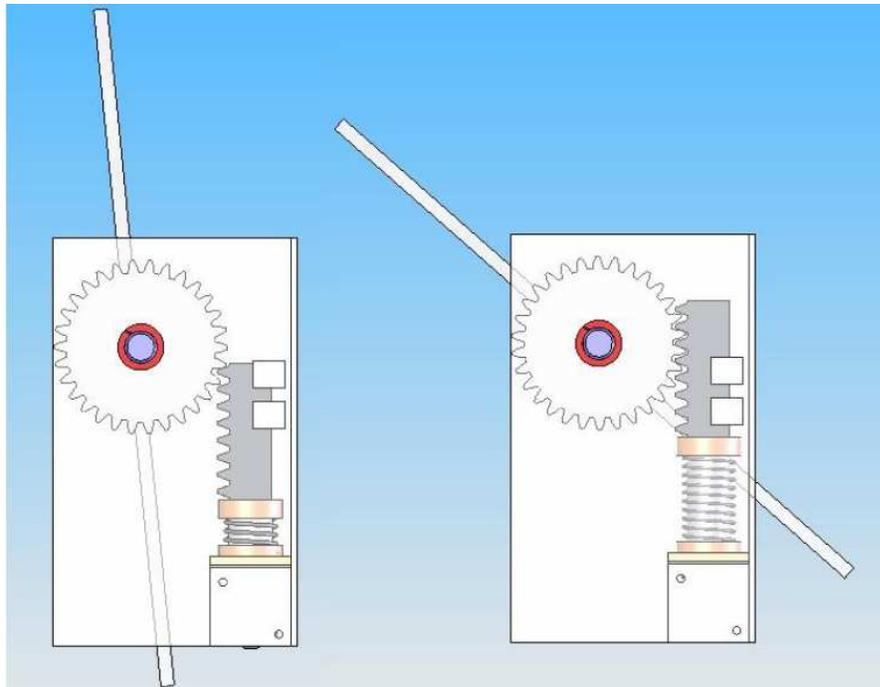


Figura 5.8: A sinistra posizione chiusa della finestra che si verifica a basse temperature e, a destra posizione aperta che si verifica ad alte temperature.

ad alte temperature, è stato progettato e successivamente realizzato un supporto costituito da una base cilindrica a cui è avvitato un perno che serve da guida alla molla, per evitare disassamenti durante i cambiamenti di fase. Sono stati realizzati dischetti metallici da 125 grammi da utilizzare per determinare il ΔL della molla e, conoscendo il peso, la rigidezza della molla.

Tenendo presente il comportamento della molla in SMA che passando dalla fase martensitica a quella austenitica si espande, è stata stabilita una procedura da eseguire per determinare la rigidezza che prevede due modalità differenti a seconda della rigidezza che si sta calcolando: K_A o K_M . Per calcolare il valore di K_A (figura 5.9) le fasi sono state:

- riportare la molla sempre in fase martensitica;
- aggiungere il peso;
- misurare l'altezza di partenza;
- riscaldare la molla fino a raggiungere la fase austenitica;
- misurare l'altezza finale raggiunta dalla molla.

Invece, per misurare il valore di K_M il procedimento è consistito nel:

- riscaldare la molla fino al raggiungimento della fase austenitica libera da pesi;
- misurare l'altezza raggiunta;
- portare la molla in fase martensitica;
- aggiungere il peso;
- misurare l'altezza finale raggiunta.

Una volta effettuate le misure della rigidezza in fase austenitica i dischetti sono risultati troppo pesanti per ricavare anche la rigidezza in fase martensitica, quindi, è stato realizzato un recipiente dotato di un foro in cui è stata inserita una boccia per permettere il movimento lungo il perno garantendo il minimo attrito. In questo modo è stato possibile introdurre variazioni di peso inferiori al caso del calcolo della rigidezza austenitica (figura 5.10).

Dai risultati ottenuti, sono stati ricavati i grafici carico-allungamento (figu-



Figura 5.9: Per misurare gli allungamenti e gli accorciamenti è stato utilizzato un truschino che è uno strumento che solitamente viene utilizzato nella tracciatura di pezzi meccanici. È formato da una base spianata su cui è fissata un'asta lungo la quale è libero di muoversi un graffietto, la cui punta determina la posizione della linea o del punto che si intende misurare.

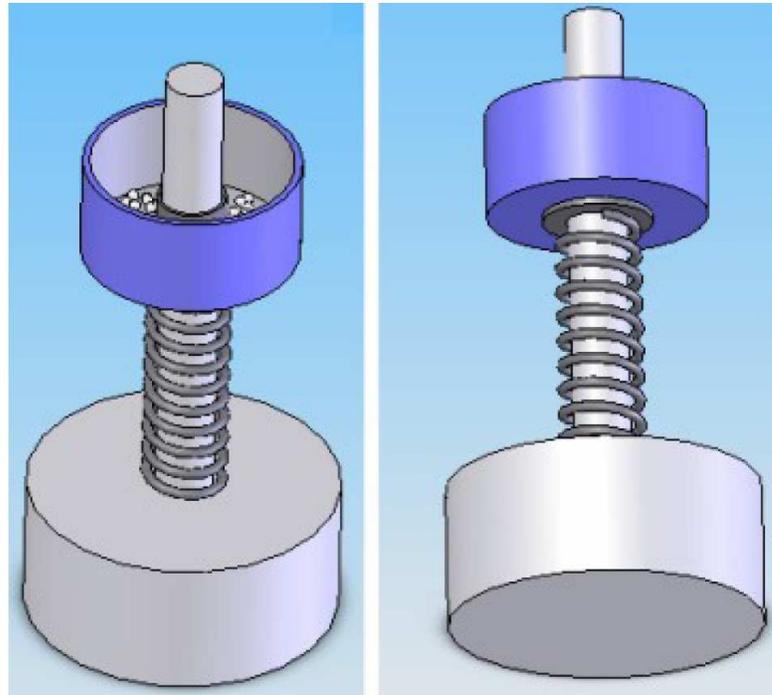


Figura 5.10: Il recipiente è costituito da un cilindro cavo in materiale plastico dotato di un foro sulla base in cui è stata inserita una boccia per consentire il movimento lungo il perno con il minimo attrito.

ra 5.11 in alto e a sinistra in basso). La pendenza della retta rappresentativa di ciascuna prova ha permesso di ricavare la rigidezza come rigidezza media delle tre prove effettuate.

Per quanto riguarda K_M , invece, il ΔL è stato calcolato come la differenza tra la lunghezza massima della molla riscaldata senza peso e le misure ottenute di volta in volta dalle prove.

I valori raccolti sono stati graficati e la tangente dell'angolo di inclinazione della retta interpolante ha fornito il valore della rigidezza per la fase martensitica, che è risultata $0,0311 \text{ N/mm}$ (figura 5.11 in basso a destra), inferiore, quindi, a quello austenitico, come in effetti ci si aspettava. In tabella vengono riportate le caratteristiche della molla al variare della temperatura, in particolare, lo stato martensitico è pienamente sviluppato a temperatura ambiente e si ha totale presenza di austenite a circa 60°C .

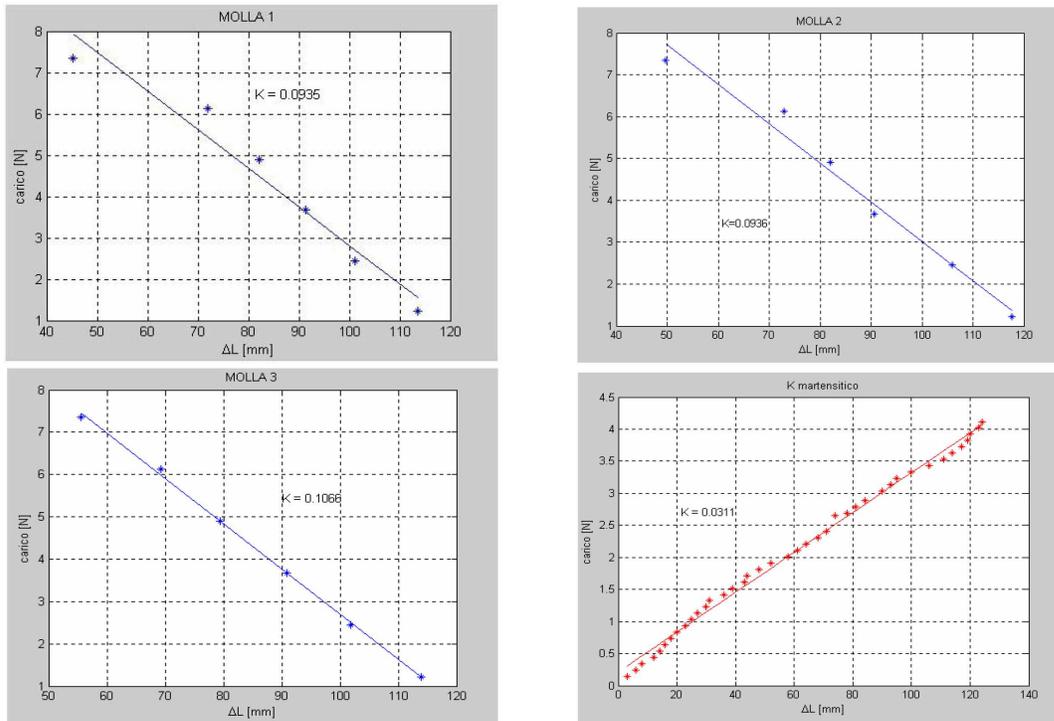


Figura 5.11: Determinazione della rigidezza in fase austenitica e martensitica.

5.3.3 Osservazioni sul progetto

Una volta dimensionata la molla SMA e tutte le parti costitutive sarà possibile applicare l'attuatore ad una finestra reale semplicemente ricalcolando i parametri per progettare una nuova molla.

Inoltre, i *test* di laboratorio hanno consentito di calcolare che sono sufficienti 375 *gr* per comprimere la molla quando si trova in fase martensitica e ad assicurare, quindi, la chiusura del dispositivo. Per questo è stato fissato il peso minimo della cremagliera e dei componenti che la molla deve sollevare a 400 grammi. In questo modo, infatti, la molla è in grado di lavorare senza l'ausilio di una molla di opposizione in quanto il peso del dispositivo, quando questa si trova in fase martensitica, a basse temperature, è sufficiente a comprimerla.

Visto il largo margine dimensionale (la molla deve alzare, per una corsa di 20 *mm*, un peso di soli 400 *gr*, inferiori alla forza massima che è in grado di esercitare, come evidenziato dalle prove meccaniche), non si è ritenuto necessario eseguire verifiche considerando anche gli attriti (che sono comunque presenti tra i denti ruota e quelli della cremagliera, tra la cremagliera e la guida, tra cuscinetto e perno, ma trascurabili).

A differenza del dispositivo utilizzato per la movimentazione dei pannelli, in

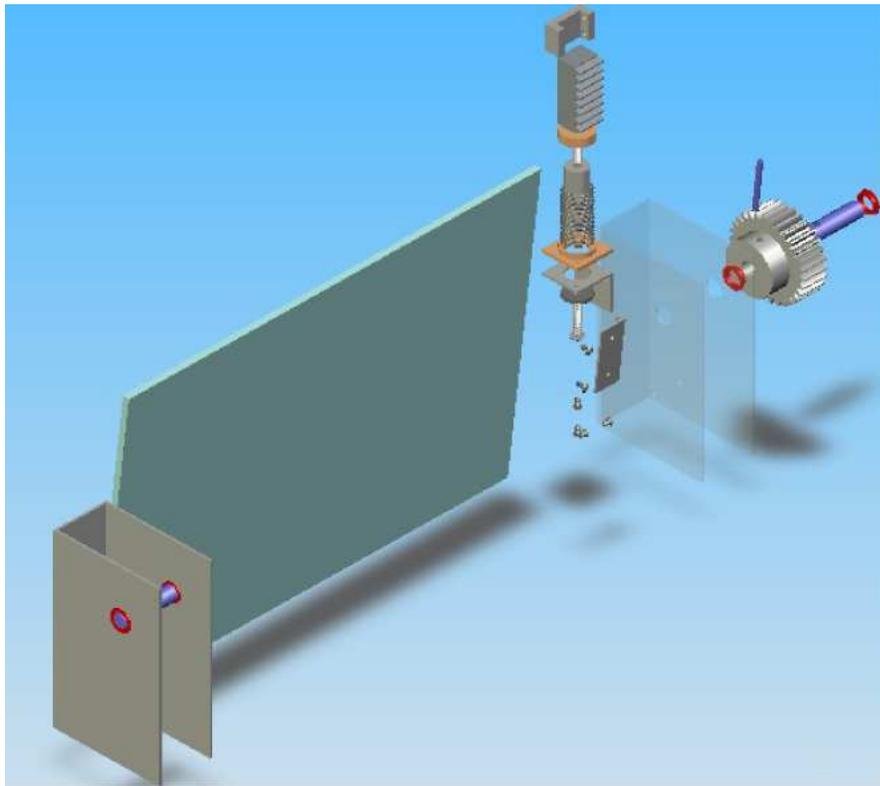


Figura 5.12: Esploso del sistema progettato.

questo caso non è stato possibile, per il momento, realizzare il prototipo, ma grazie al modellatore solido *Solidworks*®, con il quale è stato interamente realizzato il disegno progettuale dell'infisso (figure 5.12 e 5.8), sono state eseguite simulazioni al calcolatore che hanno verificato il corretto dimensionamento dei componenti, il rispetto dei limiti imposti sugli ingombri, la movimentazione del pannello e la corsa della molla, l'assenza di interferenze tra le spire della molla ed il corretto accoppiamento tra molla e superfici d'appoggio sia ad alte che a basse temperature (molla estesa e contratta).

Si precisa che il peso complessivo da sollevare è stato valutato pari a 246 grammi, inferiore, quindi, a quello necessario per riportare il *louver* in posizione di completa chiusura. Per questo, non si potrà prescindere dall'utilizzare una molla di opposizione oppure aggiungere il carico attraverso componenti più pesanti.

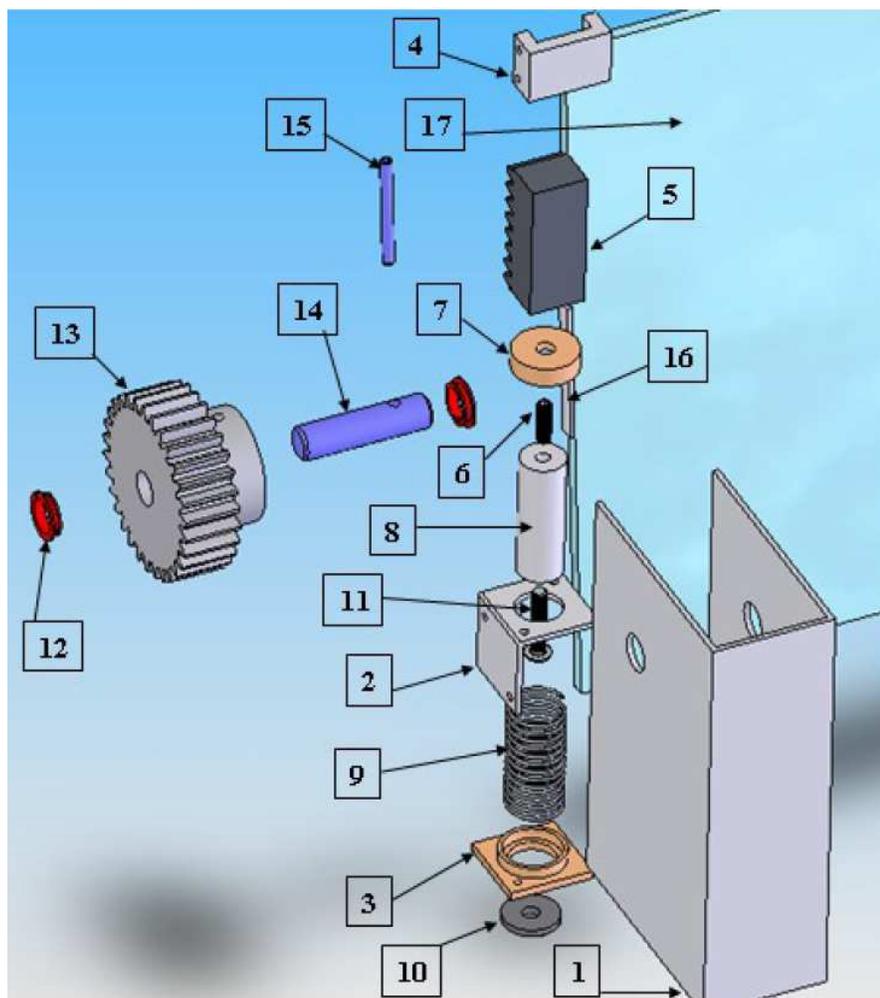


Figura 5.13: Distinta base di progetto.

N°	Descrizione	Materiale	Quantità	Volume	Massa
1	ferro a C	lamiera			
2	staffa	lamiera	1	2996 mm^3	
3	boccola inferiore	inox	1	2444 mm^3	20 <i>gr</i>
4	guida dentiera	ferro	1	4329 mm^3	
5	cremagliera	nylon, anima in acciaio	1	17260 mm^3	138 <i>gr</i>
6	vite ISO 4029	acciaio	1	246 mm^3	0,25 <i>gr</i>
7	boccola superiore	inox	1	1616 mm^3	13 <i>gr</i>
8	perno di guida	inox	1	8346 mm^3	67 <i>gr</i>
9	molla SMA	NiTiCu5	1	1016 mm^3	
10	anello di battuta	C 45	1	844 mm^3	7 <i>gr</i>
11	vite ISO 7380	acciaio	1	553 mm^3	0,55 <i>gr</i>
12	cuscinetto	PA 66	4	203 mm^3	
13	ruota dentata	PVC	1	69871 mm^3	
14	albero	inox	2	5131 mm^3	
15	spina ISO 8752	acciaio	1	312 mm^3	0,31 <i>gr</i>
16	supporto pannello	lamiera	2	1854 mm^3	
17	louver	PMMA	1	437500 mm^3	
	viti M3 e dadi	acciaio	10		

Tabella 5.9: Distinta base di progetto (la numerazione indica l'ordine di assemblaggio suggerito).

5.4 Conclusioni

Attraverso questi studi, in primo luogo, è stata definita una procedura di base per il dimensionamento di attuatori a memoria di forma per la movimentazione di lastre di protezione di dimensioni differenti da quella considerata nello studio ed, in secondo luogo, è stato sviluppato un progetto per l'apertura e chiusura di finestre in modo da facilitare l'aerazione di ambienti chiusi. I dispositivi qui presentati possono sicuramente contribuire al controllo del microclima dell'ambiente in cui si trovano manufatti d'arte. Infatti, in questi ultimi anni, purtroppo, si è avuto in alcune situazioni un incremento del degrado ambientale, sia a causa del maggiore inquinamento atmosferico che dell'aumentata fruizione delle opere d'arte, la quale spesso porta a condizioni ambientali forzate e non adeguate alla conservazione. Circostanza non favorevole per la conservazione è, ad esempio, la presenza di un elevato numero di turisti che, in mancanza di adeguata ventilazione, con il loro apporto di calore e vapore, tende a far aumentare il contenuto di anidride carbonica e di umidità relativa causando un allontanamento dalla condizione di stabilità ambientale. Naturalmente, va sempre rimarcato che per assicurare l'efficacia di questi dispositivi in uno specifico contesto, è necessario premettere al loro utilizzo un'indagine dettagliata di tipo microclimatico che individui con precisione le reali criticità dell'ambiente da salvaguardare.

Capitolo 6

Dispositivi per il Ricongiungimento di Parti Fratturate

6.1 Inquadramento dell'intervento

Le regole della moderna teoria del restauro prescrivono operazioni di ripristino conservativo poco intrusive e soprattutto reversibili. Nell'approccio di restauro tradizionale, tuttavia, gli interventi di ricongiunzione di parti fratturate di opere o di reperti scultorei non sempre rispondono a tali requisiti. Nel campo dei beni culturali accade spesso che opere d'arte di tipo scultoreo presentino parti fratturate e zone lacunose, tali da rendere necessari interventi di restauro al fine di reintegrarne l'immagine nella sua forma compiuta. In ogni caso, il restauro di opere d'interesse storico-artistico va sempre affrontato a partire dai principi generali della teoria del restauro [48, 49], che dopo due secoli di evoluzione ha ormai raggiunto una sua adeguata maturazione. Tuttavia, occorre evitare il rischio di considerare il problema del restauro come ormai definitivamente risolto, in quanto, proprio per uno dei suoi principi, quello della reversibilità, esso dovrebbe essere nelle sue soluzioni tecniche sempre aperto, senza la pretesa di realizzare interventi definitivi. Inoltre, non va dimenticato che esso richiede, oltrechè grande perizia tecnica, una grande sensibilità per il caso particolare in esame, nel quale occorre saper declinare, in modi spesso originali, le regole generali. Infatti, parafrasando una sentenza spesso ripetuta in ambito medico, *non esiste la Malattia, ma esistono i malati*, potremmo quasi dire paradossalmente che *non esiste il Restauro, ma esistono oggetti unici da restaurare*, ciascuno con la sua particolare ed irripetibile storia. Di conseguenza,

crediamo che specialmente in questo settore occorra essere sempre disponibili a riesaminare criticamente le soluzioni adottate ed, eventualmente, a integrarle od anche sostituirlle con altre che si dimostrino più rispondenti alle necessità specifiche dell'opera in esame. Fra le nuove proposte [2, 44, 50, 51] che il restauratore può oggi considerare illustriamo in questo articolo lo studio e la realizzazione di particolari dispositivi in leghe a memoria di forma al fine di unire in modo reversibile e minimamente invasivo parti fratturate di manufatti d'arte. La soluzione qui proposta è stata sperimentata in un caso reale, simulando la frattura di un reperto scultoreo del II secolo d.C., con risultati soddisfacenti ed appare migliorativa rispetto alle tecniche usuali di restauro.

6.2 Caso di studio

Al fine di valutare la funzionalità del dispositivo progettato, si è deciso di non operare su un caso di studio reale, bensì su un prototipo di un reperto scultoreo compatibile con il tipo di rottura che il dispositivo è destinato a riparare. La scelta è caduta su una scultura (figura 6.1) rappresentante una testa di Bacco in marmo conservata presso il Museo Archeologico Tobia Aldini di Forlimpopoli (FC). Negli ultimi anni si sta assistendo ad un crescente interesse nell'ambito del trasferimento tecnologico dal campo industriale a quello archeologico e tecnologie quali l'Ingegneria Inversa e la Prototipazione Rapida stanno trovando sempre più applicazioni rivolte alla conservazione e valorizzazione di beni culturali [52, 53].

6.2.1 Realizzazione dei modelli digitali

Il reperto è stato scansionato, attraverso un processo non invasivo, con un *Laser Scanner* 3D Minolta Vivid 9i, ottenendo un modello digitale composto da una mesh triangolare di 571.300 punti e 1.142.587 facce, con una risoluzione di circa 0,5 mm. Successivamente, all'interno di un ambiente di modellazione CAD, il modello digitale del reperto scultoreo integro è stato virtualmente suddiviso in due parti, simulando una frattura morfologicamente compatibile con la tipologia del materiale originale del reperto. Per questa operazione è stata utilizzata, come riferimento, la superficie di frattura realmente presente alla base del reperto stesso. L'applicazione di operazioni booleane ha portato, quindi, alla definizione di due ipotetici frammenti digitali, perfettamente combacianti, ottenuti dalla frattura trasversale posta circa a metà della testa di Bacco. Infine, nei modelli digitali delle due parti



Figura 6.1: Testa di Bacco (II sec. d.C.).

sono state predisposte le sedi opportune per accogliere il dispositivo progettato; in base agli ingombri previsti esse risultano di forma cilindrica con diametro di a 25 mm e lunghezza complessiva di 65 mm , e prevedono, inoltre, un'appendice, sempre di forma cilindrica, con diametro di 9 mm ed altezza di 8 mm , per l'ancoraggio del dispositivo stesso (figura 6.2).



Figura 6.2: Modello digitale del reperto intero (a sinistra), dei due ipotetici frammenti (al centro) e modello finale con le sedi per il dispositivo (a destra).

6.2.2 Realizzazione dei modelli fisici

Dai modelli digitali così ottenuti, attraverso un sistema di Prototipazione Rapida basato sulla tecnica FDM (*Fused Deposition Modeling*), sono stati realizzati

i prototipi in materiale termoplastico per la sperimentazione del dispositivo. La stampante Dimension SST (*Soluble Support Technology*), utilizzata per la realizzazione dei prototipi, prevede un volume di lavoro massimo di $203 \times 203 \times 305 \text{ mm}$ e consente di realizzare modelli in ABS attraverso la deposizione di successivi strati di materiale con spessore pari a $0,254 \text{ mm}$. Inoltre, è dotata di un sistema automatizzato di eliminazione del supporto che viene inserito durante l'operazione di printing per sostenere le parti prototipate: infatti, è sufficiente togliere il modello dal sistema e collocarlo nella stazione di lavaggio, dove un bagno caldo di soluzione basica scioglie il supporto e libera il prototipo. In questo modo, sono stati prototipati sia il modello fisico del reperto scultoreo integro, sia i due frammenti con le relative sedi predisposte per l'alloggiamento del dispositivo progettato (figura 6.3).



Figura 6.3: Modello fisico del reperto integro e dei due frammenti con le relative sedi predisposte per l'inserimento del dispositivo.

6.3 Caratteristiche della molla

In particolare, nell'applicazione in questione viene sfruttato l'effetto della memoria di forma applicato ad una molla che, contemporaneamente alla trasformazione dalla fase martensitica a quella austenitica, aumenta considerevolmente la propria rigidità (approssimativamente da $0,07 \text{ N/mm}$ a $0,12 \text{ N/mm}$). Un altro aspetto che rende molto interessante un simile progetto è costituito dall'elevata resistenza

alla corrosione propria di una lega a memoria di forma, requisito la cui presenza in vari ambienti può risultare molto importante, se non indispensabile. Il motivo di tale resistenza è rappresentato dalla formazione di uno strato sottile ed aderente di ossido superficiale che funge da *film* di passivazione. Sulla base delle dimensioni e del peso dei due frammenti prototipati in ABS, abbiamo definito le caratteristiche tecniche del dispositivo di aggancio, ed, in particolare, quelle della molla in lega a memoria di forma. Il materiale scelto per la molla è il NiTiCu5, che presenta al variare della temperatura un sollecito passaggio tra le due fasi (cioè, una isteresi termica ridotta, se confrontata con altre leghe a memoria di forma), risultando così più funzionale per l'uso previsto: in particolare, per questo caso dimostrativo si è deciso di avere lo stato martensitico pienamente sviluppato a temperatura ambiente, cioè a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$, e quello austenitico a circa $50\text{ }^{\circ}\text{C}$, ed in questo modo il montaggio e lo smontaggio del dispositivo si possono eseguire subito, senza bisogno di variazioni termiche. La molla è stata sottoposta ad un trattamento, detto in gergo *training*, che le permette di essere deformabile a temperatura ambiente, mentre ritorna ad assumere la forma memorizzata tutte le volte che viene portata ad alte temperature (figura 6.4): di conseguenza, si compatta e la sua costante elastica aumenta rendendo la molla più rigida.

Per una maggiore certezza sulle caratteristiche della molla, sono state eseguite

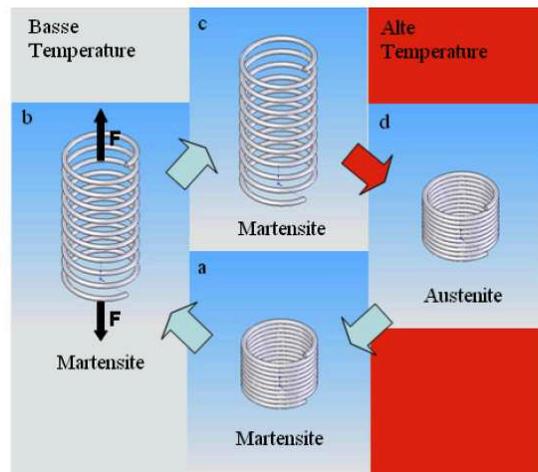


Figura 6.4: La molla a basse temperature si trova nello stato martensitico (a) ed è libera di essere deformata attraverso la semplice applicazione di una coppia di forze di intensità F (b). Rimuovendo il carico la molla mantiene la deformazione (c), mentre un riscaldamento provoca il cambiamento di forma: la molla assume la forma memorizzata (d), che non varia al diminuire della temperatura ed in assenza di carichi esterni (a).

prove in laboratorio per valutare l'effettiva rigidità in fase austenitica e martensitica (figura 6.5).

Le prove sono state fatte vincolando la molla ad una estremità e sottoponen-



Figura 6.5: Sequenza di riscaldamento della molla che, accorciandosi, solleva un peso massimo di 500 *gr*.

dola a trazione attraverso l'applicazione di pesi via via crescenti, facendo variare la temperatura e misurando di volta in volta le altezze minima e massima raggiunte dall'estremità non vincolata. Quando la molla non è più stata in grado di recuperare la forma compatta della fase austenitica, le prove sono state fermate. In questo modo è stato possibile ricavare i valori della rigidità nelle due fasi. Per quanto riguarda la fase austenitica, il valore sperimentale della rigidità ($K_A = 0,1209$) differisce da quello calcolato per via teorica, così come avviene per la rigidità in fase martensitica ($K_M = 0,0734$). Quindi, paragonando i valori ottenuti si è notato che la massima forza che la molla potrebbe esercitare in via teorica è pari a circa 1,29 *Kg*, che è un valore molto superiore a quello che è realmente in grado di esercitare: circa 500 *gr*.

In definitiva, la molla presenta un diametro medio di circa 20 *mm* ed uno spessore del filo di 1,33 *mm*, e riesce a riacquistare la forma compatta memorizzata, caratterizzata da una lunghezza di circa 50 *mm* fino a quando è soggetta a una forza applicata non superiore a circa 5 *N*, che corrisponde a più di 500 *g*. Queste caratteristiche sono state previste per far sì che la molla in tensione riesca a mantenere perfettamente aderenti i due frammenti prototipati.

6.4 Struttura del braccio telescopico

Una delle specifiche di progetto del nostro dispositivo è che sia in grado di reagire anche agli sforzi di taglio quando la molla è in esercizio. Per questo motivo, all'interno del diametro della molla è inserito un braccio telescopico che accompagna l'intera trasformazione di fase e funge da perno quando la molla si trova in fase austenitica. Il braccio telescopico è formato da quattro cilindri concentrici, permette un'escursione da 60 a 190 *mm*, ed il suo diametro massimo, calcolato in base alle dimensioni della molla, risulta di 20 *mm*.

Inoltre, poiché durante la fase di accorciamento la molla è soggetta ad un



Figura 6.6: Braccio telescopico.

momento torcente, è stata vincolata rigidamente ad una delle due estremità del braccio telescopico, mentre all'altra è stata fissata ad una piastrina libera di ruotare attorno all'asse del braccio stesso. L'ancoraggio ai due frammenti avviene avvitando il braccio telescopico a due boccole filettate in acciaio, che sono state precedentemente incollate alle sedi ricavate in ciascuna delle due parti del prototipo. In questo modo durante la fase di ricongiungimento dei due frammenti si riesce a garantire il perfetto posizionamento delle due parti del reperto. L'architettura del dispositivo è quella illustrata nella foto di figura 6.6.

6.5 Montaggio e smontaggio del dispositivo

Come già affermato, qualsiasi intervento su di un'opera d'arte dovrebbe cercare di essere il più possibile reversibile. Nel nostro caso ciò può realizzarsi in maniera semplice e rapida: infatti, se si desidera rimuovere il dispositivo, basta portarsi alla temperatura tipica della fase martensitica, allontanare i due frammenti e svitare le viti che permettono l'ancoraggio del braccio telescopico con la molla. Inoltre, la reversibilità dell'installazione deriva anche dal fatto che non sono necessari leganti

chimici. Infine, va sottolineata la capacità del dispositivo di effettuare un elevato numero (diverse migliaia) di trasformazioni di fase. Il progetto realizzato viene riassunto in figura 6.7. Si può osservare a sinistra che la molla è stata portata in fase martensitica a temperatura ambiente ed è stata sottoposta a trazione. Infatti, risulta allungata e le due parti del prototipo disgiunte, in modo da ricavare uno spazio sufficiente per il montaggio o lo smontaggio del dispositivo dai modelli fisici dei due elementi scultorei. Successivamente, riscaldando la molla e portandola allo stato austenitico, i due elementi si avvicinano progressivamente, fino a quando la molla si compatta e li unisce (figura 6.7 a destra).

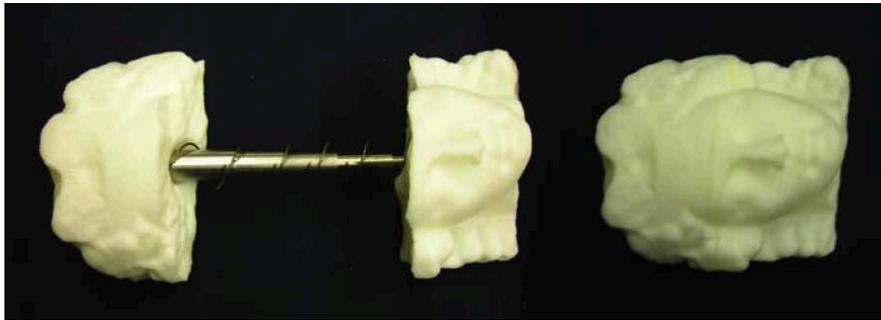


Figura 6.7: Il sistema di aggancio reversibile nella fase martensitica (a sinistra) e l'opera ricomposta in fase austenitica (a destra).

6.6 Conclusioni e prospettive

In questo contributo sono state descritte le varie fasi di un progetto concepito per realizzare praticamente in un intervento di restauro i principi della reversibilità e della minima intrusività. Riteniamo che il punto fondamentale per raggiungere questo obiettivo stia nell'integrazione sinergica tra l'utilizzo di materiali intelligenti, come le leghe a memoria di forma, e tecnologie sviluppate nell'ambito della progettazione industriale per ridurre il *time to market*, note con il nome di *time compression technologies*. In particolare, il progetto qui sviluppato ha portato alla realizzazione di un dispositivo in lega a memoria di forma, le cui caratteristiche complessive appaiono paragonabili o superiori a quelle di altre soluzioni tecniche attualmente in uso. Infatti, un primo aspetto da rimarcare è il fatto di poter adattare il dispositivo a qualsiasi temperatura d'esercizio, intervenendo in sede progettuale sulla composizione chimica della lega utilizzata per la molla. Variando

le percentuali degli elementi costituenti la lega, è così possibile variare in un ampio intervallo le temperature che segnano l'inizio e la fine delle trasformazioni di fase, modificandole in funzione di quelle che caratterizzano l'ambiente in cui si trova l'opera d'arte oggetto dell'intervento: ad esempio, se essa è custodita in un ambito museale la lega andrà scelta in modo che la sua fase austenitica si verifichi entro le temperature che caratterizzano abitualmente i locali di esposizione. Notiamo che nell'applicazione qui proposta è stata utilizzata una molla che presenta uno stato austenitico a temperature maggiori di quella ambiente: la ragione è che lo scopo di questo studio è stato di verificare la realizzazione ed il funzionamento meccanico di un dispositivo di aggancio, per cui sono state scelte temperature di esercizio tali da renderne agevole l'installazione e la rimozione. Perciò, nel caso in esame il dispositivo è prima deformabile a temperatura ambiente in modo da agganciarlo alle parti da ricomporre e, successivamente, con il semplice uso di un *phoon* può essere riscaldato fino alla temperatura di circa $50\text{ }^{\circ}\text{C}$: a questo punto le elevate caratteristiche di rigidità della molla a memoria di forma in fase austenitica permettono il ricongiungimento delle due parti fratturate. Si sottolinea come, nel caso di un reale intervento su opere d'arte, al fine di garantire la corretta realizzazione delle sedi per il dispositivo (con la dovuta precisione di posizione e parallelismo), è attualmente in fase di studio un sistema di afferraggio dei frammenti, che generalmente sono caratterizzati da geometrie complesse, costruito, tramite Prototipazione Rapida, sulla base del negativo dei frammenti stessi. Inoltre, nel caso in cui le superfici di contatto non siano perfettamente combacianti, attraverso la Prototipazione Rapida è possibile realizzare le parti mancanti da inserire tra i frammenti al fine di garantire un perfetto accoppiamento. Va ancora sottolineato come l'intera fase di sperimentazione e validazione del dispositivo si sia svolta interamente su modelli digitali e fisici, ottenuti attraverso la prototipazione, e, quindi, senza alcun rischio per il bene in esame, in quanto la fase iniziale di rilievo 3D con *Laser Scanner* è completamente non invasiva. Quindi, in una situazione reale l'opera da restaurare verrebbe effettivamente sottoposta ad intervento diretto solo nella fase, per altro già sperimentata sia virtualmente, sia fisicamente tramite prototipazione, dell'inserimento del dispositivo. In definitiva, crediamo che queste osservazioni, unite al fatto che il sistema di aggancio a memoria di forma si caratterizza per la semplicità nella realizzazione, la praticità della manutenzione e la durata nel tempo, confermino che la metodologia qui proposta è in grado di rivestire un ruolo significativo nell'ambito delle tecniche del restauro di opere d'arte con parti fratturate od anche lacunose (in quest'ultimo caso, il dispositivo potrebbe ancorare alla parte

superstite del manufatto quella mancante adeguatamente prototipata, sempre che ci siano i dati necessari per poterla ricostruire virtualmente).

Elenco delle tabelle

2.1	Confronto tra le principali proprietà delle leghe a base di NiTi ed a base di rame.	11
3.1	Codici commerciali delle varie leghe a memoria di forma basate sul sistema binario NiTi prodotte dalla ditta <i>Memory Metalle®</i> . Per la comprensione del significato della temperatura <i>Austenite Peak</i> si rimanda il lettore alla figura 3.2.	30
3.2	Composizioni stechiometriche.	33
3.3	Risultati della analisi DSC sui campioni ricavati dalla lamina NiTiNOL <i>T</i> .	40
3.4	Risultati della analisi DSC sui campioni ricavati dalla lamina NiTiNOL <i>B</i> .	40
3.5	Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura ambiente di 23 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 40 GPa.	49
3.6	Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura di 90 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 59 GPa.	52
3.7	Misure del modulo elastico, effettuate alla temperatura di 100 °C, sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young ottenuto da tali prove come media delle stesse vale 61 MPa.	53
3.8	Misure del modulo elastico, effettuate alle temperature di prova di 23 °C, 90 °C e 100 °C, sul provino NiTiNOL trattato termicamente.	56
5.1	<i>Range</i> , accuratezza e risoluzione dell'anemometro a filo caldo utilizzato per le misurazioni.	106
5.2	i valori in tabella sono calcolati tra tutti i dati raccolti, quindi la media non corrisponde alla media tra il minimo e il massimo. I dati relativi alle zone interne del cantiere differiscono molto da quelli raccolti nelle zone esterne.	107
5.3	Caratteristiche della lega NiTiCu5 scelta per realizzare la molla.	112
5.4	Caratteristiche della lega NiTiCu5.	113
5.5	Caratteristiche del filo scelto per realizzare la molla.	113

5.6	Caratteristiche della molla in SMA. Si indica con L_{min} la lunghezza della molla compressa e con L_{max} la lunghezza della molla estesa.	117
5.7	Caratteristiche delle molle impiegate nel dispositivo di movimentazione.	119
5.8	Caratteristiche delle molle impiegate nel dispositivo di movimentazione: valori medi risultanti dalle prove sperimentali.	120
5.9	Distinta base di progetto (la numerazione indica l'ordine di assemblaggio suggerito).	129

Elenco delle figure

1.1	Alcuni campi di applicazione delle SMA, suddivisi sulla base delle due principali proprietà utilizzate.	1
1.2	Dispositivo di ancoraggio prodotto in laboratorio dopo la caratterizzazione del materiale e la definizione del processo di <i>training</i>	4
1.3	Dispositivi molla-contromolla per la movimentazione di lastre.	5
1.4	Dispositivo molla-contromolla per la movimentazione di finestre.	6
1.5	Dispositivo per il ricongiungimento di parti fratturate di opere d'arte.	7
2.1	Schematizzazione bidimensionale della trasformazione di fase da austenite a martensite, dove in a) si ha completamente austenite e in d) completamente martensite. Come evidenziato in c), lo spostamento atomico avviene su distanze brevi, tali da non comportare la rottura dei legami chimici.	13
2.2	(a) Rappresentazione schematica dello slittamento atomico e (b) della geminazione.	14
2.3	Rappresentazione schematica di un bordo di geminazione (<i>twin boundary</i>). . .	15
2.4	L'applicazione di uno sforzo di taglio produce un movimento dei <i>twin boundaries</i> nella martensite, con il risultato di un cambiamento macroscopico della forma geometrica passando da a) a c).	16
2.5	Struttura della cella NiTi e individuazione dei piani e delle direzioni di scorrimento che collegano alla fase genitrice, la fase martensitica.	17
2.6	Applicando una sollecitazione in fase martensitica, quindi a bassa temperatura, si osserva che le varie parti della struttura vengono deformate indipendentemente le une dalle altre, e si ha prevalentemente deformazione nella direzione dello sforzo applicato, con maggior sviluppo di alcune parti rispetto ad altre. La deformazione totale viene poi recuperata quando la struttura ritorna austenitica.	18
2.7	Ciclo termomeccanico in un grafico carico-deformazione-temperatura rappresentante l'effetto di memoria ad un via.	19

2.8	Tracciando opportune tangenti alle curve e intersecandole, si possono riconoscere i valori delle temperature caratteristiche e dell'intervallo di temperatura ΔT in cui avvengono le trasformazioni.	20
2.9	Curve sforzo-deformazione ottenute su di una stessa lega a memoria di forma a tre diverse temperature.(a) Per $T > M_d$, non si può avere <i>Stress Induced Martensite</i> : il comportamento dell'austenite (fase stabile) è un normale comportamento elastoplastico.(c) Per temperature comprese tra A_f ed M_d si manifesta il fenomeno della superelasticità. Infine, (b) per $T < M_s$ la fase stabile è la martensite (e non l'austenite) e, pertanto, anche in questo caso non si può avere superelasticità.	21
2.10	La fase R , disegnata in b), presenta una struttura romboedrica: tale cella è ottenuta per deformazione della cella austenitica a) lungo una delle sue diagonali maggiori.	23
2.11	Curve sforzo-deformazione per un provino inizialmente in fase austenitica che si trova ad una temperatura compresa tra A_f ed M_d . Entro tale intervallo di temperatura, in virtù della trasformazione martensitica indotta per sforzo, il materiale presenta un comportamento pseudoelastico (a destra) o superelastico (a sinistra).	24
2.12	Influenza della velocità di carico.	25
2.13	Effetto della memoria di forma ad una via in cui viene rappresentato il recupero della forma austenitica all'aumentare della temperatura.	25
2.14	Effetto della memoria di forma a due vie rappresentato dal recupero di una deformazione ε_{tw} quando il materiale viene riscaldato a $T > A_f$ e poi raffreddato a $T < M_f$	26
2.15	Deformazione plastica a seguito di un ciclo di carico.	27
3.1	Schematizzazione di una macchina per analisi DSC.	31
3.2	Tipici termogrammi relativi ad una generica lega a memoria di forma, derivanti da un'analisi DSC.	32
3.3	Forno <i>Nabertherm</i> ® 30/85HA 400, utilizzato per il trattamento termico dei provini in NiTiNOL. Nel particolare è visibile il pannello di controllo del forno, con il quale è possibile programmare i parametri del trattamento termico che si desidera condurre.	34

3.4	Apparecchiatura <i>Setaram</i> ® DSC 92 per la calorimetria differenziale a scansione, in dotazione presso il Laboratorio di Microstrutture del DIMTI dell'Università di Trento. In alto a sinistra si può riconoscere il <i>dewar</i> utilizzato per il raffreddamento, caricato con azoto liquido, al cui interno trova alloggiamento la camera portacampioni con i due crogiuoli.	35
3.5	Campione NiTiNOL <i>T</i> (tal quale); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.	36
3.6	Campione NiTiNOL <i>T</i> (trattato a 450 °C per 30 minuti); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.	37
3.7	Campione NiTiNOL di Berlino (tal quale); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.	37
3.8	Campione NiTiNOL <i>B</i> (trattato a 450 °C per 30 minuti); a sinistra è rappresentato il termogramma relativo al riscaldamento, a destra quello relativo al raffreddamento.	38
3.9	Indicazione dei picchi esotermici ed endotermici relativi alla rampa di raffreddamento ed alla rampa di riscaldamento del ciclo termico di analisi DSC (il flusso termico è in <i>arbitrary units</i>).	39
3.10	Andamento della temperature di picco nei campioni NiTiNOL <i>T</i> , in funzione del trattamento termico cui sono stati sottoposti.	41
3.11	Andamento della temperature di picco nei campioni in NiTiNOL <i>B</i> in funzione del trattamento termico cui sono stati sottoposti.	42
3.12	Macchina <i>Instron</i> ® 4502 per l'effettuazione delle prove meccaniche di trazione, in dotazione presso il Laboratorio di Polimeri e Compositi del DIMTI dell'Università di Trento.	43
3.13	Disegno del provino <i>dumbell</i> utilizzato per le prove di caratterizzazione meccanica del materiale. Le quote sono espresse in millimetri.	44
3.14	Due provini in lega NiTiNOL realizzati con la tecnica di elettro-erosione, ricavati dalla lamina fornitaci dai laboratori dell'Università di Berlino (sigla commerciale <i>S</i>).	44
3.15	Forno tubolare <i>Carbolite Furnaces</i> ® STF/50, in dotazione presso il Laboratorio di Microstrutture della Facoltà di Ingegneria dell'Università di Trento. Tramite un terminale di controllo è possibile impostare il programma di temperature desiderato per l'effettuazione del trattamento termico.	45

3.16	Particolare della camera del forno. E' possibile riconoscere il sistema di alimentazione di argon, che evita l'insorgenza di fenomeni ossidativi, soprattutto quando si opera ad alte temperature.	46
3.17	Provino <i>dumbell</i> in NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di ricottura a 450 °C per 15 minuti.	47
3.18	Le due estremità del provino vengono bloccate per mezzo di due ganasce e lungo il suo tratto utile di 32 mm viene fissato un estensimetro a coltelli.	48
3.19	Curva sforzo-deformazione ottenuta dalla prima prova a temperatura ambiente sul provino NiTiNOL non trattato termicamente. Il modulo di Young, fornito dal <i>software</i> della macchina Instron®, è il coefficiente angolare della retta passante per l'origine e tangente la curva così trovata.	50
3.20	Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL <i>B</i> corrispondente alle condizioni di fornitura. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di 23 °C alla quale è stato misurato il modulo elastico, il materiale è ancora in fase di transizione tra la fase <i>R</i> (struttura romboedrica) e la fase austenitica (struttura <i>B2</i>). La transizione in fase austenitica si realizza compiutamente solo a temperature superiori a quella ambiente.	51
3.21	Camera termostatica mod. 3119, attraverso la quale è possibile condurre prove di trazione alla temperatura desiderata. Un indicatore digitale segnala la temperatura della camera.	52
3.22	Andamento del modulo di Young in funzione della temperatura di prova per il provino NiTiNOL non trattato termicamente.	53
3.23	Curva sforzo-deformazione relativa al provino NiTiNOL non trattato termicamente, ottenuta alla temperatura ambiente di 23 °C. Le condizioni di rottura sono individuate in corrispondenza di una deformazione del 16,5 % e di uno sforzo di 1333 MPa.	54
3.24	Curva DSC relativa alla rampa di raffreddamento del campione NiTiNOL <i>B</i> corrispondente alle condizioni di fornitura. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di 23 °C alla quale è stata ottenuta la curva sforzo-deformazione, il materiale è in fase di transizione tra la fase austenitica (struttura <i>B2</i>) e la fase <i>R</i> (struttura romboedrica).	55
3.25	Curva sforzo-deformazione ottenuta dalla prima prova a temperatura ambiente sul provino NiTiNOL trattato termicamente. Il modulo di Young, fornito dal <i>software</i> della macchina Instron®, è il coefficiente angolare della retta passante per l'origine e tangente la curva così trovata.	57

3.26	Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL B trattato termicamente a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti. Si rileva che, in corrispondenza della temperatura di prova di $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ alla quale è stato misurato il modulo elastico, il materiale è ancora in fase di transizione tra la fase martensitica (struttura monoclina) e la fase <i>R</i> (struttura romboedrica).	58
3.27	Andamento del modulo di Young in funzione della temperatura di prova per il provino NiTiNOL trattato termicamente.	59
3.28	Curva sforzo-deformazione relativa al provino NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di <i>annealing</i> a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 15 minuti. Le condizioni di rottura sono individuate in corrispondenza di una deformazione del 18,9% e di uno sforzo di 1537 MPa	60
3.29	Disegno quotato (le misure sono in mm) del dispositivo utilizzato per sperimentare l'impressione della forma austenitica recuperabile mediante effetto ad una via (OWSME), e l'addestramento alla memoria di forma operante secondo un meccanismo a due vie (TWSME). Realizzato per elettroerosione, lo spessore dell'ancoraggio, pari a quello della lamina NiTiNOL dalla quale è stato ricavato, è di $0,52\text{ mm}$	62
3.30	Dispositivo in fase austenitica vincolato saldamente alla parete.	63
3.31	Telaio metallico utilizzato per vincolare rigidamente il dispositivo di ancoraggio durante il trattamento termico, necessario per la memorizzazione della configurazione deformata ad alta temperatura.	64
3.32	Ancoraggio in NiTiNOL nella configurazione deformata, ottenuta a seguito del trattamento termico a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti. È possibile riconoscere sulla superficie del metallo termicamente trattato una sottile patina dovuta all'insorgenza di fenomeni di natura ossidativa che hanno coinvolto la lega durante la permanenza ad alta temperatura.	65
3.33	Curva DSC relativa alla rampa di riscaldamento del campione NiTiNOL <i>B</i> corrispondente alle condizioni di trattamento termico a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ per 30 minuti.	66
3.34	Schema operativo della tipologia di <i>training</i> per ripetizione di cicli di memoria di forma ad una via, con riferimento al dispositivo di ancoraggio. A fianco delle temperature è indicata la forma macroscopica che assume il dispositivo.	68
3.35	Schematizzazione del profilo del dispositivo, in corrispondenza di un'aletta, nella configurazione stabile ad alta temperatura: <i>r</i> è il raggio di curvatura della superficie superiore della aletta alla sua base, mentre <i>t</i> ne è lo spessore.	69
3.36	Immersione del dispositivo, vincolato rigidamente nella configurazione planare tra due piastre bloccate da morsetti, in acqua bollente ed in azoto liquido.	71

3.37	Schema operativo del metodo di <i>training</i> noto come ripetizione di cicli termici della martensite deformata. La sequenza si riferisce al dispositivo di ancoraggio e a fianco delle temperature è rappresentata la forma macroscopica a cui viene vincolato durante il training.	72
3.38	Spettro di diffrazione relativo al campione NiTiNOL corrispondente alle condizioni di fornitura, ottenuto alla temperatura di analisi di 23 °C.	73
3.39	Spettro di diffrazione relativo alla spina sulla quale si è condotto il <i>training</i> per l'addestramento alla memoria di forma a due vie, ottenuto alla temperatura di analisi di 23 °C.	74
4.1	Curva sforzo-deformazione ottenuta a 23 °C relativa al provino NiTiNOL sottoposto al trattamento termico di annealing a 450 °C a 15 minuti.	80
4.2	Definizione dei vincoli e dei carichi agenti sulla spina. Tutte e quattro le alette sono state vincolate rigidamente senza nessun grado di libertà, mentre il carico assiale è pari a 100 N.	81
4.3	Tensioni di Von Mises (MPa) ottenute nel dispositivo adottando la curva sforzo-deformazione di figura 4.2, ricavata alla temperatura di 23 °C sul provino NiTiNOL trattato termicamente a 450 °C per 15 minuti. La tensione massima vale 165 MPa, e lo spostamento massimo vale 1,053 mm. La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo <i>Shell 181</i>	81
4.4	Tensioni di Von Mises (MPa) ottenute ipotizzando per il materiale un comportamento lineare elastico, ed un modulo di Young di 32 GPa. La tensione massima, nella regione maggiormente sollecitata, vale 202 MPa. La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo <i>Shell 83</i>	82
4.5	Tensioni di Von Mises (MPa) ipotizzando per il materiale un comportamento lineare elastico ed un modulo di Young di 71 GPa. La tensione massima nella regione maggiormente sollecitata, vale 269 MPa. La modellazione è stata effettuata con elementi del tipo <i>Shell 83</i>	82
4.6	Grafico tensione-temperatura ricavato dal modello di Tanaka.	87
4.7	Frazioni di fase martensitica e loro posizione all'interno del grafico ricavato mediante il modello di Brinson.	88
4.8	Confronto tra i moduli di trasformazione dei modelli di Brinson e di Ivshin Pence.	90
4.9	Linea tratteggiata: previsioni del modello. Linea continua: dati sperimentali.	92
4.10	Meccanismo elettromeccanico utilizzato per la sperimentazione.	93
4.11	Generica curva <i>stress-strain</i> di una lega NiTi utilizzata da Ren, Li e Song.	94
4.12	Confronto tra la curva <i>stress-strain</i> predetta dal modello migliorato, il modello di Graesser ed i dati sperimentali.	96

4.13	Grafico di Carico ottenuto mediante il modello migliorato (linea blu) ed il modello di Graesser (linea rossa).	99
4.14	Definizione della geometria in <i>Comsol</i>	100
4.15	Risultati dell'analisi in <i>Comsol</i>	101
5.1	Definizione dei punti significativi del cantiere in cui sono state effettuate le misurazioni.	105
5.2	Dispositivi sperimentali per la simulazione del campo termico e dei flussi ventosi.	107
5.3	Posizione delle termocoppie utilizzate per il campionamento della temperatura.	108
5.4	Elaborazioni del campo di temperatura in condizioni sperimentali di scarsa ventilazione.	109
5.5	Elaborazioni del campo di temperatura in condizioni sperimentali di media ventilazione.	109
5.6	Convezione naturale: in alto a sinistra si può vedere una sezione verticale della lastra più vicina alla parete, mentre a destra una più lontana; sotto sono riportati gli andamenti della temperatura (K) lungo le sezioni orizzontali indicate in alto. Si ringrazia l'Ing. Rossi per la collaborazione in questa simulazione. . . .	111
5.7	Immagine del dispositivo molla-contromolla per la movimentazione di lastre. . .	121
5.8	A sinistra posizione chiusa della finestra che si verifica a basse temperature e, a destra posizione aperta che si verifica ad alte temperature.	123
5.9	Per misurare gli allungamenti e gli accorciamenti è stato utilizzato un truschino che è uno strumento che solitamente viene utilizzato nella tracciatura di pezzi meccanici. È formato da una base spianata su cui è fissata un'asta lungo la quale è libero di muoversi un graffietto, la cui punta determina la posizione della linea o del punto che si intende misurare.	124
5.10	Il recipiente è costituito da un cilindro cavo in materiale plastico dotato di un foro sulla base in cui è stata inserita una boccia per consentire il movimento lungo il perno con il minimo attrito.	125
5.11	Determinazione della rigidità in fase austenitica e martensitica.	126
5.12	Esplosione del sistema progettato.	127
5.13	Distinta base di progetto.	128
6.1	Testa di Bacco (II sec. d.C.).	133
6.2	Modello digitale del reperto integro (a sinistra), dei due ipotetici frammenti (al centro) e modello finale con le sedi per il dispositivo (a destra).	133
6.3	Modello fisico del reperto integro e dei due frammenti con le relative sedi predisposte per l'inserimento del dispositivo.	134

6.4	La molla a basse temperature si trova nello stato martensitico (a) ed è libera di essere deformata attraverso la semplice applicazione di una coppia di forze di intensità F (b). Rimuovendo il carico la molla mantiene la deformazione (c), mentre un riscaldamento provoca il cambiamento di forma: la molla assume la forma memorizzata (d), che non varia al diminuire della temperatura ed in assenza di carichi esterni (a).	135
6.5	Sequenza di riscaldamento della molla che, accorciandosi, solleva un peso massimo di 500 <i>gr.</i>	136
6.6	Braccio telescopico.	137
6.7	Il sistema di aggancio reversibile nella fase martensitica (a sinistra) e l'opera ricomposta in fase austenitica (a destra).	138

Bibliografia

- [1] Otsuka, K. & Wayman, C. M. 1998 Shape Memory Materials, Cambridge University Press.
- [2] Müller, I., Musolff, A., Santopuoli, N. & Seccia, L. 2003 Shape memory alloys for the conservation of cultural heritage: new applications also for a real reversibility in the restoration operation, *Scienza e beni culturali XIX 2003*, Edizioni Arcadia Ricerche.
- [3] Seelecke & Müller, I. 2001 Thermodynamic Aspects of Shape Memory Alloys, Pergamon Press, Oxford, New York.
- [4] Chang, L. C. & Read, T. A. 1951 *Trans. AIME* **191**.
- [5] Buehler, W. J., Gilfrich, J. V. & Wiley, R. C. 1963 *J. Appl. Phys.* **34**, p. 1475.
- [6] Arbuzov, I. A. & Khandros, L. G. 1964 *Fiz. Met. Metallized* **17**, p. 390.
- [7] Otsuka, K. & Shimizu, K. 1970 *Scripta Met.* **4**, p. 469.
- [8] Otsuka, K., Wayman, C. M., Nakai, K., Sakamoto, H. & Shimizu, K. 1976 *Acta Metall.* **24**, p. 207.
- [9] Otsuka, K., Sakamoto, H. & Shimizu, K. 1979 *Acta Metall.* **27**, p. 585.
- [10] Wang, F. E. & Buehler, W. J. 1963 A Summary of Recent Research on the Ni-TiNOL Alloys and Their Potential Application in Ocean Engineering, *Journal of Applied Physics* **34**.
- [11] Auricchio, F. Shape memory alloys - applications, micromechanics, macromodelling and numerical simulations, University of California, Berkeley.
- [12] Perkins, J. & Hodgson, D. 1990 The Two-Way Shape Memory Effect, *Engineering aspects of Shape Memory Alloys*, Duerig, T. W. et al, Butterworth-Heinemann.

- [13] Liu, Y. & McCormick, P.G. 1990 Factors Influencing the Development of Two-Way Shape Memory in NiTi, *Acta Metallurgica* **38**, pp. 1321-1326.
- [14] Liu, Y., Xie, Z., van Humbeeck, J. & Doloey, L. 1999 Some results on the detwinning process in NiTi shape memory alloys, *Scripta Mat.* **41**, pp. 1273-1281.
- [15] Liu, Y. & van Humbeeck, J. 1999 Two-way shape memory effect developed by martensitic deformation in NiTi, *Acta Mat.* **41**, pp. 199-209.
- [16] Nishiyama, Z. 1978 *Martensitic Transformations*, New York Academic Press, New York.
- [17] Wayman, C.M. 1964 *Introduction to the cristallography of martensitic transformations*, MacMillian, New York.
- [18] Fuentes, J.M.G., Gampel, P. & Strittmatter, J. 2002 Phase change behavior of NiTiNOL shape memory alloys, *Advance Engineering Materials*.
- [19] Duerig, T.W., Melton, K.N., Stockel, D. & Wayman, C.M. 1980 Engineering aspects of shape memory alloys, Butterworth-Heinemann, London.
- [20] Kudoh, Y., Tokonami, M., Miyazaki, S. & Otsuka, K. 1985 *Acta Metall.* **33**, p. 2049.
- [21] Corazzola, M. 1997 Caratterizzazione termomeccanica e microstrutturale di leghe a memoria di forma per impieghi ortodontici, *Tesi di Laurea*, Università degli studi di Trento, Facoltà di Ingegneria dei Materiali.
- [22] Matsumoto, M. & Honma, T. 1976 Proc. 1st JIM Int. Symp. on new aspects of martensitic transformation, Suppl. to Trans. JIM, **17**, p. 187.
- [23] Miyazaki, S., Kimura, S. & Otsuka, K. 1988 *Phil. Mag. A* **57**, p. 467.
- [24] Miyazaki, S. & Otsuka, K. 1986 *Met. Trans.* **A17**, p. 53.
- [25] Miyazaki, S., Ishida, A. & Takey, A. 1992 *Proc. Intern. Symp. on measurements and control in robotics (ISMCR-92)*, p. 495.
- [26] Virgilli, V. 2004 *Tesi di Laurea*, Università degli studi di Bologna, II Facoltà di Ingegneria, sede di Forlì.

- [27] Filip, P. & Maanec, K. 1996 The two-way memory effect in NiTi alloys, *Scripta Mat.* **35**, pp. 349-354.
- [28] Charmilles®), *Cos'è l'elettro-erosione*, www.charmilles.com.
- [29] Chattopadhyay, G.& Kleykamp, K. 1983 *Z Metallkd.* **74**, p. 182.
- [30] <http://www.ing.unitin.it/maud/>
- [31] Auricchio, F. 2001 Considerations on the constitutive modeling of Shape Memory Alloys, *Shape Memory Alloys: Advances in Modeling and Applications*, CMNE, Barcellona.
- [32] Chopra, I. 2002 Review of State of Art of Smart Structures and Integrated Systems, *AIAA Journal*, **40**(11).
- [33] Ren, W., Li, H., Song, G. 2007 A one dimensional strain-rate-dependent constitutive model for superelastic shape memory alloys, *Smart Materials and Structures*, **16**, pp. 191-197.
- [34] L. C. Brinson, 1993 One-Dimensional Constitutive Behavior of Shape Memory Alloys: Thermomechanical Derivation with Non.Constant Material Functions and Redefined Martensite Internal Variable, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, **4**, pp. 229-242.
- [35] L. C. Brinson, M. S. Huang, 1996 Simplifications and comparisons of shape memory alloy constitutive models, *Journal of Intelligent Materials and Structures*.
- [36] W. Huang, 1999 Modified Shape Memory Alloy (SMA) Model for SMA Wire Based Actuator Design, *Journal of Intelligent Materials and Structures*, **10**, pp. 221-231.
- [37] J. C. Wilson, M. J. Wesolowsky, 2005 Shape Memory Alloys for seismic Response Modification: A State-of-the-Art Review, *Earthquake Spectra*, vol. 21, no. 2, pp. 569-601.
- [38] E. J. Graesser, F. A. Cozzarelli 1991 Shape Memory Alloys as new materials for aseismic isolation, *Journal of Eng. Mech.*, **117**, pp. 2590-2608.
- [39] www.fitec.co.jp

- [40] Santopuoli, N., Curuni, S. A. 2007 POMPEI, Via dell'Abbondanza. Ricerche, restauri e nuove tecnologie, ed Skira, [ISBN:8861302259].
- [41] Santopuoli, N., Seccia, L., Troiani, E. & Virgilli, V. 2007 Dispositivi a memoria di forma per la protezione di superfici affrescate: indagini microclimatiche, progetto, simulazioni e sperimentazione, in N. Santopuoli, S. A. Curuni, *POMPEI, Via dell'Abbondanza. Ricerche, restauri e nuove tecnologie*, ed Skira, 2007 [ISBN:8861302259].
- [42] Santopuoli N. & Seccia, L. 2007 Indagini spettrofotometriche e colorimetriche non distruttive sulle pitture murali della *Domus* del Centenario: monitoraggio e creazione di una banca dati, *Pompei. Insula del centenario (IX, 8): Indagini diagnostiche geofisiche e analisi archeometriche*, **1** a cura di S. Santoro, pp.189-202.
- [43] Santopuoli, N., Curuni, S. A., Maietti, F., Vanacore, S., Seccia, L., Troiani, E., Virgilli, V., De Vincenzo, D., Concina, E. & Tapini L. 2007 Il consolidamento degli apparati decorativi mediante dispositivi a memoria di forma: il progetto di ricerca sui dipinti murali di via dell'Abbondanza a Pompei, *Atti del congresso: Scienza e Beni Culturali XXIII*, edizioni Arcadia Ricerche.
- [44] Santopuoli N. & Seccia, L. 2004 Indagini spettrofotometriche e colorimetriche non distruttive sulle pitture murali della domus del Centenario: monitoraggio e creazione di una banca dati, *Progetto Pompei - Insula del centenario: Indagini diagnostiche geofisiche e analisi archeometriche su muri, malte, pigmenti, colori, mosaici*, **1** a cura di S. Santoro.
- [45] Gialanella, S., Santopuoli, N., Seccia, L., Troiani, E. & Virgilli, V. 2006 Sistemi Intelligenti in leghe a memoria di Forma per al protezione di affreschi *Atti del IV congresso Nazionale di Archeometria*, Pisa.
- [46] De Crescenzo, F., Fantini, M., Persiani, F., Santopuoli, N., Seccia, L., Troiani, E. & Virgilli, V. 2007 Ipotesi di restauro di reperti scultorei attraverso l'impiego di tecnologie innovative, *Atti del Congresso Nazionale Congiunto XVI ADM - XIX INGEGRAF*, Perugia.
- [47] Bernardi, A. 2005 Metodologia per un'analisi microclimatica per la conservazione delle opere d'arte negli ambienti interni, *Elementi di archeometria*, Edizioni Egea.

- [48] Camuffo, D. 1998 *Microclimate for Cultural Heritage*, Elsevier, Amsterdam.
- [49] Carbonara, G. 1976 *La reintegrazione dell'immagine: problemi di restauro dei monumenti*, Bulzoni, Roma.
- [50] Carbonara, G. 1997 *Avvicinamento al restauro*, Liguori editore, Napoli.
- [51] Troiani, E., Seccia, L. & Virgilli, V., 2005 Analisi Numeriche e Verifiche Sperimentali di Dispositivi a Memoria di Forma, *Atti del XVIII Congresso Nazionale AIDAA*, Volterra.
- [52] Santopuoli, N., Seccia, L., Troiani, E. & Virgilli, V. 2005 Utilizzo di Materiali a Memoria di Forma per il restauro di superfici musive ed il consolidamento di paramenti murari, *Atti della giornata di Studio: Rilievo, Modellazione e Restauro di Murature antiche*, Bologna.
- [53] AA.VV., 2004 *Archiviazione e restauro di reperti archeologici mediante tecniche CAD-RP*, Napoli.
- [54] Cooper, M. I., La Pensée, A. A. & Parson, J. B. 2006 The Use of Laser Scanning and Rapid Manufacturing Techniques for Museum Exhibitions, *Atti del convegno: The evolution of Information Communication Technology in Cultural Heritage*, Nicosia, Cyprus.