



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

Clarice Cardoso Soares

COMPÓSITOS FERROMAGNÉTICOS DE PDMS E LIGA HEUSLER
 $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$

João Pessoa
2025

Clarice Cardoso Soares

COMPÓSITOS FERROMAGNÉTICOS DE PDMS E LIGA HEUSLER

Ni₄₄Mn₄₄Sn₉Cu₃

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, do Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais. Área de concentração: Desenvolvimento e Propriedades de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Dannel Ferreira de Oliveira

Segunda Orientadora: Prof. Dr^a Itamara Farias Leite

Coorientador: Prof. Dr. Márcio José Batista Cardoso

João Pessoa

2025

A aluna é obrigada a realizar as sugestões da banca. Para constar, foi lavrada a presente ata, que vai assinada pelos membros da Comissão Examinadora além da referida discente que apresentou a defesa de seu mestrado.


Prof. Dr. DANNIEL FERREIRA DE OLIVEIRA
(Presidente, Orientador)


Prof^a. Dr^a. ITAMARA FARIAS LEITE
(Examinadora Interna)


Prof. Dr. MARCIO JOSE BATISTA CARDOSO
(Examinador Interno)


Prof. Dr. TIBERIO ANDRADE DOS PASSOS
(Examinador Interno)


Prof. Dr. BRUNO ALESSANDRO SILVA GUEDES DE LIMA
(Examinador Externo ao Programa)


CLARICE CARDOSO SOARES
(Discente)

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

S676c Soares, Clarice Cardoso.

Compósitos ferromagnéticos de PDMS e Liga Heusler
Ni₄₄Mn₄₄Sn₉Cu₃ / Clarice Cardoso Soares. - João Pessoa,
2025.

65 f. : il.

Orientação: Danniel de Oliveira, Itamara Leite.

Coorientação: Márcio José Cardoso.

Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Propriedades magnéticas - materiais. 2.
Compósitos ferromagnéticos. 3. Ligas Heusler. I.
Oliveira, Danniel Ferreira de. II. Leite, Itamara
Farias. III. Cardoso, Márcio José. IV. Título.

UFPB/BC

CDU 537.622(043)

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais pelo apoio, por todo carinho e por toda a ajuda.

Ao professor Dannel Ferreira de Oliveira, que tenho imensa gratidão pelas oportunidades e pelos ensinamentos na graduação e no mestrado. Agradeço pela paciência e pelos conselhos.

À professora Itamara Farias Leite e ao professor Márcio José Batista Cardoso por serem solícitos e pelo auxílio.

À técnica do LAPAMA, Alana, que me ajudou e me ensinou muito no laboratório, foi um verdadeiro anjo da guarda.

Aos amigos que fiz no mestrado, José Igor, Eline, Alex, Meiryellen, Luciana, Fagner, Tadeu, Andrey e Sérgio.

À FAPESQ pelo incentivo financeiro e apoio ao projeto.

RESUMO

As ligas do sistema Heusler Ni-Mn-Sn vêm sendo muito estudadas, pois apresentam propriedades multifuncionais, associadas a transições de fase controladas pelo campo magnético, como o efeito de memória de forma metamagnética, o efeito magnetocalórico e polarização de troca. Essas propriedades são promissoras para aplicações como atuadores magnéticos, refrigeração magnética e sensores de alta eficiência. A alteração da composição através da substituição de seus componentes por um quarto elemento, como o Cu, é uma forma eficaz de adaptar suas propriedades. No entanto, esses materiais apresentam limitações como baixa usinabilidade, fragilidade mecânica e instabilidade das propriedades funcionais após o processamento. Para contornar esses problemas, uma estratégia envolve a produção de materiais compósitos de matriz polimérica com essas ligas metálicas. Neste trabalho, foram produzidos compósitos de matriz de polidimetilsiloxano (PDMS) com partículas de liga Heusler ($\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$). Os materiais desenvolvidos apresentaram preservação da estrutura química do polímero, estabilidade térmica, redução da resistência mecânica com a adição das partículas metálicas, maior flexibilidade em comparação a ligas Heusler puras, aumento da magnetização remanescente e da magnetização de saturação conforme o aumento do teor da liga, resultando em melhoria da resposta ferromagnética. Assim, os resultados obtidos indicam que os compósitos desenvolvidos são promissores para uso em dispositivos flexíveis que requeiram propriedades magnéticas ajustáveis.

PALAVRAS-CHAVE: Ligas Heusler; Propriedades Magnéticas; Compósitos Ferromagnéticos.

ABSTRACT

Heusler Ni-Mn-Sn alloys have been widely studied because they present multifunctional properties associated with phase transitions controlled by the magnetic field, such as the metamagnetic shape memory effect, the magnetocaloric effect and exchange polarization. These properties are promising for applications such as magnetic actuators, magnetic refrigeration and high-efficiency sensors. Changing the composition by replacing its components with a fourth element, such as Cu, is an effective way to adapt their properties. However, these materials have limitations such as low machinability, mechanical brittleness and instability of functional properties after processing. To overcome these problems, a strategy involves the production of polymer matrix composite materials reinforced with these metal alloys. In this work, PDMS matrix composites reinforced with Heusler Ni₄₄Mn₄₄Sn₉Cu₃ alloy particles were produced. The developed materials showed preservation of the polymer chemical structure, thermal stability, reduction of mechanical resistance with the addition of metallic particles, greater flexibility compared to pure Heusler alloys, increase of remanent magnetization and saturation magnetization according to the increase of the alloy content, resulting in improvement of the ferromagnetic response. Thus, the results obtained indicate that the developed composites are favorable candidates for use in flexible devices that require tunable magnetic properties.

KEYWORDS: Heusler Alloys; Magnetic Properties; Ferromagnetic Composites.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Representação da disposição do reforço na matriz.	18
Figura 2: Estrutura química básica do silicone, em que R representa os grupos laterais.	19
Figura 3: Possíveis elementos que podem formar ligas Heusler.	22
Figura 4: Representações das estruturas cristalinas das ligas Heusler: (a) Full-Heusler de estrutura $L2_1$ e (b) Half-Heusler de estrutura $C1_b$	23
Figura 5: Esquema da transformação de fase martensítica induzida por temperatura.	25
Figura 6: Etapas da TFM: (a) célula cúbica convencional da austenita, (b) transformação de Bain, (c) escorregamento e (d) macla.	26
Figura 7: Ciclo de transformações martensíticas e suas temperaturas características. Ψ representa um parâmetro genérico que varia durante a transição, como calorimetria, resistência elétrica, deformação, entre outros.	27
Figura 8: Representação esquemática do efeito de memória de forma.	28
Figura 9: Representação esquemática da superelasticidade.	28
Figura 10: Representação esquemática do mecanismo do efeito memória de forma magnética.	32
Figura 11: Representação do EMC.	33
Figura 12: Curvas de magnetização isotérmica para as ligas: (a) $Ni_{43}Mn_{46}Sn_{10}Ti_1$ e (b) $Ni_{43}Mn_{46}Sn_7Ti_4$ na vizinhança da transformação martensítica.	35
Figura 13: Dependência da temperatura das mudanças de entropia magnética para as ligas $Ni_{43}Mn_{46}Sn_{11-x}Ti_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 6$) para a mudança de campo magnético de 1 T, 3 T e 5 T.	36
Figura 14: Forno de indução sem atmosfera controlada.	40
Figura 15: Difração de raios X por planos de átomos.	43
Figura 16: Máquina Universal de Ensaios.	46
Figura 17: Esquema do interferômetro de Michelson.	47
Figura 18: Gráficos de um interferograma e uma transformação de Fourier de um interferograma para um espectro de infravermelho.	48
Figura 19: Representação esquemática de um VSM.	49
Figura 20: DRX das amostras.	50
Figura 21: Espectro de FTIR para a amostra de PDMS puro.	52
Figura 22: Espectros de FTIR para a membrana de PDMS puro e para os compósitos.	54

Figura 23: DSC das amostras.	55
Figura 24: (a) Curvas de tensão-deformação e (b) propriedades mecânicas dos compósitos.	56
Figura 25: (a) Curvas de histerese magnética e (b) propriedades magnéticas dos compósitos.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades do PDMS.	20
Tabela 2: Valores da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), temperatura de Curie (T_C) e variação da entropia magnética (ΔS_M).	39
Tabela 3: Grupos funcionais, faixa de variação, pico e características do PDMS.	53

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Ni – Níquel

Mn – Manganês

Sn – Estanho

Cu – Cobre

CM – Compósitos Magnetocalóricos

In – Índio

PDMS – Polidimetilsiloxano

TEGO – Oxido de Grafeno Termicamente Esfoliado

GLARE – Glass Aluminium Reinforced

Si – Silício

O – Oxigênio

T_g – Temperatura de Transição Vítrea

TFM – Transformação de Fase Martensítica

Fe – Ferro

Ga – Gálio

CFC – Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada

Sb – Antimônio

Al – Alumínio

A_i – Temperatura de Transição Austenítica Inicial

A_f – Temperatura de Transição Austenítica Final

M_i – Temperatura de Transição Martensítica Inicial

M_f – Temperatura de Transição Martensítica Final

EMF – Efeito Memória de Forma

LMFF – Ligas com Memória de Forma Ferromagnética

M_s – Magnetização de Saturação

T_C – Temperatura de Curie

M_r – Magnetização Remanescente

FM – Ferromagnetismo

PM – Paramagnetismo

H_c – Coercividade

Na – Sódio

Cl – Cloro

K – Potássio

Br – Bromo

Li – Lítio

F – Flúor

Ca – Cálcio

e/a – Concentração de Elétrons de Valência por Átomo

AFM – Antiferromagnético

EMC – Efeito Magnetocalórico

CFC – Clorofluorcarboneto

HFC – Hidrofluorcarboneto

HCFC – Hidroclorofluorcarbono

EMCG – Efeito Magnetocalórico Gigante

EMCI – Efeito Magnetocalórico Inverso

Ti – Titânio

ΔS_M – Variação de Entropia Magnética

EB – Exchange Bias

ZEB – Zero-Field-Cooled Exchange Bias

DRX – Difração de Raios X

DSC – Calorimetria Exploratória Diferencial

FTIR – Espectroscopia por Transformada de Fourier

VSM – Magnetômetro de Amostra Vibrante

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	16
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	17
3.1	Materiais Compósitos	17
3.2	Matrizes Poliméricas	18
3.2.1	Silicone	19
3.2.2	Compósitos com Matriz de Silicone	21
3.3	Ligas Heusler	21
3.3.1	Estrutura Cristalina	22
3.3.2	Processos de Fabricação	23
3.3.3	Transformação de Fase Martensítica	24
3.3.4	Efeito Memória de Forma e Superelasticidade	27
3.4	Propriedades Magnéticas das Ligas Heusler	28
3.4.1	Ordem Magnética das Ligas Heusler Ni-Mn-Sn	30
3.4.2	Efeito Memória de Forma Magnética	31
3.4.3	Efeito Magnetocalórico	32
3.4.4	Viés de Troca	36
3.5	Ligas Heusler NiMnSn e NiMnSnCu	37
4	MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1	Produção da Liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$	40
4.2	Produção dos Compósitos	40
4.3	Difratometria de Raios X	42
4.4	Microscopia Eletrônica de Varredura	44
4.5	Calorimetria Exploratória Diferencial	44

4.6	Ensaio de Tração	45
4.7	Espectroscopia por Transformada de Fourier	46
4.8	Magnetometria de Amostra Vibrante	48
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
6	CONCLUSÕES	58
7	REFERÊNCIAS	59

1 INTRODUÇÃO

As ligas Heusler são materiais ferromagnéticos, como os produzidos à base de NiMnSn, os quais apresentam propriedades magnéticas, como efeito memória de forma metamagnética (LIU *et al.*, 2009), efeito magnetocalórico (NGUYEN *et al.*, 2013) e polarização de troca (RAJI, UTHAMAN, *et al.*, 2016), tornando-as candidatas promissoras para aplicações em atuadores, refrigeração magnética e sensores de alta eficiência (AYDOGDU *et al.*, 2016; ZHANG *et al.*, 2015).

As propriedades das ligas NiMnSn podem ser adaptadas através da substituição de seus componentes por um quarto elemento, como o cobre (Cu). Esse elemento pode ser usado como um substituinte parcial de qualquer um dos três elementos da liga base ou com proporções quase equiatômicas de níquel e manganês. A substituição do cobre por manganês e estanho acarreta em uma mudança na transição martensítica para altas temperaturas, enquanto a substituição do cobre por níquel gera uma transição para baixas temperaturas. Quanto à temperatura de Curie, observa-se sua diminuição, pois o cobre é um metal não magnético e as interações de troca no sistema são reduzidas (MÉLO *et al.*, 2025; KIRAT e AKSAN, 2021).

Conforme relatado por MÉLO *et al.* (2025), a substituição parcial do estanho por cobre modifica as propriedades mecânicas, elétricas e magnéticas da liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_{12}$. Através dessa dopagem, eles verificaram uma diminuição nos valores da microdureza Vickers, da resistividade elétrica e da magnetização de saturação do material. Por outro lado, a coercividade e a magnetização remanescente aumentam com a dopagem.

Apesar do seu potencial em aplicações magnetocalóricas, as ligas Heusler enfrentam desafios quanto à fabricação de dispositivos, principalmente devido à sua baixa usinabilidade, fragilidade mecânica e instabilidade das propriedades funcionais após o processamento, os quais são problemas atribuídos às mudanças na microestrutura e na ordenação atômica (COPPI *et al.*, 2023).

Uma estratégia para superar as limitações mecânicas e térmicas dessas ligas envolve a produção de materiais compósitos de matriz polimérica com partículas magnéticas. COPPI *et al.* (2023) propuseram uma abordagem simples, econômica e escalável para produzir compósitos magnetocalóricos (CM) incorporando a liga $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1,3}\text{In}_{0,7}$ em uma matriz epóxi enriquecida com óxido de grafeno termicamente esfoliado (TEGO). Esse trabalho demonstrou que o processo permite a moldagem sob demanda e é compatível com diferentes pós de CM.

Seguindo essa abordagem, este trabalho propõe a produção de compósitos ferromagnéticos a partir da adição de partículas de liga Heusler ($\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$) em matriz

de polidimetilsiloxano (PDMS), silicone mais usual e amplamente utilizado na indústria, sendo destaque na área farmacêutica, pois ele é utilizado como matriz em compósitos produzidos para o desenvolvimento de sistemas de liberação controlada (SILVA, 2013).

Esse polímero foi selecionado para esse trabalho, pois apresenta propriedades como alta flexibilidade, estabilidade química e térmica, resistência à oxidação, transparência óptica, resistência à corrosão e proteção ambiental (CHRUŚCIEL, 2022). Visando associar as propriedades do PDMS com a liga metálica sem comprometer suas características magnéticas, ampliando o potencial de aplicação do material em contextos em que a fragilidade inerente das ligas Heusler representam uma limitação.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo desenvolver um material compósito a partir da incorporação de partículas da liga Heusler ($\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$) em uma matriz de PDMS.

2.2 Objetivos Específicos

- Produção da liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$ em um forno por indução sem atmosfera controlada;
- Obtenção de partículas da liga ($\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$) por cominuição manual;
- Elaboração do compósito polimérico através da incorporação do pó da liga em percentuais de massa de 20, 40, 60 e 80% na matriz de PDMS;
- Análise das propriedades térmica, magnética, elétrica, microestrutural e mecânica do compósito.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Materiais Compósitos

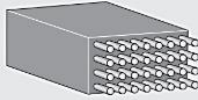
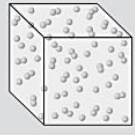
Os compósitos são materiais multifásicos formados por dois ou mais constituintes com diferentes composições, estruturas e propriedades (BERINS, 1991). Além disso, para um material ser classificado como compósito, outro critério deve ser satisfeito: os constituintes devem estar em proporções superiores a 5% (LOPES, 2017).

Em geral, esses materiais são combinados ao nível macroscópico, contendo ao mínimo duas fases distintas, a matriz e o reforço. Porém, também existe uma combinação submicroscópica, que é o caso dos nanocompósitos, em que são adicionadas à matriz nanopartículas com dimensões iguais ou inferiores a 10^{-9} m (LEVY NETO e PARDINI, 2018).

O componente matricial é contínuo, é responsável por envolver a fase do reforço que é descontínuo. A matriz é o meio de transferência do esforço mecânico para o reforço, que dá a principal resistência ao esforço (MANO, 1991). As propriedades dos materiais compósitos advêm das fases constituintes (matriz, reforço e interface matriz/reforço), de suas proporções e da geometria da fase dispersa (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

A matriz pode ser produzida a partir de materiais poliméricos, cerâmicos e metálicos. Quanto ao reforço, pode se apresentar como fibras, particulados e laminados. As fibras podem ser contínuas e descontínuas (alinhadas e aleatórias) envolvidas pela matriz. Os particulados envolvem partículas dispersas na matriz, já os laminados envolvem camadas alternadas de materiais que são unidas umas às outras. Também existe uma classe de compósito chamada de compósitos híbridos, são compósitos de compósitos, ou seja, pode-se produzir esse material a partir da utilização de dois ou mais tipos de fibras de reforços ou pode-se fazer uma intercalação entre lâminas metálicas e lâminas de compósitos, como no “GLARE” (glass aluminium reinforced). Na Figura 1 encontra-se uma representação da disposição desses reforços na matriz (NEWELL, 2018).

Figura 1: Representação da disposição do reforço na matriz.

Classe do Compósito	Definição	Esquema	Exemplo
Reforçado por fibras	Compósito no qual um material forma a matriz externa e transfere quaisquer cargas aplicadas para as fibras frágeis e mais resistentes.		Compósitos Kevlar-epóxi
Particulado	Compósito que contém grande número de partículas grossas, para reforçar a matriz.		Concreto
Laminado	Compósito que é fabricado alternando-se o empilhamento de diferentes materiais, mantidos juntos por um adesivo.		Compensado
Híbrido	Compósito composto por outros materiais compósitos.		Concreto reforçado por vergalhão

Fonte: NEWELL, 2018.

Para compreender o comportamento mecânico dos compósitos é fundamental estudar o funcionamento da interface (LEVY NETO e PARDINI, 2018). Esta é uma região com uma espessura finita que separa a matriz do reforço, através da qual ocorre descontinuidade de parâmetros do material, isto é, suas propriedades alteram de um lado para o outro. Exemplos desses parâmetros são concentração de um elemento, estrutura cristalina, módulo de elasticidade, densidade, entre outros (CHAWLA, 2019).

3.2 Matrizes Poliméricas

As matrizes poliméricas podem ser termorrígidas (ou termofixas) e termoplásticas. As mais utilizadas são as termorrígidas, como as de epóxi e poliéster. No entanto, devido ao seu endurecimento ser irreversível e dificultar a reciclagem dos compósitos com esse tipo de matriz, uma alternativa é usar as matrizes termoplásticas (LEVY NETO e PARDINI, 2018).

Polímeros termorrígidos possuem moléculas reticuladas com ligações covalentes entre as cadeias e após formadas tornam os materiais infusíveis e insolúveis. As reticulações são constituídas na polimerização ou no processamento e são as responsáveis pela dificuldade de deslizamento das moléculas umas sobre as outras, tornando o polímero forte e rígido (CHAWLA, 2019). Segundo RABELLO (2023), um tipo especial de termofixo é o elastômero, que possui cadeias flexíveis e um número relativamente pequeno de reticulações, fatores que associados proporcionam grande elasticidade ao material.

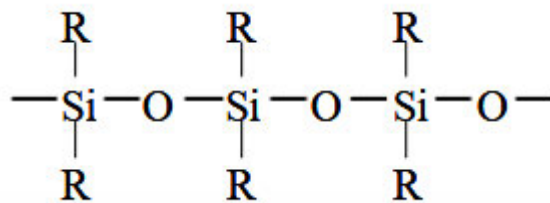
Os polímeros termoplásticos apresentam arquitetura linear e ramificada. Nesses materiais há ligações relativamente fracas do tipo de van der Waals entre as cadeias. Possuem

como características comportamento mecânico, plástico e dúctil, são solúveis e fusíveis. Os tipos de estruturas desses polímeros favorecem o processamento e a reciclagem, pois compreendem apenas etapas de amolecimento e solidificação (ASKELAND e WRIGHT, 2019; RABELLO, 2023).

3.2.1 Silicone

Os polissiloxanos, chamados comumente por silicones, são polímeros sintéticos que possuem substâncias orgânicas e inorgânicas em sua estrutura. Esses polímeros têm sua macromolécula composta por unidades alternadas de silício (Si) e oxigênio (O) com a presença de grupos laterais orgânicos ligados ao átomo de Si, como metil, etil, fenil, propil, vinil, entre outros. Na Figura 2 está disposta a representação da estrutura do silicone (CHRUŚCIEL, 2022; MAZUREK; VUDAYAGIRI; SKOV, 2019; BAINS e KAUR, 2023).

Figura 2: Estrutura química básica do silicone, em que R representa os grupos laterais.



Fonte: GRADINARIU *et al.*, 2024.

Dependendo de sua estrutura química, esses materiais podem ser utilizados na preparação de produtos líquidos e sólidos, como: óleos, emulsões, elastômeros, resinas, vernizes, lubrificantes, entre outros. Os elastômeros são normalmente reticulados por meio de hidrossililação (geralmente catalisado por platina), condensação (normalmente, catalisado por estanho) e reação radicalar (CHRUŚCIEL, 2022; MAZUREK; VUDAYAGIRI; SKOV, 2019).

A ligação siloxana, em que um átomo de Si está ligado a um átomo de O, é uma ligação forte, flexível e não oxida facilmente. A incorporação de grupos laterais a essa estrutura proporciona diversas propriedades aos silicones, pois sua estrutura alarga, aumentando a liberdade de rotação das ligações Si-O. A estrutura de silicone mais comum é a do polidimetilsiloxano (PDMS), em que há dois grupos laterais de metil (CH₃) ligados a cada silício (BAINS e KAUR, 2023; CHRUŚCIEL, 2022; MAZUREK, VUDAYAGIRI e SKOV, 2019).

No PDMS os grupos metil giram livremente em torno da ligação siloxana, resultando em distâncias maiores entre as cadeias e forças intermoleculares menores em comparação aos hidrocarbonetos. Devido a essas interações intermoleculares muito fracas, observa-se uma pequena dependência das propriedades físicas em relação à temperatura, assim como uma temperatura de transição vítrea (T_g) baixa, aproximadamente de $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ademais, apresenta temperatura de fusão de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e início de rearranjos de ligações na faixa de $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (GRADINARIU *et al.*, 2024; CHRUSCIEL, 2022; CLARSON *et al.*, 2010).

Entre as propriedades apresentadas pelo PDMS estão: baixa energia de superfície, baixa constante dielétrica, transparência à luz visível e ultravioleta, boa estabilidade térmica e oxidativa, hidrofobia, permeabilidade a vários gases, capacidade de formação de filme, resistência à biodegradação, biocompatibilidade, boas propriedades mecânicas, entre outras. A Tabela 1 exibe algumas características relevantes desse polímero (GRADINARIU *et al.*, 2024; MIRANDA *et al.*, 2022).

Tabela 1: Propriedades do PDMS.

Características	Valores
Transparência óptica	240-1100 nm
Tensão superficial	21-22 mN/m
Temperatura de transição vítrea	-125°C
Condutividade elétrica	$2.9 \text{ E} + 14 \Omega^*\text{cm}$
Condutividade térmica	$0.27 \text{ W/m}^*\text{K}$
Módulo de elasticidade	1-3 MPa
Coefficiente de difusão do vapor de água	$1000\text{-}6000 \mu\text{m}^2/\text{s}$
Coefficiente de difusão de CO_2	$1000 \mu\text{m}^2/\text{s}$
Coefficiente de difusão do oxigênio	$2000\text{-}4000 \mu\text{m}^2/\text{s}$

Fonte: Adaptado de WOLF, SALIEB-BEUGELAAR e HUNZIKER, 2018.

Os materiais à base de silicone encontram aplicações nos mais diversos setores. Na engenharia biomédica/medicina é usado em implantes, microválvulas, superfícies de cateteres, curativos e bandagens, entre outros. Nos produtos de higiene pessoal e dermatológicos, é observado em antitranspirantes, xampus, protetores solares, removedores de adesivos médicos, dentre outros. Na indústria automobilística e aeronáutica, está presente nos airbags, pneus, adesivos de montagem, componentes eletrônicos, etc. Na construção civil, é utilizado, por exemplo, em pontes e edifícios, nos quais produtos como selantes e revestimentos de silicone são aplicados com o intuito de aumentar a vida útil dessas obras (MIRANDA *et al.*, 2022; KATSOULIS, SCHMIDT e ZANK, 2017; BAINS e KAUR, 2023).

3.2.2 Compósitos com Matriz de Silicone

As ligas Heusler e as clássicas ligas com efeito memória de forma (LEMF) podem apresentar limitações quando estão sendo utilizadas. A liga NiTi (Nitinol ®) é um exemplo de LEMF que tem sido usada em aplicações em atuadores, no entanto, comercialmente, ela tem pouca atratividade devido à temperatura de atuação elevada e o tempo de resfriamento prolongado. Como alternativa para superar as limitações mecânicas e térmicas pode-se utilizar um elastômero, como o PDMS, como matriz do material compósito a ser fabricado (FONTOURA, 2024).

SILVA (2013) produziu um compósito com matriz de resina epóxi enriquecida com um selante de PDMS e o material de reforço utilizado foi a liga com memória de forma Ti-Ni em formato de fios. Os materiais da matriz permitiram criar um compósito leve e flexível que foi usado na produção de um microatuador. Os fios de Ti-Ni deram a funcionalidade para o dispositivo fabricado e os polímeros proporcionaram movimentos de abertura e fechamento da garra.

O PDMS também pode ser utilizado como matriz nos elastômeros magneto-reológicos, que são compósitos formados por uma fase matriz elastomérica (borracha de silicone ou poliuretano, por exemplo) e uma fase de reforço de particulados ferromagnético. Esses materiais possuem propriedades mecânicas controláveis e um forte acoplamento magneto-mecânico, que propicia a alteração de sua rigidez quando exposto a um campo magnético. Devido a essa propriedade, esses compósitos podem ser utilizados em aplicações como absorvedores de vibração variáveis. Como exemplo de elastômero magneto-calórico há o que foi desenvolvido por MACHADO (2021), composto por matriz de PDMS e partículas de ferro carbonila.

3.3 Ligas Heusler

As ligas Heusler foram descobertas em 1898 pelo engenheiro de minas e químico Friedrich Heusler. São compostos ternários intermetálicos obtidos a partir de três elementos. Esses materiais despertam interesse, pois apresentam características peculiares como a capacidade de exibirem ferromagnetismo após passarem por tratamento térmico, mesmo tendo em sua composição elementos paramagnéticos e diamagnéticos. Outras propriedades relevantes dessas ligas são: superelasticidade, efeito de memória de forma metamagnética, efeito magnetocalórico e viés de troca (SILVA, 2022; LI *et al.*, 2019; LIU *et al.*, 2009).

As propriedades das ligas Heusler possuem relação com a transformação de fase martensítica (TFM), que é uma transição de primeira ordem (calor latente), em que a liga sai da fase austenítica e vai para a fase martensítica. Assim, a TFM altera a estrutura e o magnetismo das ligas. Além disso, essas propriedades também são extremamente dependentes da estrutura atômica, das mudanças em sua estequiometria, dos processos de fabricação, entre outros (ANDREZ, 2013).

3.3.1 Estrutura Cristalina

A composição estequiométrica das ligas Heusler é dada pelas fórmulas X_2YZ (Heusler completamente ordenada ou Full-Heusler, ainda podendo serem chamadas apenas de ligas Heusler) e XYZ (Heusler semiordenada ou Half-Heusler), em que X representa metais de transição com mais do que 5 elétrons no orbital d mais externo, Y simboliza metais de transição com até 5 elétrons no orbital d – o Mn é um dos mais utilizados para ocupar essa posição – e Z retrata metais com a camada d externa totalmente incompleta ou completa (GRAF, PARKIN e FELSER, 2011). As ligas Heusler completamente ordenadas são as mais estudadas, pois apresentam diversos fenômenos magnéticos (ANDREZ, 2013). A Figura 3 apresenta os elementos químicos que podem ser utilizados nas composições dessas ligas.

Figura 3: Possíveis elementos que podem formar ligas Heusler.

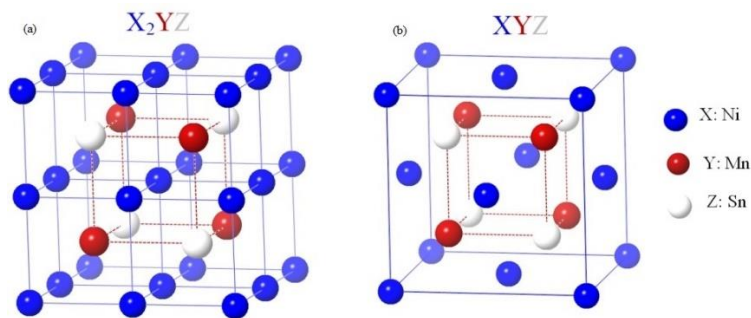
X_2YZ Heusler compounds																		He	
H 2.20																			
Li 0.98	Be 1.57											B 2.04	C 2.55	N 3.04	O 3.44	F 3.98	Ne		
Na 0.93	Mg 1.31											Al 1.61	Si 1.90	P 2.19	S 2.58	Cl 3.16	Ar		
K 0.82	Ca 1.00	Sc 1.36	Ti 1.54	V 1.63	Cr 1.66	Mn 1.55	Fe 1.83	Co 1.88	Ni 1.91	Cu 1.90	Zn 1.65	Ga 1.81	Ge 2.01	As 2.18	Se 2.55	Br 2.96	Kr 3.00		
Rb 0.82	Sr 0.95	Y 1.22	Zr 1.33	Nb 1.60	Mo 2.16	Tc 1.90	Ru 2.20	Rh 2.28	Pd 2.20	Ag 1.93	Cd 1.69	In 1.78	Sn 1.96	Sb 2.05	Te 2.10	I 2.66	Xe 2.60		
Cs 0.79	Ba 0.89		Hf 1.30	Ta 1.50	W 1.70	Re 1.90	Os 2.20	Ir 2.20	Pt 2.20	Au 2.40	Hg 1.90	Tl 1.80	Pb 1.80	Bi 1.90	Po 2.00	At 2.20	Rn		
Fr 0.70	Ra 0.90																		
		La 1.10	Ce 1.12	Pr 1.13	Nd 1.14	Pm 1.13	Sm 1.17	Eu 1.20	Gd 1.20	Tb 1.10	Dy 1.22	Ho 1.23	Er 1.24	Tm 1.25	Yb 1.10	Lu 1.27			
		Ac 1.10	Th 1.30	Pa 1.50	U 1.70	Np 1.30	Pu 1.28	Am 1.13	Cm 1.28	Bk 1.30	Cf 1.30	Es 1.30	Fm 1.30	Md 1.30	No 1.30	Lr 1.30			

Fonte: GRAF, FELSER e PARKIN, 2011.

As ligas Heusler são geralmente caracterizadas por possuírem estrutura cristalina do tipo cúbica de face centrada (CFC), nas quais quando o sistema é completamente ordenado a estrutura é $L2_1$ e quando é semiordenado a estrutura é $C1_b$, a qual pode ser descrita similarmente a $L2_1$, no entanto, as posições X_1 estão desocupadas. Algumas ligas Full-Heusler podem se cristalizar em estruturas cristalinas diferentes da $L2_1$, como a liga Fe_2MnGa , que se estabiliza na estrutura $L1_2$ (WEBSTER e ZIEBECK, 1983; ANDREZ, 2013).

A estrutura $L2_1$ pertence ao grupo espacial $Fm3m$, número 225, com as seguintes posições: X_1 (0,0,0), X_2 ($\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$), Y ($\frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4}$) e Z ($\frac{3}{4}, \frac{3}{4}, \frac{3}{4}$). Quanto à estrutura $C1_b$, seu grupo espacial é o $F43m$, número 216. As representações dessas estruturas estão dispostas na Figura 4 (WEBSTER e ZIEBECK, 1983; MOYA *et al.*, 2006; MEZA, 2012).

Figura 4: Representações das estruturas cristalinas das ligas Heusler: (a) Full-Heusler de estrutura $L2_1$ e (b) Half-Heusler de estrutura $C1_b$.



Fonte: Adaptado de Meza, 2012.

Além dessas estruturas de ordenamento citadas, pode ocorrer durante a cristalização o surgimento de outras estruturas pertencentes às fases A_2 (formada pela desordem entre X e Y ou X e Z) e B_2 – gerada entre a desordem de Y e Z (WEBSTER e ZIEBECK, 1983; XAVIER, 2008).

As ligas Heusler Ni-Mn-Z (Z: Sn, Ga, In, Sb, Al) em baixas concentrações de Z, transformam-se na estrutura tetragonal $L1_0$, que é a estrutura do estado fundamental do composto $Ni_{50}Mn_{50}$ (PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009).

3.3.2 Processos de Fabricação

Em razão da estequiometria das ligas Heusler, sua produção, geralmente, é realizada em ambientes controlados. Sua fundição pode ser feita em fornos de indução a vácuo com

introdução de gás inerte e de arco elétrico, por metalurgia do pó, melt spinning, entre outros (BRITO, 2021). Os processos de fusão são muito importantes, pois eles podem influenciar nas fases de estruturas A_2 e B_2 , além de que é necessário repetir esses procedimentos três ou quatro vezes para garantir homogeneidade (XAVIER, 2008; NAZMUNNAHAR *et al.*, 2015).

As ligas preparadas por fusão a arco requerem tratamento térmico de recozimento para remover distúrbios e defeitos estruturais (VENUGOPALAN, 2007). Já o processo de melt spinning promove efetivamente materiais monofásicos mais homogêneos, etapa de recozimento substancialmente encurtada e propriedades de efeito magnetocalórico aprimoradas (ZHANG *et al.*, 2015).

As rotas de processamento sob atmosfera controlada, com sistemas capazes de controlar a pressão e a atmosfera, acarretam em grandes custos com relação à produção em larga escala. Uma forma alternativa para redução dos custos de processamento é a utilização do forno de indução sem atmosfera controlada (SILVA, 2022).

SILVA *et al.* (2021) avaliaram a influência da fusão sem atmosfera controlada nas propriedades estruturais, magnéticas e térmicas nas ligas $Ni_{50}Mn_{37}Sn_{13}$ e constataram que os valores exibidos para tais propriedades são compatíveis com os divulgados pela literatura e com as ligas de mesma composição produzidas em atmosfera controlada. Nessa mesma linha de trabalho, as ligas de base Ni-Mn-Sn elaboradas por LIMA *et al.* (2024) e MÉLO *et al.* (2025) também apresentaram resultados condizentes com o processo tradicional de fusão com controle de atmosfera.

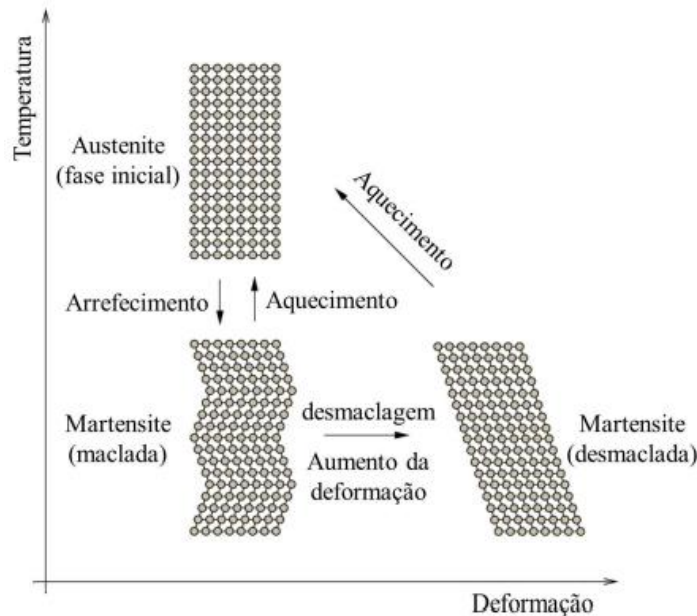
3.3.3 Transformação de Fase Martensítica

A transformação de fase martensítica (TFM) é uma transição de fase de primeira ordem que ocorre no estado sólido e sem difusão atômica. Na TFM, as ligas Heusler sofrem uma transformação estrutural de uma fase austenítica para uma fase martensítica, que pode ser induzida a partir da aplicação de tensões ou da variação da temperatura. A fase inicial austenítica possui estrutura cúbica de alta simetria, é estável em baixos níveis de tensão ou altas temperaturas e dispõe de elevado módulo de elasticidade. Já a fase martensítica é estável em altos níveis de tensão ou baixas temperaturas, possui estrutura cristalina com menor simetria (ortorrômbica, hexagonal, monoclinica, tetragonal, etc.) e baixo módulo de elasticidade (ANDREZ, 2013; TELO, 2014).

Nessa transformação os átomos se movimentam cooperativamente por um mecanismo de cisalhamento sem alterar a composição química da matriz e são rearranjados em uma

estrutura cristalina mais estável, sem que ocorra difusão atômica de longo alcance. A Figura 5 apresenta um esquema simplificado dessa transformação (ANDREZ, 2013; MEZA, 2012).

Figura 5: Esquema da transformação de fase martensítica induzida por temperatura.

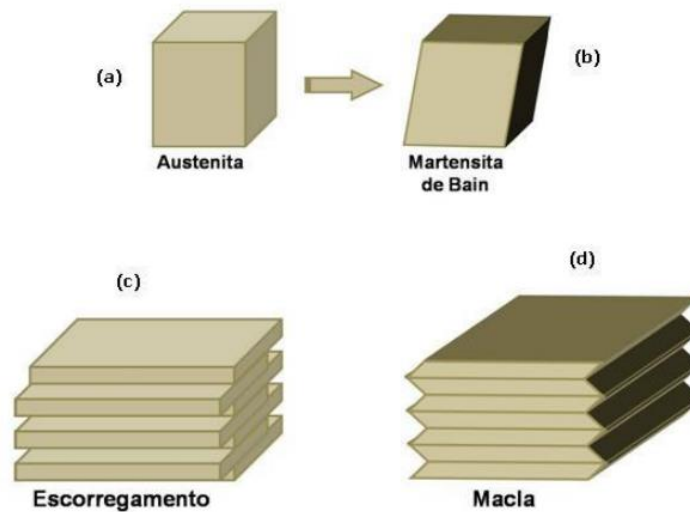


Fonte: TELO, 2014.

Embora a transformação martensítica envolva pequenos deslocamentos entre os planos atômicos, o efeito macroscópico associado à mudança estrutural é relevante, pois pode acontecer variações volumétricas de até 3% entre as fases austenítica e martensítica (BROWN, *et al.*, 2002).

O processo de transformação da estrutura austenítica para martensítica ocorre quando a célula convencional cúbica da austenita sofre uma transformação de Bain em que seus planos são contraídos e expandidos. A estrutura resultante dessa transformação não é estável, pois provoca elevada tensão na estrutura cristalina do sistema. Assim, uma outra transformação acontece, em que há um reagrupamento dos planos que leva o sistema a um estado de menor energia. A obtenção do estado de menor energia decorre do intercrescimento ordenado (macla) ou do deslocamento ordenado (escorregamento/deslizamento) entre os planos atômicos. A Figura 6 apresenta as etapas da TFM. (XAVIER, 2008; SILVA, 2022).

Figura 6: Etapas da TFM: (a) célula cúbica convencional da austenita, (b) transformação de Bain, (c) escorregamento e (d) macla.



Fonte: XAVIER, 2008.

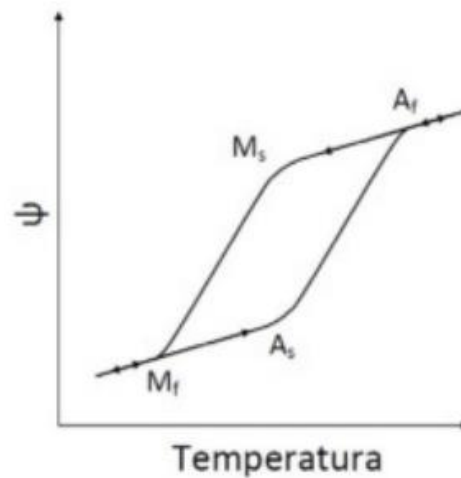
A transformação estrutural resultante da variação da temperatura é caracterizada por quatro temperaturas:

- A_i – Temperatura de transição austenítica inicial;
- A_f – Temperatura de transição austenítica final;
- M_i – Temperatura de transição martensítica inicial;
- M_f – Temperatura de transição martensítica final;

A TFM pode ser classificada como termoelástica e não-termoelástica. A distinção pode ser verificada a partir da histerese de transformação térmica. A histerese é a diferença de temperatura em que ocorre o início da transformação martensítica e o início da transformação austenítica. Ela é verificada aproximadamente por $A_i - M_i$ (ALVES, 2018; FRANÇA, 2009).

A transformação termoelástica é caracterizada por uma pequena histerese e a não-termoelástica por uma grande histerese. O efeito memória de forma (EMF) e a superelasticidade dos materiais resultam de transformações termoelásticas. Na Figura 7 encontra-se uma representação do ciclo de transformações martensíticas (ALVES, 2018; SILVA, 2022).

Figura 7: Ciclo de transformações martensíticas e suas temperaturas características. Ψ representa um parâmetro genérico que varia durante a transição, como calorimetria, resistência elétrica, deformação, entre outros.



Fonte: Alves, 2018.

Para as aplicações tecnológicas das ligas Heusler, a temperatura de transição martensítica deve ser próxima à temperatura ambiente. A TFM é bastante sensível à estequiometria dos materiais, então vários estudos são realizados com o intuito de ajustar essa temperatura. Para tal, métodos como alteração da composição e dopagem/substituição com outros elementos são utilizados (KIRAT e AKSAN, 2021).

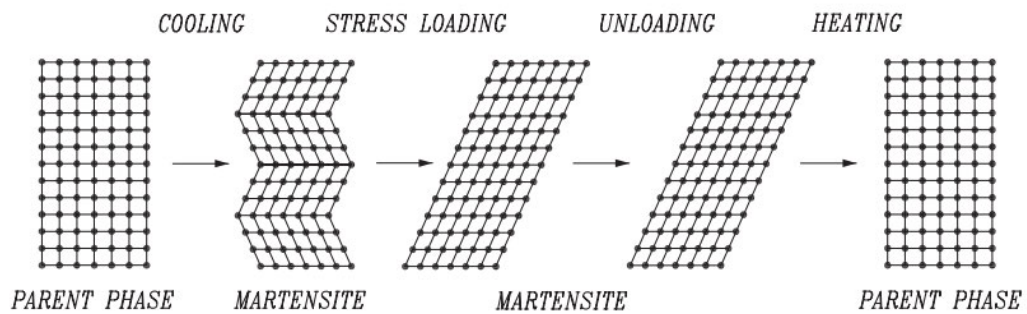
3.3.4 Efeito Memória de Forma e Superelasticidade

As ligas que apresentam EMF após serem deformadas na fase martensítica podem ser restauradas pela aplicação de aquecimento, tensão ou campo magnético. Nas ligas convencionais de memória de forma, que são paramagnéticas, a transformação martensítica é provocada por variação da temperatura, por tensão ou por ambas. Já nas ligas com memória de forma ferromagnética (LMFF), a TFM pode ser induzida não só por variações de temperatura e de tensão, mas também por variação do campo magnético. Quando há a aplicação de campo magnético, o efeito é denominado de efeito memória de forma magnética (SARDINHA, 2008).

Com o resfriamento de um material que está inicialmente na fase austenítica, a fase martensítica começa a se formar a uma temperatura M_i e ele se torna martensítico abaixo de M_f . Já com o aquecimento, o material no princípio martensítico, permanece nesse estado até a temperatura A_i e essa fase só desaparece em A_f . Acima do fim da transformação austenítica, a deformação se recupera totalmente (efeito memória de forma) e a liga retorna a ser austenítica.

Essa transformação acontece em uma faixa de temperatura que varia conforme a composição química da liga e com o tipo dos seus constituintes. A Figura 8 mostra um esquema do mecanismo do EMF (MEZA, 2012).

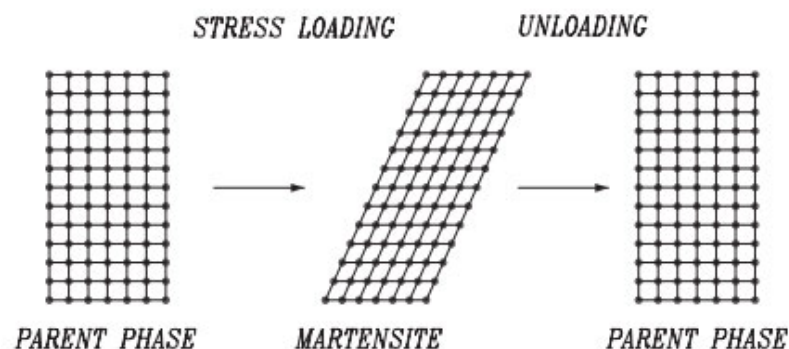
Figura 8: Representação esquemática do efeito de memória de forma.



Fonte: Adaptado de PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009.

A superelasticidade ou efeito superelástico está ligado a uma transição martensítica induzida por tensão, que durante a carga gera uma deformação e após a retirada dessa carga recupera sua forma em temperatura acima da temperatura final da transformação austenítica, como pode ser observado na Figura 9 (CALUÊTE, 2012).

Figura 9: Representação esquemática da superelasticidade.



Fonte: Adaptado de PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009.

3.4 Propriedades Magnéticas das Ligas Heusler

As ligas Heusler com estequiometria X_2MnZ são geralmente ferromagnéticas e apresentam magnetização de saturação em campos magnéticos menores que 1 T. A magnetização de saturação (M_s) é a magnetização máxima que pode ser induzida por um campo

magnético externo em um material. Uma amostra atinge a M_s quando sua magnetização não pode ser aumentada por aumentos no campo magnético externo aplicado (ANDREZ, 2013; HOSSAIN; HOSSAIN; SIKDER, 2022).

Além disso, a temperatura de Curie (T_C) desses materiais encontra-se acima da temperatura ambiente. A T_C é uma temperatura em que um material ferromagnético passa para paramagnético, ocorrendo uma diminuição em seu magnetismo. Acima de determinada T_C os materiais perdem suas propriedades magnéticas. A magnitude dessa temperatura varia conforme o material (REZENDE, 2023; MARCELO, 2012; SILVA, 2022).

O ferromagnetismo (FM) ocorre em determinados materiais que apresentam momento magnético permanente na ausência de um campo externo e manifestam elevadas magnetizações de forma permanente. Vários metais de transição exibem esse fenômeno como ferro (ferrita α CCC), níquel e cobalto, puros ou em ligas com outros elementos. Algumas terras raras, como gadolínio, também apresentam esse magnetismo (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; REZENDE, 2023).

Os materiais que possuem momentos magnéticos permanentes e isolados uns dos outros apresentam o paramagnetismo (PM). Na ausência de um campo magnético externo os materiais paramagnéticos têm magnetização nula. Quando há aplicação de um campo externo acontece uma pequena magnetização na direção desse campo. Os elementos químicos paramagnéticos são os metais de elementos não magnéticos e os materiais isolantes que têm átomos livres ou íons dos elementos do grupo de transição do ferro, de terras raras e dos actínídeos (REZENDE, 2023).

A forma mais fraca de resposta magnética é chamada de diamagnetismo, a qual não é permanente e persiste apenas enquanto um campo externo está sendo aplicado. Ela é induzida por uma variação no movimento orbital dos elétrons causada pela aplicação de um campo magnético externo. A explicação desse fenômeno é dada pela lei de Lenz, que descreve que uma variação de campo magnético resulta em uma corrente elétrica induzida que tende a se opor a essa variação criando um campo oposto ao aplicado. Os materiais diamagnéticos são aqueles cujos átomos ou íons possuem camadas eletrônicas completas, como os gases nobres. Também é o caso dos sólidos com ligações iônicas, como NaCl, KBr, LiF, CaF₂, entre outros (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; REZENDE, 2023).

Outros parâmetros magnéticos apresentados pelas ligas Heusler são a magnetização remanescente (M_r) e a coercividade (H_c). O primeiro é a quantidade de magnetismo que permanece em um material após a remoção do campo magnético externo. O segundo é a

quantidade de campo magnético externo que reduz a magnetização ou a densidade de fluxo magnético de um material magnético a zero (HOSSAIN; HOSSAIN; SIKDER, 2022).

As propriedades magnéticas das ligas Heusler também são muito sensíveis à concentração dos elétrons de valência e/a , que é uma correlação linear entre o número médio de elétrons de valência por átomo e a temperatura de início da transformação martensítica. Existe um intervalo definido para a grandeza e/a e que M_i , em geral, aumenta com o aumento no valor de e/a . Em ligas $\text{Ni}_{0,50}\text{Mn}_{0,50-x}\text{Sn}_x$ ($0,05 \leq x \leq 0,25$), a TFM acontece no intervalo de concentração de $8,0 \leq e/a \leq 8,2$ (KRENKE *et al.*, 2005; MEZA, 2012).

3.4.1 Ordem Magnética das Ligas Heusler Ni-Mn-Sn

O elemento responsável pela maioria das propriedades magnéticas das ligas Heusler Ni-Mn-Sn é o Mn. Nessas ligas observa-se uma larga distância espacial, aproximadamente 6 Å, entre os átomos X (Ni), Y (Mn) e Z (Sn) na fase cúbica. Esse elevado espaçamento interatômico influencia diretamente as interações magnéticas, pois gera uma redução significativa na sobreposição dos orbitais d. A ordem magnética é obtida indiretamente pela polarização dos elétrons de condução, elétrons 4s, a partir da interação RKKY (ANDREZ, 2013).

Na interação RKKY o íon de Mn, que é magnético, perturba a função de onda dos elétrons de condução e produz uma polarização de seus spins na vizinhança desse íon. A polarização resulta na alternância de sinal positivo-ferromagnético e negativo-antiferromagnético com o aumento da distância do átomo que causa a polarização e sua intensidade decresce com o cubo dessa distância, como pode ser visto na relação:

$$J \propto \cos\left(\frac{Kr_{ij}}{r_{ij}^3}\right) \quad (1)$$

Onde:

r_{ij} é a distância entre o íon polarizador J e o elétron i

K é o vetor de onda do elétron

A distribuição da polarização dos spins dos elétrons de condução do metal pode acoplar os spins dos íons de Mn em configurações ferromagnéticas ou antiferromagnéticas, dependendo de suas separações relativas (CAMARENA, 2007).

Medidas de magnetização indicam que o momento magnético do Mn é de aproximadamente $4 \mu_B$ por célula unitária, enquanto o momento magnético do Ni é cerca de $0,3 \mu_B$ (ANDREZ, 2013; XAVIER, 2008).

Os metais utilizados como X influenciam fortemente o parâmetro de rede, determinando a separação entre os átomos de Mn, causando o aumento ou a diminuição dos orbitais 3d do Mn, o que resulta em uma maior ou menor intensidade de acoplamento magnético entre os átomos de Mn. Já os metais de Z influenciam a polarização dos elétrons de condução dessas ligas, portanto são responsáveis por mediar a interação dos orbitais d dos átomos de Mn através da interação de troca, gerando a ordem magnética da liga (XAVIER, 2008; ANDREZ, 2013).

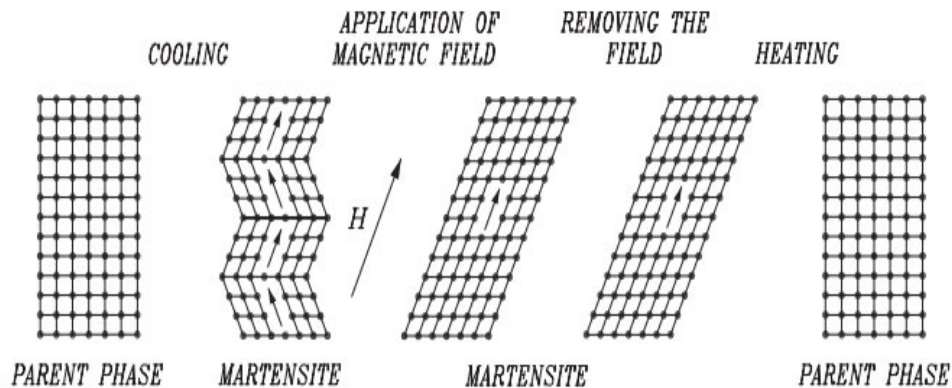
A maioria das ligas Heusler são ordenadas ferromagneticamente, porém há composições com ordenamento antiferromagnético (AFM) e ferrimagnético. Quando os átomos de Mn estão próximos em sistemas X_2MnZ , o acoplamento tem a tendência de ser antiferromagnético. A aproximação dos átomos de Mn pode ocorrer a partir de desordens estruturais e dopagem com outro elemento, favorecendo uma ordem AFM (XAVIER, 2008).

3.4.2 Efeito Memória de Forma Magnética

Os dispositivos que possuem efeito memória de forma magnética quando comparados aos que apresentam o EMF tradicional induzido por tensão ou temperatura, exibem velocidade de resposta mais rápida, pois é mais fácil controlar um campo magnético do que fazer um controle térmico (ZAPATA, 2012).

O efeito memória de forma magnética ocorre a partir da interação entre a estrutura do material e os graus de liberdade magnéticos. Essa interação origina pequenas mudanças nas dimensões da célula unitária, é a chamada magnetostricção. Neste caso acontece um acoplamento magnetoestrutural em uma escala mesoscópica que gera mudança nas dimensões do material pela reorientação das variantes martensíticas sob o campo externo aplicado. As deformações alcançadas por esse mecanismo, até 10%, apresentam ordens de magnitude maiores que a magnetostricção convencional. Na Figura 10 encontra-se uma representação simplificada do mecanismo do efeito memória de forma magnética (PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009).

Figura 10: Representação esquemática do mecanismo do efeito memória de forma magnética.



Fonte: PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009.

Como tanto a fase mãe quanto as fases martensíticas são ferromagnéticas, a aplicação de um campo magnético externo pode resultar em um efeito memória de forma magnética. A deformação verificada durante a transição martensítica é oriunda do rearranjo dos átomos durante a macla, sendo semelhante à obtida no processo contrário. Após a transformação de fase induzida termicamente, geralmente, as martensitas formam um padrão de autoacomodação, minimizando as tensões da transformação (SARDINHA, 2008).

3.4.3 Efeito Magnetocalórico

O efeito magnetocalórico (EMC) é o processo de variação da temperatura de materiais magnéticos através da aplicação ou remoção de um campo magnético externo. Esse efeito é semelhante à liberação e absorção de calor quando um gás é comprimido e expandido, respectivamente. O EMC pode ser utilizado em aplicações que envolvam refrigeração magnética, sendo uma opção à refrigeração convencional baseada na compressão de gases como CFC, HFC e HCFC que são prejudiciais à camada de ozônio, além de possuir o potencial de reduzir significativamente o consumo de energia. Além disso, os materiais que apresentam essa propriedade também podem ser usados na medicina para o tratamento de determinados tipos de câncer (ANDRADE, 2015; ANDREZ, 2013; XAVIER, 2008).

A busca por materiais que apresentam esse efeito vem crescendo, principalmente materiais que exibam elevado EMC, como a liga $Gd_5Si_2Ge_2$, que levou à introdução do termo efeito magnetocalórico gigante (EMCG) (OLIVEIRA, 2020).

No efeito magnetocalórico a entropia total do sistema é uma soma de entropias, calculada por:

$$S = S_m + S_r + S_e \quad (2)$$

Onde:

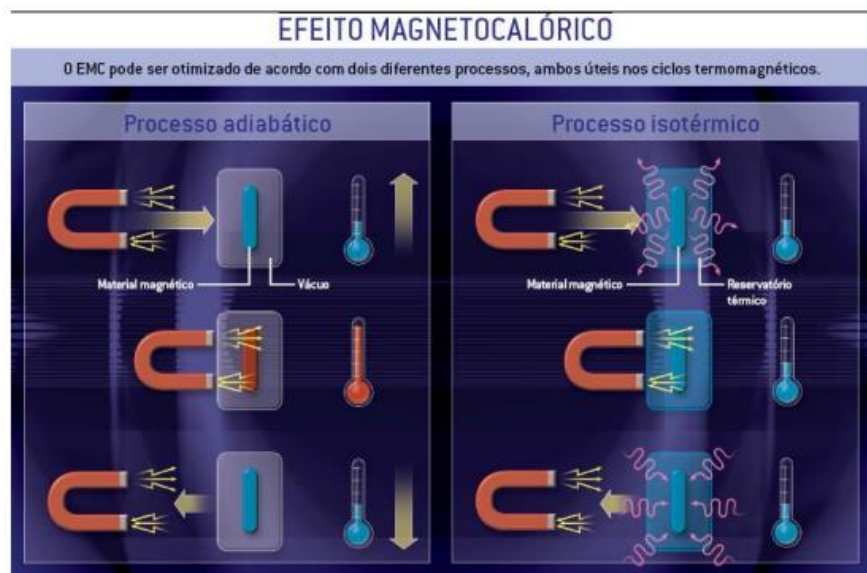
S_m é a entropia magnética relacionada ao ordenamento dos spins do sistema;

S_r é a entropia de rede referente ao estado vibracional do sistema;

S_e é a entropia eletrônica relativa ao movimento dos elétrons de condução do sistema.

O EMC é caracterizado pela variação adiabática de temperatura (ΔT_{ad}) e pela variação isotérmica de entropia (ΔS_{iso}). No processo adiabático o material se encontra no vácuo e está isolado adiabaticamente a uma certa temperatura, quando um campo magnético é aproximado e os momentos magnéticos tendem a se alinhar, reduzindo a S_m e aumentando a S_r , levando ao aumento da temperatura do material. No processo isotérmico o material é colocado em um reservatório térmico e quando a amostra é submetida ao campo magnético o calor é dissipado para o reservatório. Já quando o campo magnético é removido, o reservatório cede calor para a amostra. Quanto à entropia eletrônica, esta não varia como a S_m e a S_r na presença do campo magnético e a sua contribuição para o EMC é desconsiderada. A Figura 11 apresenta um esquema que representa o EMC (ANDRADE, 2015; ANDREZ, 2013; XAVIER, 2008).

Figura 11: Representação do EMC.



Fonte: ANDREZ, 2013.

O EMC pode ser medido direta e indiretamente. No método direto a medida é feita a partir da variação da temperatura final e inicial da amostra, enquanto esse material é submetido a uma variação adiabática de temperatura quando um campo magnético externo (H) é aplicado.

No entanto, medir esse efeito diretamente envolve diversas dificuldades, como o isolamento adiabático do sistema e o excessivo tempo necessário para obtenção do calor específico em função do campo magnético aplicado. No método indireto a medida pode ser realizada através da capacidade térmica em função da temperatura para diferentes campos (ANDREZ, 2013; XAVIER, 2008; GSCHNEIDNER e PECHARSKY, 2000).

A medida do EMC pelo método indireto também pode ser efetuada via medidas de magnetização em função da temperatura e do campo magnético aplicado, obtendo a variação de entropia magnética utilizando a relação de Maxwell:

$$\Delta S_m(T, \Delta H) = \int_{H_i}^{H_f} \left(\frac{\partial M(T, \Delta H)}{\partial T} \right)_{H,p} dH \quad (3)$$

Onde:

ΔS_m é a variação de entropia magnética;

ΔH é a variação do campo magnético;

T é a temperatura;

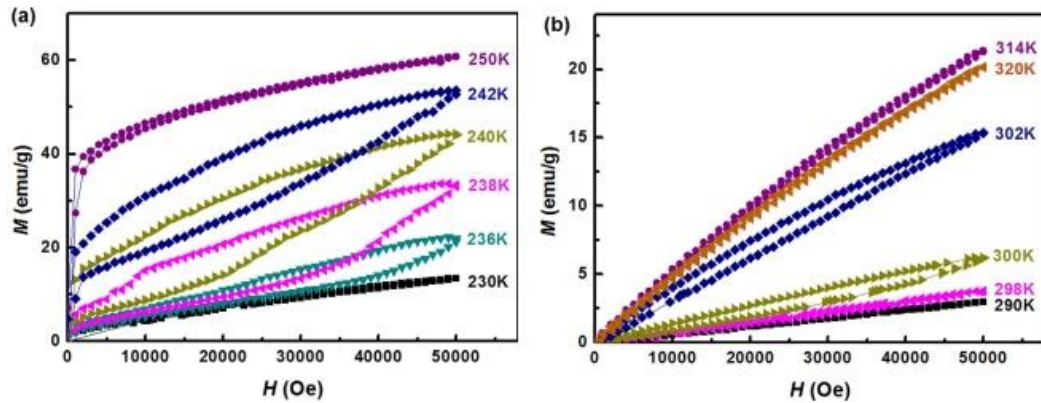
p é a pressão.

Em ligas que apresentam transição de fase de primeira ordem do tipo austenita ferromagnética para martensita paramagnética em função da temperatura ocorre o efeito magnetocalórico inverso (EMCI). O material que apresenta o EMCI se resfria ao invés de se aquecer na presença de um campo magnético aplicado sobre ele (KRENKE *et al.*, 2007).

Em relação ao EMCG é bem aceito pela comunidade acadêmica que a transformação martensítica induzida por campo magnético é fundamental para sua realização. Esse comportamento é confirmado nas curvas de magnetização isotérmica, caracterizadas pela ocorrência de histerese magnética entre o processo de aumento e diminuição, assim como o ponto de inflexão durante o processo de magnetização (WANG *et al.*, 2020; PLANES, MAÑOSA e ACET, 2009).

WANG *et al.* (2020) avaliaram a existência do efeito magnetocalórico nas ligas $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{11-x}\text{Ti}_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 6$). Eles relataram que as ligas com $x = 1$ e 4 apresentam essa propriedade, sendo que a liga com $x = 4$ exibe grande EMC em relação a $x = 1$, já que mostra menor histerese magnética nas proximidades da transformação da fase martensítica PM para a austenítica PM, o que é uma boa característica para aplicação de refrigeração magnética, pois pouca histerese magnética é fundamental para se evitar perdas de energia durante a rotação dos momentos magnéticos. As curvas de magnetização estão dispostas na Figura 12.

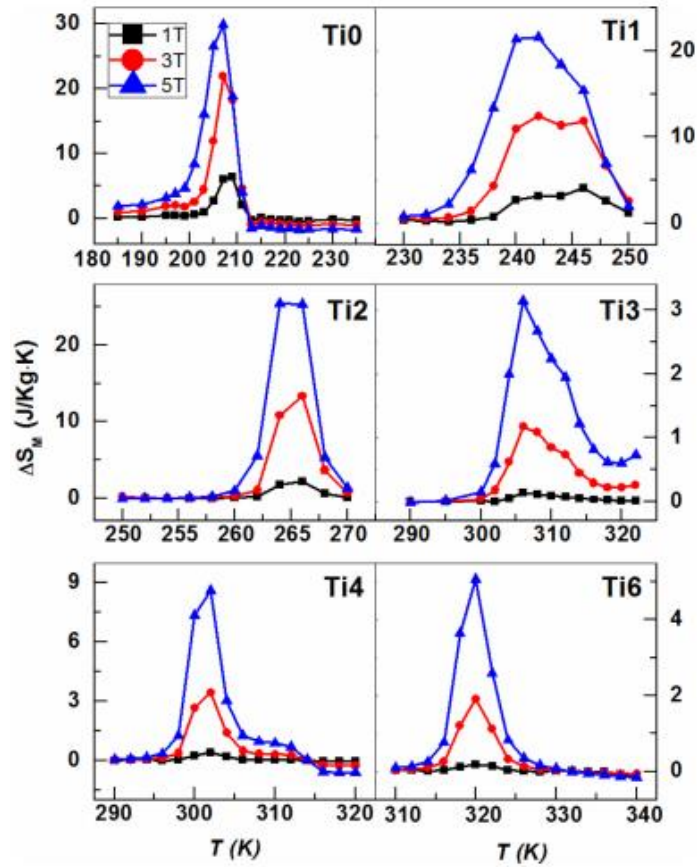
Figura 12: Curvas de magnetização isotérmica para as ligas: (a) $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{10}\text{Ti}_1$ e (b) $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_7\text{Ti}_4$ na vizinhança da transformação martensítica.



Fonte: WANG et al., 2020.

Além disso, todas as ligas $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{11-x}\text{Ti}_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 6$) apresentam EMCI, pois exibem um pico positivo em torno da temperatura de transformação martensítica. Quanto as variações de entropia magnética (ΔS_M), as ligas com $x = 0$ e 1 exibem grande ΔS_M em campos baixo e alto, devido à transição da martensita PM para a austenita FM. Nas amostras com $x \geq 2$, que sofrem transformação de martensita PM para austenita PM, pode ser obtida grande ΔS_M em alto campo, mas a ΔS_M em baixo campo é relativamente pequena, não apresentando grande EMC. A Figura 13 apresenta os gráficos da ΔS_M em relação à temperatura (WANG *et al.*, 2020).

Figura 13: Dependência da temperatura das mudanças de entropia magnética para as ligas $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{11-x}\text{Ti}_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 6$) para a mudança de campo magnético de 1 T, 3 T e 5 T.



Fonte: WANG et al., 2020.

Atualmente, os materiais que apresentam efeito magnetocalórico mais promissores são o que exibem uma ΔT_{ad} reversível de aproximadamente 3 K em uma mudança de campo magnético de cerca de 1 T (CUGINI e SOLZI, 2020).

3.3.4 Viés de Troca

A propriedade de viés ou polarização de troca - em inglês, exchange bias (EB) – é um deslocamento da curva de histerese magnética ao longo do eixo do campo magnético quando o material é resfriado a partir de uma alta temperatura na presença de um campo magnético e é normalmente observado em estruturas ferromagnéticas/antiferromagnéticas (AFM). Esse campo de resfriamento adicional consome energia e também aumenta a dificuldade de controlar o EB (WANG et al., 2020; ZHAO et al., 2022).

Segundo WANG et al. (2020), as ligas de $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Z}$ ($Z = \text{Ga}, \text{In}, \text{Sn}, \text{Sb}$) a granel podem exibir polarização de troca resfriado em campo zero – em inglês, zero-field-cooled

exchange bias (ZEB), o qual economiza energia e facilita o controle do dispositivo que utiliza essa propriedade, como também reduz seu tamanho (ZHAO et al., 2022). O ajuste da força relativa das interações FM/AFM é crucial para realização desse efeito e uma maneira eficaz de regular as interações é controlar o teor de Z. Nessas ligas, o tipo e a força da interação Mn-Mn dependem da distância Mn-Mn, então, para alterar essa distância pode-se fazer uso da substituição de elementos com raio diferente, pois isso vai fazer com que ocorra o ajuste do volume da célula (WANG et al., 2020).

Nas ligas $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{11-x}\text{Ga}_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 5, 6, 8, 10, 11$), a dopagem com Ga aumenta a interação antiferromagnética, que faz com que o estado fundamental de spin glass reentrante (RSG) mude para spin glass canônico (SG) devido à contração de rede, levando ao fechamento de janelas ferromagnéticas intermediárias e estabelecimento de spin glass canônico para $x > 2$. Quanto ao ZEB, ele se apresenta na região de $5 \leq x \leq 10$ (LI et al., 2019).

3.5 Ligas Heusler NiMnSn e NiMnSnCu

A liga Heusler Ni_2MnSn é ferromagnética e possui T_C de 344 K, no entanto, não apresenta TFM mesmo se resfriada até 4,2 K. Para contornar essa situação altera-se sua estequiometria para a composição genérica $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Sn}_x$, equivalente a $\text{Ni}_2\text{Mn}_{2-y}\text{Sn}_{y+1}$. Assim, a transformação martensítica pode ser induzida em razão do excesso de átomos de Mn nos sítios de Sn, no intervalo $0 < x < 16$ (CÓRDOVA, 2009; MARCELO, SUTOU et al 2012., 2004; KRENKE et al., 2006).

As ligas do sistema Ni-Mn-Sn vêm sendo muito estudadas, como a liga $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1,44}\text{Sn}_{0,56}$ que apresenta propriedades como EMCI gigante e viés de troca. O EMCI é gigante, pois a TFM ocorre em temperaturas próximas a transição de fase magnética da estrutura $L2_1$, que acontece próximo à temperatura ambiente (CÓRDOVA, 2009).

A concentração de Ni/Mn também é um fator importante para analisar as propriedades das ligas NiMnSn. MUTHU et al. (2011) relataram que o aumento da concentração de Mn em ligas $\text{Ni}_{50-x}\text{Mn}_{37+x}\text{Sn}_{13}$ reduz a temperatura de transição martensítica e bloqueia o viés de troca devido à interação de troca antiferromagnética. As variações das razões Ni/Mn ou Mn/Sn afetam a transição estrutural semelhantemente, o que indica que a razão e/a governa essa transformação.

Para adaptar as propriedades das ligas NiMnSn pode-se alterar a composição desses materiais introduzindo um quarto elemento nos sistemas. Diversos estudos estão sendo produzidos relativos aos efeitos da dopagem de um quarto elemento nessas ligas. Pesquisas têm

demonstrado que as temperaturas de transição e o comportamento magnético desses materiais podem ser modificados pela adição de um novo componente (AYDOGDU *et al.*, 2016).

A adição de cobre (Cu) nas ligas NiMnSn por meio da substituição parcial de um ou mais elementos da liga foi investigada como meio de alterar as propriedades magnéticas e eletrônicas desses materiais. Em ligas $\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x\text{Mn}_{38}\text{Sn}_{12}$ ($x = 0, 2, 4, 6$) foi verificado que a temperatura de transição martensítica diminui e a T_C aumenta com o aumento da substituição de cobre por níquel (JING *et al.*, 2013).

WEDERNI *et al.* (2020) observaram que a substituição parcial de níquel por cobre em ligas $\text{Ni}_{50-x}\text{Mn}_{36}\text{Sn}_{14-y}\text{Cu}_{x,y}$ ($x = 0, 1, 2$ e $y = 1$ at.%) estabiliza a fase austenita (aumentando a M_i de 194 para 228 K), enquanto a substituição de pequenas quantidades de cobre por estanho estabiliza a fase martensita modulada, aumentando a temperatura de transformação martensítica de 194 para 325 K. Ademais, eles constataram que as temperaturas de transformação geralmente aumentam à medida que o teor de cobre aumenta.

O impacto da substituição do estanho por cobre foi relatado por MÉLO *et al.* (2025) nas ligas $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_{12}$ em composições $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_{10,5}\text{Cu}_{1,5}$ e $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$. Eles aferiram que essa substituição aumentou as temperaturas de transição da austenita para a martensita e da martensita para a austenita, aumentando a proporção da fase martensita de 56,04% para 77,67%.

DAS *et al.* (2011) estudaram a influência da substituição do níquel por cobalto e cobre em ligas $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{Sn}_{11}$. Eles verificaram que na substituição de cobalto, a temperatura inicial martensítica diminuiu e a temperatura Curie da austenita aumentou - o que é atribuído às interações de troca Co-Mn serem mais fortes que as interações Ni-Mn (KRENKE *et al.*, 2007; LIU *et al.*, 2009). Já para a substituição de cobre, ambas as temperaturas diminuíram. Os autores observaram que a introdução de qualquer um desses dois elementos aumentou a histerese térmica e a mudança de magnetização em torno da transição estrutural, que são responsáveis por aumentar a ΔS_M , implicando no esfriamento das amostras quando o campo magnético externo é aplicado adiabaticamente. Portanto, esses materiais também podem ser utilizados em refrigerantes magnéticos. Os valores de M_i , T_C e ΔS_M são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2: Valores da temperatura de início da transformação martensítica (M_i), temperatura de Curie (T_C) e variação da entropia magnética (ΔS_M).

Liga	M_i (K)	T_C (K)	ΔS_M (J kg ⁻¹ K ⁻¹)
Ni ₄₆ Mn ₄₃ Sn ₁₁	291	314	7,9
Ni ₄₄ Mn ₄₃ Co ₂ Sn ₁₁	191	327	11,3
Ni ₄₄ Mn ₄₃ Cu ₂ Sn ₁₁	270	298	18,8
Ni ₅₀ Mn ₃₃ Cu ₂ Sn ₁₅	220	310	7,2
Ni ₄₃ Mn ₄₃ Co ₃ Sn ₁₁	188	347	19,0
Ni ₄₉ Mn ₃₇ Co ₁ Sn ₁₃	305	316	3,0
Ni ₄₇ Mn ₃₇ Co ₃ Sn ₁₃	294	335	3,5

Fonte: Adaptado de DAS et al., 2011.

Apesar das propriedades promissoras, as ligas Heusler, inclusive as do sistema Ni-Mn-Sn, apresentam pobres propriedades mecânicas e baixa usinabilidade. Além disso, dependendo da estequiometria dos materiais, eles podem exibir degradação das propriedades magnetocalóricas após a fabricação de um dispositivo, devido a alterações da microestrutura, composição ou ordenação atômica. Para contornar esses problemas, foi proposto o desenvolvimento de materiais compósitos fazendo a incorporação de partículas dessas ligas em matrizes poliméricas como polimetilmetacrilato (PMMA) e resinas epóxi (COPPI *et al.*, 2023; RIGON *et al.*, 2021).

COPPI *et al.* (2023) produziram um compósito por meio da incorporação de partículas da liga Heusler NiMnIn em uma matriz epóxi enriquecida com material à base de grafeno. Esse compósito mostrou melhoria no tempo de resposta do EMC ao campo magnético, devido à formação de uma rede tridimensional de grafeno que ligou as partículas Heusler e reduziu a resistência de contato metal-matriz, que levou a criação de um caminho para transferência de calor eficiente.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Produção da Liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$

A liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$ (%at) foi elaborada em uma quantidade de aproximadamente 100 g, em um forno de indução sem atmosfera controlada a uma temperatura de 1500 °C, como o mostrado na Figura 14. Após o processo de solidificação, a liga foi vazada em molde de aço quadrado com capacidade para cinco lingotes de forma cilíndrica com 12 mm de diâmetro e 110 mm de comprimento, sendo o preenchimento do molde pela parte superior.

Figura 14: Forno de indução sem atmosfera controlada.



Fonte: SILVA, 2022.

Posteriormente à obtenção dos lingotes, estes foram quebrados e passaram por um processo de cominuição manual a fim de obter o material na forma de pó com partículas selecionadas por uma peneira de 325 mesh.

4.2 Produção dos Compósitos

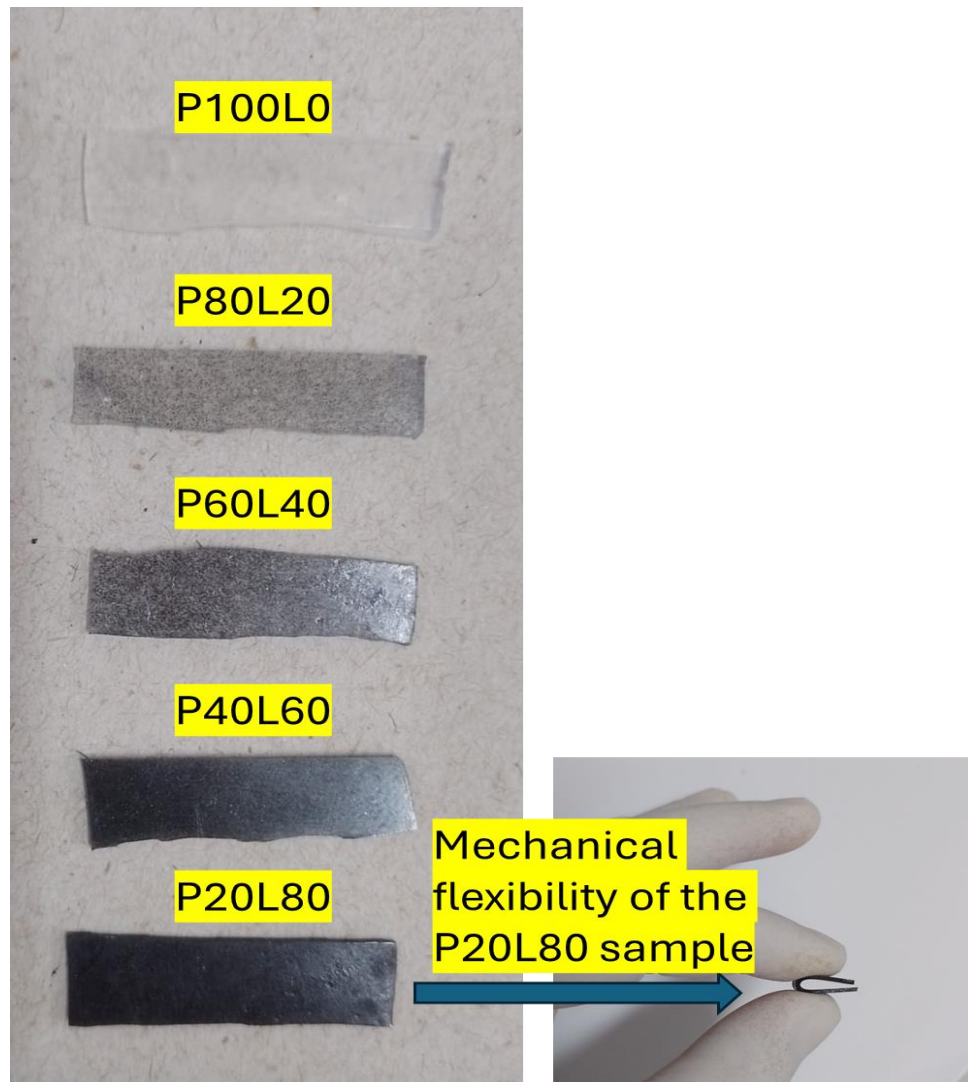
Para produzir os compósitos também foram elaboradas as matrizes poliméricas de silicone. O polissiloxano utilizado foi o Elastosil M 4644 da marca Polysil. Esse material é bicomponente, ou seja, consiste em pré-misturas de um sistema de cura por adição chamadas A e B, em que a parte A é a resina e a parte B é o agente de cura.

Os compósitos foram preparados com diferentes frações volumétricas de PDMS e liga Heusler. O volume total do polímero (resina A + agente de cura B) foi calculado com base nas densidades do PDMS e das partículas metálicas.

A mistura para formar a matriz foi feita em uma proporção de 10A:1B. A preparação dos compósitos ocorreu a partir da adição do pó metálico em uma placa de Petri, seguida pela incorporação da resina A com agitação mecânica até a homogeneização. Posteriormente, o agente de cura B foi adicionado e a mistura foi homogeneizada. A mistura final foi deixada para curar à temperatura ambiente por 24h para garantir a reticulação completa do polímero. Membranas de PDMS puro, ou seja, sem a liga, também foram produzidas para serem utilizadas como amostras de controle.

As amostras produzidas foram rotuladas de acordo com a proporção volumétrica de PDMS (P) e da liga Heusler (L). Assim, os compósitos contendo 20%, 40%, 60% e 80% em volume de liga foram designados como P80L20, P60L40, P40L60 e P20L80. Já a amostra do polímero puro foi chamada de P100L0. A Figura 15 apresenta as imagens das membranas elaboradas, na qual também é possível observar a flexibilidade da amostra com maior teor de metal.

Figura 15: Amostras da membrana de PDMS puro e seus compósitos.



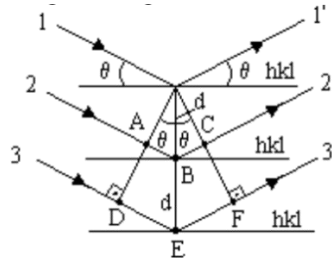
Fonte: Autor, 2025.

4.3 Difractometria de Raios X

A difração de raios X (DRX) é o método mais eficaz para determinar a estrutura cristalina de um material. Esse fenômeno ocorre quando uma onda encontra uma série de obstáculos regularmente separados que são capazes de dispersar a onda, e possuem espaçamentos comparáveis, em magnitude, ao comprimento de onda. Essa técnica utiliza raios X, que são feixes de radiação eletromagnética de pequeno comprimento de onda (da ordem dos comprimentos dos sólidos) e alta energia (LENG, 2008; CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Para especificar quando a difração de cristais irá ocorrer é utilizada a Lei de Bragg, que relaciona o comprimento de onda dos raios X e o espaçamento interatômico com o ângulo do feixe difratado. A Figura 16 ilustra esse fenômeno (CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Figura 16: Difração de raios X por planos de átomos.



Fonte: BLEICHER e SASAKI, 2000.

Quando a Lei de Bragg for satisfeita haverá interferência construtiva e um pico de alta intensidade. Já quando ela não for satisfeita, haverá interferência não construtiva e será produzido um feixe difratado de muito baixa intensidade (CALLISTER e RETHWISCH, 2016). Matematicamente essa lei é expressa como:

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (3)$$

Onde:

n é a ordem de reflexão;

λ é o comprimento de onda;

d é o espaçamento interplanar, que é função dos índices de Miller (h, k, l) e dos parâmetros da rede cristalina;

θ é o ângulo entre o feixe incidente e o plano de reflexão.

O método de difração mais empregado utiliza uma amostra pulverizada ou policristalina contendo diversas partículas finas e orientadas aleatoriamente, que são expostas a um feixe de raios X monocromáticos. O aparelho que determina os ângulos nos quais ocorre a difração é chamado de difratômetro (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; CULLITY, 1978).

Os difratogramas de raios X obtidos podem ser avaliados pelo método Rietveld que é uma técnica de refinamento. Esse refinamento consiste em ajustar uma curva teórica aos picos do difratograma experimental, minimizando a diferença entre o padrão de pontos experimentais e o padrão de pontos calculados, pelo método dos mínimos quadrados. Por meio desse método é possível a determinação dos parâmetros de rede, das posições atômicas, dos fatores de vibração térmica, dos números de ocupação e a identificação de impurezas. Além disso, em

uma análise mais profunda também pode ser realizada a determinação do tamanho do grão de uma amostra e a quantificação de suas fases (KINAST, 2000).

Para determinar as fases presentes dos compósitos foi utilizado um difratômetro Rigaku MiniFlex II operando com radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$) na geometria Bragg-Brentano, na faixa de $10^\circ - 90^\circ$, com passo de $0,01^\circ$. Os padrões de DRX obtidos foram analisados por refinamento de Rietveld utilizando o programa MAUD.

4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) analisa a estrutura microscópica de um material por meio da varredura de sua superfície, apresentando como característica principal a aparência tridimensional das suas imagens devido à sua ampla profundidade de campo. A imagem formada pelo MEV é produzida a partir de um feixe de elétrons focalizado que varre a superfície da amostra. Esse equipamento ainda permite a obtenção de informações químicas de uma amostra utilizando um espectrômetro de energia dispersiva de raios X (EDS – X ray energy dispersive spectrometer) (LENG, 2008). Para visualizar a morfologia dos compósitos foi utilizado um microscópio do fabricante TESCAN e modelo VEGA4 LMS.

4.5 Calorimetria Exploratória Diferencial

A calorimetria exploratória diferencial (DSC) é uma técnica termoanalítica na qual as variações de entalpia da amostra são verificadas em relação a um material de referência inerte termicamente, enquanto ambos são submetidos a uma programação controlada de temperatura. Através dessa técnica são obtidas informações como transições de fase, reações de desidratação, de dissociação, de decomposição, de óxidorredução, entre outras (DENARI e CAVALHEIRO, 2012; GIOLITO e IONASHIRO, 2004).

De acordo com o tipo de medição utilizado, existem duas modalidades dessa técnica: calorimetria exploratória diferencial por compensação de potência e calorimetria exploratória diferencial por fluxo de calor. Na primeira, a amostra e o material de referência são mantidos na mesma temperatura através de aquecedores elétricos individuais. A potência dissipada pelos aquecedores possui relação com a energia envolvida no processo endotérmico ou exotérmico. Já na segunda, a amostra e a referência contidas em seus respectivos suportes são colocados sobre um disco de metal, que é onde ocorre a troca de calor (DENARI e CAVALHEIRO, 2012; GIOLITO e IONASHIRO, 2004).

Nesse trabalho as medições de DSC foram conduzidas em um sistema TA Instruments DSC-Q20, com amostras aquecidas de 25 °C a 300 °C a uma taxa de 10 °C/min sob atmosfera de nitrogênio (50 mL/min).

4.6 Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova até a ruptura (GARCIA, SPIM e SANTOS, 2012). Nesse ensaio é medida a variação do comprimento como função da carga aplicada, e após o tratamento adequado dos resultados é obtida uma curva tensão (σ) versus deformação (ε) da amostra, as quais podem ser calculadas por:

- Tensão:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (4)$$

Onde:

σ é a tensão;

F é a carga aplicada;

A é área da seção transversal original.

- Deformação:

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (5)$$

Onde:

ε é a deformação;

l_i é o comprimento instantâneo;

l_0 é o comprimento original.

Esse ensaio mecânico fornece dados quantitativos das propriedades mecânicas dos materiais, como limite de resistência à tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e), módulo de elasticidade (E), módulo de resiliência (U_r), módulo de tenacidade (U_t), parâmetros relativos à ductilidade (estricção – φ e alongamento – ΔL), etc. Os resultados obtidos por esse ensaio são influenciados pelas condições ambientais, pela velocidade de deformação, pela anisotropia do material, pelo tamanho do grão, pelo teor de impurezas, entre outros (GARCIA, SPIM e SANTOS, 2012).

Os ensaios de tração dos corpos de prova dos compósitos tinham formato retangular com 1 cm de base e 4 cm de altura. Eles foram realizados em uma Máquina Universal de Ensaio

da marca Shimadzu e modelo AG-X, que possui capacidade de carga de 10 kN, à temperatura de 25 °C e com uma taxa de deformação de 0,5 mm/min. A Figura 17 exibe o equipamento utilizado.

Figura 17: Máquina Universal de Ensaios.



Fonte: Autor, 2024.

4.7 Espectroscopia por Transformada de Fourier

A espectroscopia é o estudo da interação da radiação eletromagnética e tem como objetivo a determinação dos níveis de energia e transições de espécies atômicas e moleculares. As moléculas possuem energia vibracional e rotacional devido à existência das ligações químicas. Geralmente as transições vibracionais estão relacionadas com a região do infravermelho (TAVARES, 2019).

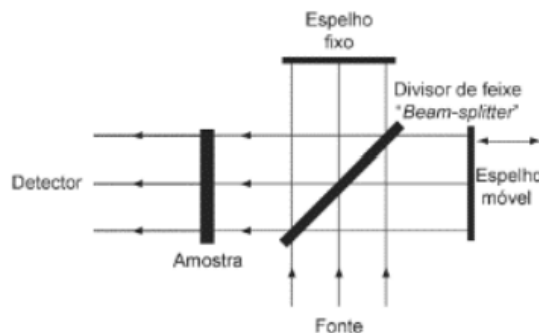
A região do infravermelho compreende comprimentos de onda de 0,78 μm a 30 μm no espectro infravermelho. Essa região é dividida em três partes: infravermelho próximo ($\lambda = 780 - 2500 \mu\text{m}$), infravermelho médio ($\lambda = 2500 - 5000 \mu\text{m}$) e infravermelho distante ($\lambda = 200 - 10 \mu\text{m}$) (MORGANO, FARIA e FERRÃO, 2005; TAVARES, 2019).

A espectroscopia no infravermelho baseia-se na determinação de grupos funcionais de uma amostra, sendo que cada grupo absorve energia em frequências características. Essas frequências apresentam vibrações específicas, que podem ser de estiramento ou de deformação, que correspondem a níveis de energia da molécula. Os grupos carbonila (C=O) absorvem

radiação no comprimento de onda de $5,73\ \mu\text{m}$, os grupos amida (CONH) em $6,46\ \mu\text{m}$ e os grupos hidroxila (OH) em $9,53\ \mu\text{m}$, por exemplo (TAVARES, 2019).

A evolução dessa técnica para a realização de análises quantitativas deve-se à combinação de uma ferramenta matemática chamada de transformação de Fourier e da geometria dos equipamentos com a utilização do interferômetro de Michelson (TAVARES, 2019; LENG, 2008). A Figura 18 exibe um esquema desse interferômetro.

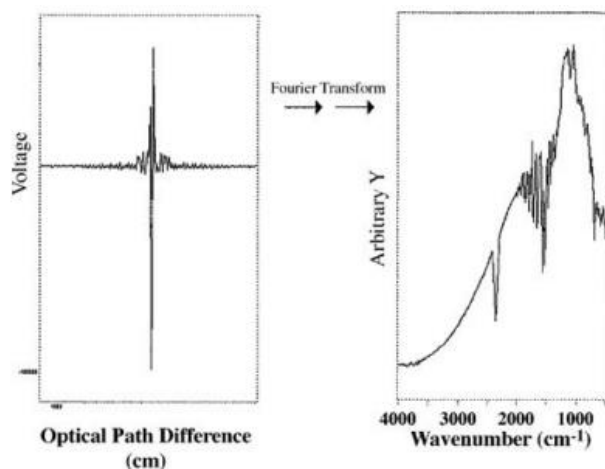
Figura 18: Esquema do interferômetro de Michelson.



Fonte: Adaptado de TAVARES, 2019.

Para a radiação no infravermelho, a soma de todas as interações construtivas e destrutivas resulta em um sinal denominado de interferograma. Após a obtenção do interferograma aplica-se a transformação de Fourier que faz a conversão dos dados do interferômetro em um espectro que relaciona intensidade versus frequência. Os gráficos que representam o interferograma e a transformação estão dispostos na Figura 19 (TAVARES, 2019).

Figura 19: Gráficos de um interferograma e uma transformação de Fourier de um interferograma para um espectro de infravermelho.



Fonte: LENG, 2008.

A espectroscopia por transformada de Fourier (FTIR) pode ser utilizada para identificar e caracterizar compostos orgânicos, inorgânicos e poliméricos. Nessa análise é realizada a medida da fração da energia transmitida ou absorvida em relação à incidente em determinado comprimento ou número de onda (EVORA *et al.*, 2002).

Os espectros de FTIR foram coletados usando um espectômetro BRUKER Vertex 70v no modo de reflectância total atenuada (ATR) na faixa de 4000 – 500 cm⁻¹.

4.8 Magnetometria de Amostra Vibrante

O magnetômetro de amostra vibrante (VSM) é um equipamento que permite fazer medidas de magnetização de uma amostra em função de um campo magnético aplicado, da temperatura ou do tempo (SANTOS, 2014).

A Figura 20 apresenta uma representação do VSM. Nesse instrumento a amostra é fixada na extremidade de uma haste não magnética, no centro de um eletroímã e de um conjunto de bobinas detectoras. Já a outra extremidade é fixada a um atuador eletromecânico. Esse aparelho utiliza quatro bobinas detectoras situadas nos eletroímãs de acordo com a configuração de Mallinson. Como a amostra está em um movimento oscilatório, haverá uma mudança do fluxo magnético, que induzirá uma tensão nas bobinas (BRITO, 2021). Essa tensão é proporcional ao momento magnético da amostra e a relação entre elas é dada por:

$$V = mGA2\pi f \cos(2\pi ft) \quad (6)$$

Onde:

V é a tensão;

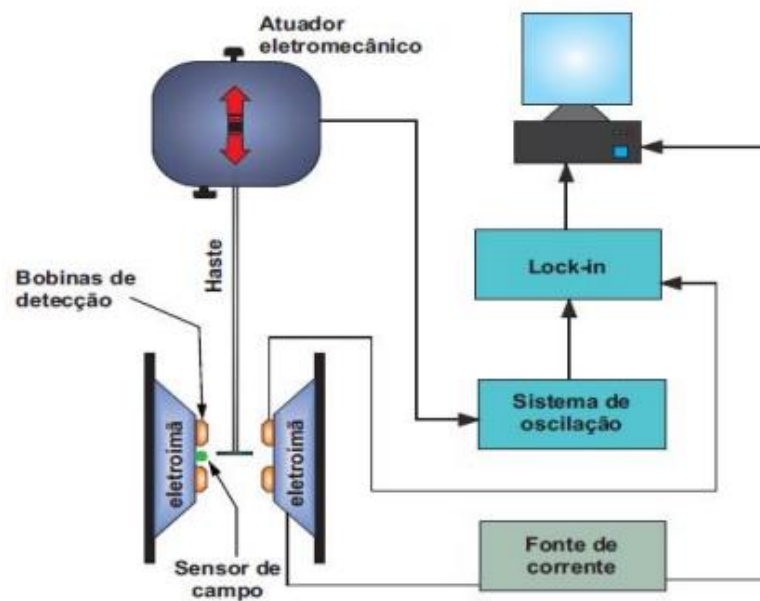
m é o momento magnético da amostra;

G é a função da geometria das bobinas de detecção;

A é a amplitude;

f é a frequência.

Figura 20: Representação esquemática de um VSM.



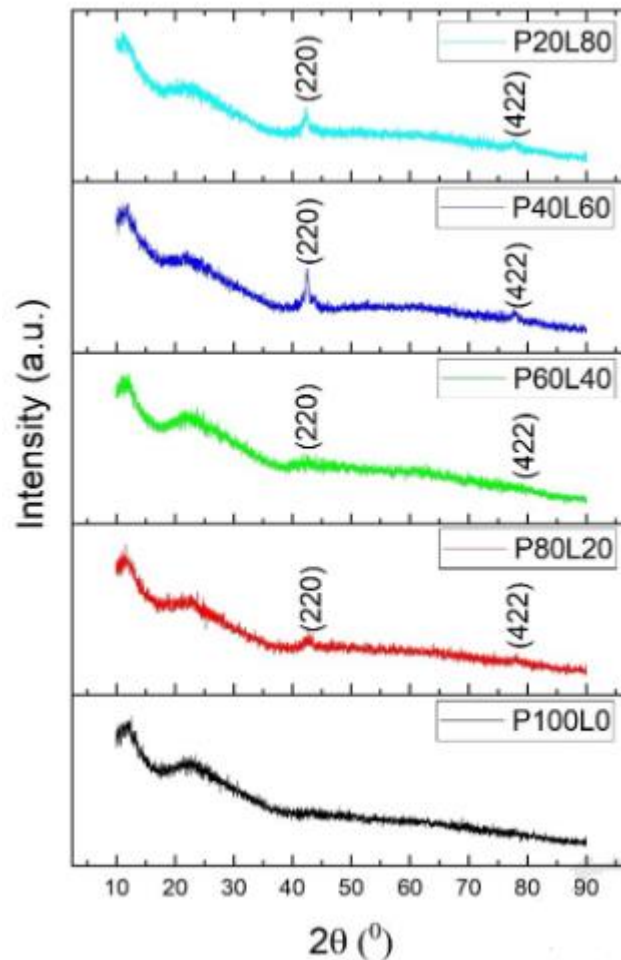
Fonte: BRITO, 2021.

As curvas de magnetização dos compósitos foram obtidas à temperatura ambiente usando um VSM LakeShore 7407, com o campo magnético aplicado no plano das amostras e varrido entre ± 5.0 kOe.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 21 apresenta os padrões de DRX das amostras estudadas. Todas as amostras exibem picos de difração de PDMS amorfos característicos em $2\theta = 11^\circ$, atribuídos a domínios ordenados dentro da matriz polimérica, e em $2\theta = 21^\circ$, associados à ordem de curto alcance da sílica amorfa, relacionada à ligação Si-O-Si (LANCASTRE *et al.*, 2012). A partir da amostra P80L20, com a inserção da liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$, picos adicionais emergem em $2\theta = 42,2^\circ$ e $78,2^\circ$, correspondendo às reflexões de Bragg dos planos (220) e (422), respectivamente. Esses planos são característicos da estrutura cúbica ordenada do tipo L_{21} (SILVA *et al.*, 2023).

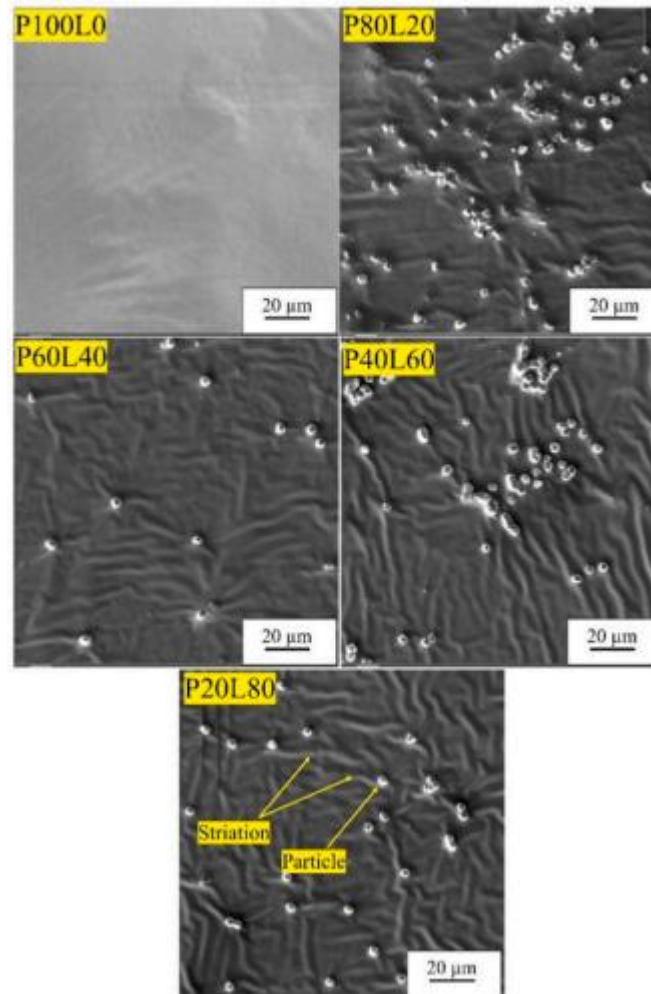
Figura 21: Difratogramas de DRX obtidos da membrana de PDMS puro e seus compósitos.



Fonte: Autor, 2025.

A Figura 22 exibe imagens de MEV que confirmam a presença da liga metálica através do aumento das estrias superficiais e da aparição das partículas à medida que seu teor é elevado nos compósitos.

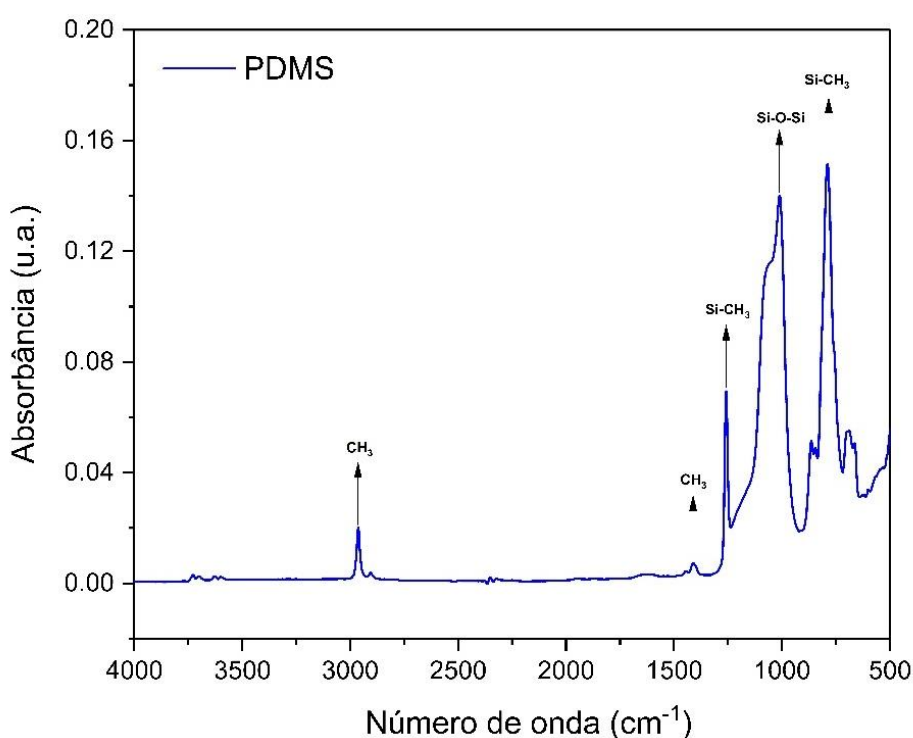
Figura 22: Imagens de MEV da membrana de PDMS puro e seus compósitos.



Fonte: Autor, 2025.

A Figura 23 exibe o espectro de FTIR no modo de absorção para a amostra de PDMS puro. Esse espectro mostra bandas características atribuídas a grupos funcionais em intervalos específicos de números de onda: 3000-2930 cm^{-1} (estiramento assimétrico), 2920-2848 cm^{-1} (estiramento simétrico), 1480-1377 cm^{-1} (deformação simétrica), 1325-1235 cm^{-1} (deformação), 1235-919 cm^{-1} (deformação), 1229-1052 cm^{-1} (estiramento assimétrico), 1052-912 cm^{-1} (estiramento simétrico) e 900-720 cm^{-1} (flexão). Em particular, a banda de 1229-912 cm^{-1} apresenta um ombro entre 1229 e 1052 cm^{-1} .

Figura 23: Espectro de FTIR obtido da membrana de PDMS puro.



Fonte: Autor, 2025.

A Tabela 3 apresenta informações sobre o grupo funcional, faixa de variação da banda, pico máximo da banda e características do PDMS puro. Os resultados de FTIR obtidos para a amostra P100L0 (Fig. 21 e Tab. 3) são condizentes com estudos anteriores, confirmando a presença dos grupos funcionais encontrados (ALAUZUN *et al.*, 2010; ATAYDE e DOI, 2010; DONG *et al.*, 2020; PIWOWAR e GARDELLA, JR., 2008).

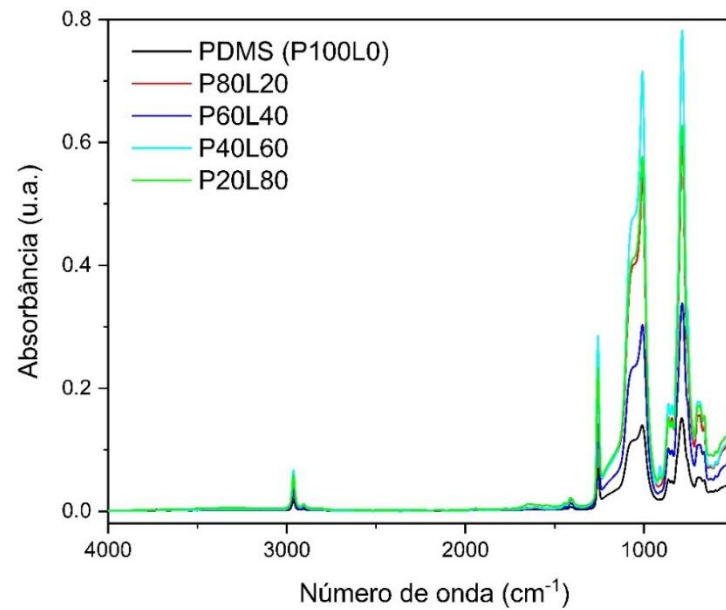
Tabela 3: Grupos funcionais, faixa de variação, pico e características do PDMS.

Grupo funcional	Faixa de variação da banda (cm⁻¹)	Pico Máximo da banda (cm⁻¹)	Característica
<i>Si – CH₃</i>	3006 e 2930	2962	estiramento assimétrico, associado às ligações entre <i>Si</i> e os grupos <i>CH₃</i> .
<i>Si – CH₃</i>	2920 e 2848	2905	estiramento simétrico associado às ligações entre <i>Si</i> e os grupos <i>CH₃</i>
<i>CH₃</i>	1480 e 1377	1409	deformação simétrica dos grupos <i>CH₃</i> conectados ao <i>Si</i> .
<i>Si – CH₃</i>	1325 e 1230	1259	deformação associado a interação do grupo <i>CH₃</i> com a rede <i>Si – O – Si</i> .
<i>Si – O – Si</i>	1229-1052	1069	estiramento assimétrico do <i>Si – O – Si</i> , associada a organização molecular.
<i>Si – O – Si</i>	1052-912	1009	estiramento simétrico do <i>Si – O – Si</i> , associada desorganização molecular.
<i>Si – O – Si</i>	900 e 720	790	flexão do <i>Si – O – Si</i> , relacionado à rede de siloxano

Fonte: Autor, 2025.

A Figura 24 exibe os espectros de FTIR para o PDMS puro e para os compósitos. As bandas características do PDMS são mantidas em todas as amostras, mas são evidentes as variações na intensidade e na gama de bandas, sugerindo alterações na cristalinidade, cura ou degradação. As alterações de cristalinidade são determinadas pelas mudanças de intensidade nas regiões cristalinas e amorfas. Quanto a picos, não foram observadas diminuição ou desaparecimento, o que exclui a degradação do polímero (PAPADOPOULOS *et al.*, 2021; PRAVEENA *et al.*, 2022; XIAO *et al.*, 2008).

Figura 24: Espectros de FTIR obtidos da membrana de PDMS puro e seus compósitos.

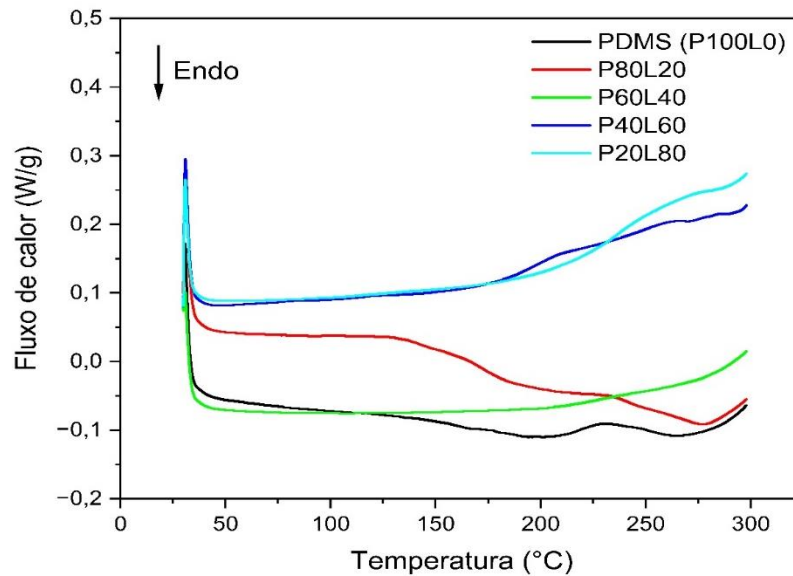


Fonte: Autor, 2025.

Os diferentes mecanismos de cura do PDMS, tais como reação de adição, peróxidos e platina influenciam as propriedades desse polímero (AZEVEDO *et al.*, 2022; RYO e SHIGERU, 2015; RENGUANG e JIANWEN, 2018). Os espectros de FTIR indicam que o mecanismo de cura catalisado por platina do PDMS em temperatura ambiente não é afetado pela incorporação da liga Heusler. Isso sugere que a liga influencia a cristalinidade sem comprometer a cura de baixa temperatura, confirmando sua adequação para modificar as propriedades do PDMS.

A Figura 25 apresenta as curvas DSC para a amostra de PDMS puro e para os compósitos com o intuito de avaliar a estabilidade térmica.

Figura 25: Curvas DSC obtidas da membrana de PDMS puro e seus compósitos das amostras.



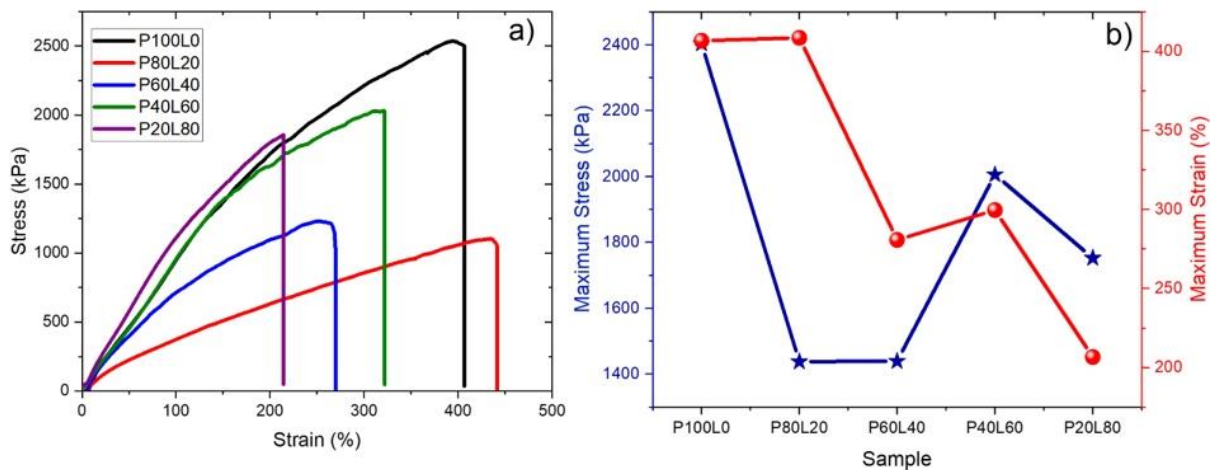
Fonte: Autor, 2025.

Na curva de DSC da amostra P100L0 são observados dois picos endotérmicos: o primeiro pico de cura de 130-230 °C, com um máximo a 204 °C e uma entalpia de cura de 9,69 J/g; e o segundo pico de despolimerização de 240-300 °C, com um máximo a 269 °C e uma entalpia de 5,52 J/g. No compósito P80L20, a adição de 20% da liga Heusler reduz a entalpia de cura para 1,51 J/g e desloca o pico de cura para 196 °C. O pico de despolimerização desloca-se para 277 °C com uma entalpia de 4,33 J/g. Nas amostras com teores de liga de 40-80%, ambos os picos desaparecem, indicando que a fase metálica cria uma barreira à reticulação e despolimerização a temperaturas superiores a 130 °C e 240 °C, respectivamente. Esses dados são consistentes com estudos de estabilidade térmica em PDMS e os efeitos da incorporação de partículas no comportamento térmico desse polímero (YANG *et al.*, 2000; WANG *et al.*, 2024; DEMÉTRIO *et al.*, 2018).

A Figura 26(a) exibe as curvas tensão-deformação para todas as amostras e a Figura 24(b) apresenta os parâmetros mecânicos extraídos. Com a adição da liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$ à matriz de PDMS, observa-se uma redução da tensão máxima e do alongamento. A amostra P100L0 mostrou o maior desempenho, com tensão acima de 2400 kPa e alongamento acima de 400%, como esperado. Em contraste, o compósito P20L80 apresentou tensão de 1700 kPa e alongamento de 200%. Embora o aumento do teor de liga do sistema NiMnSn tenha diminuído as propriedades mecânicas, a amostra P20L80 ainda apresentou alongamento muito maior do

que as frágeis ligas NiMnSn, destacando a flexibilidade melhorada do compósito (AYDOGDU *et al.*, 2016). De acordo com AYDOGDU *et al.* (2016), a liga $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{39}\text{Sn}_{11}$ possui tensão de fratura de aproximadamente 650 MPa e deformação de 7%, enquanto a liga $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{10}$ atinge 390 MPa e 3,9%, respectivamente. Assim, a rota utilizada nesse trabalho é interessante para melhorar as características de tensão-deformação dos compósitos propostos.

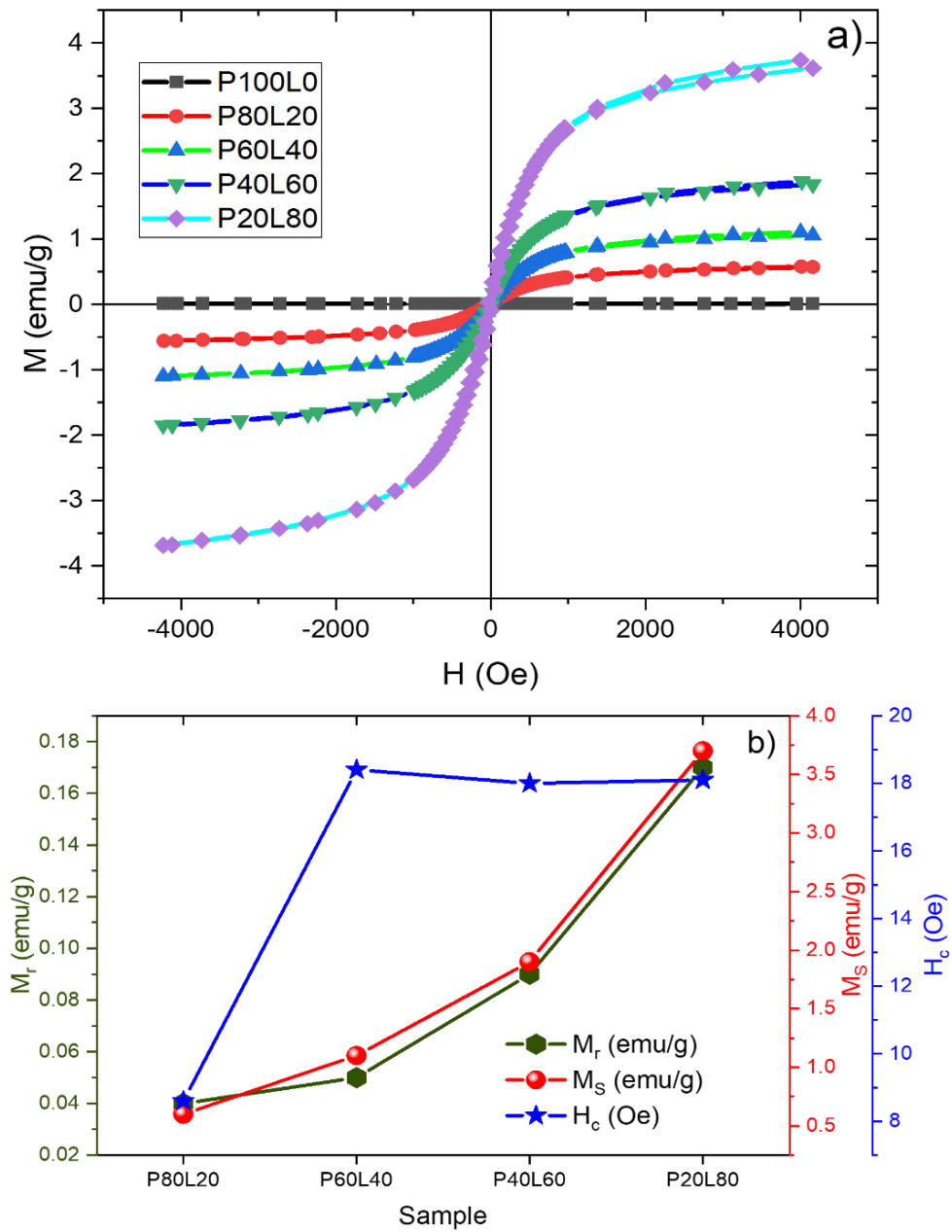
Figura 26: (a) Curvas de tensão-deformação e (b) propriedades mecânicas obtidos da membrana de PDMS puro e seus compósitos.



Fonte: Autor, 2025.

Na Figura 27(a) encontra-se a descrição dos ciclos de histerese magnética à temperatura ambiente para os compósitos estudados. Para a amostra P100L0 observa-se uma resposta diamagnética típica, consistente com o comportamento do PDMS puro (RAHMANY; KRISHNAN; PILLAI, 2025). Todavia, com a inserção progressiva da liga $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$ na matriz de PDMS, o comportamento magnético dos compósitos transita gradualmente para um caráter ferromagnético e a magnetização de saturação aumenta à medida que o teor da liga aumenta. Na Figura 25(b) há um resumo dos parâmetros magnéticos – magnetização remanescente (M_r), coercividade (H_c) e magnetização de saturação (M_s) – para os compósitos. Com essas informações é possível observar que tanto M_r quanto M_s aumentam com o aumento do teor da liga, o que indica melhoria da resposta ferromagnética. Já H_c aumenta significativamente entre 20% e 40% do teor da liga Heusler e permanece praticamente constante nas amostras com 60% e 80% da liga. Para a amostra P20L80, os valores de M_r , M_s e H_c foram 0,17 emu/g, 3,7 emu/g e 18,1 Oe, respectivamente. Esses valores obtidos apresentam-se muito próximos aos relatados por MÉLO *et al.* (2025).

Figura 27: (a) Curvas de histerese magnética e (b) propriedades magnéticas obtidos da membrana de PDMS puro e seus compósitos.



Fonte: Autor, 2025.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi avaliado o comportamento estrutural, mecânico, térmico e magnético de compósitos de matriz de PDMS incorporados com Liga Heusler ($\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_9\text{Cu}_3$), em que foi possível verificar:

- Preservação da estrutura química do polímero, pois a partir dos espectros de FTIR foi possível observar a manutenção das bandas características do PDMS para todas as amostras estudadas, além de não ter ocorrido diminuição ou desaparecimento dos picos, indicando que não houve degradação do material;
- Criação de uma barreira à reticulação e despolimerização nas amostras com teores de liga de 40-80% a temperaturas superiores a 130 °C e 240 °C, respectivamente;
- Redução da resistência mecânica dos compósitos com a adição das partículas metálicas, porém os compósitos mantiveram maior flexibilidade comparados com a liga Heusler pura;
- Aumento da magnetização remanescente e da magnetização de saturação de acordo com o aumento do teor da liga, resultando em melhoria da resposta ferromagnética;
- Aumento da coercividade nos compósitos com 20% e 40% do teor da liga e H_c constante nas amostras com 60% e 80% da liga.

Assim, os resultados obtidos indicam que os compósitos desenvolvidos são candidatos promissores para uso em dispositivos flexíveis que requeiram propriedades magnéticas ajustáveis.

7 REFERÊNCIAS

- ALAUZUN, J. G. et al. Biocompatible, hyaluronic acid modified silicone elastomers. **Biomaterials**, v. 31, p. 3471-3478, 2010.
- ALVES, R. F. **Caracterização Termomecânica e Magnética de uma Liga Ni-Mn-In com Memória de Forma Ferromagnética**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Mecânica) - UFPB. João Pessoa, p. 82. 2018.
- ANDRADE, V. M. C. S. **Manganitas nanoestruturadas: um estudo do Efeito Magnetocalórico**. Dissertação (Dissertação em Física) - UFF. Niterói, p. 78. 2015.
- ANDREZ, J. R. **PROPRIEDADES ESTRUTURAIS E MAGNÉTICAS DAS LIGAS HEUSLER Cu₅₀Mn(50-X)**. Dissertação (Dissertação em Ciências Físicas) - UFES. Vitória, p. 112. 2013.
- ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 3. ed. São Paulo: Cengage, 2019.
- ATAYDE, C. M.; DOI, I. Highly stable hydrophilic surfaces of PDMS thin layer obtained by UV radiation and oxygen plasma treatments. **Physica Status Solidi (C) Current Topics in Solid State Physics**, v. 7, p. 189-192, 2010.
- AYDOGDU, Y. et al. The effect of Sn content on mechanical, magnetization and shape memory behavior in NiMnSn alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 339-345, 2016.
- AYDOGDU, Y. et al. The effects of boron addition on the magnetic and mechanical properties of NiMnSn shape memory alloys. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 126, p. 399-406, 2016.
- AZEVEDO, M. et al. Crosslinking of high consistency silicone with dicumylperoxide: predicting curing behaviour employing a rubber process analyser. In: _____ **Constitutive Models for Rubber XII**. [S.l.]: CRC Press, 2022.
- BAINS, P.; KAUR, S. Silicone in Dermatology: An Update. **Journal of Cutaneous and Aesthetic Surgery**, v. 16, p. 14-20, 2023.
- BERINS, M. L. **Plastics Engineering Handbook**. 5. ed. [S.l.]: Routledge, 1991.
- BLEICHER, L.; SASAKI, J. M. **Introdução à Difração de Raios-X em Cristais**. [S.l.]: Apostila - UFC, 2000.
- BRALEY, S. The Chemistry and Properties of the Medical-Grade Silicones. **Journal of Macromolecular Science: Part A - Chemistry: Pure and Applied Chemistry**, v. 4, p. 529-544, 1970.

- BRITO, M. R. **CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA DE UMA LIGA Ni-Mn-Sn COM MEMÓRIA DE FORMA MAGNÉTICA**. Dissertação (Dissertação em Ciência e Engenharia de Materiais) - UFPB. João Pessoa, p. 58. 2021.
- BROWN, P. J. et al. The crystal structure and phase transitions of the magnetic shape memory compound Ni₂MnGa. **Journal of Physics Condensed Matter**, p. 10159-10171, 2002.
- CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- CALUÊTE, R. E. **Estudo das propriedades termomecânicas da liga Cu_{78,3%}-Al_{9,8%}-Mn_{11,9%}**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Mecânica) - UFPB. João Pessoa, p. 56. 2012.
- CAMARENA, M. A. **Antiferromagnetismo e ponto crítico quântico no composto CeCoGe₂Si_{0,9} sob pressão**. Tese (Tese em Física) - PUC-Rio. Rio de Janeiro. 2007.
- CHAWLA, K. K. **Composite materials: science and engineering**. 4. ed. Nova Iorque: Springer, 2019.
- CHRUŚCIEL, J. **Silicon-Based Polymers and Materials**. Berlin: De Gruyter, 2022.
- CLARSON, S. J. et al. **Advances in Silicones and Silicone-Modified Materials**. Washington: American Chemical Society, 2010.
- COPPI, C. et al. Graphene-Based Magnetocaloric Composites for Energy Conversion. **Advanced Engineering Materials**, v. 25, 2023.
- CÓRDOVA, C. L. **O Efeito da Substituição Parcial de Sn por metais 3d na Transição de fase de Primeira Ordem de Ligas Heusler NiMnSn**. Dissertação (Dissertação em Ciências Físicas) - UFES. Vitória, p. 146. 2009.
- CORDOVA, G.; LEE, B. Y.; LEONENKO, Z. Magnetic Force Microscopy for Nanoparticle Characterization. **Nano World Journal**, p. 10-14, 2016.
- CUGINI, F.; SOLZI, M. On the direct measurement of the adiabatic temperature change of magnetocaloric materials. **Journal of Applied Physics**, 2020.
- CULLITY, B. D. **Elements of X-ray Diffraction**. 2ª. ed. [S.l.]: Addison-Wesley Publishing Company Inc, 1978.
- DANTAS, M. et al. Um simples modelo empírico para quantificar a deformação residual de uma liga Cu-Al-Be-Nb com memória de forma. **Matéria**, v. 25, 2020.
- DAS, R. et al. Effect of Co and Cu substitution on the magnetic entropy change in Ni₄₆Mn₄₃Sn₁₁ alloy. **Journal of Applied Physics**, v. 109, 2011.

- DEMÉTRIO, K. B. et al. Polydimethylsiloxane/nano calcium phosphate composite tracheal stents: Mechanical and physiological properties. **Journal of Biomedical Materials Research**, 2018.
- DENARI, G. B.; CAVALHEIRO, É. T. G. **Princípios e Aplicações de Análise Térmica**. Universidade de São Paulo. São Carlos, p. 48. 2012.
- DONG, Z. et al. Polydimethylsiloxane (PDMS) Composite Membrane Fabricated on the Inner Surface of a Ceramic Hollow Fiber: From Single-Channel to Multi-Channel. **Engineering**, v. 6, p. 89-99, 2020.
- EVORA, M. C. et al. Comparação de Técnicas FTIR de Transmissão, Reflexão e Fotoacústica na Análise de Poliamida-6, Reciclada e Irradiada. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 12, p. 60-68, 2002.
- FONTOURA, C. P. **Desenvolvimento de Compósito Responsivo à Base de PDMS, NiTi e Cílios Artificiais Magnéticos para Uso na Robótica Mole**. Tese (Tese em Engenharia e Ciência dos Materiais) - UCS. Caxias do Sul, p. 122. 2024.
- FRANÇA, F. J. C. **Quantificação da deformação residual em uma liga CuAlBe superelástica**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Mecânica) - UFPB. João Pessoa, p. 95. 2009.
- GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2ª. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- GIOLITO, I.; IONASHIRO, M. **Princípios Básicos da Termogravimetria e Análise Térmica Diferencial/Calorimetria Exploratória Diferencial**. [S.l.]: Giz, 2004.
- GRADINARIU, A. I. et al. Silicones for Maxillofacial Prostheses and Their Modifications in Service. **Materials**, v. 17, 2024.
- GRAF, T.; FELSER, C.; PARKIN, S. S. P. Simple rules for the understanding of Heusler compounds. **Progress in Solid State Chemistry**, p. 1-50, 2011.
- GRAF, T.; PARKIN, S. S. P.; FELSER, C. Heusler Compounds—A Material Class With Exceptional Properties. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 47, 2011.
- GSCHNEIDNER, K. A.; PECHARSKY, V. The influence of magnetic field on the thermal properties of solids. **Materials Science and Engineering A**, p. 301–310, 2000.
- HOSSAIN, M. D.; HOSSAIN, M. A.; SIKDER, S. S. Hysteresis loop properties of rare earth doped spinel ferrites: A review. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 564, 2022.
- JING, C. et al. Tuning martensitic transformation and large magnetoresistance in Ni_{50-x}Cu_xMn₃₈Sn₁₂ Heusler alloys. **Journal of Applied Physics**, 2013.

- KAROUTSOS, V. Scanning probe microscopy: instrumentation and applications on thin films and magnetic multilayers. **Journal of Nanoscience and Nanotechnology**, p. 6783–6798, 2009.
- KATSOULIS, D. E.; SCHMIDT, R. G.; ZANK, G. A. Siloxanes and Silicones (Advances in Silicone Technologies 2000 - 15). In: LEE, V. Y. **Organosilicon Compounds Experiment (Physico-Chemical Studies) and Applications**. [S.l.]: Academic Press, 2017. p. 301-322.
- KINAST, É. J. **Refinamento Estrutural com o Método Rietveld: Implementação e Ensaios com o Programa Fullprof**. Dissertação (Dissertação em Física) - UFRGS. Porto Alegre, p. 95. 2000.
- KIRAT, G.; AKSAN, M. A. Influence of the Cu substitution on magnetic properties of Ni–Mn–Sn–B shape memory ribbons. **Applied Physics A**, 2021.
- KRENKE, T. et al. Martensitic transitions and the nature of ferromagnetism in the austenitic and martensitic states of Ni–Mn–Sn alloys. **Physical Review B**, v. 72, 2005.
- KRENKE, T. et al. Ferromagnetism in the austenitic and martensitic states of Ni–Mn–In alloys. **Physical Review B**, 2006.
- KRENKE, T. et al. Effect of Co and Fe on the inverse magnetocaloric properties of Ni–Mn–Sn. **Journal of Applied Physics**, 2007.
- LANCASTRE, J. J. H. et al. Study of PDMS conformation in PDMS-based hybrid materials prepared by gamma irradiation. **Radiation Physics and Chemistry**, p. 1336-1340, 2012.
- LENG, Y. **Materials Characterization - Introduction to Microscopic and Spectroscopic Methods**. Singapura: John Wiley & Sons, 2008.
- LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: ciência e tecnologia**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2018.
- LI, Y. et al. Magnetic phase diagram, magnetocaloric effect, and exchange bias in Ni₄₃Mn₄₆Sn_{11–x}Ga_x Heusler alloys. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, p. 161-169, 2019.
- LIMA, A. V. B. et al. Influence of Partial Substitution of Sn by Si on the Electrical, Mechanical, and Magnetic Properties of Ni₄₄Mn₄₄Sn₁₂ Heusler Alloys. **Journal of Electronic Materials**, v. 53, p. 6322-6332, 2024.
- LIU, H. S. et al. The effect of Co doping on the magnetic entropy changes in Ni_{44–x}Co_xMn₄₅Sn₁₁ alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 467, p. 27-30, 2009.
- LOPES, B. L. **Polímeros reforçados por fibras vegetais: um resumo sobre esses compósitos**. São Paulo: Blucher, 2017.

- MACHADO, L. P. **ELASTÔMEROS MAGNETO-REOLÓGICOS: Influência da orientação das partículas na capacidade de amortecimento de vibrações**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Mecânica) - UNESP. Ilha Solteira, p. 78. 2021.
- MANO, E. B. **Polímeros como materiais de engenharia**. São Paulo: Blucher, 1991.
- MARCELO, C. A. C. **Cálculos de Propriedades Eletrônicas e Magnéticas de ligas tipo Heusler $\text{Ni}_2\text{MnGa}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($0 \leq x \leq 1$)**. Dissertação (Dissertação em Física) - UFES. Vitória, p. 84. 2012.
- MAZUREK, P.; VUDAYAGIRI, S.; SKOV, A.. How to tailor flexible silicone elastomers with mechanical integrity: a tutorial review. **The Royal Society of Chemistry**, v. 48, 2019.
- MÉLO, A. C. et al. Impact of partial substitution of Sn by Cu on the mechanical, electrical, and magnetic properties of $\text{Ni}_{44}\text{Mn}_{44}\text{Sn}_{12}$ Heusler alloys. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics**, v. 36, 2025.
- MEZA, E. E. L. **Influência da substituição de Ga por Sn nas propriedades magneto-estruturais da liga Heusler Ni_2MnGa** . Dissertação (Dissertação em Física) - UFES. [S.l.], p. 116. 2012.
- MIRANDA, I. et al. Properties and Applications of PDMS for Biomedical Engineering: A Review. **Journal of Functional Biomaterials**, v. 13, 2022.
- MORGANO, M. A.; FARIA, C. G.; FERRÃO, M. F. DETERMINAÇÃO DE PROTEÍNA EM CAFÉ CRU POR ESPECTROSCOPIA NIR E REGRESSÃO PLS. **Ciência e Tecnologia de Alimentos**, p. 25-31, 2005.
- MOYA, X. et al. Martensitic transition and magnetic properties in Ni–Mn–X alloys. **Materials Science and Engineering A**, p. 911-915, 2006.
- MUTHU, S. E. et al. Effect of concentration on exchange bias properties in bulk $\text{Ni}_{50-x}\text{Mn}_{37+x}\text{Sn}_{13}$ Heusler alloys. **Journal of Applied Physics**, 2011.
- NAZMUNNAHAR, M. et al. Half-metallic Ni_2MnSn Heusler alloy prepared by rapid quenching. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, p. 98-101, 2015.
- NEWELL, J. **Fundamentos da Moderna Engenharia e Ciência dos Materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2018.
- NGUYEN, H. D. et al. Influence of fabrication conditions on giant magnetocaloric effect of Ni–Mn–Sn ribbons. **Advances in Natural Sciences: Nanoscience and Nanotechnology**, v. 4, 2013.
- OLIVEIRA, R. S. **Efeito magnetocalórico em sistemas antiferromagnético bidimensionais isotrópico e anisotrópico com respectiva aplicação nos compostos $\text{GdNi}_{1-x}\text{O}_x$ e EuFe_2As_2** . Dissertação (Dissertação em Física) - UERJ. Rio de Janeiro, p. 107. 2020.

- PAPADOPOULOS, L. et al. Comparative study of crystallization, semicrystalline morphology, and molecular mobility in nanocomposites based on polylactide and various inclusions at low filler loadings. **Polymer**, v. 217, 2021.
- PIWOWAR, A. M.; GARDELLA, JR., J. A. Reflection–Absorption Fourier Transform Infrared Spectroscopic Study of Transferred Films of Poly(dimethylsiloxane) Using the Langmuir–Blodgett Technique. **Macromolecules**, v. 41, p. 2616-2619, 2008.
- PLANES, A.; MAÑOSA, L.; ACET, M. Magnetocaloric effect and its relation to shape-memory properties in ferromagnetic Heusler alloys. **Journal of Physics: Condensed Matter**, 2009.
- PRAVEENA, N. M. et al. Infrared bands to distinguish amorphous, meso and crystalline phases of poly(lactide)s: Crystallization and phase transition pathways of amorphous, meso and co-crystal phases of poly(L-lactide) in the heating process. **Polymer**, v. 240, 2022.
- RABELLO, M. S. **Estrutura e Propriedade de Polímeros**. 2. ed. Campina Grande: Ed. do autor, 2023.
- RAHMANY, Z.; KRISHNAN, C. K. D.; PILLAI, S. S. Structure and magnetoelectric properties of flexible PDMS/ GaFeO₃ composites. **Solid State Communications**, v. 400, 2025.
- RAJI, G. R. et al. Martensitic transition, spin glass behavior and enhanced exchange bias in Si substituted Ni₅₀Mn₃₆Sn₁₄ Heusler alloys. **RSC Advances**, v. 38, 2016.
- RENGUANG, W.; JIANWEN, L. Medium-and-low-temperature quick-curing addition-type organosilicone bonding silicone rubber, 2018.
- REZENDE, S. M. **Materiais e Dispositivos Eletrônicos**. 4^a. ed. [S.l.]: LF Editorial, 2023.
- RIGON, F. M. et al. Mechanical and Magnetocaloric Properties the Composite Based on PMMA and Gd-Ge-Si as Reinforcement. **Materials Research**, 2021.
- RYO, A.; SHIGERU, U. Addition Curing Type Liquide Silicone Rubber Composition for Airbag, and Airbag, 2015.
- SANTOS, L. E. A. **Sobre as bobinas de captação de um Magnetômetro de Amostra Vibrante**. Dissertação (Dissertação em Física) - UFCG. Campina Grande, p. 68. 2014.
- SARDINHA, F. C. **O efeito magnetocalórico nas ligas Heusler Ni₅₄[Mn(1-x)Fex]₁₉Ga₂₇**. Dissertação (Dissertação em Física) - UFES. Vitória, p. 93. 2008.
- SILVA, F. S. **Influência da Adição de Nb e da Atmosfera de Solidificação nas Propriedades Estruturais, Térmicas, Mecânicas e Magnéticas de uma Liga Heusler NiMnSn**. Tese (Tese em Ciência e Engenharia de Materiais) - UFPB. João Pessoa, p. 79. 2022.
- SILVA, F. S. et al. Feasibility of Developing a Heusler NiMnSn Alloy via Induction Casting Without Controlled Atmosphere. **MRS Communications**, v. 11, p. 336-341, 2021.

- SILVA, F. S. et al. Effect of Nb doping on NiMnSn Heusler alloys: Mechanical, structural, and magnetic properties modifications. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 5167-5176, 2023.
- SILVA, K. C. A. **Caracterização de compósitos de matriz polimérica com ligas com memória de forma para aplicação em microatuadores**. Dissertação (Dissertação em Engenharia de Mecânica) - UFPE. Recife, p. 79. 2013.
- SUTOU, Y. et al. Magnetic and martensitic transformations of NiMnX(X=In, Sn, Sb) ferromagnetic shape memory alloys. **Applied Physics Letters**, 2004.
- TAVARES, W. L. F. **Uso de espectrofotometria FTIR (Fourier Transform Infrared) e Mineração de Dados para a Detecção e Identificação de Adulterantes no Leite Cru**. Tese (Tese em Ciência Animal) - UFMG. Belo Horizonte, p. 98. 2019.
- TELO, G. J. D. C. **Estudo de um actuador baseado em ligas com memória de forma**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Civil) - FCT/UNL. Lisboa, p. 87. 2014.
- VENUGOPALAN, K. Hyperfine interactions in Heusler systems. **Indian Journal of Pure & Applied Physics**, v. 45, p. 783-789, 2007.
- WANG, H. et al. Effect of Ti doping on the phase transitions, magnetocaloric effect, and exchange bias in Ni₄₃Mn₄₆Sn_{11-x}Ti_x Heusler alloys. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2020.
- WANG, J. et al. Detailed insights of polydimethylsiloxane (PDMS) degradation mechanism via ReaxFF MD and experiments. **Chemical Engineering Journal**, v. 488, 2024.
- WEBSTER, P. J.; ZIEBECK, K. R. A. The Paramagnetic Properties Of Heusler Alloys Containing Iron. **Physics Letters**, v. 98, p. 51-53, 1983.
- WEDERNI, A. et al. Magnetic properties, martensitic and magnetostructural transformations of ferromagnetic Ni–Mn–Sn–Cu shape memory alloys. **Applied Physics A**, 2020.
- WOLF, M. P.; SALIEB-BEUGELAAR, G. B.; HUNZIKER, P. PDMS with designer functionalities—Properties, modifications strategies, and applications. **Progress in Polymer Science**, v. 83, p. 97-134, 2018.
- XAVIER, F. **INFLUÊNCIA DA SUBSTITUIÇÃO DE Mn POR Fe SOBRE O EFEITO MAGNETOCALÓRICO INVERSO DE LIGAS DE HEUSLER TIPO Ni-Mn-Sn**. Dissertação (Dissertação em Ciências Físicas) - UFES. Vitória, p. 91. 2008.
- XIAO, H. et al. Optical degradation of polydimethylsiloxane under 150 keV proton exposure. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 109, p. 4060-4064, 2008.
- YANG, H. et al. Investigation of poly(dimethyl siloxane) (PDMS)–solvent interactions by DSC. **Journal of Membrane Science**, p. 37-43, 2000.

ZAPATA, F. M. L. **Aleaciones ferromagnéticas con memoria de forma Ni_{52.2}Mn_{34.3}In_{13.5}obtenidas por enfriamiento ultrarrápido: transformación martensítica y caracterización magnéto-estructural.** Dissertação (Dissertação em Ciência de Materiais) - IPICYT. São Luis Potosí, p. 61. 2012.

ZHANG, Y. et al. Enhanced magnetic refrigeration properties in Mn-rich Ni-Mn-Sn ribbons by optimal annealing. **Scientific Reports**, 2015.

ZHAO, Q. et al. Influence of measurement field on the magnetic domains for zero-field cooling exchange bias effect in Ni₅₀Mn₃₇Ga₁₃ alloy. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 2022.