

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIDADE ACADÊMICA DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

JOSÉ RICARDO FERREIRA OLIVEIRA

IDENTIFICAÇÃO DA DIFUSIVIDADE TÉRMICA DE LIGAS METÁLICAS
UTILIZANDO UM CAMPO DE TEMPERATURA PERIÓDICO

CAMPINA GRANDE

2017

JOSÉ RICARDO FERREIRA OLIVEIRA

IDENTIFICAÇÃO DA DIFUSIVIDADE TÉRMICA DE LIGAS METÁLICAS
UTILIZANDO UM CAMPO DE TEMPERATURA PERIÓDICO

Dissertação apresentada como requisito à obtenção do grau de mestre em Engenharia Mecânica pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande.

Orientador:

PROF. DR. CELSO ROSENDO BEZERRA FILHO

Co-orientador:

PROF. DR. CARLOS JOSÉ DE ARAÚJO

CAMPINA GRANDE

2017

JOSÉ RICARDO FERREIRA OLIVEIRA

IDENTIFICAÇÃO DA DIFUSIVIDADE TÉRMICA DE LIGAS METÁLICAS
UTILIZANDO UM CAMPO DE TEMPERATURA PERIÓDICO

Dissertação aprovada em 30/11/2017 pela banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Dr. Celso Rosendo Bezerra Filho
Orientador
UFCG / CCT / UAEM / PPGEM

Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima
Examinador interno
UFCG / CCT / UAEM / PPGEM

Dr. Raimundo Nonato Calazans Duarte
Examinador interno
UFCG / CCT / UAEM / PPGEM

Dr. José Maurício Alves de Matos Gurgel
Examinador externo
UFPB / CEAR / DEER

À Fabiana.

AGRADECIMENTOS

À Fabiana, minha esposa e grande companheira, por seu amor, pelo apoio incondicional à minha decisão de enveredar pelos caminhos da vida acadêmica e por estar comigo sempre, não importando quão grande seja a dificuldade à nossa frente.

À Cecília, minha afilhada, que através de suas demonstrações de carinho e afeto sempre me motiva e me fortalece a vencer os desafios que enfrento.

À Íris, minha mãe, à Helena, minha tia, e à Laís e Lara, minhas irmãs, por suas orações e por todo carinho.

Aos meus sobrinhos, Fábio, Maria Lara e Maria Valentina, por me ensinarem a beleza da resposta das crianças.

À Felipe Tabosa, Bruno Tenório e Aurélio Dantas (*in memoriam*), pela amizade e incentivo.

Ao Prof. Dr. Celso Rosendo Bezerra Filho, pela oportunidade e honra de ser orientado por ele, e por todos os ensinamentos e conhecimentos, científicos e acadêmicos, sempre transmitidos com extrema competência e qualidade.

Ao Prof. Dr. Carlos José de Araújo, co-orientador deste trabalho, pelo apoio e confiança ao longo de todo meu mestrado, desde antes do processo seletivo até a defesa, e por todo crescimento que obtive, obtenho e obterei ao me espelhar nele.

Ao Prof. Dr. Antonio Almeida Silva, atual coordenador do PPGEM, e a Wanda, secretária do PPGEM, pela dedicação e por sempre estarem disponíveis aos discentes do programa.

A Roberto Lucena, imprescindível durante as etapas de concepção e construção do Dispositivo Experimental. O apoio dele foi essencial para concretização deste trabalho.

A Mário e Anchieta, técnicos da UAEM/CCT/UFCG, e a Cândido, técnico do NERG, pela usinagem de componentes do dispositivo experimental e das amostras.

Aos amigos Rômulo Pierre (Titio), Paulo César, Anderson Oliveira (Jovem) e Antônio Aristófanes, por todo apoio ao longo deste trabalho e por serem meus conselheiros, científicos e pessoais.

À amiga Aline Michelly, por sempre ter transmitido palavras capazes de me acalmar, em momentos difíceis deste trabalho.

Às minhas colegas e aos meus colegas de mestrado, que estiveram sempre ao meu lado ao longo dessa caminhada.

Aos colegas do LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas), por todo apoio dado a este trabalho.

Ao trio parada dura: Augusto Emiliavaca, Yann Navarro e Marcos de Araújo (Bahia), que mesmo tendo personalidades e atitudes diferentes, foram infalíveis quando o assunto era melhorar meu humor.

Aos amigos Adeildo Braga e Yuri Vinícius, pela execução dos desenhos do dispositivo experimental, em ambiente computacional.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq, pela concessão de bolsa de estudo.

A todos que contribuíram direta e indiretamente para realização deste trabalho.

*“[...] E se aqui estamos, cantando essa canção
Viemos defender a nossa tradição
E dizer bem alto que a injustiça dói
Nós somos madeiras de lei que cupim não rói.”*

(Capiba)

RESUMO

A caracterização termofísica dos materiais utilizados na Engenharia é de grande importância para realização de projetos nas mais diversas áreas de conhecimento onde os fenômenos ligados aos processos de transferência de calor exercem um papel fundamental. A difusividade térmica é uma propriedade termofísica importantíssima na análise de problemas de difusão de energia térmica. Este trabalho teve como proposta a determinação desta propriedade utilizando um campo de temperatura periódico. Para isto, foi construído um dispositivo experimental com princípio de funcionamento no método de Angstrom, o qual faz uso de um fluxo de calor periódico de uma fonte controlada, gerando assim, um campo de temperatura periódico na amostra em teste. Termopares foram instalados nas amostras para captar os sinais de temperatura gerados pelo fluxo de calor periódico. A amplitude e a fase destes sinais foram obtidas por meio de um *software* de análise gráfica. O termopar mais próximo da fonte de calor foi adotado como referência, ao passo que a razão de amplitudes e a defasagem, entre os sinais térmicos registrados pelos demais termopares em relação ao registrado por àquele termopar, foram calculadas. Estes resultados foram utilizados em modelos matemáticos para determinar a difusividade térmica, que pode ser identificada ou através da razão de amplitudes ou através da defasagem entre os perfis de temperatura. As amostras utilizadas neste trabalho foram de aço inox AISI 304, aço inox AISI 316 e de uma liga de memória de forma de níquel-titânio. Os valores de difusividade térmica identificados para estes materiais, quando foram comparados com valores disponíveis na literatura, obtiveram uma boa concordância, tendo em vista a faixa de incerteza apresentada.

Palavras-chave: Difusividade Térmica. Propriedades Termofísicas. Campo de Temperatura Periódico. Método de Angstrom. Dispositivo Experimental. Liga de Memória de Forma.

ABSTRACT

Thermophysical characterization of materials used in engineering is very important for realization of projects in the most diverse areas of knowledge where the phenomena related to the process of heat transfer play an important role. Thermal diffusivity is a very important thermal property on the analysis of problems of diffusion of thermal energy. This work proposes the determination of this property using a periodic temperature field. For this, an experimental device was built with principle of operation in Angstrom's method, which makes use of a periodic heat flow from a controlled source, thereby generating a periodic temperature field in the test sample. Thermocouples were installed on the samples for capture of signals generated by the periodic heat flow. Amplitude and phase of these signals were obtained by means of graphic analysis software. The thermocouple closest to the heat source was adopted as reference, and the ratio and phase lag, between the thermal signals registered by other thermocouples in relation to that registered by that thermocouple, were calculated. These results were utilized in mathematical models to determine the thermal diffusivity, whose identification can be performed either through the amplitude ratio or through the phase lag between the temperature profiles. Samples utilized in this work were stainless steel AISI 304, stainless steel AISI 316 and a shape memory alloy of nickel-titanium. Identified values of thermal diffusivity of these materials, when compared with values available in literature obtained a good agreement, considering the range of uncertainty presented.

Keywords: Thermal Diffusivity. Thermophysical Properties. Periodic Temperature Field. Angstrom's Method. Experimental Device. Shape Memory Alloy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Condutividade térmica de várias substâncias <i>versus</i> temperatura.....	5
Figura 3.1 - Amostra, sonda e arranjo experimental - método do fio quente.....	9
Figura 3.2 - Diagrama esquemático do método flash.....	11
Figura 3.3 - Aparato experimental desenvolvido por Angstrom.....	12
Figura 4.1 - Sistema físico do problema.....	20
Figura 5.1 - Dispositivo Experimental.....	24
Figura 5.2 - Fluxograma de fabricação da amostra de NiTi.....	28
Figura 5.3 - DSC da amostra de NiTi (50,27Ni / 49,73Ti - %at.).....	29
Figura 5.4 - Soldagem de Termopar.....	30
Figura 5.5 - Coeficientes de sensibilidade na forma adimensional.....	32
Figura 5.6 - Identificação dos termopares.....	33
Figura 5.7 - Cabeçote de ensaio.....	35
Figura 5.8 - Fluxograma de operação do Dispositivo Experimental.....	37
Figura 6.1 - Calibração dos termopares no ponto de fusão do gelo.....	39
Figura 6.2 - Calibração dos termopares no ponto de ebulição da água.....	40
Figura 7.1 - Perfil de temperatura na amostra de aço inox AISI 304 submetida a um fluxo de calor periódico.....	43
Figura 7.2 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).....	44
Figura 7.3 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).....	44
Figura 7.4 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).....	45
Figura 7.5 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.	45
Figura 7.6 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s.	46
Figura 7.7 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s.	46
Figura 7.8 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.	47

Figura 7.9 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s.	47
Figura 7.10 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s.	48
Figura 7.11 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 21,9 \times 10^{-3}$ rad/s.	48
Figura 7.12 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 30,7 \times 10^{-3}$ rad/s.	49
Figura 7.13 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 51,1 \times 10^{-3}$ rad/s.	49
Figura 7.14 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (austenita); $\omega = 21,9 \times 10^{-3}$ rad/s.	50
Figura 7.15 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (austenita); $\omega = 30,7 \times 10^{-3}$ rad/s.	50
Figura 7.16 - Regime periódico permanente: liga de NiTi (austenita); $\omega = 51,1 \times 10^{-3}$ rad/s.	51
Figura 7.17 - Temperatura média <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).	52
Figura 7.18 - Temperatura média <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304.	52
Figura 7.19 - Temperatura média <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 316.	53
Figura 7.20 - Temperatura média <i>versus</i> frequência térmica para a liga de NiTi (fase R).	53
Figura 7.21 - Temperatura média <i>versus</i> frequência térmica a liga de NiTi (austenita).	54
Figura 7.22 - Temperatura média <i>versus</i> posição do termopar para o aço inox AISI 304 (vácuo).	54
Figura 7.23 - Temperatura média <i>versus</i> posição do termopar para o aço inox AISI 304.	55
Figura 7.24 - Temperatura média <i>versus</i> posição do termopar para o aço inox AISI 316.	55
Figura 7.25 - Temperatura média <i>versus</i> posição do termopar para a liga de NiTi (fase R).....	56

Figura 7.26 - Temperatura média <i>versus</i> posição do termopar para a liga de NiTi (austenita).	56
Figura 7.27 - Razão de amplitudes <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).	57
Figura 7.28 - Razão de amplitudes <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304.	57
Figura 7.29 - Razão de amplitudes <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 316.	58
Figura 7.30 - Razão de amplitudes <i>versus</i> frequência térmica para a LMF de NiTi (fase R).....	58
Figura 7.31 - Razão de amplitudes <i>versus</i> frequência térmica para a LMF de NiTi (austenita).	59
Figura 7.32 - Defasagem <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).	59
Figura 7.33 - Defasagem <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 304.	60
Figura 7.34 - Defasagem <i>versus</i> frequência térmica para o aço inox AISI 316.	60
Figura 7.35 - Defasagem <i>versus</i> frequência térmica para a liga de NiTi (fase R). ...	61
Figura 7.36 - Defasagem <i>versus</i> frequência térmica para a liga de NiTi (austenita).	61
Figura 7.37 - Defasagem entre perfis de temperatura no aço inox AISI 316; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.	62
Figura 7.38 - Difusividade térmica do aço inox AISI 304 (vácuo).	63
Figura 7.39 - Difusividade térmica do aço inox AISI 304.	64
Figura 7.40 - Difusividade térmica do aço inox AISI 316.	64
Figura 7.41 - Difusividade térmica da LMF de NiTi (fase R).	65
Figura 7.42 - Difusividade térmica da LMF de NiTi (Austenita).	65
Figura 7.43 - Comparação de valores de difusividade térmica dos aços inox AISI 304 e AISI 316.....	67
Figura 7.44 - Comparação de valores de difusividade térmica da LMF nas fases R e austenítica.....	68
Figura 7.45 - Máxima variação de temperatura em cada amostra.	69
Figura C1 - DSC de uma liga de memória de forma.....	89
Figura C2 - Fio de LMF sob carregamento externo.....	90
Figura C3 - Aplicações de LMFs em componentes de aeronaves comerciais	90
Figura C4 - Aplicações de LMFs na área biomédica	91

Figura D1 - Esquema da seção transversal da câmara da amostra.....	92
Figura D2 - Circuito térmico para cálculo do raio crítico	92
Figura G1 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 304 (vácuo)	105
Figura G2 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 304.	106
Figura G3 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 316.	106
Figura G4 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: NiTi (fase R).	107
Figura G5 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: NiTi (austenita).	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 - Posição (mm) dos termopares em relação ao termopar de referência “xr”.....	34
Tabela 6.1 - Curvas de calibração dos termopares para cada amostra.....	41
Tabela 7.1 - Comparação de valores de difusividade térmica dos aços inox AISI 304 e AISI 316.....	66
Tabela 7.2 - Comparação de valores de difusividade térmica da liga de NiTi.....	68
Tabela E1 - Parâmetro R^2 do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 304 (Vácuo).	95
Tabela E2 - Parâmetro R^2 do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 304.....	96
Tabela E3 - Parâmetro R^2 do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 316.....	97
Tabela E4 - Parâmetro R^2 do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para a Liga NiTi (Fase R).....	98
Tabela E5 - Parâmetro R^2 do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para a Liga de NiTi (austenita).....	99
Tabela F1 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 304 (vácuo).	100
Tabela F2 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 304.	101
Tabela F3 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 316.	102
Tabela F4 - Amplitudes e fases para a liga de NiTi (fase R).....	103
Tabela F5 - Amplitudes e fases para a liga de NiTi (austenita).....	104

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Abreviaturas

<i>arg</i>	Argumento do número complexo
<i>cos</i>	Cosseno
<i>Dr.</i>	Doutor
<i>PROF.</i>	Professor
<i>rad</i>	Radianos
<i>sen</i>	Seno
<i>senh</i>	Seno hiperbólico

Siglas

<i>AISI</i>	<i>American Iron and Steel Institute</i>
<i>BIPM</i>	<i>Bureau International des Poids et Mesures</i>
<i>CA</i>	Câmara da Amostra
<i>CATT</i>	<i>Computer Aided Thermodynamic Tables</i>
<i>CCT</i>	Centro de Ciência e Tecnologia
<i>CEAR</i>	Centro de Energias Alternativas e Renováveis
<i>Cu</i>	Cobre
<i>DEER</i>	Departamento de Energias Alternativas e Renováveis
<i>DSC</i>	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
<i>Ga</i>	Gálio

<i>GUM</i>	<i>Guide to Expression. of Uncertainty in Measurements</i>
<i>JCGM</i>	<i>Joint Committee for Guides in Metrology</i>
<i>LaMMEA</i>	Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas
<i>LMF</i>	Liga de Memória de Forma
<i>mmHg</i>	Milímetros de mercúrio
<i>Mn</i>	Manganês
<i>NERG</i>	Núcleo de Energia
<i>NiTi</i>	Níquel-Titânio
<i>PPGEM</i>	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
<i>RPE</i>	Regime Periódico Estabelecido
<i>RTC</i>	Resistência Térmica de Contato
<i>SI</i>	Sistema internacional de unidades
<i>SMA</i>	<i>Shape Memory Alloy</i>
<i>Ta</i>	Tântalo
<i>UAEM</i>	Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica
<i>UFCG</i>	Universidade Federal de Campina Grande
<i>UFPB</i>	Universidade Federal da Paraíba

LISTA DE SÍMBOLOS

Letras latinas

A	Amplitude do modelo ou razão de amplitudes	(-)
A_f	Temperatura de final da transformação austenítica	°C
A_i	Amplitude identificada	°C
A_s	Temperatura de início da transformação austenítica	°C
c_p	Calor específico à pressão constante	J/(kg.K)
e	Exponencial	(-)
G	Taxa na qual a energia gerada por unidade de volume	W/m ³
i	Número complexo	(-)
k	Condutividade térmica	W/(m.K)
k_{el}	Componente elétrica da condutividade térmica em sólidos	W/(m.K)
k_r	Componente da condutividade térmica referente à rede cristalina	W/(m.K)
L	Comprimento da amostra	mm
P	Potência	W
P_m	Potência média	W
q''	Fluxo de calor	W/m ²
R_f	Temperatura de final de transformação da fase R	°C
R_s	Temperatura de início de transformação da fase R	°C
$t_{1/2}$	Tempo para 50% da variação de temperatura adimensional	s
t	Tempo	s
T	Temperatura	°C ou K

T_m	Temperatura média	°C
$T_{m\acute{a}x}$	Temperatura máxima de determinado termopar	°C
T_o	Temperatura inicial	°C
V	Tensão	Volts
V_m	Tensão média	Volts
x	Componente cartesiana	m
y	Componente cartesiana	m
z	Componente cartesiana	m

Letras gregas

α	Difusividade térmica; valor médio de difusividade térmica	m ² /s
α_A	Difusividade térmica identificada através da amplitude	m ² /s
α_ψ	Difusividade térmica identificada através da amplitude	m ² /s
χ	Coefficiente adimensional de sensibilidade de Ψ em relação à α	(-)
Δt	Defasagem temporal entre sinais térmicos periódicos	s
$\Delta T_{m\acute{a}x}$	Máxima variação de temperatura	°C
ε	Referencial adotado para o ângulo de fase do sinal térmico	rad
η	Coefficiente adimensional de sensibilidade da A em relação à α	(-)
Ψ	Fase do modelo ou defasagem entre sinais térmicos	rad
Ψ_i	Fase identificada	rad
θ	Campo de temperatura adimensional	(-)
$\mu(\alpha)$	Incerteza-padrão dos valores médios de difusividade térmica	m ² /s
ρ	Massa específica	kg/m ³

ρ_{el}	Resistividade elétrica	Ohm.m
σ_A	Desvio da literatura do valor de α identificado pela amplitude	%
σ_ψ	Desvio da literatura do valor de α identificado pela fase	%
ω	Frequência térmica	rad/s

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1	1
INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2	4
EQUAÇÕES FUNDAMENTAIS DA CONDUÇÃO DE CALOR E PROPRIEDADES TERMOFÍSICAS	4
2.1 LEI DE FOURIER E A CONDUTIVIDADE TÉRMICA.....	4
2.2 DIFUSIVIDADE TÉRMICA E A EQUAÇÃO DA DIFUSÃO DE CALOR.....	6
CAPÍTULO 3	8
MÉTODOS DE IDENTIFICAÇÃO DA DIFUSIVIDADE TÉRMICA.....	8
3.1 MÉTODOS CLÁSSICOS	8
3.1.1 Método do fio quente.....	8
3.1.2 Método <i>flash</i>	10
3.2 MÉTODOS PERIÓDICOS	11
3.2.1 Método de Angstrom	12
3.2.2 Métodos periódicos fundamentados na técnica de Angstrom	13
3.2.3 Estado da arte	14
CAPÍTULO 4	20
O MODELO MATEMÁTICO.....	20
CAPÍTULO 5	24
DISPOSITIVO EXPERIMENTAL	24
5.1 SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS	25
5.2 SISTEMA DE AQUECIMENTO	25
5.3 SISTEMA DE RESFRIAMENTO	26
5.4 SISTEMA DE VÁCUO	26
5.5 AMOSTRAS	26

5.5.1	Fabricação das amostras	27
5.5.1.1	<i>Fabricação da amostra de níquel-titânio</i>	27
5.5.2	Instalação dos termopares	30
5.5.2.1	<i>Coeficientes de Sensibilidade</i>	31
5.5.2.2	<i>Identificação e posição de soldagem dos termopares na amostra</i>	33
5.6	CABEÇOTE DE ENSAIO	35
5.7	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	36
 CAPÍTULO 6		38
CALIBRAÇÃO DOS TERMOPARES		38
6.1	PROCEDIMENTOS DE CALIBRAÇÃO	38
6.2	CURVAS DE CALIBRAÇÃO.....	41
 CAPÍTULO 7		42
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....		42
 CAPÍTULO 8		70
CONCLUSÕES		70
 REFERÊNCIAS.....		72
 APÊNDICE A - SOLUÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO		77
APÊNDICE B - DEDUÇÃO DA EQUAÇÃO DA POTÊNCIA GERADA PELA RESISTÊNCIA ELÉTRICA		86
APÊNDICE C - LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA.....		88
APÊNDICE D - DIMENSIONAMENTO DO DIÂMETRO DA CÂMARA DA AMOSTRA		92
APÊNDICE E - PARÂMETRO R² PARA O AJUSTE DE CURVA		95
APÊNDICE F - AMPLITUDE E FASE DOS SINAIS TÉRMICOS		100
APÊNDICE G - COMPROVAÇÃO DE FLUXO DE CALOR UNIDIMENSIONAL		105

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

O processo de avanço tecnológico nos diversos campos da ciência é perene e vem ocorrendo de forma bastante rápida. Uma das consequências disto é o surgimento de novos materiais para aplicação em vários ramos da Engenharia. Muitas destas aplicações envolvem problemas de transferência de calor, fazendo com que as técnicas de caracterização térmica tornem-se cada vez mais importantes. O fato de uma boa caracterização térmica dos materiais tornar-se um fator crítico de sucesso nos projetos de Engenharia justifica o número crescente de pesquisas e desenvolvimento de novas técnicas para determinação de propriedades termofísicas. Carollo *et al.* (2015) atribuem à globalização a necessidade de desenvolver novas técnicas para determinar de forma rápida, confiável e precisa as propriedades termofísicas dos materiais.

As propriedades térmicas de um material podem ter valores controversos entre fontes de literatura, têm dependência significativa da temperatura e dependem do método de determinação (CHIRDON e PATIL, 2011). A determinação de propriedades termofísicas não é uma tarefa evidente, sendo os problemas divididos em dois grupos: concepção e solução do modelo térmico e montagem experimental (BORGES, 2008).

Há diversas técnicas para medição das propriedades termofísicas dos materiais. Existem aquelas que estimam as propriedades de forma isolada e outras onde a estimativa é realizada de forma simultânea. Neste contexto, Carslaw e Jaeger (1959) atribuem às *técnicas periódicas* uma grande importância em medições a baixas temperaturas. Dentre as técnicas periódicas, destaca-se a proposta em 1861 pelo físico sueco Anders Jonas Angstrom (1814 - 1874), que imprime um fluxo de calor periódico sobre a amostra teste, provocando nesta um campo de temperatura também periódico.

Uma propriedade termofísica extremamente importante é a difusividade térmica. Ela reflete a razão entre a energia que determinado meio pode transportar

pelo processo de difusão e a energia que este pode armazenar, ou seja, a difusividade térmica mostra a rapidez com que o calor pode se propagar em determinado material.

Diante do exposto, esta pesquisa, cuja temática aborda a difusividade térmica de determinados materiais, propõe-se a responder o seguinte questionamento: *É possível identificar a difusividade térmica de determinados materiais, utilizando um método baseado na técnica de Angstrom, e dentro de uma faixa de incerteza aceitável?* Para tal questão, devem ser admitidas as hipóteses de que, na amostra, o fluxo de calor será unidimensional e que não haverá geração de energia.

O objetivo deste trabalho é estudar teórica e experimentalmente a difusividade térmica de ligas metálicas, limitando-se ao aço inox AISI 304, ao aço inox AISI 316 e a uma Liga de Memória de Forma (LMF) de níquel-titânio (NiTi) desenvolvida pelo Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA)/UAEM/UFCG.

Em termos específicos, esta pesquisa visa:

- a) Realizar a modelagem matemática do problema físico que reflete o objetivo deste trabalho;
- b) Fazer um estudo de sensibilidade para investigar a faixa de frequências térmicas onde os experimentos possam ser realizados, de forma a obter resultados mais precisos;
- c) Construir um dispositivo experimental baseado na técnica de Angstrom, de modo a viabilizar o objetivo deste trabalho;
- d) Realizar a calibração dos termopares, no intuito de minimizar erros nos valores de temperatura a serem medidos;
- e) Identificar as temperaturas médias, amplitudes e fases dos sinais de temperatura captados pelos termopares;
- f) Após a identificação das temperaturas médias, amplitudes e fases dos sinais de temperatura, usar a solução do modelo para obter as propriedades objeto deste estudo.

O presente trabalho foi organizado em 8 capítulos, a contar deste. O capítulo 2 versa sobre as equações fundamentais da transferência de calor por condução, a *lei de Fourier* e a *equação da difusão de calor*, assim como a influência que a propriedade objeto desta pesquisa exerce nestas expressões. O capítulo 3 apresenta uma revisão

sobre métodos de determinação das propriedades termofísicas, com ênfase aos métodos periódicos. O capítulo 4 explana a modelagem matemática do problema físico desta pesquisa. O capítulo 5 discorre sobre o dispositivo experimental construído para assegurar o objetivo deste trabalho. O capítulo 6 aborda o procedimento de calibração realizado nos termopares soldados nas amostras. No capítulo 7, os resultados encontrados são interpretados, analisados, e comparados com valores disponíveis na literatura. No capítulo 8, a conclusão do trabalho, explicita-se a resposta à pergunta levantada no capítulo 1, bem como possíveis limitações e propostas de futuros trabalhos.

CAPÍTULO 2

EQUAÇÕES FUNDAMENTAIS DA CONDUÇÃO DE CALOR E PROPRIEDADES TERMOFÍSICAS

A análise das equações que regem os fenômenos da transferência de calor por condução requer o conhecimento de diversas propriedades da matéria, geralmente conhecidas como *propriedades termofísicas*. Estas, por sua vez, encontram-se divididas em duas categorias: *propriedades de transporte* e *propriedades termodinâmicas*. As propriedades de transporte dizem respeito aos coeficientes de taxa de difusão, enquanto que as propriedades termodinâmicas estão relacionadas ao equilíbrio e mudanças de estado de um sistema. Este capítulo trata da influência que as propriedades termofísicas de transporte exercem nas equações fundamentais da condução de calor: a lei de Fourier e a equação da difusão de calor.

2.1 LEI DE FOURIER E A CONDUTIVIDADE TÉRMICA

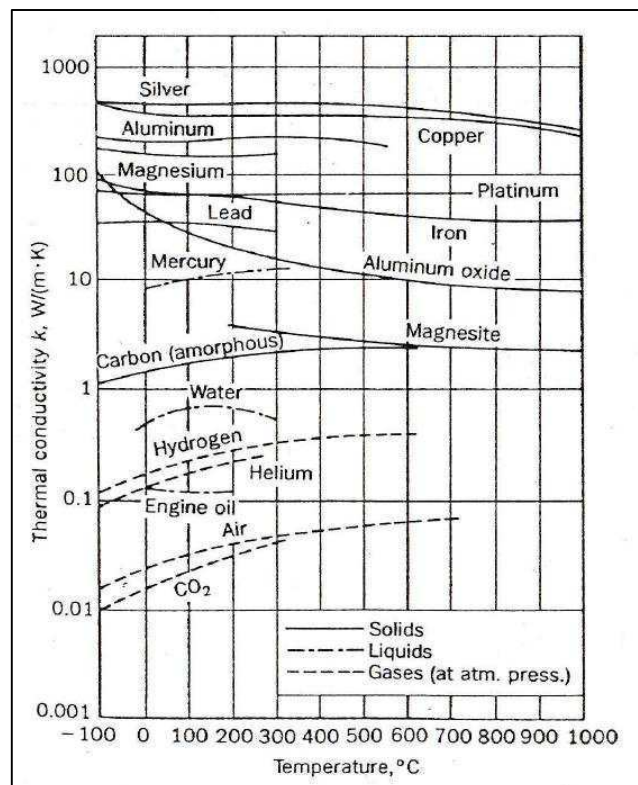
De acordo com Özişik (1993), a lei básica que relaciona o fluxo de calor e o gradiente de temperatura, baseada em observações experimentais, ficou conhecida como *Lei de Fourier* após o cientista francês Joseph Fourier a utilizar no seu trabalho, *Theorie Analytic de la Chaleur*, publicada em Paris, no ano de 1822. Incropera e De Witt (2003) enfatizam que a Lei de Fourier é a base da transferência de calor por condução e trata-se de uma expressão vetorial, indicando que o fluxo de calor é normal a uma superfície isoterma e na direção decrescente da temperatura. Aplica-se a todas as substâncias, independentemente de seu estado (sólido, líquido ou gasoso). A Lei de Fourier é dada pela Equação (2.1).

$$q'' = -k \frac{\partial T}{\partial n} \quad (2.1)$$

onde q'' é o fluxo de calor (W/m^2), k é a condutividade térmica ($W/m.K$) e $\partial T/\partial n$ é o gradiente de temperatura na direção normal às isotermais (K/m).

O uso da lei de Fourier só será possível mediante o conhecimento da condutividade térmica. Tal propriedade indica a taxa pela qual a energia é transferida pelo processo de difusão. A magnitude da condutividade térmica varia conforme o tipo e a composição química do material, sua estrutura física e seu estado. Além disso, depende também da temperatura do material. A Figura (2.1) mostra a condutividade térmica como uma função da temperatura para várias substâncias.

Figura 2.1 - Condutividade térmica de várias substâncias versus temperatura.



Fonte: Kakaç e Yener (1993)

Nota-se, da Figura (2.1), que o valor da condutividade térmica de um sólido metálico possui, em média, uma ordem de grandeza 4 vezes maior do que a dos gases. Os sólidos metálicos normalmente são chamados de condutores, por possuírem um valor elevado de k , enquanto que materiais com baixo k são chamados de isolantes. Ainda conforme a Figura (2.1), nota-se que os valores de k para sólidos

metálicos, de maneira geral, decrescem com o aumento da temperatura. Obviamente, a variação da condutividade térmica com a temperatura pode ser negligenciada quando a faixa de temperatura em consideração não é tão elevada ou a dependência da condutividade térmica em relação à temperatura não é considerável.

Tratando especificamente de materiais no estado sólido, Incropera e De Witt (2003) comentam que, para tal estado da matéria, o transporte de energia térmica é composto por dois efeitos: a migração de elétrons livres e através das ondas vibracionais da rede cristalina do material. Desta maneira, a condutividade térmica é a soma entre o componente eletrônico k_{el} e o componente da rede k_r . De forma aproximada, k_{el} é inversamente proporcional à resistividade elétrica ρ_{el} . Em metais puros, cujos valores de ρ_{el} são baixos, o valor de k_{el} é muito maior que k_r . Já para o caso das ligas metálicas, cujos valores de ρ_{el} são consideravelmente mais elevados, a contribuição de k_r para o valor de k não pode mais ser desprezada.

2.2 DIFUSIVIDADE TÉRMICA E A EQUAÇÃO DA DIFUSÃO DE CALOR

A condutividade térmica reflete a quantidade de energia térmica que o meio pode transportar através do processo de difusão. Quando o transporte térmico ocorre de forma transiente, parte da energia difundida no meio é acumulada internamente na matéria e o restante é transferida na direção do gradiente térmico. Nessa condição, outra propriedade térmica se torna importante para avaliar o fenômeno, a capacidade calorífica volumétrica. Definida pelo produto entre duas propriedades termodinâmicas, massa específica (ρ) e calor específico (c_p), seu valor representa a capacidade de um material armazenar energia térmica.

A razão entre a condutividade térmica e a capacidade calorífica volumétrica define uma propriedade importante chamada difusividade térmica, α , cuja unidade no SI é m^2/s . A difusividade térmica representa a razão entre a capacidade do material conduzir energia térmica e sua habilidade de armazená-la. Em outras palavras, ela representa a relação entre a energia que o meio pode transportar (representada pela condutividade térmica) e a quantidade de energia que ele pode armazenar (representada pela capacidade calorífica volumétrica). Materiais com α elevados

respondem rapidamente a mudanças nas condições térmicas impostas, enquanto que materiais com valores reduzidos de α respondem mais lentamente, levando um tempo maior para atingir uma nova condição de equilíbrio. A difusividade térmica exerce papel fundamental em problemas condutivos no regime transiente.

De maneira geral, o processo de condução de calor é fundamentado na 1ª Lei da Termodinâmica ou equação da conservação de energia. Considerando, um volume de controle infinitesimal num meio homogêneo, sem advecção, onde há um campo de temperatura, ou seja, um gradiente de temperatura, que não há geração interna de calor e que o meio é isotrópico e com propriedades constantes, a *equação da difusão de calor*, cuja forma geral é dada pela Equação (2.2)¹, reduz-se à Equação (2.3), em coordenadas cartesianas.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + G = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.2)$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.3)$$

A Equação (2.3) é uma equação diferencial cuja solução, para condições de contorno especificadas, revela a distribuição de temperatura do meio. Sua aparente complexidade não deve obscurecer o fato de que ela descreve uma condição física importante, ou seja, a conservação da energia. A equação da difusão de calor constitui a base para a solução do modelo matemático proposto para a presente pesquisa, sendo a modelagem matemática detalhada no capítulo 4.

¹ A dedução da equação (2.2) está disponível em Incropera e De Witt (2003).

CAPÍTULO 3

MÉTODOS DE IDENTIFICAÇÃO DA DIFUSIVIDADE TÉRMICA

Segundo Carslaw e Jaeger (1959), existe um elevado número de métodos utilizados para identificação de propriedades termofísicas. Esses métodos podem ser classificados essencialmente em três grupos: *permanentes*, *transientes* e *de aquecimento periódico*, estando o presente trabalho situado neste último. Neste capítulo, deu-se um maior destaque aos métodos periódicos. Ele subdivide-se em três partes. Na primeira, discutem-se métodos considerados clássicos, por conta do vasto uso destes em pesquisas; na segunda, realiza-se uma revisão dos métodos periódicos, dentre eles, a técnica de Angstrom, base desta pesquisa; na terceira, têm-se outros métodos desenvolvidos em diversos trabalhos, para estimativa de propriedades termofísicas.

3.1 MÉTODOS CLÁSSICOS

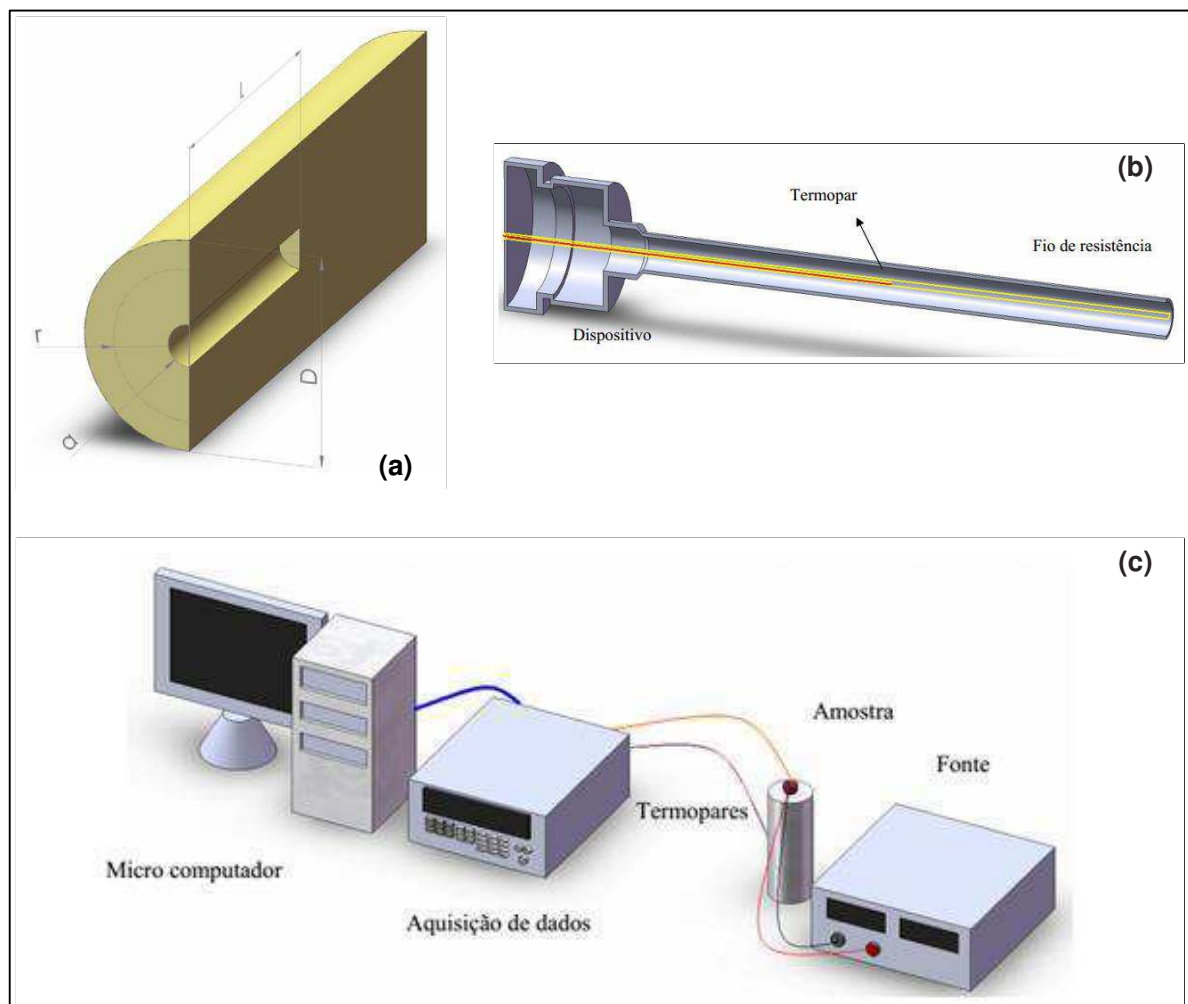
De acordo com Santos (2005) e Gravena *et al.* (2010), dois métodos frequentemente empregados em laboratórios e centros de pesquisa para determinação de propriedades termofísicas são o método do fio quente e o método *flash*. Nas subseções seguintes, estes métodos dois métodos são brevemente descritos.

3.1.1 Método do fio quente

No tocante ao *método do fio quente*, pode-se afirmar que se trata de um método absoluto, direto e não estacionário (GRAVENA *et al.*, 2010). De acordo com Gravena *et al.* (2010), o procedimento de realização do método do fio quente inicia-se com a inserção de uma sonda cilíndrica, no centro axial da amostra que se deseja medir. A

sonda tem a função de dissipar calor por efeito Joule e medir a temperatura no interior da amostra. Teoricamente, o fio quente é considerado como uma fonte de calor ideal, infinitamente longo e fino, o qual é circundado infinitamente pelo material cujas propriedades térmicas se deseja determinar. Ao passar uma corrente elétrica pelo fio, uma taxa constante de calor no tempo e no comprimento da amostra será liberada e se propagará pelo material. Essa propagação num meio infinito gera, no material, um campo transiente de temperaturas. A Figura (3.1) mostra determinados componentes e o arranjo experimental utilizado por Gravena *et al.* (2010).

Figura 3.1 - Amostra, sonda e arranjo experimental - método do fio quente.



Fonte - Adaptado de Gravena *et al.* (2010)

Nas Figuras (3.1.a) e (3.1.b) tem-se, respectivamente, a amostra utilizada e a sonda utilizadas por Gravena *et al.* (2010). Vale ressaltar que a sonda deve possuir

uma relação entre o comprimento e o diâmetro (o comprimento deve ser no mínimo 20 vezes o diâmetro), garantindo que o fluxo de calor seja radial e unidirecional. A Figura (3.1.c) traz o arranjo experimental utilizado por Gravena *et al.* (2010).

Conforme Santos *et al.* (2004), o método do fio quente possui duas limitações: materiais condutores elétricos e materiais de alta condutividade térmica. Esta segunda limitação também é mencionada como uma limitação do método em Gravena *et al.* (2010), pelo motivo de existir uma alta resistência térmica de contato entre a sonda e a amostra, visto que é muito difícil eliminar os interstícios de ar presentes na montagem.

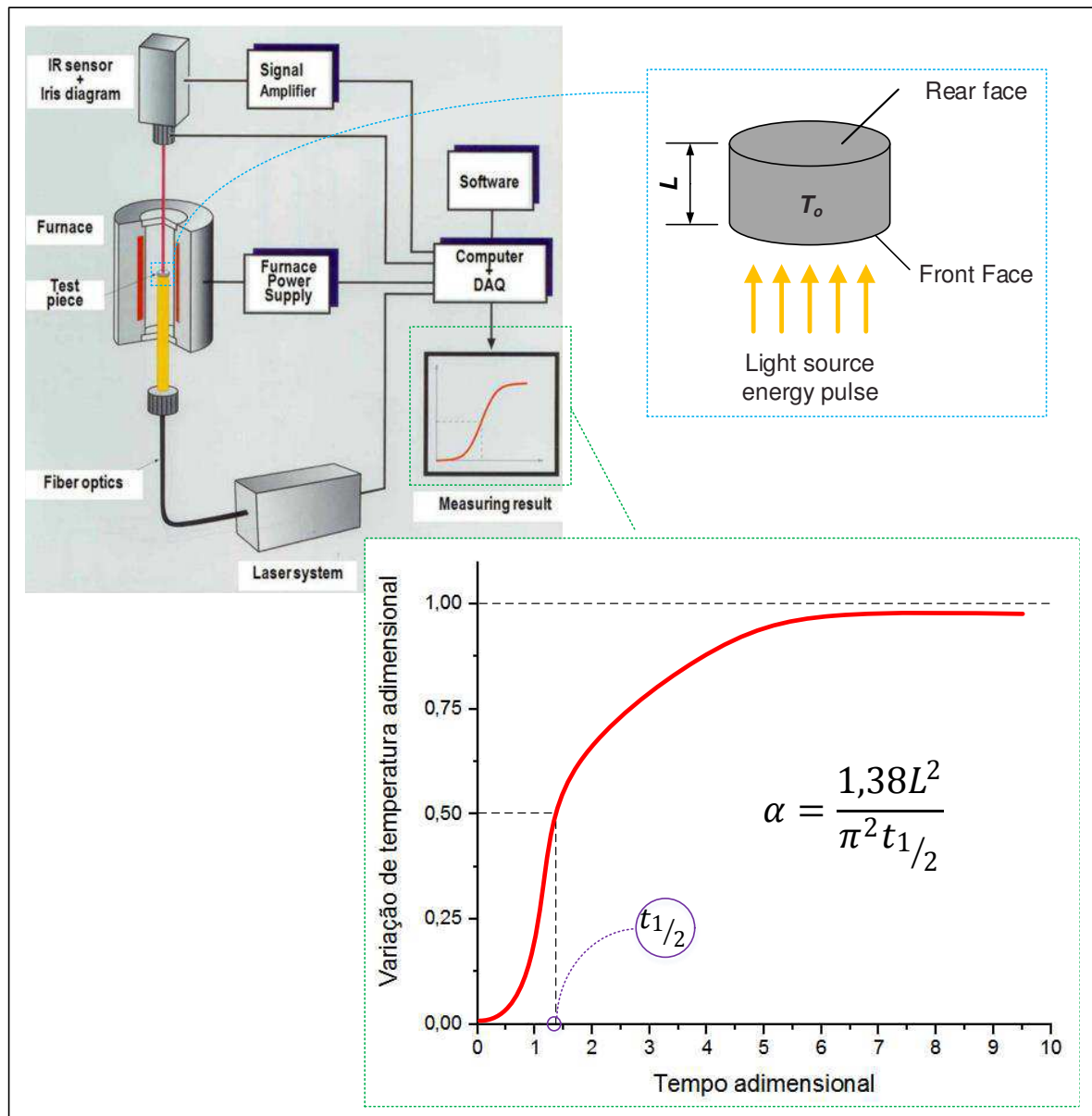
3.1.2 Método *flash*

O método *flash* trata-se de um método transiente, cujo princípio de funcionamento encontra-se descrito em Santos (2005): “[...] um pulso de energia de curta duração incide na face frontal da amostra a ser ensaiada, e a difusividade térmica é calculada a partir do registro do histórico de temperatura na face posterior da amostra”. Com o valor da difusividade térmica estimado experimentalmente, e conhecendo-se a magnitude do calor específico e da massa específica do material, determina-se então a condutividade térmica. O método *flash* é direto na determinação da difusividade térmica, porém indireto na estimativa da condutividade térmica. A Figura (3.2) ilustra o princípio de funcionamento do método *flash*.

A Figura (3.2) mostra um diagrama esquemático com os componentes básicos e sistemas do equipamento mencionados em Ryu *et al.* (2013). Além disso traz a representação gráfica e o modelo proposto por Parker *et al.* (1961) para determinação da difusividade térmica.

O método *flash* é largamente utilizado na determinação da difusividade térmica de materiais metálicos, cerâmicos, compósitos, metais líquidos, materiais poliméricos e determinados alimentos. De acordo com Reif-Acherman (2014), a vantagem mais importante associada a este método é a facilidade de preparação da amostra devido ao seu tamanho reduzido, além da eliminação do problema da resistência térmica de contato e a redução nas perdas de calor.

Figura 3.2 - Diagrama esquemático do método flash.



Fonte - Adaptado de Ryu *et al.* (2013) e Parker *et al.* (1961)

3.2 MÉTODOS PERIÓDICOS

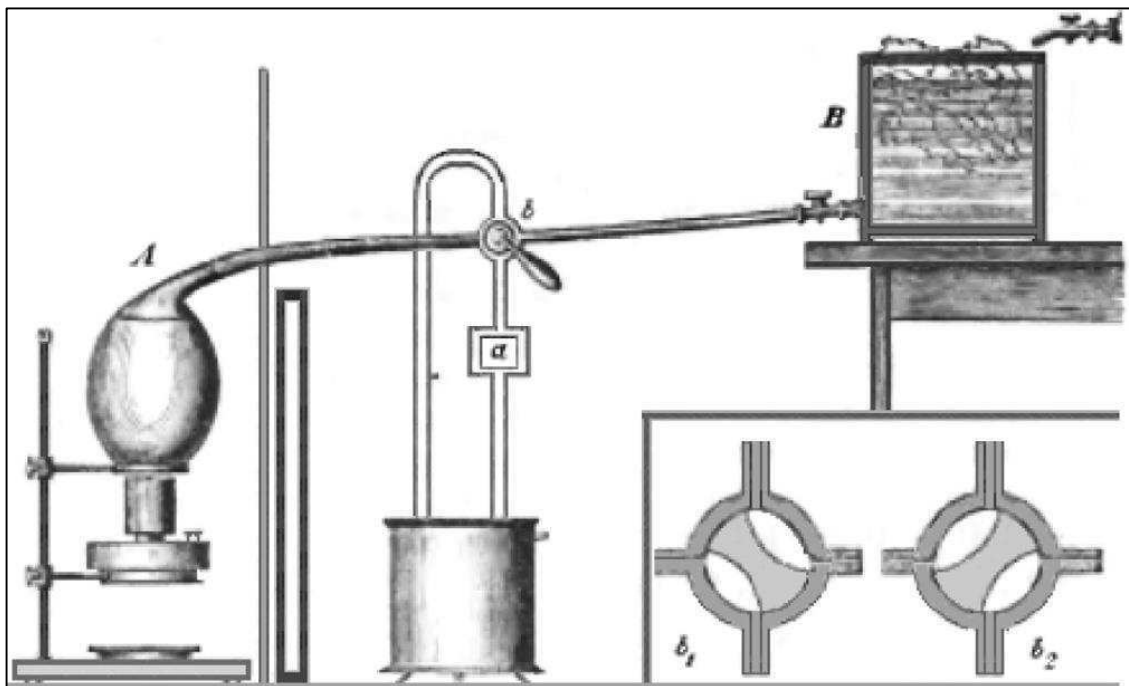
De acordo com Carslaw e Jaeger (1959), o conjunto de técnicas denominadas *técnicas periódicas* assumem um papel fundamental na identificação de propriedades termofísicas dos materiais quando as medições são realizadas em baixas temperaturas. Dentre estas técnicas, destaca-se a que foi desenvolvida, em 1861, pelo físico sueco Anders Jonas Angstrom (1814 - 1874).

Nas subseções a seguir, detalha-se o princípio de funcionamento do método desenvolvido por Angstrom, além de outras técnicas periódicas que foram baseadas neste método.

3.2.1 Método de Angstrom

Em 1861, Angstrom propôs uma técnica experimental para determinação da condutividade térmica do cobre e do ferro. Ao contrário de outros métodos disponíveis à época, os quais necessitavam de um regime permanente de temperatura e conseqüentemente um fluxo de calor permanente, no método de Angstrom uma extremidade de uma barra longa com seção transversal pequena, porém uniforme, foi sujeita a uma variação periódica na temperatura, sendo alternadamente aquecida e resfriada, em intervalos de tempos iguais, enquanto que a outra extremidade era exposta à temperatura do ambiente. Na Figura (3.3) verifica-se a montagem básica do aparato experimental desenvolvido por Angstrom.

Figura 3.3 - Aparato experimental desenvolvido por Angstrom.



Fonte - Reif-Acherman (2014)

Na Figura (3.3), a válvula indicada por **b** pode assumir a posição **b₁** ou a posição **b₂**. Isto determina quando a amostra, cuja seção transversal identifica-se por **a**, pode ser submetida ao vapor quente vindo do gerador de vapor **A** ou à água resfriada proveniente do vaso **B**. A temperatura flutua periodicamente em cada ponto ao longo da barra. Devido aos efeitos da radiação e da convecção na superfície, as ondas térmicas que se deslocam ao longo do comprimento da barra são atenuadas, e se propagam com uma diferença de fase. Após alguns ciclos, atinge-se o regime periódico, independente das condições iniciais. A variação da temperatura ao longo da barra torna-se uma função com a mesma frequência da fonte de calor, sendo, então, mensurada em dois pontos ao longo da barra, através de um termômetro.

3.2.2 Métodos periódicos fundamentados na técnica de Angstrom

Em Haji-Sheikh *et al.* (1998) reporta-se uma técnica baseada no método de Angstrom para determinação simultânea da condutividade térmica e da difusividade térmica. Inicialmente realizou-se uma análise de sensibilidade para determinar-se a melhor faixa de frequência para este tipo de investigação experimental. Os materiais utilizados foram o Delrim [um tipo de polímero] e o aço inox AISI 304. Os resultados obtidos para a condutividade térmica do aço inox AISI 304 e para o Delrim, quando comparados aos valores disponíveis na literatura, tiveram erros de 9% e 20%, respectivamente.

Bezerra Filho *et al.* (1999) apresentaram uma técnica que utiliza o sinal periódico para determinar a difusividade térmica. Um dispositivo experimental foi construído, a fim de realizar medidas precisas da difusividade térmica utilizando um sinal térmico periódico de frequência elevada, entre 0,01 Hz e 0,25 Hz. A amostra utilizada foi feita de cobre, com 42 mm de diâmetro e 100 mm de altura. A face da amostra em contato com o aquecedor ficou submetida a uma fonte de calor periódica, enquanto isso, a face inferior foi mantida a uma temperatura aproximadamente constante, mediante interação com um fluido térmico. A evolução da temperatura na amostra foi acompanhada por 7 termopares nela soldados. Estes termopares são do tipo K com diâmetro de 80 μm e foram soldados através de descarga capacitiva. Dessa forma, a difusividade térmica foi obtida, ora utilizando-se a razão das amplitudes dos

sinais térmicos obtidos pelos termopares, ora utilizando-se a defasagem com relação a um ponto de referência. Tal procedimento também foi utilizado por Lamvik (1980). Devido ao vácuo gerado pelo dispositivo, o número de Biot é muito menor que 1 e, dessa forma, a temperatura em cada seção transversal da peça é uniforme. O modelo matemático pôde então ser formalizado como unidimensional. Os resultados obtidos por Bezerra Filho *et al.* (1999) quando comparados com resultados obtidos através do método *flash* para o mesmo material apresentaram um desvio de 15%.

Lahoucine e Khellaf (2004) utilizaram um método periódico para determinação simultânea e precisa da difusividade e da condutividade térmicas, considerando nos cálculos os efeitos da presença dos termopares. A difusividade térmica foi obtida similarmente ao trabalho de Haji-Sheikh *et al.* (1998), com o uso da defasagem do sinal térmico. Por outro lado, na determinação da condutividade térmica foram considerados fatores de correção devido aos efeitos gerados pelos termopares. Essa condição foi negligenciada por Haji-Sheikh *et al.* (1998) e que, segundo Lahoucine e Khellaf (2004), pode ter sido a causa dos elevados erros experimentais encontrados naquele trabalho. A presença dos termopares provoca distúrbios localizados em torno do ponto de medição, cuja importância destes distúrbios vai depender tanto da natureza do contato térmico quanto das propriedades termofísicas do sensor de temperatura e do material sólido onde os termopares estão fixados. A solução do modelo matemático aplicado a este método foi obtida através do teorema de Duhamel.

Santos *et al.* (2010) utilizaram uma variação simples e de baixo custo do método de Angstrom em procedimentos experimentais para determinação da difusividade térmica de determinados polímeros. Os resultados alcançados através destes procedimentos atingiram uma boa precisão, entre 0,1 e 1%, quando comparados aos valores identificados através dos métodos do fio-quente e *flash*.

3.2.3 Estado da arte

Trevisan *et al.* (1993) desenvolveram um método transiente para estimar as propriedades difusividade térmica e a condutividade térmica de meios porosos. Os experimentos foram realizados em amostras de rochas. O método utiliza um filme

como aquecedor para prover o fluxo de calor necessário. A temperatura e o fluxo de calor são mensurados, permitindo dessa maneira que as condições variem com o tempo no ponto de medição. Para determinação das propriedades, os dados obtidos dos experimentos são tratados numericamente. O modelo utilizado foi o de condução de calor unidimensional.

Zeng *et al.* (1996) desenvolveram um aparato, compacto e com baixa perda de calor, para determinar a condutividade térmica em regime permanente. O aquecedor utilizado foi um filme de ouro com 10 nm de espessura. Como vantagens, o aquecedor apresenta a geração de calor de maneira uniforme, além da pequena espessura. O aparato desenvolvido foi utilizado para determinar a condutividade térmica da sílica aerogel. Foi assumido um modelo unidimensional para a transferência de calor por condução, sendo de 5,5% o valor da incerteza encontrada na determinação da condutividade térmica daquele material. Para validação deste modelo, foi realizada outra análise, desta feita com um modelo tridimensional. Verificou-se que a 20 °C houve uma redução de 1,7% no valor estimado da condutividade térmica do modelo unidimensional para o modelo tridimensional, ao passo que a 90 °C, essa redução foi de 7,3%.

Lima e Silva *et al.* (1998) apresentaram uma técnica, para medição simultânea da difusividade térmica e da condutividade térmica, a qual visava determinar estas propriedades utilizando apenas uma superfície de acesso à amostra. O método pode ser aplicado para amostras de grandes espessuras e utiliza um sensor de temperatura localizado na superfície de aquecimento. A difusividade térmica é estimada através da minimização da função sensibilidade do decaimento da temperatura, enquanto que a condutividade térmica é estimada através da função sensibilidade do valor apresentado da evolução da temperatura. A incerteza das medições foi calculada através da teoria da propagação de erros. Para a condutividade, a incerteza foi da ordem de 3%, enquanto que na difusividade este valor foi menor que 1%.

Monde e Mitsutake (2001) desenvolveram um método para estimar a difusividade térmica usando a solução explícita obtida de um problema inverso de transferência de calor por condução unidimensional em regime transiente. Além do mais, o método possui a vantagem de ser independente das condições de superfície. A difusividade térmica é estimada usando a variação de temperatura, a qual inclui alguns erros, como incertezas na medição em torno de 1%. O valor estimado da

difusividade térmica através deste método encontra-se em boa concordância com os valores encontrados na literatura para os materiais testados, com uma precisão variando entre 2% e 3%. A condutividade térmica é determinada numericamente, através de um modelo estabelecido.

Tillmann *et al.* (2004) propuseram uma técnica experimental para determinação simultânea da difusividade térmica e da condutividade térmica de materiais isolantes, a partir do uso de um modelo térmico que considera a transferência de calor tridimensional transiente. Uma característica importante desta técnica é a caracterização térmica utilizando apenas uma superfície de acesso. Esta técnica é uma técnica mista, pois considera dois métodos clássicos: o método do fio quente e o método flash. Uma função objetivo de fase no domínio da frequência é utilizada para obtenção da difusividade térmica, enquanto que uma função objetivo de mínimos quadrados é utilizada para determinar a condutividade térmica.

Borges *et al.* (2006) apresentaram um método para determinação simultânea da difusividade térmica e da condutividade térmica de materiais condutores e não condutores. Uma novidade introduzida por esta técnica foi o uso do modelo térmico tridimensional, que permite a otimização do aparato experimental ao determinar a localização ótima dos sensores. A difusividade térmica é determinada no domínio da frequência, ao passo que a condutividade térmica é determinada no domínio do tempo. No caso de materiais condutores, foram encontrados valores de condutividade térmica e difusividade térmica bem precisos, com erros inferiores a 2% ao serem comparados com valores disponíveis na literatura. Já para os não condutores, os erros experimentais ficaram num patamar de 3,3%, quando comparados com resultados obtidos através do método flash.

Rudajevova (2008, 2010) desenvolveu trabalhos no intuito de determinar a difusividade térmica e a condutividade térmica de ligas de memória de forma ou SMAs (*shape memory alloys*), ora ternárias ($\text{Ni}_{53.6}\text{Mn}_{27.1}\text{Ga}_{19.3}$), ora binárias (Ni_3Ta), avaliando o comportamento daquelas propriedades com a variação da temperatura. Uma das características principais das SMAs é a mudança de fase que ocorre, do tipo sólido-sólido, quando o material atinge determinado patamar de temperatura ao ser aquecido. Quando da conclusão da transformação de fase, o material terá passado de uma estrutura cristalina martensítica para uma austenítica. Nesse sentido, Rudajevova (2008, 2010) afirma que problemas podem ocorrer quando as

propriedades físicas do material são avaliadas em regiões com temperaturas próximas à do patamar de transformação de fase, onde o calor latente pode ser um importante fator de influência dos dados mensurados. A maioria dos modelos matemáticos de condução de calor considera os materiais metálicos como isotrópicos e suas propriedades termofísicas como sendo independentes da temperatura. Em geral, estas considerações são aceitáveis. Entretanto, em determinados materiais, como é o caso das SMAs, na faixa de temperatura onde ocorre a transformação de fase, do tipo sólido-sólido, as propriedades termofísicas mudam drasticamente. Em ambas as ligas estudadas, os valores de difusividade térmica e condutividade térmica da fase austenítica são 40% maiores que o da fase martensítica. Isto pode ser explicado perfeitamente pelo fato do caminho livre médio entre os elétrons e os *phonons* [quantidade de energia vibracional do reticulado cristalino do material], fatores determinantes no valor da condutividade térmica de um material, serem bem maiores na austenita.

Em Zanoti *et al.* (2009) avaliou-se o comportamento da difusividade térmica com a evolução da temperatura em SMAs de NiTi. Para a liga utilizada constatou-se que, quando a amostra é aquecida a de 300 K até a temperatura final da transformação martensítica→austenítica, cerca de 369 K, ocorre uma redução de 75% no valor da difusividade térmica. Quando ocorre a conclusão da referida transformação de fase, o valor da difusividade térmica sempre aumenta com o aumento da temperatura.

Thomas *et al.* (2010) desenvolveram uma técnica experimental para estimar simultaneamente as três componentes do tensor condutividade térmica e o calor específico de um polímero ortotrópico. Uma grande vantagem desta técnica é que não se faz necessário a instrumentação da amostra, reduzindo consideravelmente a duração do procedimento experimental. Essencialmente, o método consiste no fornecimento de um fluxo de calor conhecido para a amostra, através de um aquecedor fino com formato de disco, projetado para uso doméstico. Este aquecedor também é utilizado como instrumento de medição, uma vez que possui dois termopares incorporados. Duas amostras cilíndricas do material compósito são postas uma de cada lado do aquecedor, formando uma espécie de sanduíche. As amostras são presas entre si através de grampos, e o conjunto é posto numa câmara de vácuo. Um pirômetro ótico acompanha a evolução da temperatura. Os valores estimados

para o tensor condutividade térmica e para o calor específico foram satisfatórios, uma vez que na grande maioria das configurações experimentais o erro relativo foi menor que 5%.

Lara-Bernal e Marín (2012) desenvolveram um método para determinar a difusividade térmica de materiais com baixa condutividade térmica. O método implica fazer o aquecimento de uma amostra em formato de uma placa, através de um feixe de luz contínuo e, por meio de termômetros infravermelhos, obtém-se os dados de temperatura de ambas as faces do material. A teoria por trás do método se inicia com a solução da equação da difusão de calor na presença de uma fonte transitória e a análise de casos particulares em relação ao número de Biot. O experimento requer duas amostras de um mesmo material. As amostras são iluminadas com uma lâmpada halógena de 50 W, para provocar um incremento de temperatura, que é medido por termômetros infravermelhos, em ambas as faces das amostras. A principal característica desta técnica é que as medições podem ser realizadas em atmosfera ambiente, além da simples implementação e do baixo custo.

Sparavigna (2012) descreve um método para mensurar a difusividade térmica de materiais que possuem alta condutividade térmica. Este método foi desenvolvido para otimizar práticas laboratoriais. O procedimento experimental baseia-se no uso de termopares, e adapta métodos numéricos para a determinação do campo térmico. Dois termopares foram instalados na amostra de teste [que possui formato cilíndrico], um termopar na face superior e o outro na face inferior da peça. Para tentar reduzir as perdas por convecção ao longo da superfície lateral, a amostra foi colocada num cilindro vazado, feito de material polimérico. O aquecedor fica sob a peça. Como os materiais da amostra possuem alta condutividade térmica, assume-se que o fluxo de calor ocorreu apenas na direção axial, e dessa forma, o modelo matemático para a transferência de calor por condução pode ser considerado unidimensional. Os valores encontrados nos experimentos tiveram um desvio por volta 9%, e foram considerados satisfatórios. No entanto, o trabalho cita que um melhor controle com relação às perdas convectivas pode ser efetuado em novos experimentos, no intuito de melhorar a precisão dos dados.

Carollo *et al.* (2012, 2015) apresentaram uma técnica para determinação simultânea da condutividade térmica e da capacidade calorífica volumétrica de amostras metálicas. O diferencial desta técnica está relacionado com a forma de se

obter condições ótimas para um dado procedimento de estimativa. O método utiliza diferentes intensidades de fluxo de calor no mesmo experimento, todas em conformidade com a análise dos coeficientes de sensibilidade. Os valores da condutividade térmica e da capacidade calorífica volumétrica foram obtidos resolvendo-se o modelo unidimensional de condução de calor. Um estudo de incertezas realizado averiguou uma incerteza nos valores das propriedades menor que 4% para todos os materiais utilizados.

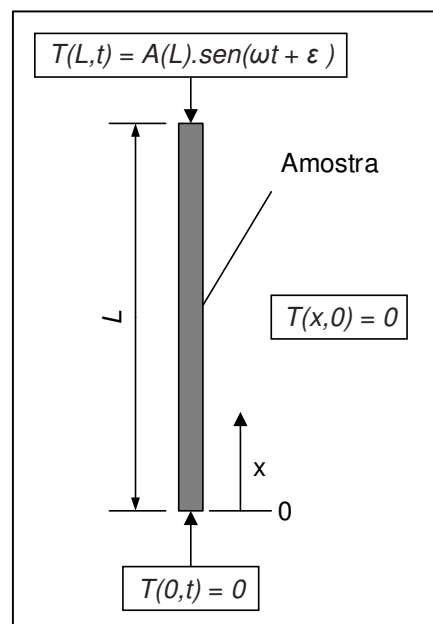
CAPÍTULO 4

O MODELO MATEMÁTICO

De acordo com Kreyszig *et al.* (2011), quando há um problema de Engenharia a ser resolvido, por vezes representado através de um *sistema físico*, faz-se necessário formulá-lo por meio de uma expressão matemática em termos de várias funções e equações. Esta expressão é conhecida como o *modelo matemático* do problema a ser solucionado. Ao conjunto de processos de determinação do modelo, da resolução matemática e interpretação dos resultados dá-se o nome de *Modelagem Matemática*.

Na Figura (4.1) pode ser visualizado o sistema físico que representa o problema apresentado neste trabalho.

Figura 4.1 - Sistema físico do problema.



Fonte - Autoria própria (2017)

Para chegar-se ao modelo matemático que representa o sistema físico da Figura (4.1) admite-se que os experimentos seriam ora realizados no vácuo, reduzindo

desta maneira o coeficiente de convecção e conseqüentemente aumentado a resistência térmica convectiva na direção radial, e ora com o uso de isolante térmico em contato com a área lateral da amostra, aumentando assim a resistência térmica radial, garantindo que o fluxo de calor ocorresse na direção axial. Desta feita, tem-se que o número de Biot [cuja definição pode ser encontrada em Incropera e De Witt (2003, p.172)] assumiria valores menores que 0,1 para as condições experimentais em questão, implicando, portanto, que a temperatura em cada seção da amostra seria uniforme durante o transporte de energia, condição para que a transferência de calor por condução, ao longo da amostra, ocorresse de maneira unidimensional. Supõe-se ainda que a variação da difusividade térmica com a temperatura é desprezível e que o meio é isotrópico com propriedades constantes. Isto posto, considerando uma amostra de comprimento L (m), a Equação (2.3) reduz-se à Equação (4.1).

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{1}{\alpha} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.1)$$

onde $T(x,t)$ é o campo térmico ($^{\circ}\text{C}$), x é a componente espacial (m), α é a difusividade térmica (m^2/s) e t é o tempo (s), com $0 < x < L$ e $t > 0$. A Equação (4.1) é uma equação diferencial parcial de segunda ordem e, para resolvê-la, faz-se necessário uma condição inicial e duas condições de contorno. A condição inicial que reflete o problema físico é dada pela Equação (4.2.a). As duas condições de contorno foram obtidas nas extremidades da amostra. Sobre a parte superior, foi imposto um fluxo de calor periódico com uma dada frequência. A extremidade inferior foi mantida a uma temperatura constante, por ter ficado em contato com um fluido cuja temperatura é controlada através de um banho termorregulável. As expressões que representam as condições nas faces superior e inferior da amostra são dadas respectivamente pelas Equações (4.2.b) e (4.2.c).

$$T(x, 0) = 0; \quad 0 \leq x \leq L \quad (4.2.a)$$

$$T(L, t) = A(x_r) \sin(\omega t + \varepsilon) \quad (4.2.b)$$

$$T(0, t) = 0 \quad (4.2.c)$$

onde $A(x_r) = 1$ é a amplitude do modelo na posição $x = L$, e ω é a frequência do sinal térmico (rad/s). A Equação (4.3) mostra o campo de temperatura solução deste modelo, na forma adimensional, obtida por Carslaw e Jaeger (1959, p.105).

$$T(x, t) = A \operatorname{sen}(\omega t + \varepsilon + \Psi) + 2\pi\alpha \sum_{n=1}^{\infty} \frac{n(-1)^n [\alpha n^2 \pi^2 \operatorname{sen}(\varepsilon) - \omega L^2 \operatorname{cos}(\varepsilon)]}{\alpha^2 n^4 \pi^4 + \omega^2 L^4} \operatorname{sen}\left(\frac{n\pi x}{L}\right) e^{-\left(\frac{\alpha n^2 \pi^2 t}{L^2}\right)} \quad (4.3)$$

onde T é o campo de temperatura adimensional, A e Ψ são respectivamente a amplitude e a fase, do modelo, do sinal térmico captado em determinado ponto ao longo da amostra, e α é a difusividade térmica (m^2/s). As expressões que definem A e Ψ são dadas, respectivamente, pelas Equações (4.4) e (4.5).

$$A = \left| \frac{\operatorname{senh}[x\beta(1+i)]}{\operatorname{senh}[L\beta(1+i)]} \right| = \left[\frac{\operatorname{cosh}(2\beta x) - \operatorname{cos}(2\beta x)}{\operatorname{cosh}(2\beta L) - \operatorname{cos}(2\beta L)} \right]^{1/2} \quad (4.4)$$

$$\Psi = \operatorname{arg} \left\{ \frac{\operatorname{senh}[x\beta(1+i)]}{\operatorname{senh}[L\beta(1+i)]} \right\} \quad (4.5)$$

Onde

$$\beta = \sqrt{\frac{\omega}{2\alpha}}$$

Na Equação (4.3), a perturbação transiente ligada à condição inicial tende para zero, conforme mostrado por Carslaw e Jaeger (1959), e o campo de temperatura passa a ser permanente periódico.

De acordo com Carslaw e Jaeger (1959), pode-se obter, de forma alternativa, uma solução do campo de temperatura permanente periódico quando este regime for alcançado. Para isto, considera-se que as variações transitórias do campo de temperatura cessam quando o tempo cresce (o termo transitório da Equação (4.3) desaparece quando $t \rightarrow \infty$) de tal maneira que em tempos longos atinge-se a condição de regime periódico permanente. Esta solução é dada pela Equação (4.6), cuja dedução encontra-se no Apêndice A deste trabalho.

$$T(x, t) = A \text{sen}(\omega t + \varepsilon + \Psi)$$

(4.6)

onde A , ω , ε , e Ψ já foram definidos anteriormente.

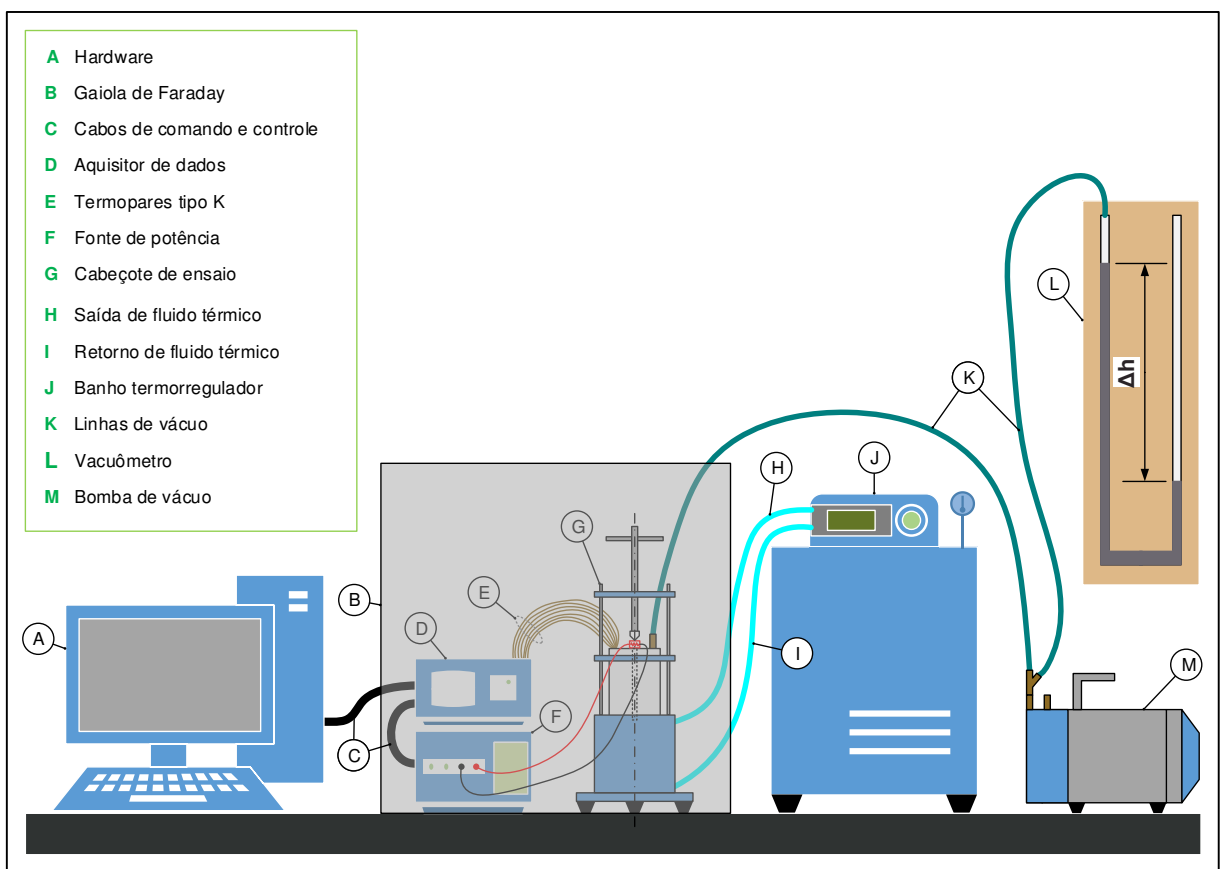
CAPÍTULO 5

DISPOSITIVO EXPERIMENTAL

Este capítulo trata dos sistemas e seus componentes, que constituem o dispositivo experimental usado na pesquisa além, dos procedimentos de operação deste dispositivo.

O dispositivo experimental ilustrado na Figura (5.1), concebido para identificação da difusividade térmica utilizando um campo de temperatura periódico, é constituído pelos sistemas de aquisição de dados, de aquecimento, de resfriamento, de vácuo, do cabeçote de ensaio e da amostra.

Figura 5.1 - Dispositivo Experimental.



Fonte - Autoria própria (2017)

5.1 SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS

O papel fundamental do sistema de aquisição de dados é a coleta e o armazenamento dos dados dos sinais de temperatura gerados no decorrer dos experimentos. Este sistema é constituído por um aquisitor de dados 34970 da Agilent, o qual possui um componente interno que dispensa a utilização da chamada junção de referência ou junção fria no uso de termopares, e por um microcomputador, no qual há uma rotina, em Visual Basic, que realiza a aquisição dos dados e estabelece o número total de ciclos do experimento

5.2 SISTEMA DE AQUECIMENTO

O sistema de aquecimento compreende uma resistência elétrica de $0,26 \Omega$ e uma fonte de potência E3633A da Agilent, comandada pela mesma rotina que controla a aquisição de dados. O papel da fonte de potência é estabelecer um fluxo de calor periódico para a amostra. Entre outras palavras, o objetivo da fonte é produzir um sinal de tensão retificado na resistência elétrica, conforme Equação (5.1).

$$V = V_m \left| \sin\left(\frac{\omega}{2}t\right) \right| \quad (5.1)$$

onde V é a tensão gerada pela fonte (volts), V_m é a tensão média (volts), ω é a frequência térmica (rad/s) comandada pelo sistema que controla o aquecimento e t é o tempo (s). Desta maneira, a resistência elétrica gera uma potência dada pela Equação (5.2), cuja dedução encontra-se no Apêndice B.

$$P = P_m [1 - \cos(\omega t)] \quad (5.2)$$

onde P é a potência gerada (W) e P_m é a potência média (W).

5.3 SISTEMA DE RESFRIAMENTO

O sistema de resfriamento é composto pelo fluido térmico 47V10 da Siliplus e por um banho termorregulador 12101-56 da Cole-Parmer. Este possui internamente um reservatório onde o fluido térmico é armazenado e onde há uma bomba centrífuga, responsável pela circulação do fluido, entre o banho termorregulador e o cabeçote de ensaio. A função deste sistema é garantir que, durante a realização do experimento, a temperatura da face inferior da amostra esteja à 0°C, condição estabelecida no modelo matemático, através da Equação (4.2.c).

5.4 SISTEMA DE VÁCUO

O sistema de vácuo é composto por uma bomba de vácuo Speedvac 2 da Edwards, com capacidade de gerar uma pressão negativa de 710 mmHg no sistema, e um vacuômetro com coluna de mercúrio. A função deste sistema é gerar vácuo no interior da câmara da amostra numa intensidade suficiente para manter o número de Biot neste local menor que 0,1, condição necessária para assegurar a hipótese de transferência de calor por condução unidimensional, adotada na solução do modelo matemático. Este sistema deve ser desativado em experimentos que utilizarem isolante térmico ao invés do vácuo.

5.5 AMOSTRAS

Foram estudadas 3 amostras de formato cilíndrico, constituídas de três materiais diferentes, respectivamente, aço inox AISI 304 (amostra 1), aço inox AISI 316 (amostra 2) e uma liga de NiTi (amostra 3), sendo esta composta, em percentuais atômicos, por 50,27% de níquel e 49,73% de titânio. Os processos de fabricação das amostras, com uma ênfase maior dada ao processo de fabricação da amostra 3, e o processo de instalação dos termopares são descritos nas subseções seguintes.

5.5.1 Fabricação das amostras

As amostras de aço inox AISI 304 e aço inox AISI 316, respectivamente, foram confeccionadas pelo processo de torneamento, a partir de tarugos comerciais trefilados com 12,7 mm de diâmetro e 170 mm de altura, de tal maneira que a dimensão definitiva de cada amostra, após o torneamento, foi de 12,7 mm de diâmetro e 150 mm de altura. Em seguida, as faces superiores e inferiores foram lixadas. A face superior de cada amostra também foi polida, com o objetivo de reduzir a RTC (Resistência Térmica de Contato) entre esta face e a resistência elétrica.

5.5.1.1 Fabricação da amostra de níquel-titânio

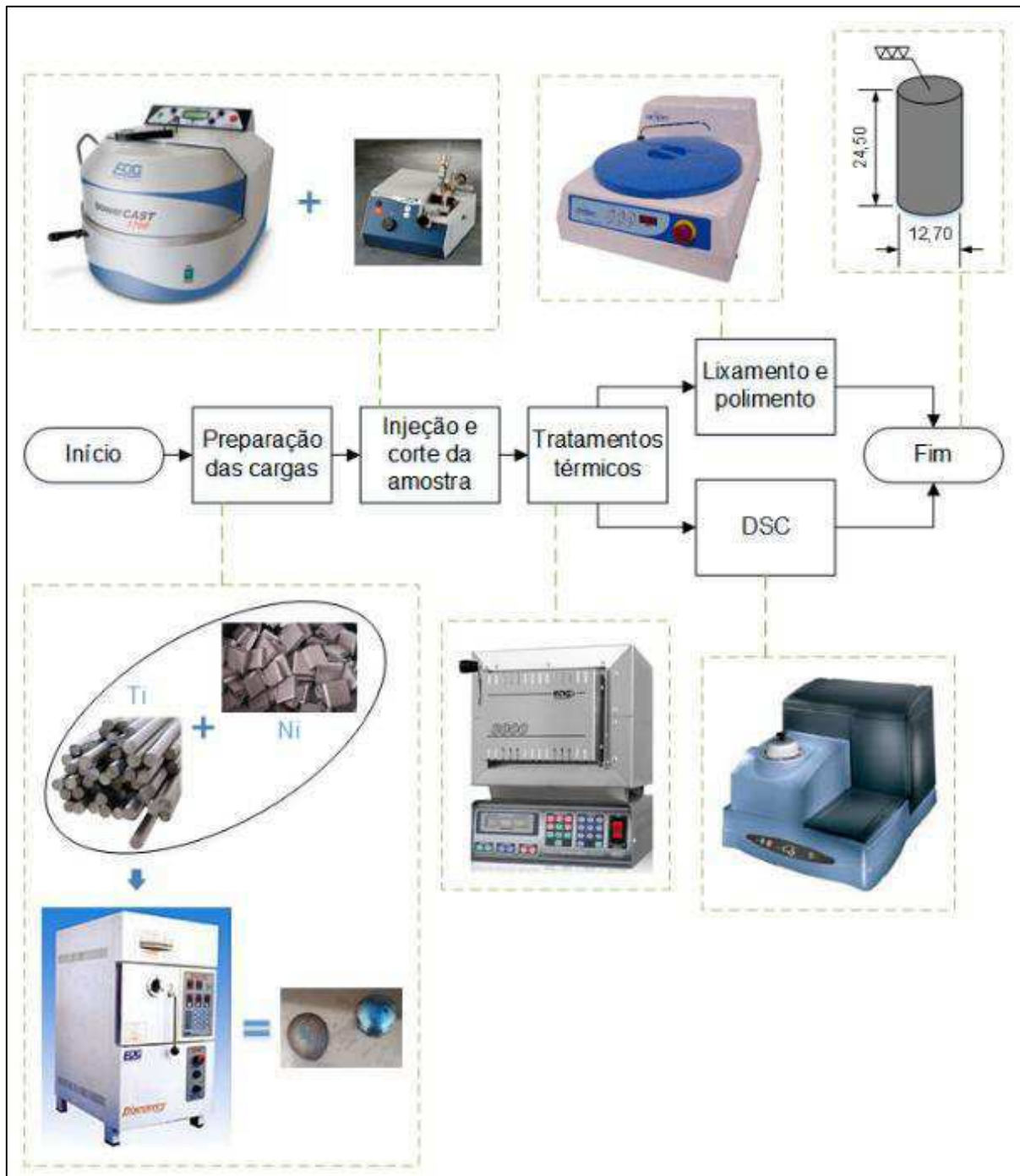
A fabricação da amostra de NiTi seguiu o fluxograma ilustrado da Figura (5.2). Selecionou-se inicialmente quantidades de massa de níquel e titânio — ambas com elevado grau de pureza — para formar duas cargas de fundição. Cada carga possui uma massa de 15 g, e foram fabricadas numa máquina Discovery All Metal através do processo *plasma skull push-pull*, conforme descrito por De Araújo *et al.* (2009, 2011).

As cargas de NiTi foram fundidas e injetadas numa máquina Power Cast 1700, que utiliza o processo de fusão por indução com injeção por centrifugação, sendo o material injetado num molde sólido de revestimento cerâmico, cuja cavidade é a geometria cilíndrica desejada. Devido à limitação quanto ao tamanho de molde que pode ser utilizado na Power Cast 1700, a amostra em questão apresentou como dimensões finais 12,7 mm de diâmetro e 24,5 mm de altura, desconsiderando o massalote inerente ao processo de fundição. O produto fundido foi retirado do molde e colocado numa cortadeira metalográfica, a fim de separar a amostra do massalote.

A amostra de NiTi e o massalote foram sujeitos à dois tratamentos térmicos: no primeiro, foram submetidos à uma temperatura de 850°C durante 1h, num forno à vácuo, e em seguida temperados em água; no segundo tratamento, foram submetidos à uma temperatura de 550°C durante 2h, e em seguida temperados em água.

Após os tratamentos térmicos, as faces inferior e superior da amostra de NiTi foram lixadas e assim, como feito nas amostras de aço inox AISI 304 e aço inox AISI 316, a face superior também foi polida, com o objetivo de reduzir a RTC entre esta face e a resistência elétrica.

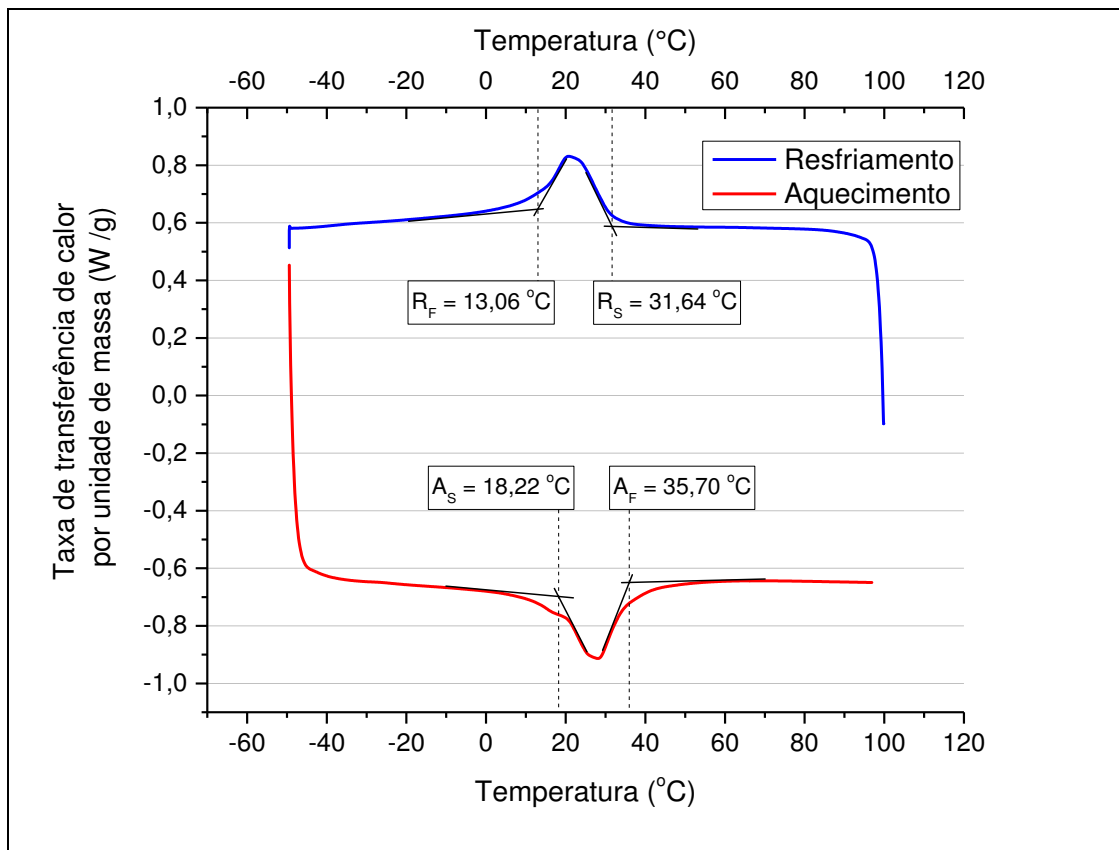
Figura 5.2 - Fluxograma de fabricação da amostra de NiTi.



Fonte - Autoria própria (2017)

O procedimento de caracterização térmica DSC (*Differential Scanning Calorimetry*) foi utilizado para identificação das temperaturas de transformação de fase características daquela amostra, e podem ser visualizadas na Figura (5.3).

Figura 5.3 - DSC da amostra de NiTi (50,27Ni / 49,73Ti - %at.).



Fonte - Autoria própria (2017)

De acordo com a Figura (5.3), a amostra apresentou duas fases distintas na faixa de temperatura compreendida pelo DSC: A fase austenítica, que pode ocorrer durante o aquecimento, apresentou as temperaturas de início e fim de transformação de fase 18,22°C e 35,70°C, respectivamente, e a fase R, uma variante martensítica, que pode ocorrer durante o resfriamento, apresentou as temperaturas de início e final de transformação de fase 31,64°C e 13,06°C, respectivamente. A obtenção de tais temperaturas visa identificar as faixas de temperatura onde a amostra seja constituída apenas de uma fase, viabilizando a comparação de valores de difusividade térmica.

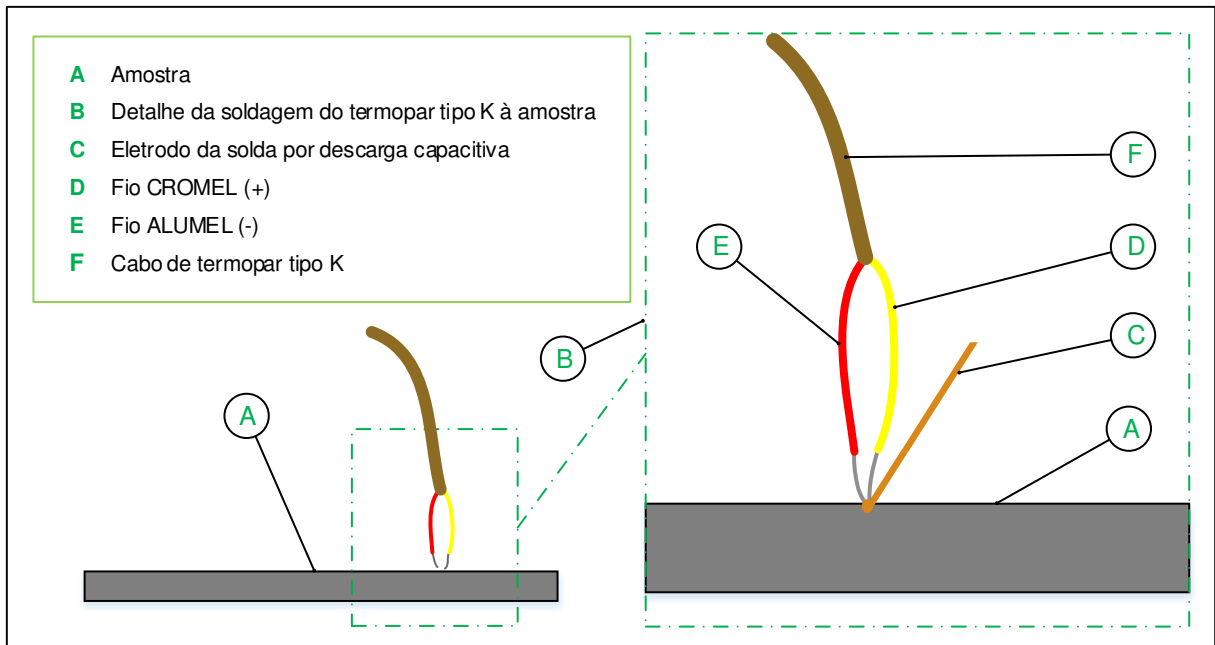
No Apêndice C apresenta-se uma revisão sucinta sobre ligas de memória de forma, contendo conceitos básicos e determinadas aplicações destes materiais.

5.5.2 Instalação dos termopares

Em cada amostra deste trabalho foram instalados 14 termopares do tipo K (Cromel-Alumel) com 100 μm de diâmetro e 1 m de comprimento. A opção por este tipo de termopar deve-se ao fato deste apresentar um comportamento linear em sua curva característica tensão *versus* temperatura numa ampla faixa, quando comparado aos outros tipos de termopares.

A fixação dos termopares nas amostras se deu através do processo de soldagem por descarga capacitiva. Esta técnica tem a vantagem de assegurar um contato perfeito entre os termopares e os pontos onde deseja-se medir as temperaturas e de reduzir o tempo de resposta que poderia provir de uma resistência térmica de contato entre os termopares e o corpo-de-prova (BEZERRA FILHO *et al.*, 1999). A Figura (5.4) ilustra o processo de soldagem dos termopares.

Figura 5.4 - Soldagem de Termopar.



Fonte - Autoria própria (2017)

Os locais de soldagem dos termopares em cada amostra foram definidos a partir de estudos de coeficientes de sensibilidade.

5.5.2.1 Coeficientes de Sensibilidade

Segundo Raynaud (1995), o coeficiente de sensibilidade é um parâmetro que representa a intensidade de variação do modelo matemático devido à um pequeno distúrbio no parâmetro analisado. Em outras palavras, trata-se da derivada parcial do modelo matemático em relação ao referido parâmetro. Quanto maior seu valor, mais fácil e precisa será a identificação do parâmetro analisado. De acordo com Bezerra Filho (1998), o coeficiente de sensibilidade apresentado na forma adimensional permite uma melhor interpretação das variações relativas.

As Equações (5.3.a) e (5.3.b) são, respectivamente, os coeficientes adimensionais de sensibilidade da razão de amplitudes e da defasagem com relação à difusividade térmica.

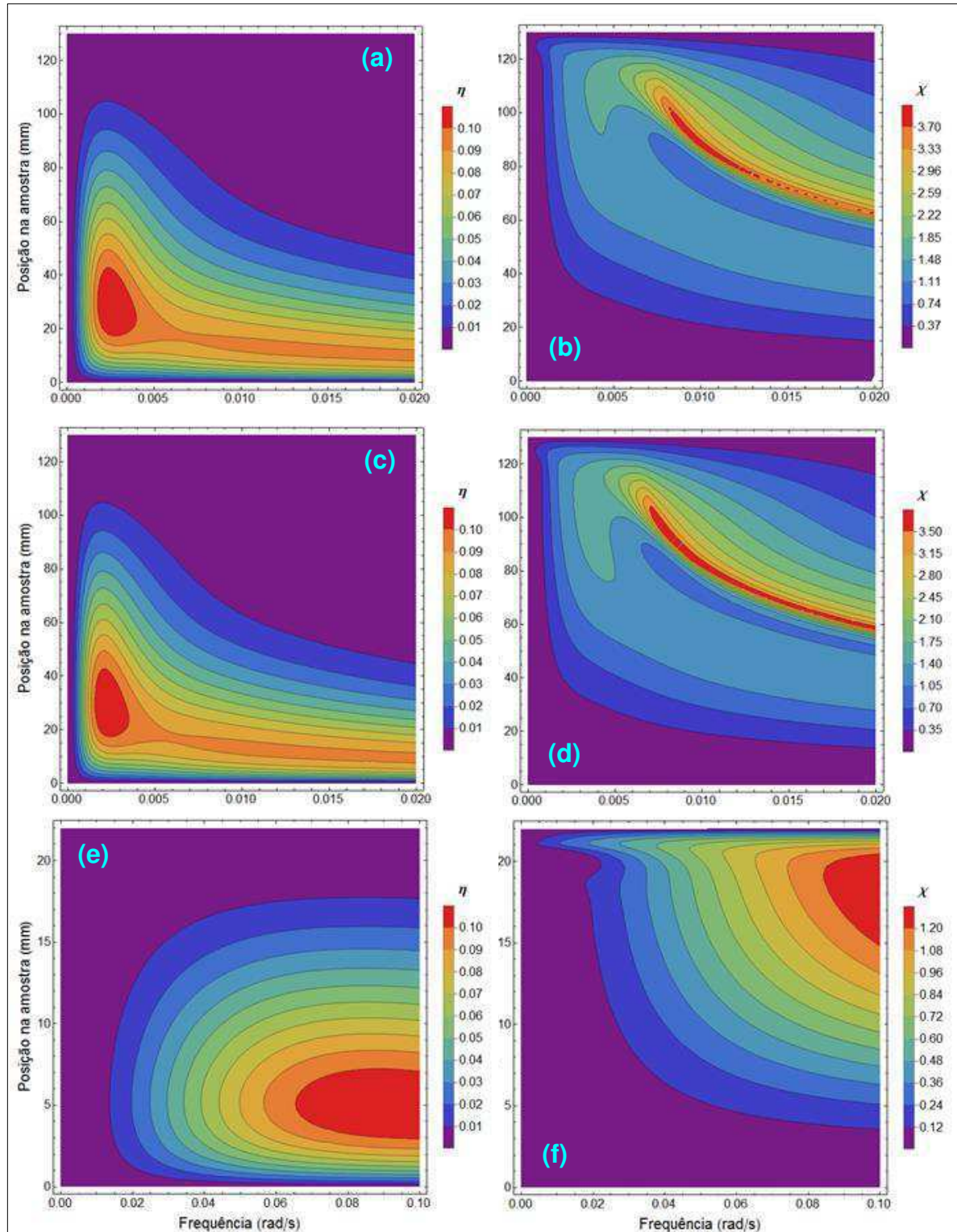
$$\eta = \frac{\alpha}{A(x, L, \omega, \alpha)} \times \frac{\partial A(x, L, \omega, \alpha)}{\partial \alpha} \quad (5.3.a)$$

$$\chi = \frac{\alpha}{\Psi(x, L, \omega, \alpha)} \times \frac{\partial \Psi(x, L, \omega, \alpha)}{\partial \alpha} \quad (5.3.b)$$

onde η é o coeficiente de sensibilidade na forma adimensional da razão de amplitudes em relação à difusividade térmica, χ é o coeficiente de sensibilidade na forma adimensional da defasagem em relação à difusividade térmica, A é a razão de amplitudes entre sinais de temperatura (Equação 4.4), Ψ é a defasagem (Equação 4.5) (rad), x é a posição do termopar na amostra (mm), L é o comprimento da amostra (m), ω é a frequência térmica (rad/s) e α é a difusividade térmica (m²/s).

Utilizou-se valores de difusividade térmica disponíveis em Incropera e De Witt (2003), para as amostras 1 e 2, e em Zanotti *et al.* (2009) para possibilitar a representação gráfica dos coeficientes de sensibilidade de interesse deste trabalho. Os resultados foram plotados na forma de gráficos de contorno e podem ser visualizados na Figura (5.5).

Figura 5.5 - Coeficientes de sensibilidade na forma adimensional.



Fonte - Autoria própria (2017)

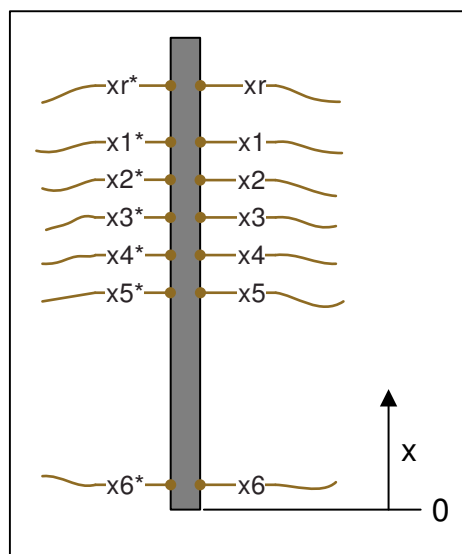
As Figuras (5.5.a) e (5.5 b) referem-se, respectivamente, aos valores de η e χ para a amostra de aço inox AISI 304, da mesma maneira que as Figuras (5.5.c) e

(5.5.d) estão para a amostra de aço inox AISI 316 e as Figuras (5.5.e) e (5.5.f) para a amostra de NiTi. Nos gráficos da Figura (5.5), percebe-se, que as regiões com as cores vermelhas são aquelas que apresentam os maiores valores de coeficiente de sensibilidade na forma adimensional, ao passo que as regiões com as cores roxas são aquelas com os menores valores deste parâmetro. Tomando como exemplo a Figura (5.5.e), nota-se que, em um dado termopar na posição 5 mm da amostra e inicialmente com frequência do sinal térmico de 0,05 rad/s, caso ocorra uma variação de 10% nesta frequência, tem-se como resposta uma variação em torno de 9% em η , ao passo que, em um dado termopar na posição 10 mm da amostra, nas mesmas condições iniciais de frequência térmica, em caso de uma variação de 10% nesta frequência, tem-se como resposta uma variação em torno de 6% em η .

5.5.2.2 Identificação e posição de soldagem dos termopares na amostra

Buscando acelerar a montagem dos termopares no aquisitor de dados e também facilitar a apresentação dos resultados das razões de amplitude e defasagem entre os sinais de temperatura, é adotada uma nomenclatura sequencial para identificação dos termopares, conforme visualizado na Figura (5.6).

Figura 5.6 - Identificação dos termopares.



Fonte - Autoria própria (2017)

Como pode ser visto na Figura (5.6), foram soldados 14 termopares em cada amostra. Para identificação da razão de amplitudes e da defasagem e, conseqüentemente, da difusividade térmica, foram utilizados os termopares “xr” e os termopares “x1” até “x5”, sendo o termopar “x6” utilizado apenas para observar o comportamento da atenuação da amplitude das oscilações periódicas de temperatura. Os termopares marcados com (*) são os termopares de reserva, e seriam utilizados caso o respectivo termopar titular apresentasse algum defeito durante o experimento. As distâncias dos locais de fixação dos termopares, ditos titulares, para as faces da amostra é a mesma para os respectivos termopares de reserva.

Vale salientar que, para evitar possíveis efeitos bidimensionais de transferência de calor decorrente da proximidade da resistência elétrica, o termopar de referência (xr) e seu substituto (xr*) foram instalados a uma certa distância daquele componente. Com isso, o local onde o termopar de referência está instalado foi considerado como sendo o final da amostra. O termopar de referência nas amostras de aço inox AISI 304 e de aço inox AISI 316 foi instalado a uma distância de 20 mm da resistência elétrica, enquanto que na amostra de NiTi foi instalado a uma distância de 2,5 mm da fonte de calor e, com isso, nos modelos matemáticos utilizados para identificar A , Ψ e α , o comprimento das duas primeiras amostras foi considerado como sendo 130 mm, ao passo que na última amostra considerou-se 22 mm de comprimento. A Tabela 5.1 apresenta a posição de cada termopar em relação ao termopar de referência, para as amostras em estudo neste trabalho.

Tabela 5.1 - Posição (mm) dos termopares em relação ao termopar de referência “xr”.

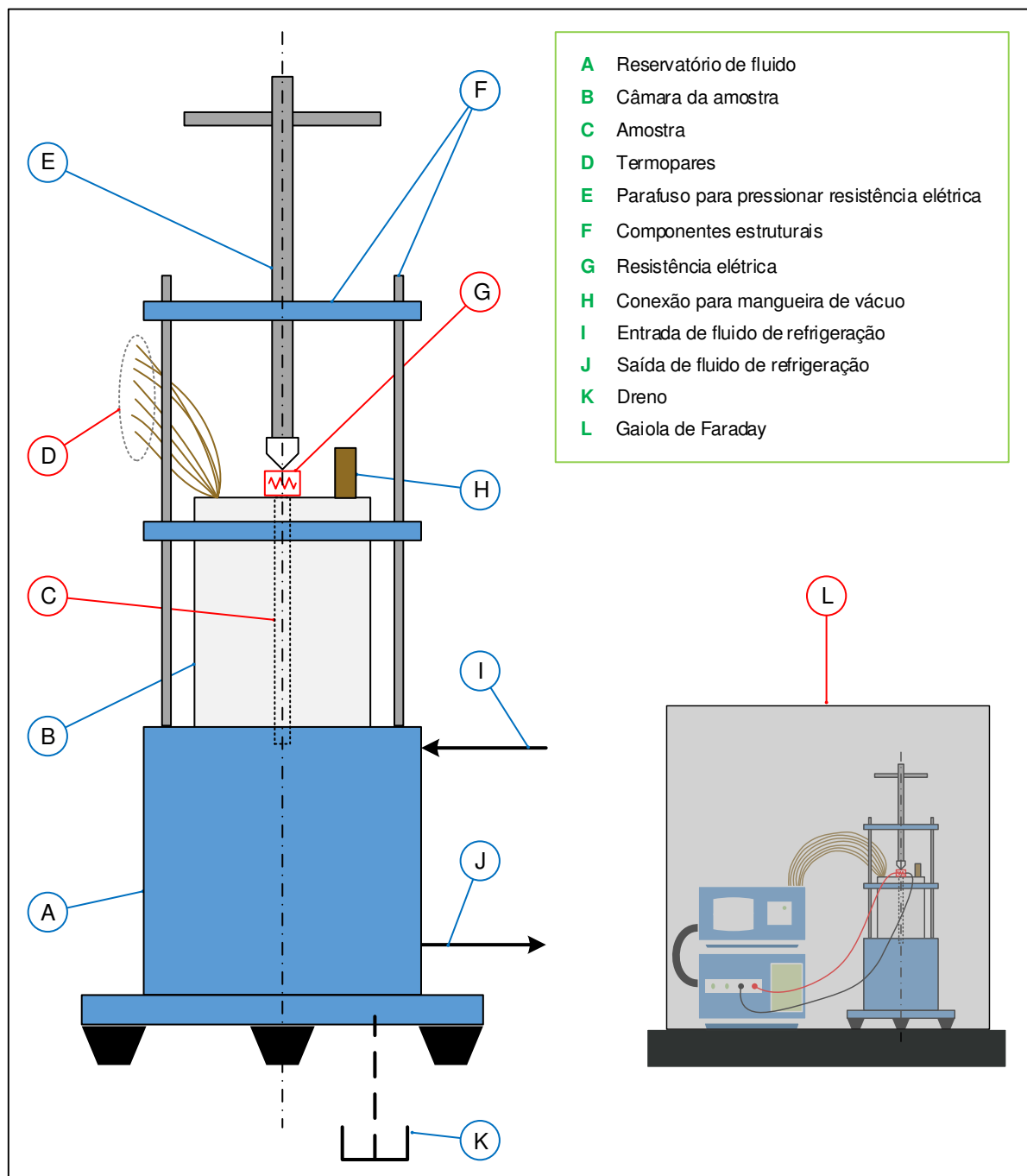
Termopar	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
xr	130	130	22
x1	120	110	17
x2	115	105	15
x3	110	100	13
x4	105	95	11
x5	100	90	9
x6	5	5	2

Fonte - Autoria própria (2017)

5.6 CABEÇOTE DE ENSAIO

O cabeçote de ensaio é um dispositivo em formato cilíndrico. É o local onde a amostra fica durante o experimento. Pode ser visto em detalhes na Figura (5.7).

Figura 5.7 - Cabeçote de ensaio.



Fonte - Autoria própria (2017)

Conforme a Figura (5.7), os componentes cujos balões de identificação estão na cor azul são aqueles que integram o cabeçote de ensaio, dentre os quais destaca-se o componente B, denominado câmara da amostra.

A câmara da amostra é constituída por um tubo de parede fina de aço inox com 123 mm de altura e cujo valor do diâmetro, 100 mm, foi dimensionado a partir do conceito de raio crítico de isolamento. Isto se deve ao fato de existir a possibilidade do experimento ser realizado ou com vácuo, ou com isolante térmico (neste trabalho utilizou-se isopor) no interior da câmara. Desta maneira, o diâmetro dimensionado foi aquele para o qual a perda de calor radial pelo isolamento térmico apresentou um valor desprezível. O memorial com os cálculos de dimensionamento do diâmetro da câmara da amostra pode ser visto no Apêndice D. Ainda compõem a câmara da amostra duas tampas para fechamento, feitas em PVC, que possuem um furo centralizado de 12,7 mm, mesmo diâmetro da amostra. Na tampa superior há mais dois furos: um com 3 mm de diâmetro, por onde serão passados os termopares e outro com 10 mm de diâmetro, para instalação de uma conexão para realização de vácuo no interior da câmara. Na tampa inferior, em contato com a face inferior da amostra e com o fluido de refrigeração, há um disco de cobre de 2 mm de espessura, instalado para evitar a entrada deste fluido na câmara da amostra por capilaridade. Admitiu-se que este disco, por conta da alta condutividade térmica do cobre, é isotérmico em relação ao fluido de refrigeração. A câmara com a amostra em seu interior, é montada sobre o reservatório de fluido, local por onde circula o fluido de refrigeração, a 0°C.

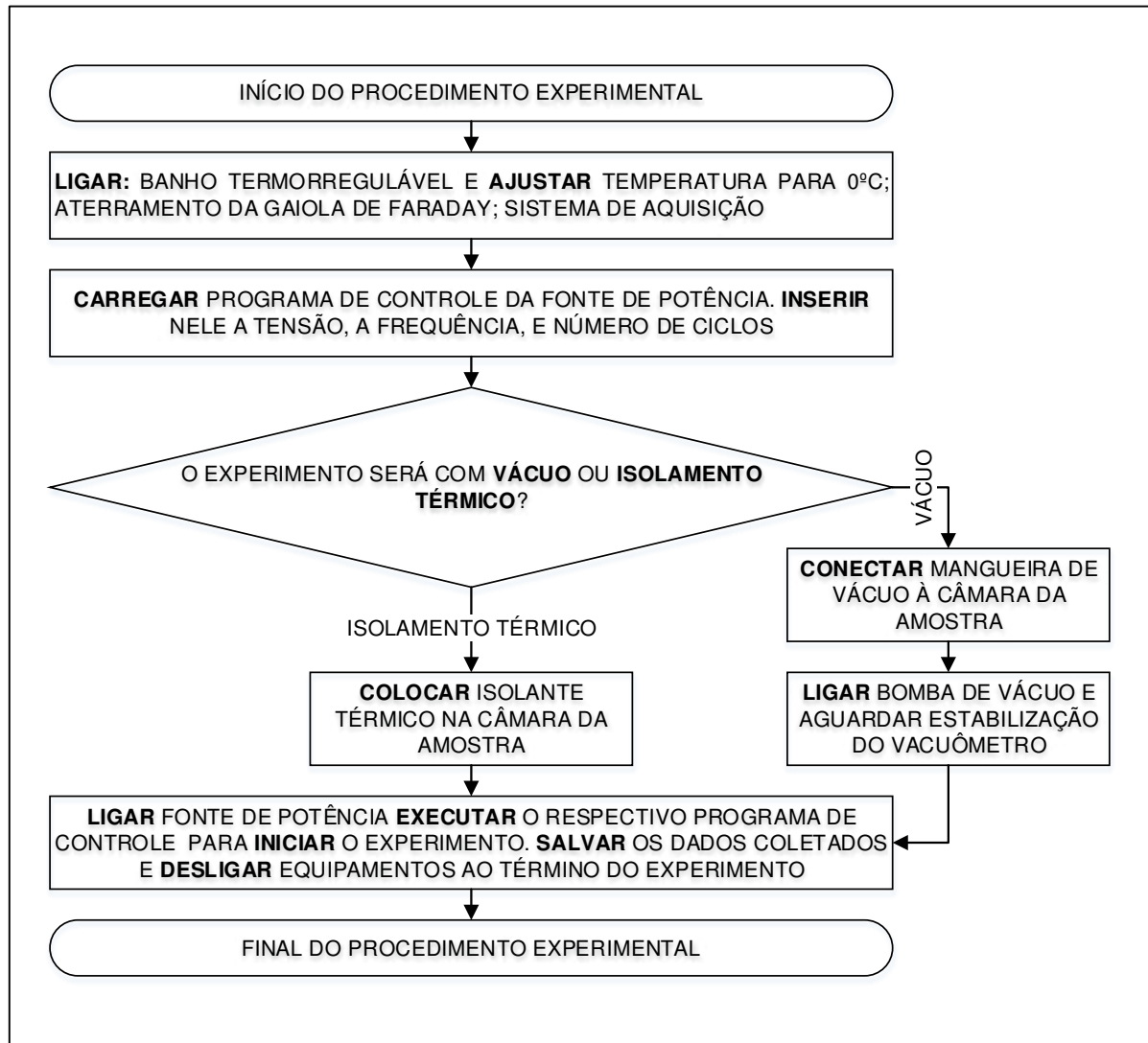
Vale destacar, da Figura (5.7), que o cabeçote de ensaio, o aquisitor de dados e a fonte de potência, durante os experimentos, ficaram no interior de uma gaiola metálica, baseada no princípio da Gaiola de Faraday. Esta gaiola foi utilizada para minimizar os efeitos das perturbações causadas pelas interferências eletromagnéticas decorrentes de correntes parasitas, conhecidas como Correntes de Foucault.

5.7 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Objetivando a padronização das atividades experimentais e a garantia da qualidade e da confiabilidade dos dados a serem coletados, estabeleceu-se um

procedimento para operação do dispositivo experimental. Este procedimento operacional, que está descrito por meio de um fluxograma, pode ser visualizado na Figura (5.8).

Figura 5.8 - Fluxograma de operação do Dispositivo Experimental.



Fonte - Autoria Própria (2017)

Como pode ser visto na Figura (5.8), o fluxograma foi constituído na sua maioria de atividades preparatórias ao experimento. Após a conclusão dos procedimentos experimentais, realizou-se o tratamento dos dados experimentais coletados.

CAPÍTULO 6

CALIBRAÇÃO DOS TERMOPARES

No intuito de minimizar os erros dos valores de temperatura a serem medidos, realizou-se procedimentos de calibração dos termopares instalados em cada uma das 3 amostras deste trabalho, antes dos experimentos para identificação da difusividade térmica. Estes procedimentos consistem do levantamento de curvas de calibração, as quais foram utilizadas para corrigir os valores de temperatura obtidos [nos experimentos para identificação de α] em valores reais de temperatura. Neste capítulo, detalha-se como os termopares foram calibrados. Além disto, apresentam-se as curvas de calibração levantadas para os termopares das 3 amostras utilizadas.

6.1 PROCEDIMENTOS DE CALIBRAÇÃO

A curva da tensão termoelétrica em função da temperatura para o tipo de termopar utilizado neste trabalho, tipo K, apresenta um comportamento linear para uma ampla faixa de temperatura (-200 até 1250°C). Diante disto, foi necessário o levantamento de dois pontos, no plano coordenado, para obtenção da curva de calibração de cada termopar, em cada amostra. Estes pontos foram as temperaturas de fusão do gelo e de ebulição da água para a cidade de Campina Grande, Paraíba, Brasil. Vale salientar que a água utilizada em ambos os casos foi do tipo destilada. Para cada uma das três amostras foram realizados, então, dois procedimentos de calibração.

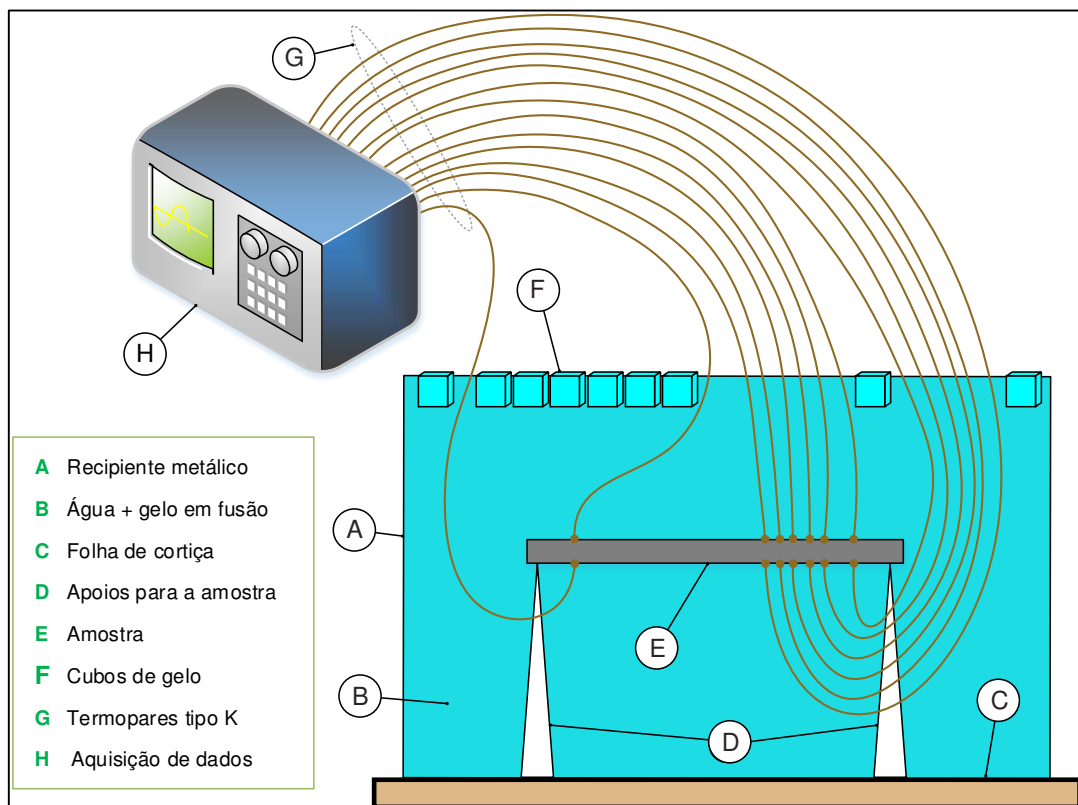
A temperatura de fusão do gelo, para a referida cidade é de aproximadamente 0,0°C, valor obtido a partir da equação de Clapeyron para o equilíbrio de fase sólido-líquido. Por sua vez, a temperatura de ebulição da água, por ser dependente da pressão atmosférica, foi obtida da seguinte maneira: por meio de um barômetro, aferiu-se a pressão atmosférica no instante da realização do procedimento de calibração. Esta pressão foi inserida no *software* CATT (*Computer Aided*

Thermodynamic Tables), onde obteve-se a temperatura de vapor saturado da água em função de tais condições de pressão. Para o caso das 3 amostras em questão, essa temperatura foi de aproximadamente 98,0°C.

Vale salientar que, em ambos os procedimentos de calibração, no ponto de fusão do gelo e no ponto de ebulição da água, as amostras ficaram na posição horizontal, evitando que possíveis efeitos de convecção natural interferissem nas medidas dos termopares

O procedimento de calibração de termopares no ponto de fusão do gelo encontra-se ilustrado na Figura (6.1).

Figura 6.1 - Calibração dos termopares no ponto de fusão do gelo.



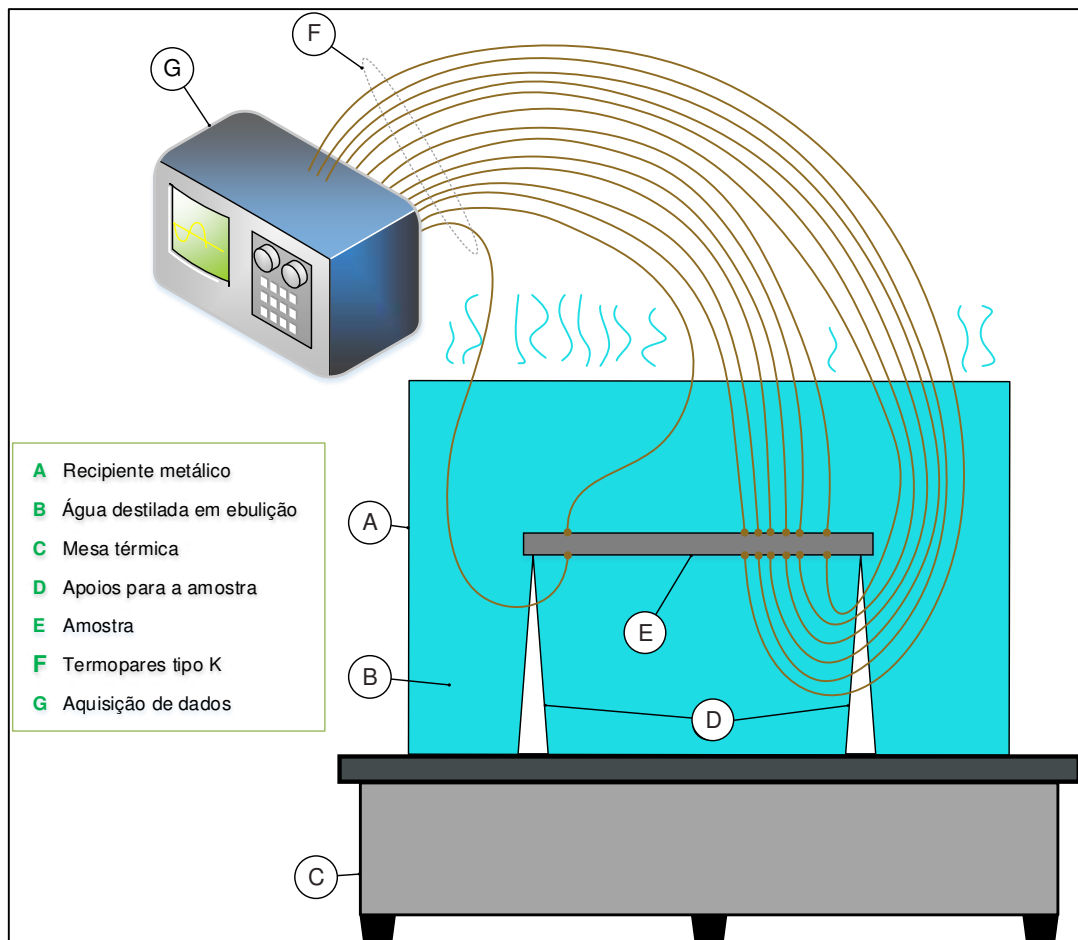
Fonte - Autoria própria (2017)

Como mostrado na Figura (6.1), a amostra com os termopares soldados à ela foi imersa num recipiente completamente preenchido com gelo de água destilada. Após certo período, o recipiente encontrava-se com uma mistura à 0°C de água e gelo em fusão. O momento que o nível da água decorrente do derretimento do gelo

ultrapassou a amostra foi aquele no qual as temperaturas de cada um dos termopares, indicadas no aquisitor de dados, foram anotadas numa planilha.

O procedimento de calibração dos termopares no ponto de ebulição da água é ilustrado na Figura (6.2).

Figura 6.2 - Calibração dos termopares no ponto de ebulição da água.



Fonte - Aatoria própria (2017)

Como mostrado na Figura (6.2), a água resultante do processo de fusão do gelo é aquecida por meio de uma mesa térmica. Após o ponto de ebulição ser atingido, foram anotadas numa planilha as temperaturas de cada termopar, indicadas no aquisitor de dados. Desta forma, as curvas de calibração foram plotadas e suas equações podem ser vistas na seção seguinte.

6.2 CURVAS DE CALIBRAÇÃO

Ao final dos procedimentos de calibração, foram plotadas as curvas de calibração, de cada termopar para cada amostra. As equações destas curvas são listadas na Tabela (6.1).

Tabela 6.1 - Curvas de calibração dos termopares para cada amostra.

Amostra	Termopar	Curva de calibração
Aço inox AISI 304	xr	$T_{REAL} = -0,8091 + 1,0114 \times T_{MEDIDA}$
Aço inox AISI 304	x1, x2	$T_{REAL} = -0,9102 + 1,0114 \times T_{MEDIDA}$
Aço inox AISI 304	x3, x4, x5	$T_{REAL} = -0,9093 + 1,0103 \times T_{MEDIDA}$
Aço inox AISI 316	xr, x4	$T_{REAL} = -0,9121 + 1,0134 \times T_{MEDIDA}$
Aço inox AISI 316	x1, x2, x3	$T_{REAL} = -0,9112 + 1,0124 \times T_{MEDIDA}$
Aço inox AISI 316	x5	$T_{REAL} = -0,8099 + 1,0124 \times T_{MEDIDA}$
Liga de NiTi	xr	$T_{REAL} = -0,9149 + 1,0166 \times T_{MEDIDA}$
Liga de NiTi	x1	$T_{REAL} = -0,9140 + 1,0155 \times T_{MEDIDA}$
Liga de NiTi	x2	$T_{REAL} = -1,0177 + 1,0177 \times T_{MEDIDA}$
Liga de NiTi	x3, x5	$T_{REAL} = -1,0187 + 1,0187 \times T_{MEDIDA}$
Liga de NiTi	x4	$T_{REAL} = -0,9159 + 1,0177 \times T_{MEDIDA}$

Fonte - Autoria própria (2017)

Da Tabela (6.1) nota-se, por exemplo, uma diferença de -0,1698% entre T_{MEDIDA} e T_{REAL} , para o termopar “x2” da amostra de Liga de NiTi com

$T_{MEDIDA} = 50^{\circ}\text{C}$, comprovando a eficácia da soldagem pelo processo de descarga capacitiva.

CAPÍTULO 7

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Foram realizados 15 experimentos, visando identificar os valores de α (difusividade térmica) das amostras estudadas, a partir dos valores de A (amplitude do modelo ou razão de amplitudes) ou de Ψ (fase do modelo ou defasagem) dos sinais térmicos captados pelos termopares instalados nas amostras.

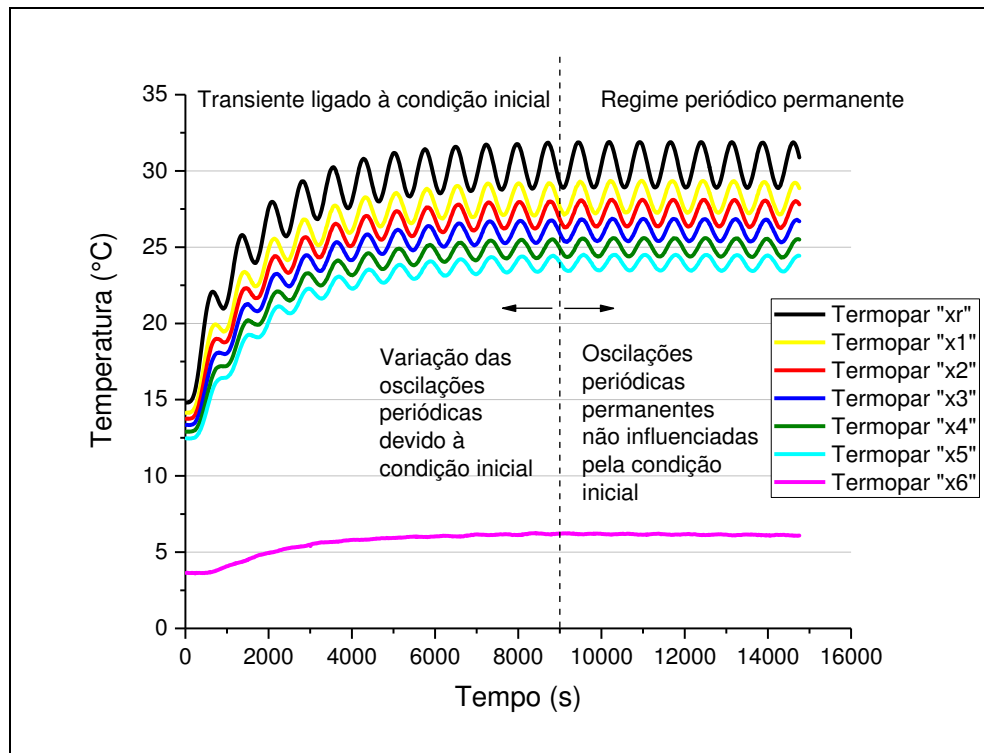
Na amostra de aço inox AISI 304 realizou-se seis experimentos, sendo que em três deles utilizou-se vácuo na câmara da amostra e nos demais utilizou-se isolante térmico. Na amostra de aço inox AISI 316 realizou-se três experimentos, todos com isolante térmico na câmara da amostra. Na amostra de LMF de NiTi realizou-se seis experimentos (todos com isolante térmico na câmara da amostra), dos quais três foram executados abaixo da temperatura A_s , e os demais acima da temperatura A_f .

Os valores de ω adotados para os experimentos nas amostras de aço inox AISI 304 e de aço inox AISI 316 foram $4,5 \times 10^{-3}$, $8,5 \times 10^{-3}$ e $15,3 \times 10^{-3}$ rad/s, sendo estes equivalentes, em termos de período, a 1396,3, 739,2 e 410,7 s, respectivamente. Na liga de NiTi utilizou-se os valores $21,9 \times 10^{-3}$, $30,7 \times 10^{-3}$ e $51,1 \times 10^{-3}$ rad/s, sendo estes equivalentes, em termos de período, a 286,9, 204,7 e 123,0 s, respectivamente. Os valores de ω mencionados foram determinados a partir do estudo dos coeficientes de sensibilidade realizado no capítulo 5 deste trabalho.

Na Figura (7.1) pode-se visualizar o resultado do perfil de temperatura, decorrente do fluxo de calor periódico, para o experimento realizado na amostra de aço inox AISI 304, com $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s.

Comprova-se desta maneira, a partir da Figura (7.1), o que foi mostrado por Carslaw e Jaeger (1959), para o campo de temperatura resultante numa amostra submetida à um fluxo de calor periódico: à medida que o tempo aumenta, a perturbação transiente é dissipada, e o campo térmico torna-se um campo com oscilações periódicas permanentes. Constitui-se, dessa maneira, o “regime periódico estabelecido”.

Figura 7.1 - Perfil de temperatura na amostra de aço inox AISI 304 submetida a um fluxo de calor periódico.

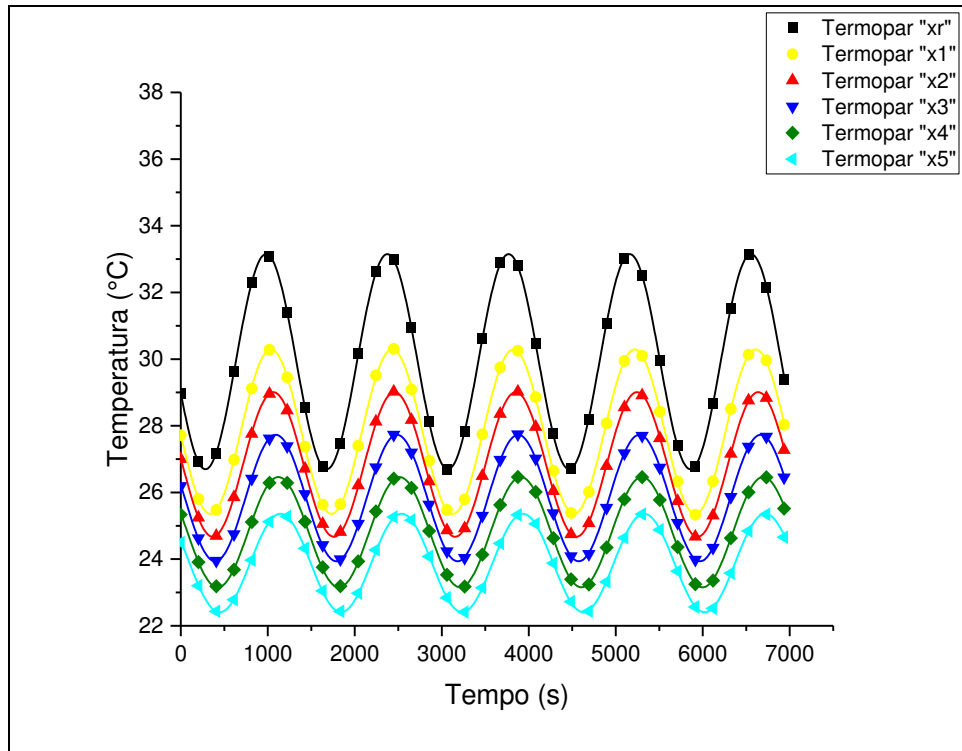


Fonte - Autoria própria (2017)

A Figura (7.1) também mostra que a amplitude térmica registrada pelo termopar “x6” — termopar que fica mais próximo da face inferior da amostra, e consequentemente do fluido refrigerante — é praticamente nula no regime periódico estabelecido. Isto mostra que, a onda térmica gerada pelo fluxo de calor periódico dissipa-se ao longo do comprimento da amostra, à medida que aproxima-se da face inferior desta. Os sinais de temperatura registrados pelo termopar “x6” não foram utilizados para determinação de A e Ψ .

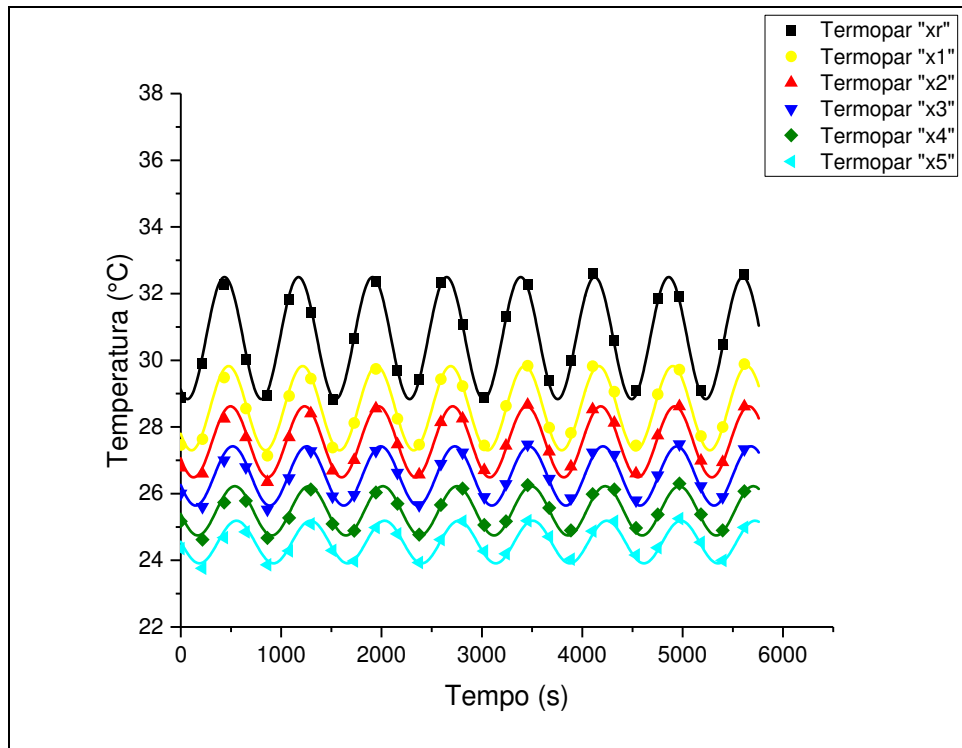
Os valores de A e Ψ foram identificados a partir dos sinais de temperatura obtidos no regime periódico estabelecido, ou seja, obtém-se estes parâmetros a partir do instante no qual a perturbação transiente ligada à condição inicial encontra-se dissipada. Tal instante foi denominado como sendo o instante inicial ($t = 0$ s) do regime periódico estabelecido. Da Figura (7.2) até a Figura (7.16) podem ser vistas as curvas ajustadas (através do algoritmo de Levenberg-Marquardt) dos perfis de temperatura no regime periódico estabelecido (RPE), para todos os experimentos realizados. O parâmetro R^2 de cada curva ajustada pode ser visualizado em tabelas no Apêndice E.

Figura 7.2 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).



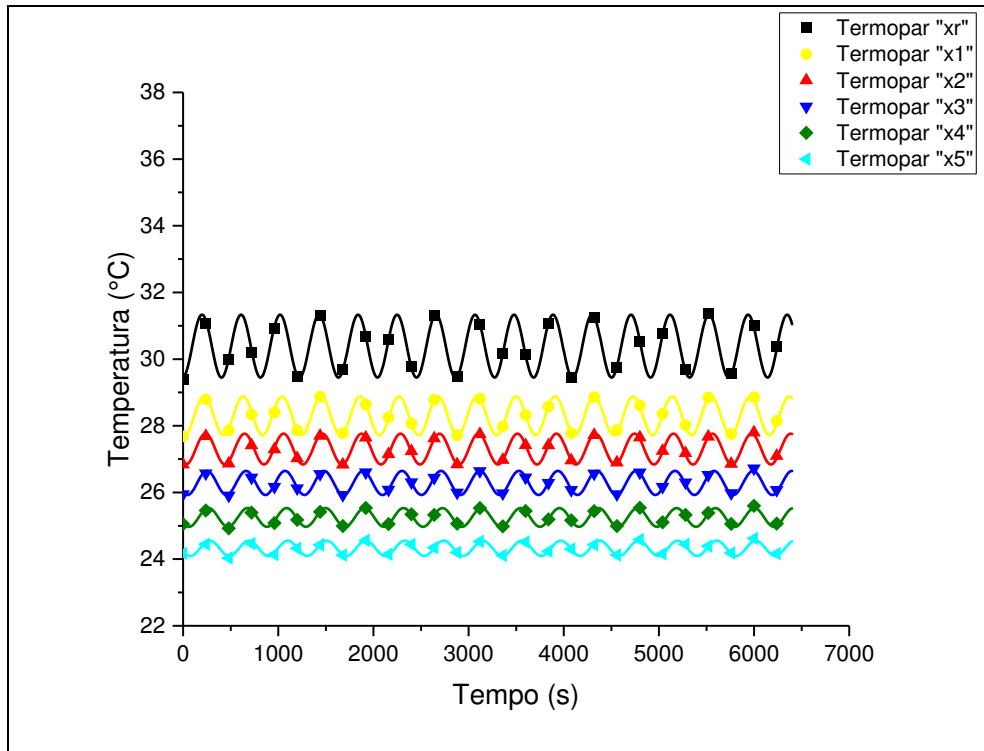
Fonte: Autoria própria (2017)

Figura 7.3 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).



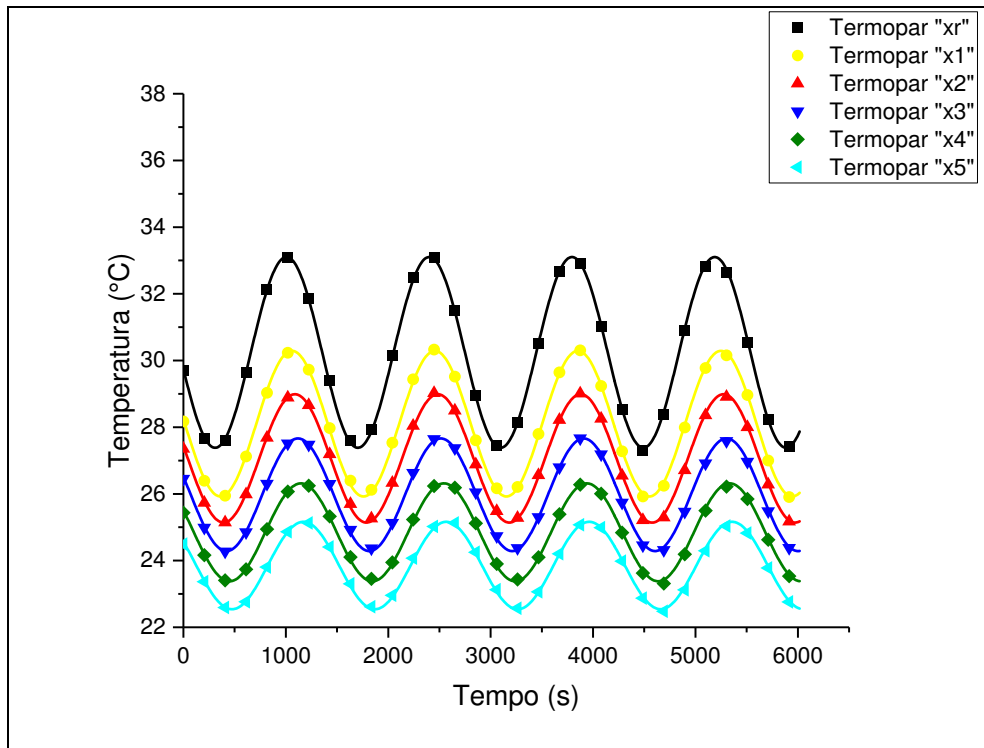
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.4 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s (vácuo).



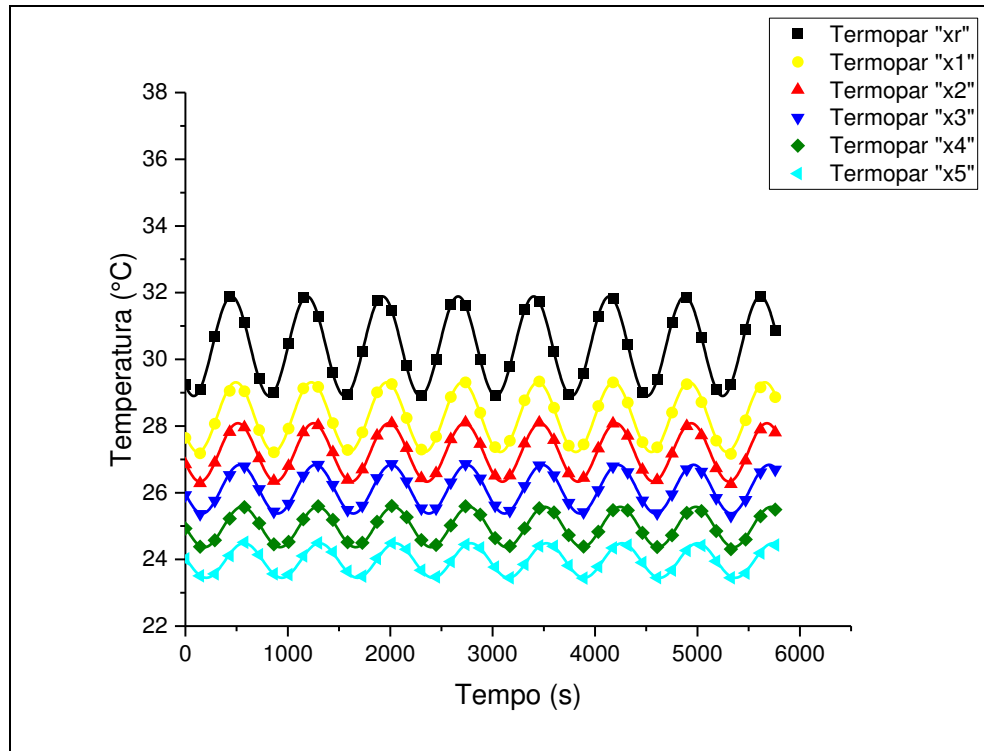
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.5 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.



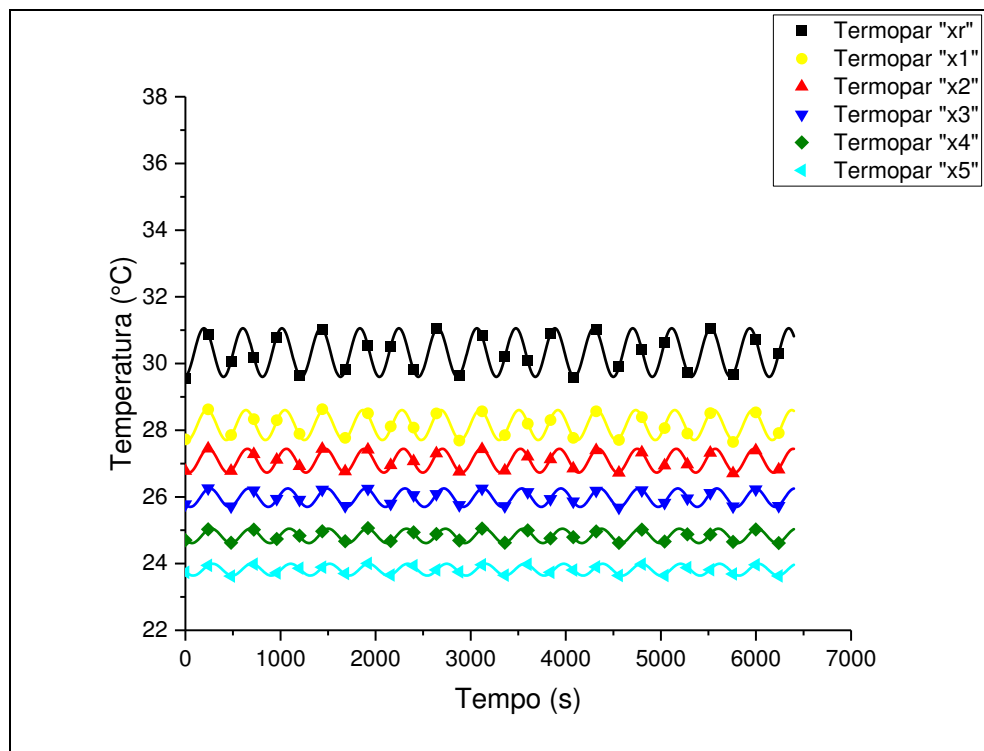
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.6 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s.



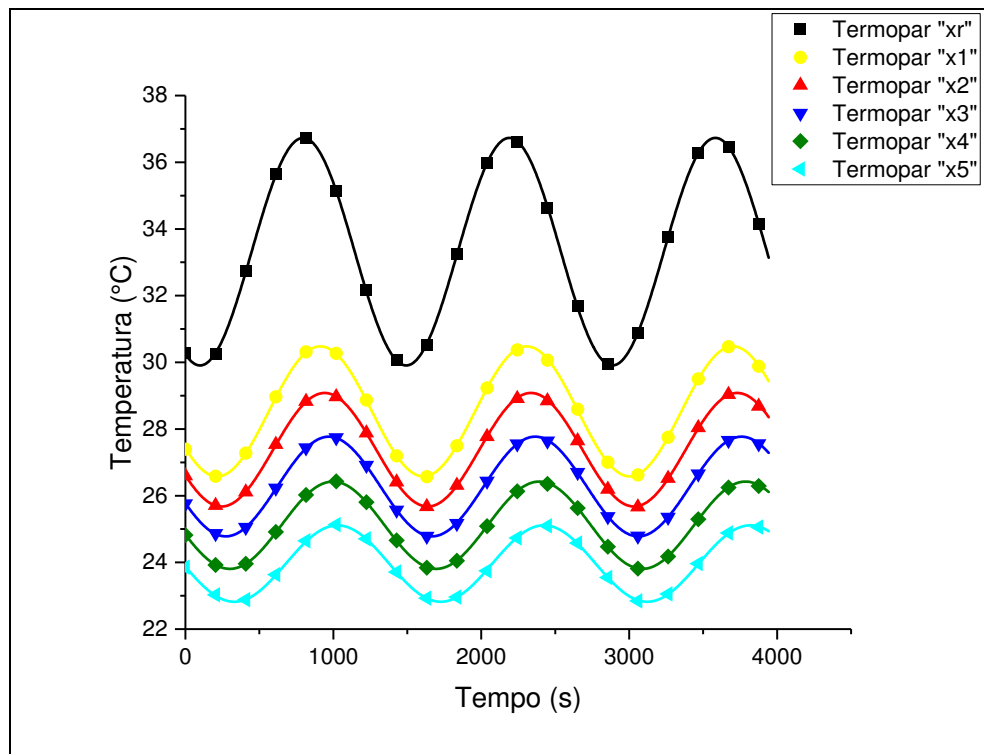
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.7 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 304; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s.



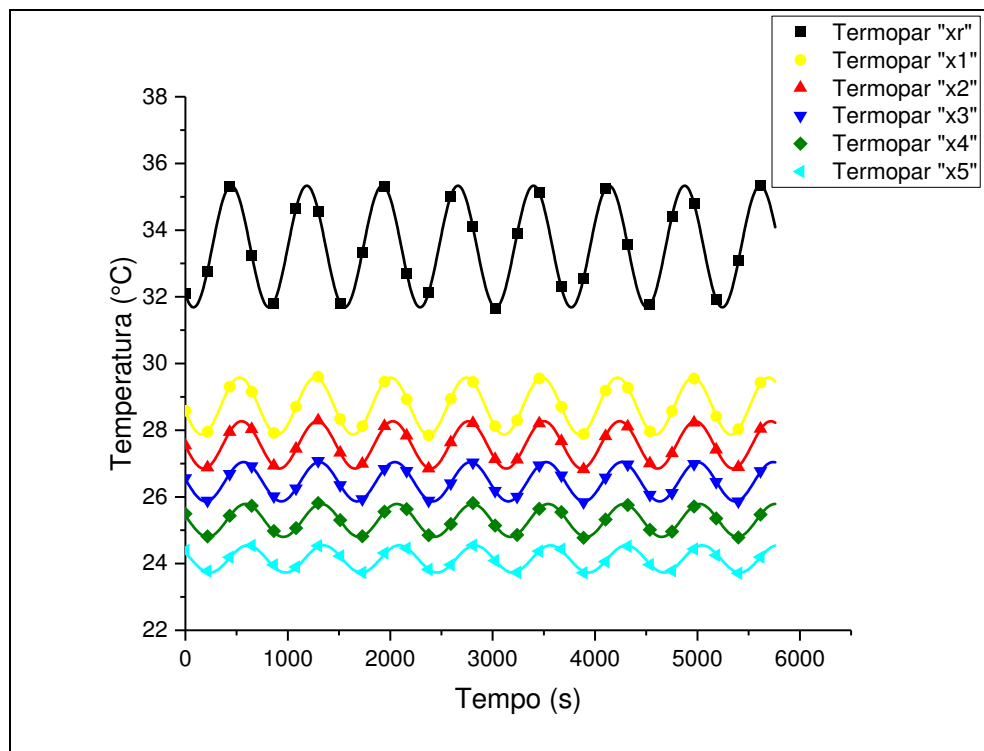
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.8 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.



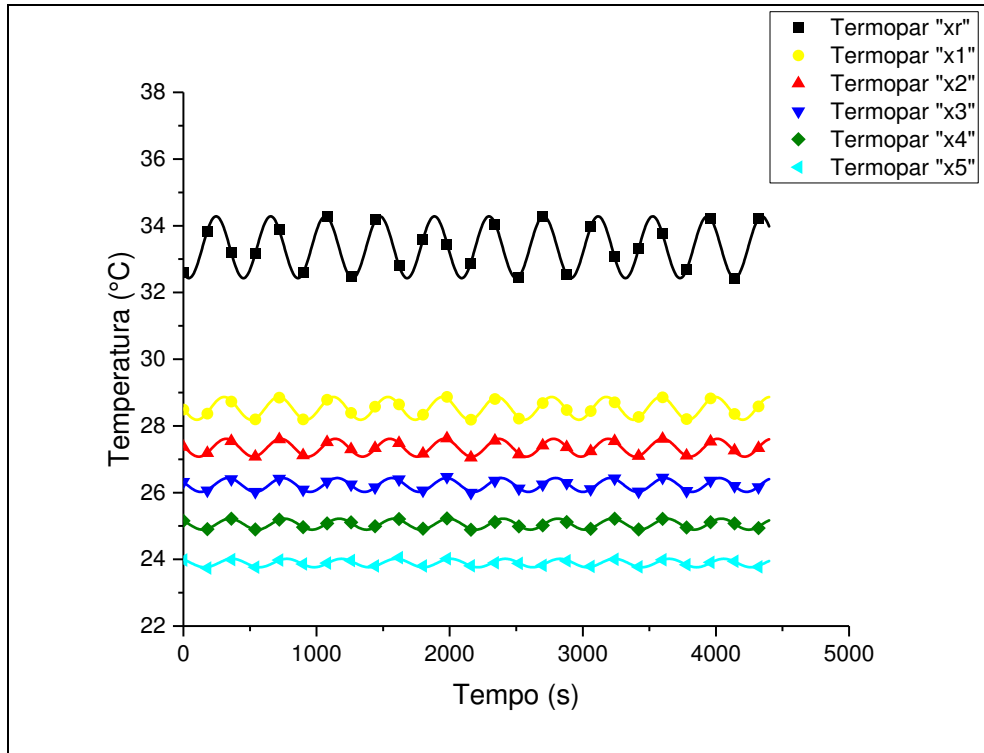
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.9 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s.



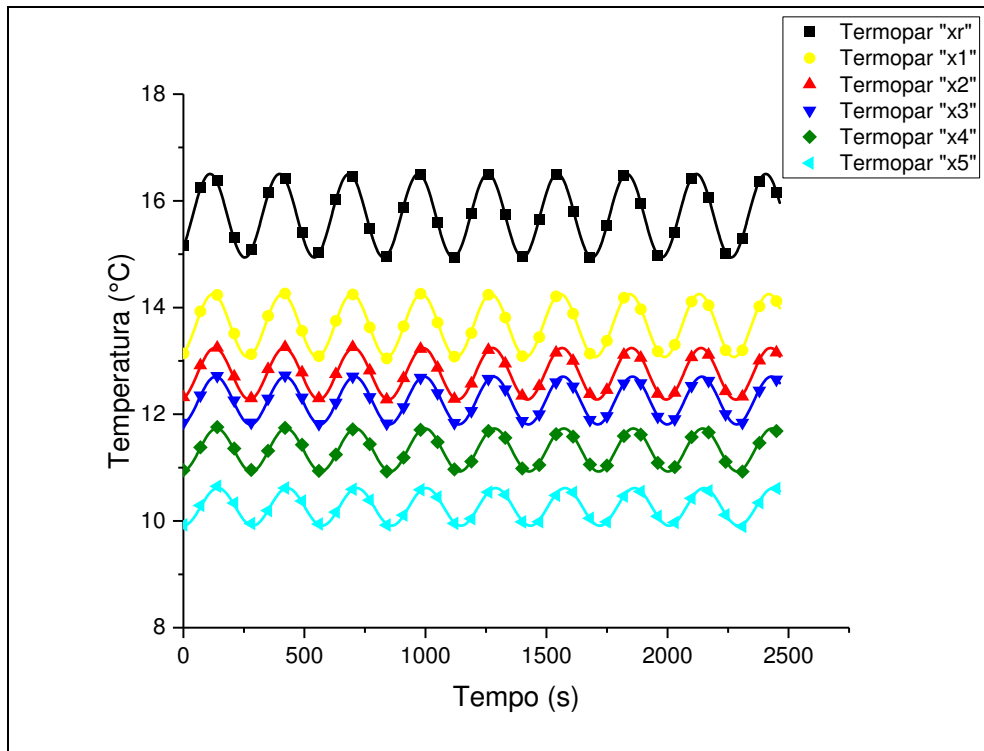
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.10 - Regime periódico permanente: aço inox AISI 316; $\omega = 15,3 \times 10^{-3}$ rad/s.



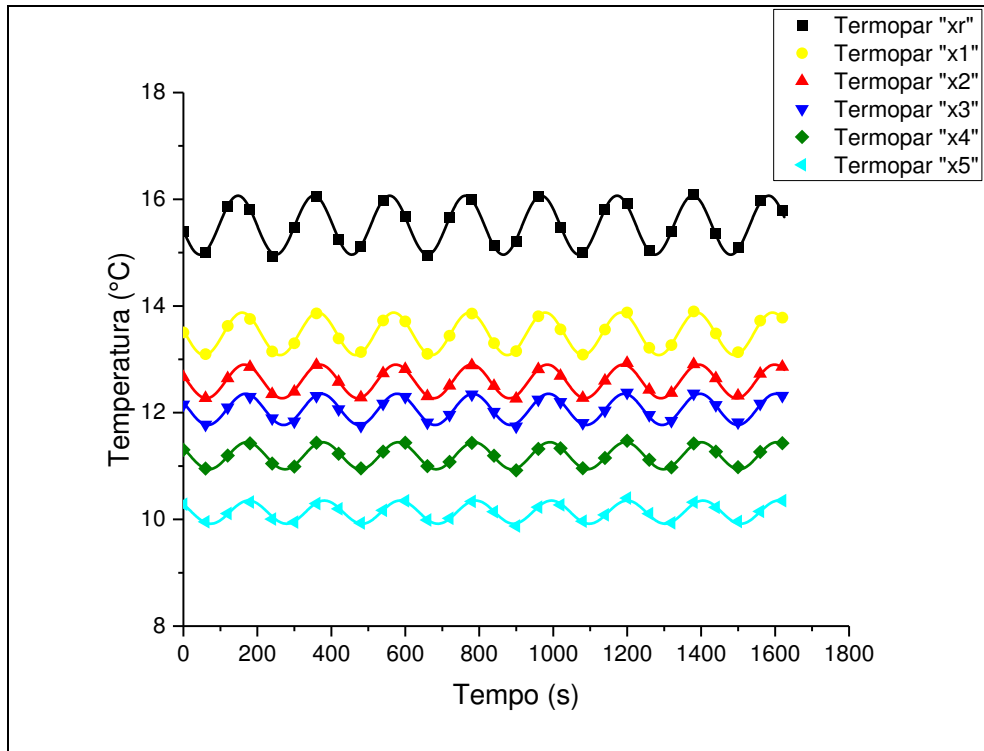
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.11 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 21,9 \times 10^{-3}$ rad/s.



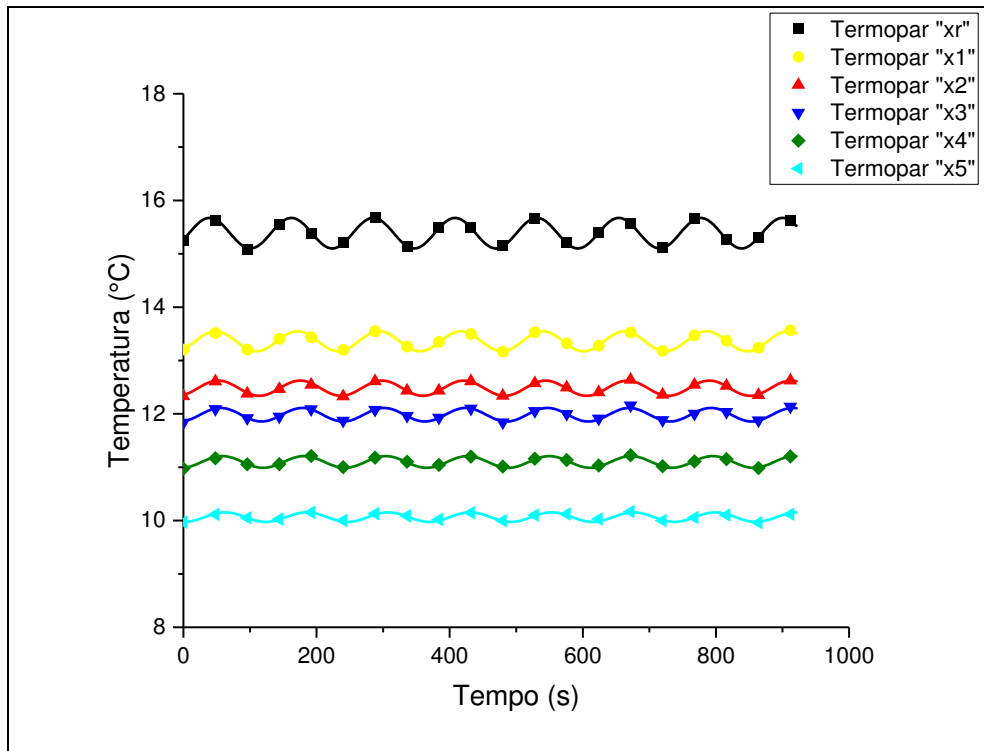
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.12 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 30,7 \times 10^{-3}$ rad/s.



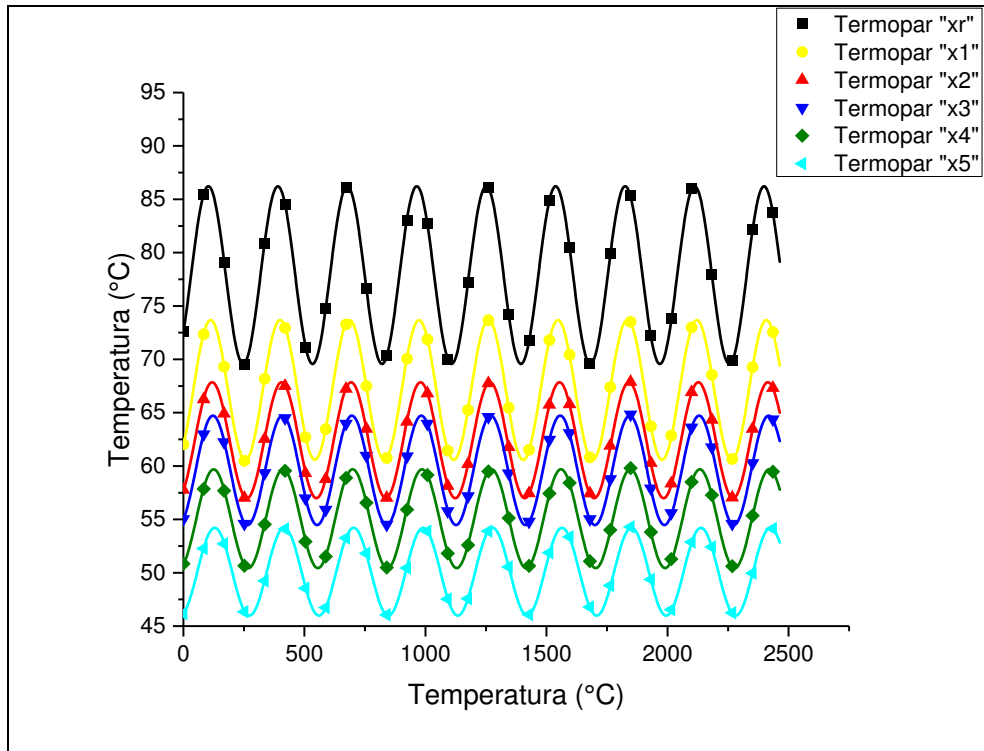
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.13 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (fase R); $\omega = 51,1 \times 10^{-3}$ rad/s.



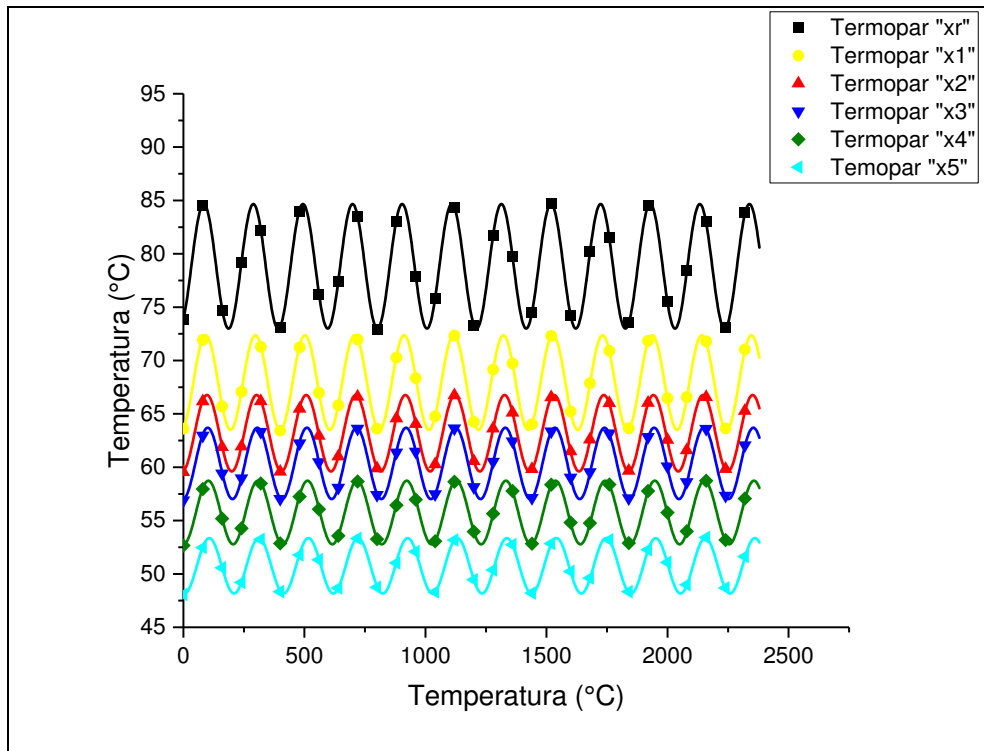
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.14 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (austenita); $\omega = 21,9 \times 10^{-3}$ rad/s.



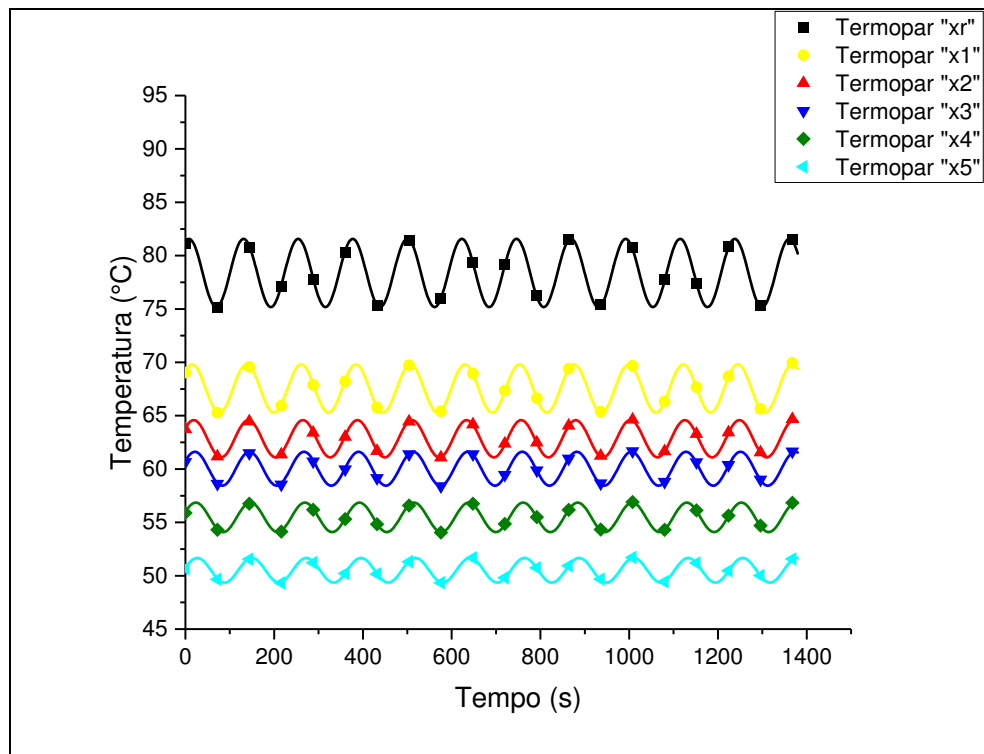
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.15 - Regime periódico permanente: Liga de NiTi (austenita); $\omega = 30,7 \times 10^{-3}$ rad/s.



Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.16 - Regime periódico permanente: liga de NiTi (austenita); $\omega = 51,1 \times 10^{-3}$ rad/s.



Fonte - Aatoria própria (2017)

Da Figura (7.2) até a (7.16), identificam-se $A_i(x)$, amplitude térmica, $\Psi_i(x)$, fase, e $T_m(x)$, temperatura média, através dos perfis de temperatura. Estipula-se $T(x,t)$, $A(x)$ e $\Psi(x)$ a partir das Equações (7.1.a), (7.1.b) e (7.1.c).

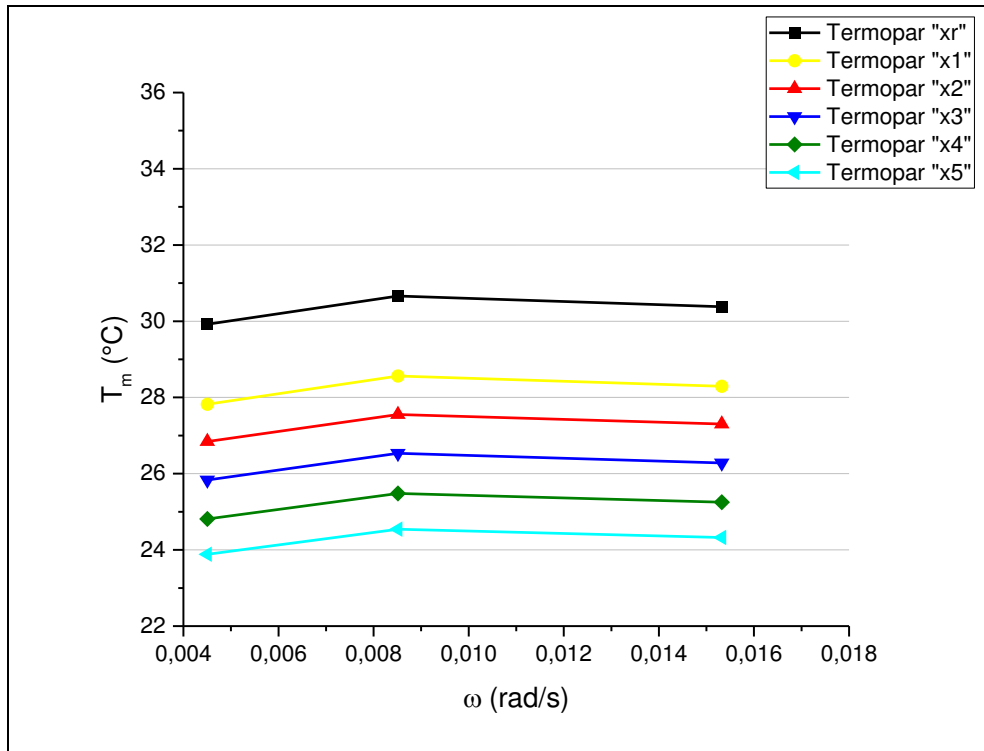
$$T(x, t) = T_m(x) + A_i(x) \text{sen}[\omega t + \Psi_i(x)] \quad (7.1.a)$$

$$A(x) = A_i(x)/A_i(x_r) \quad (7.1.b)$$

$$\Psi(x) = \Psi_i(x) - \varepsilon \quad (7.1.c)$$

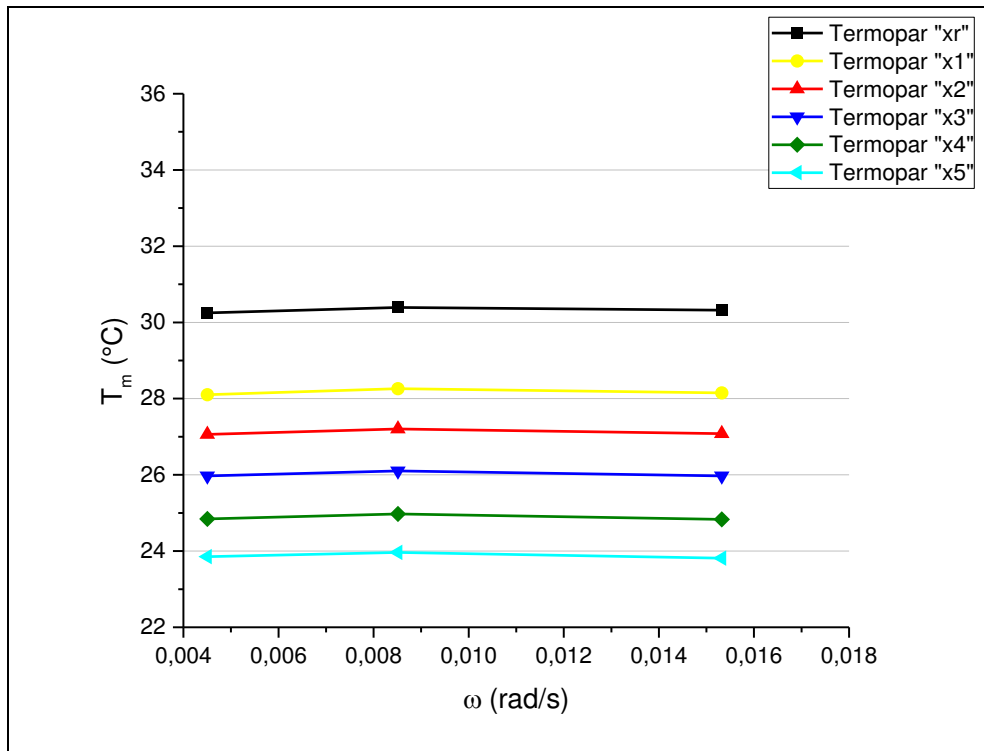
onde ε é a fase, em rad/s, na posição x_r . Os valores de A_i , A , Ψ_i , Ψ para cada experimento encontram-se listados nas tabelas do Apêndice F. Da Figura (7.17) até a (7.21) e da Figura (7.22) até a (7.26) verificam-se, respectivamente, $T_m(x)$ em função da frequência térmica e da posição do termopar. Da Figura (7.27) até a (7.31) e da Figura (7.32) até a (7.36), pode-se verificar, respectivamente, os valores de $A(x)$ e $\Psi(x)$ dos perfis de temperatura captados pelos termopares instalados na amostra.

Figura 7.17 - Temperatura média versus frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).



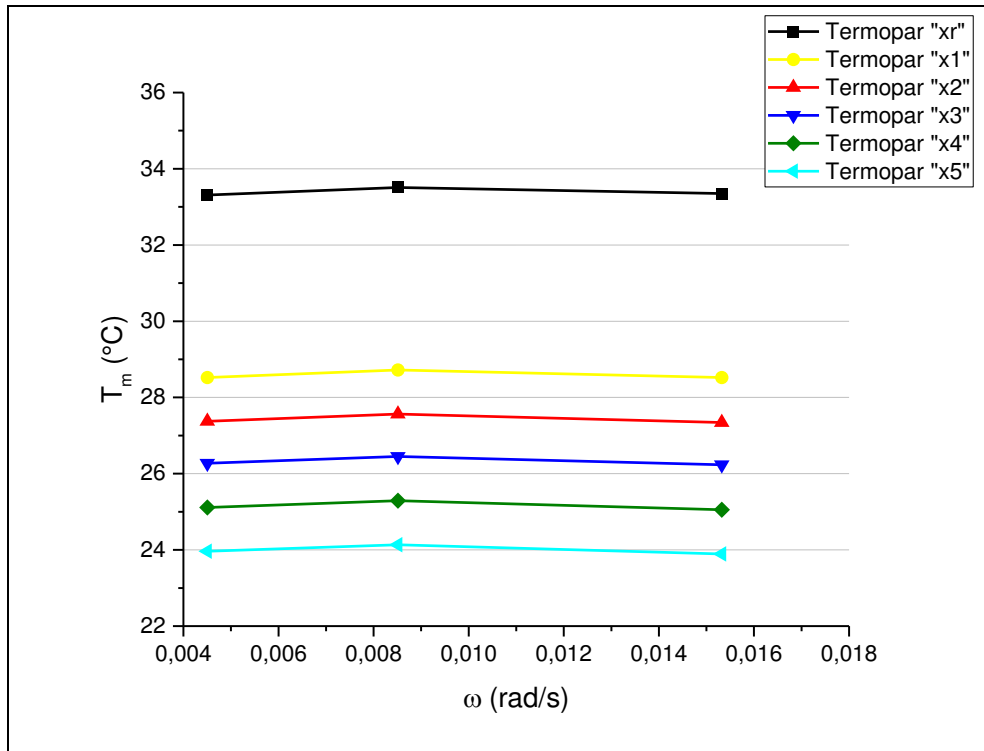
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.18 - Temperatura média versus frequência térmica para o aço inox AISI 304.



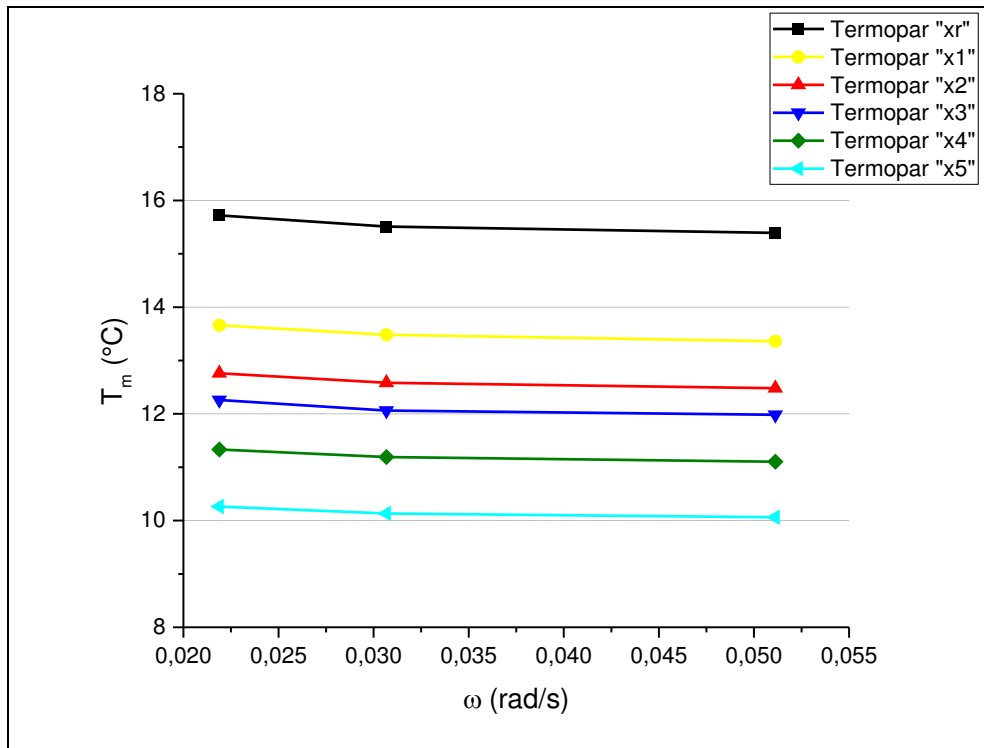
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.19 - Temperatura média versus frequência térmica para o aço inox AISI 316.



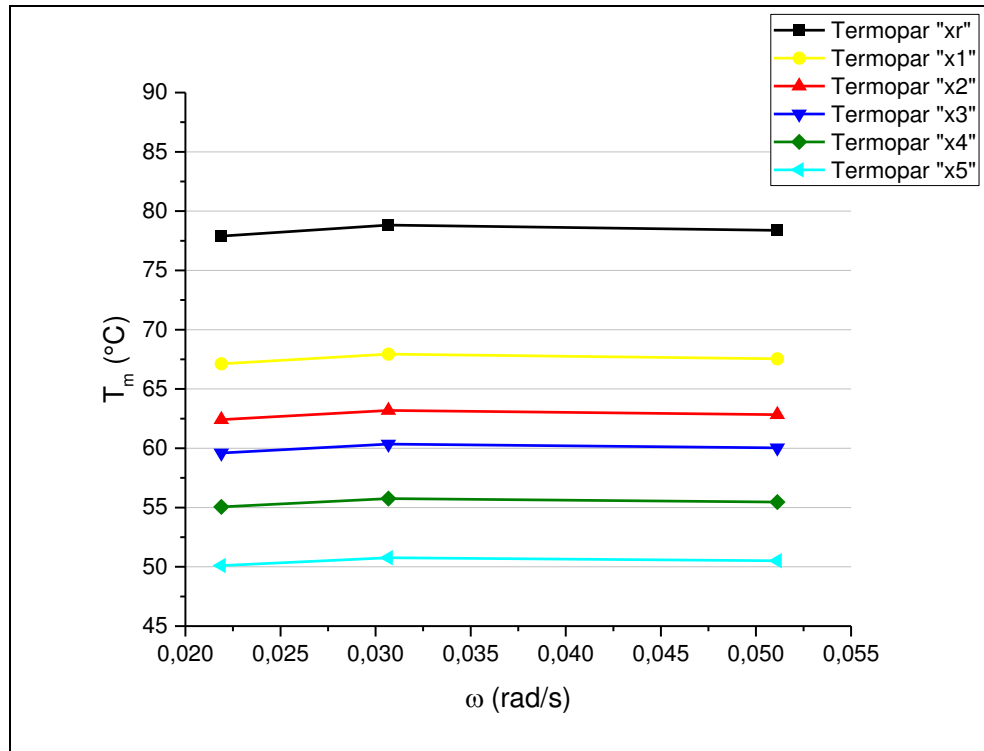
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.20 - Temperatura média versus frequência térmica para a liga de NiTi (fase R).



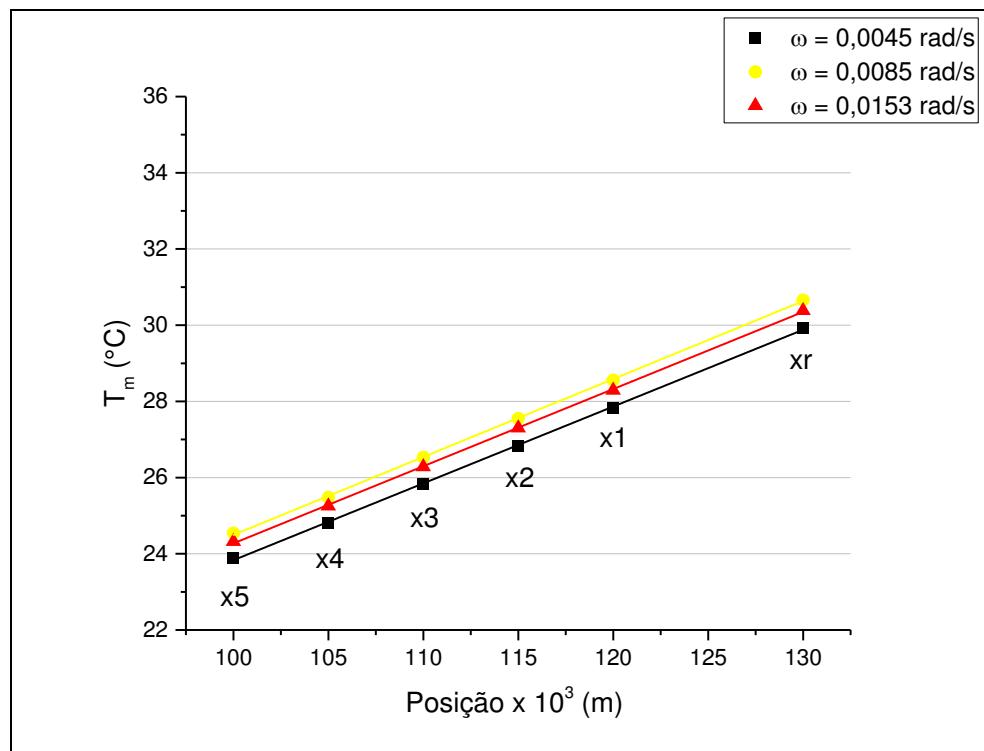
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.21 - Temperatura média versus frequência térmica a liga de NiTi (austenita).



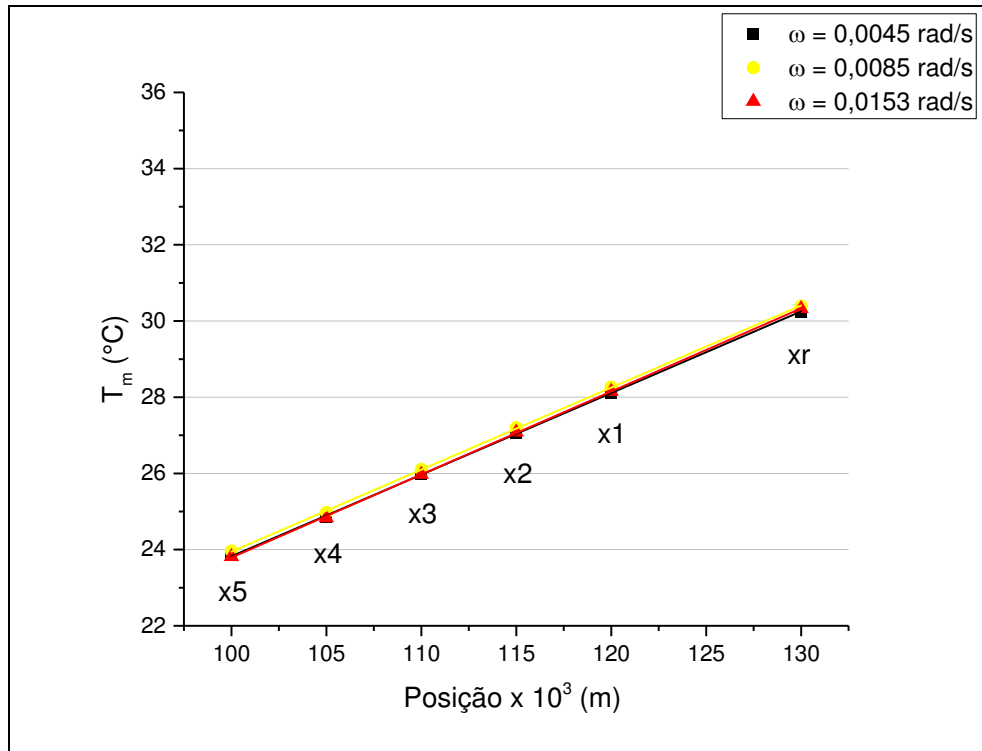
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.22 - Temperatura média versus posição do termopar para o aço inox AISI 304 (vácuo).



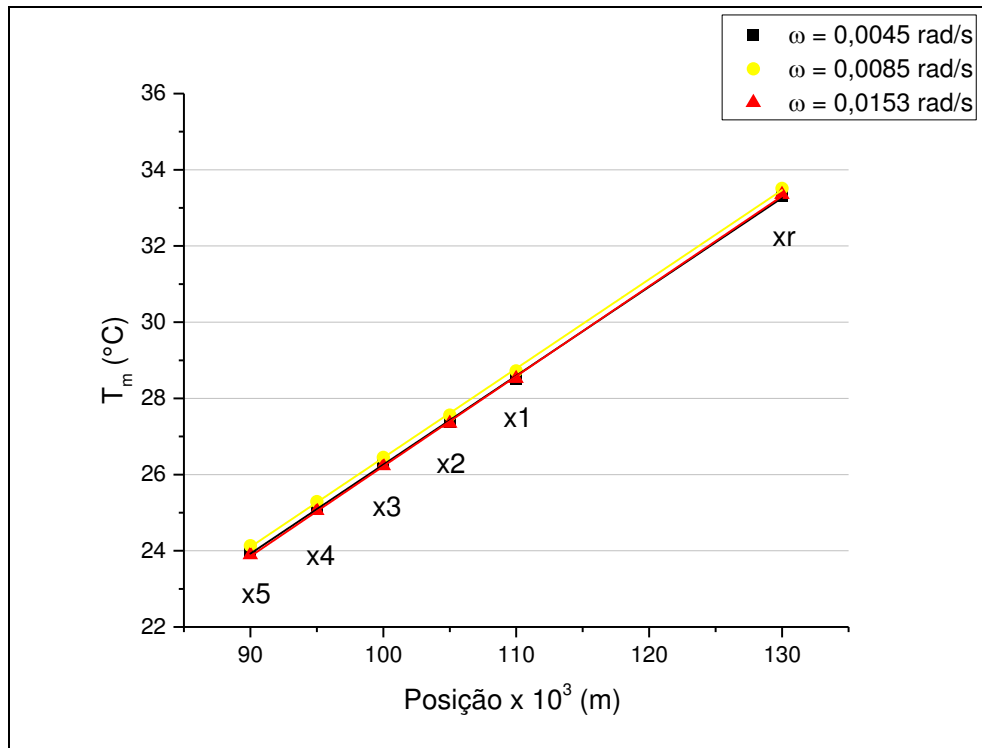
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.23 - Temperatura média versus posição do termopar para o aço inox AISI 304.



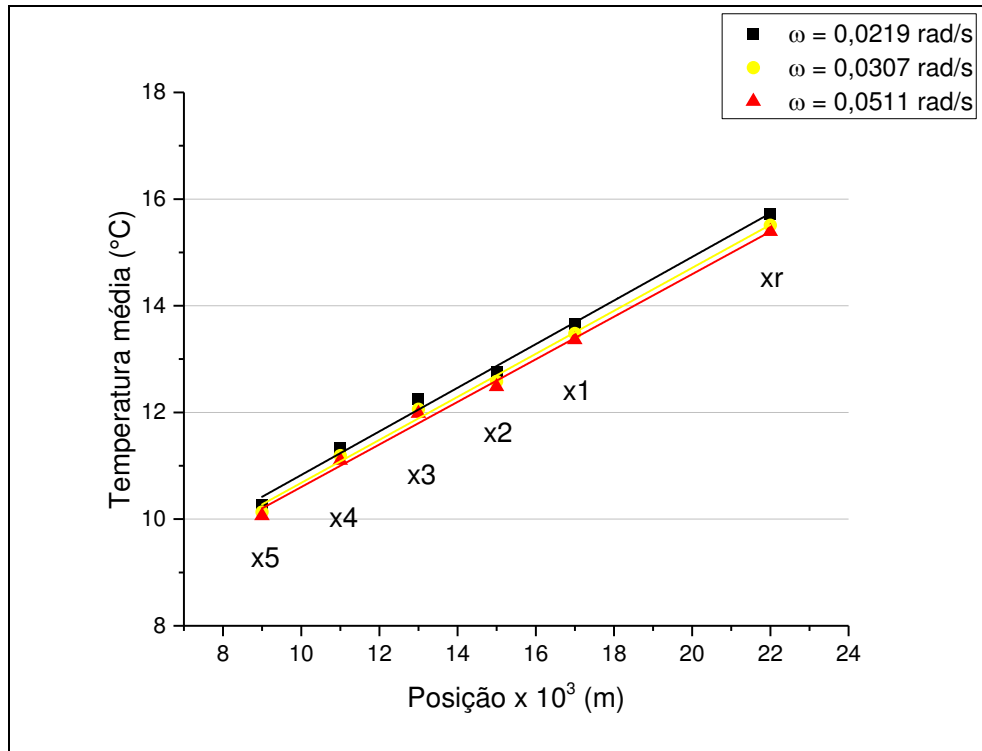
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.24 - Temperatura média versus posição do termopar para o aço inox AISI 316.



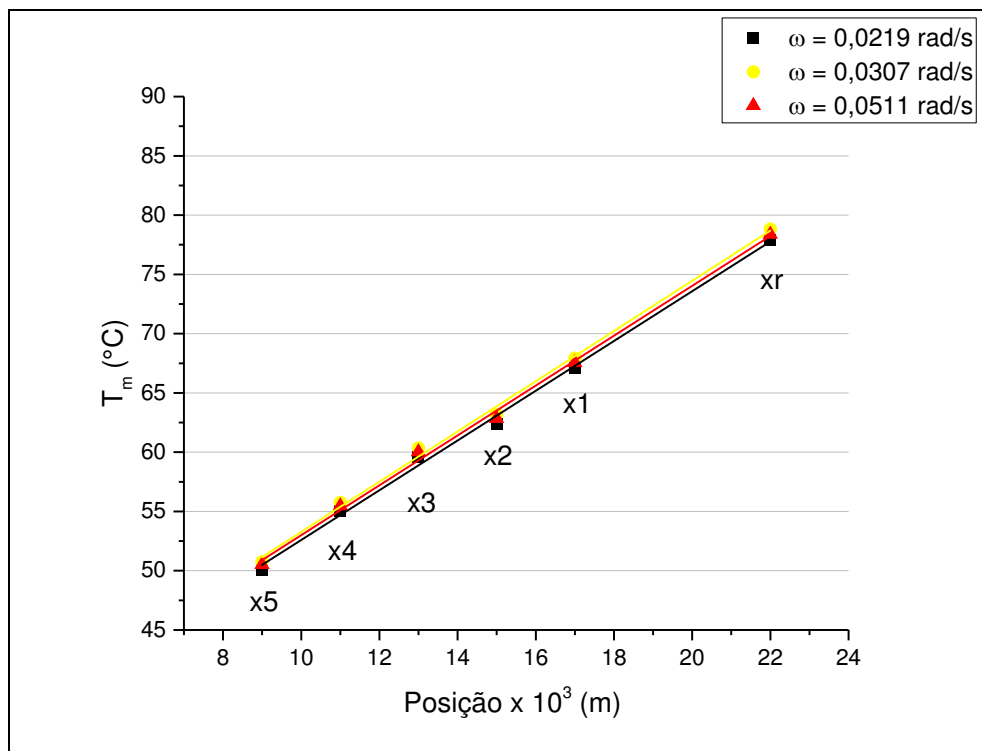
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.25 - Temperatura média versus posição do termopar para a liga de NiTi (fase R).



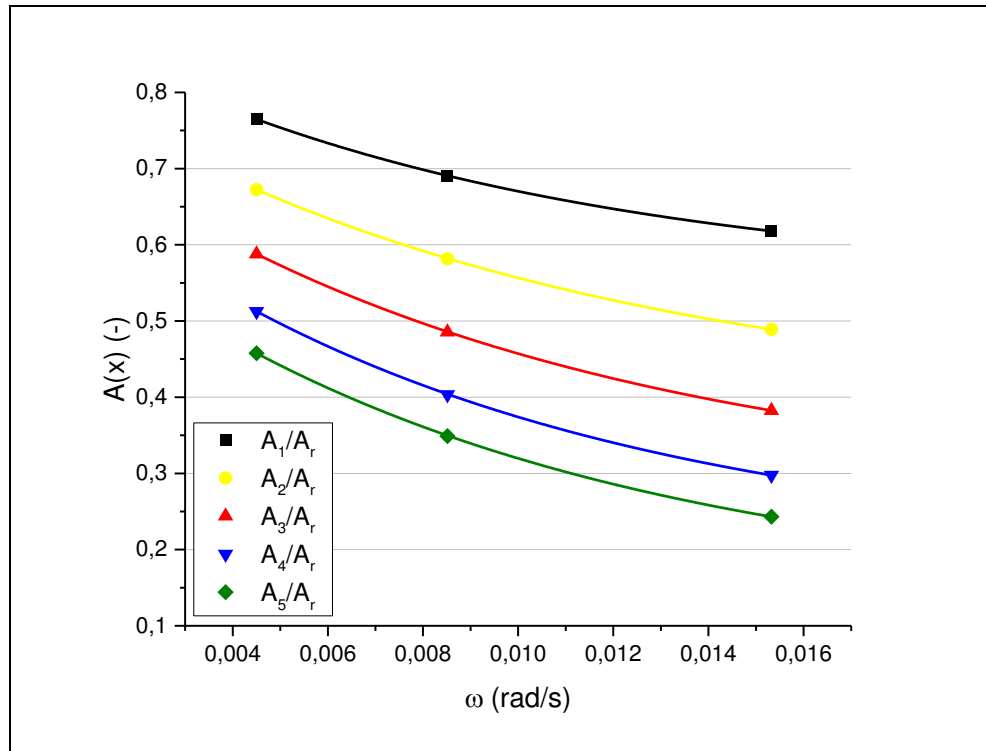
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.26 - Temperatura média versus posição do termopar para a liga de NiTi (austenita).



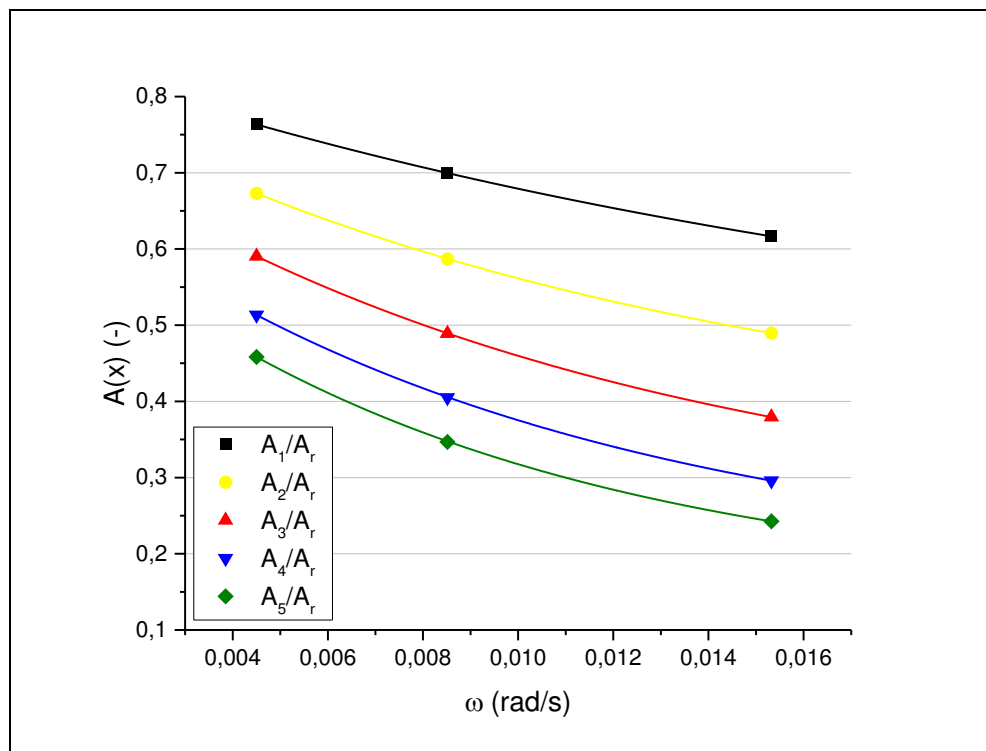
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.27 - Razão de amplitudes *versus* frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).



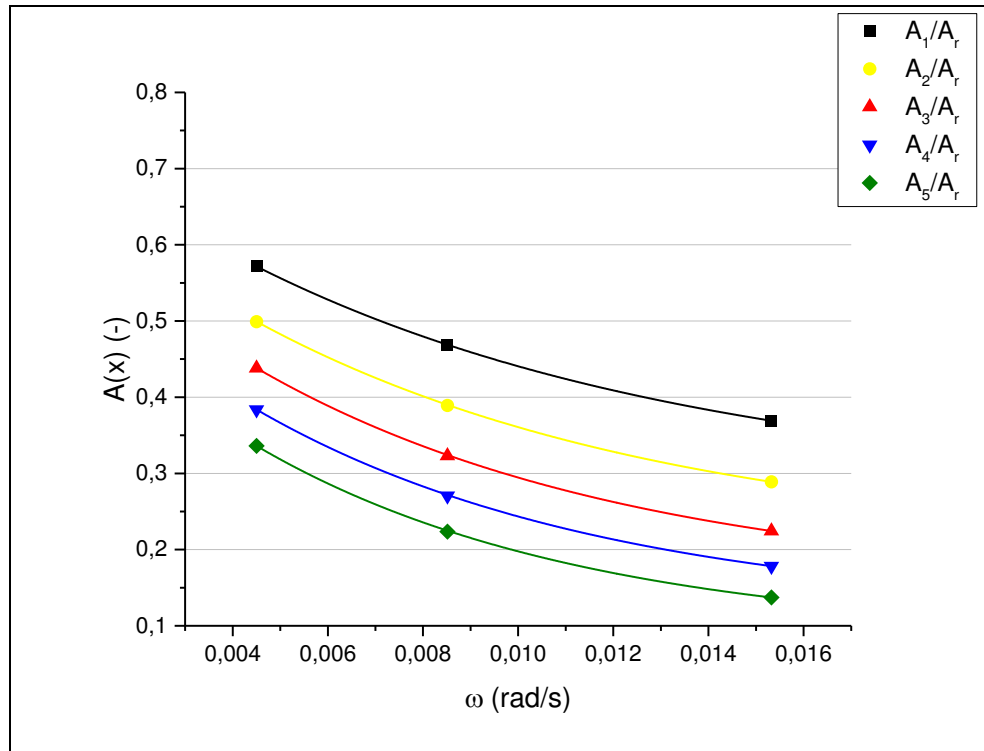
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.28 - Razão de amplitudes *versus* frequência térmica para o aço inox AISI 304.



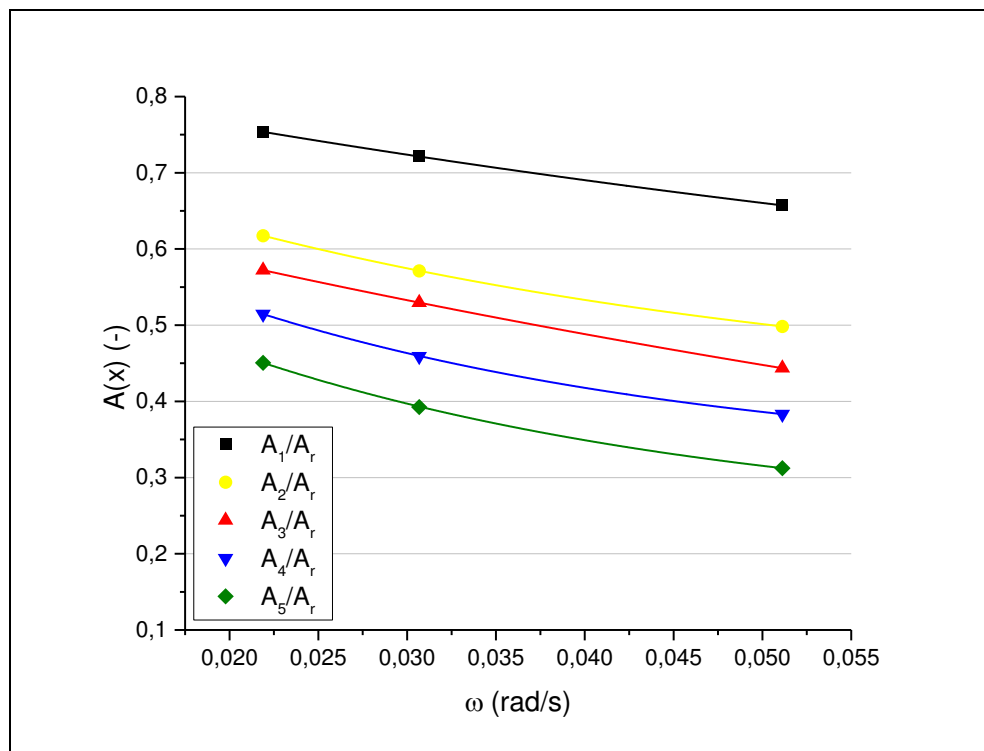
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.29 - Razão de amplitudes *versus* frequência térmica para o aço inox AISI 316.



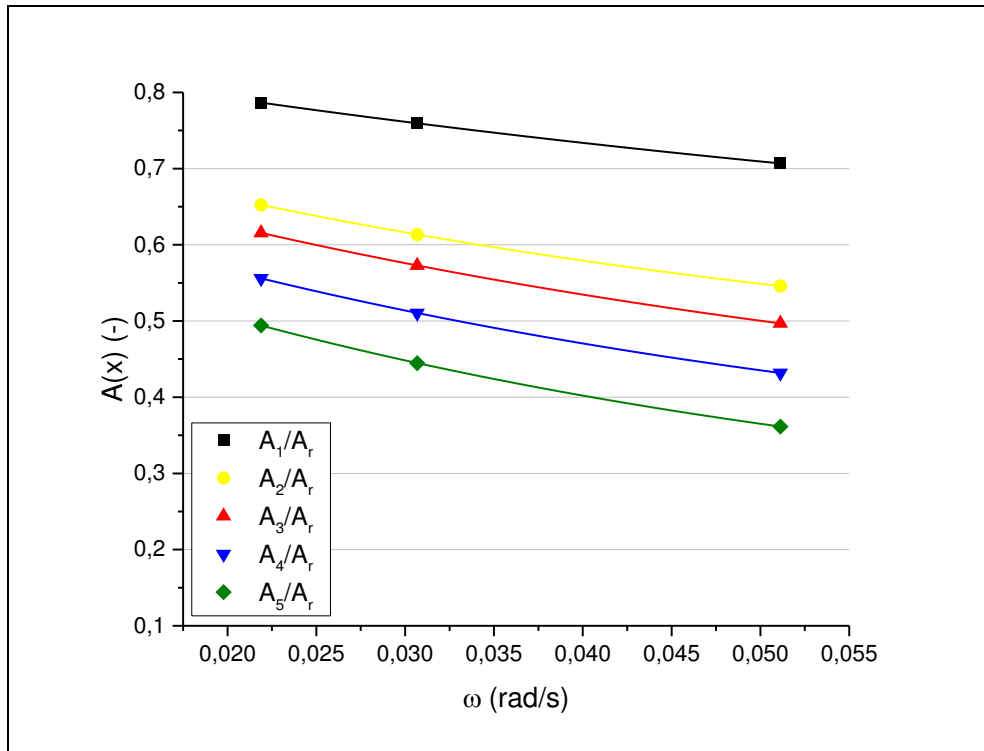
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.30 - Razão de amplitudes *versus* frequência térmica para a LMF de NiTi (fase R).



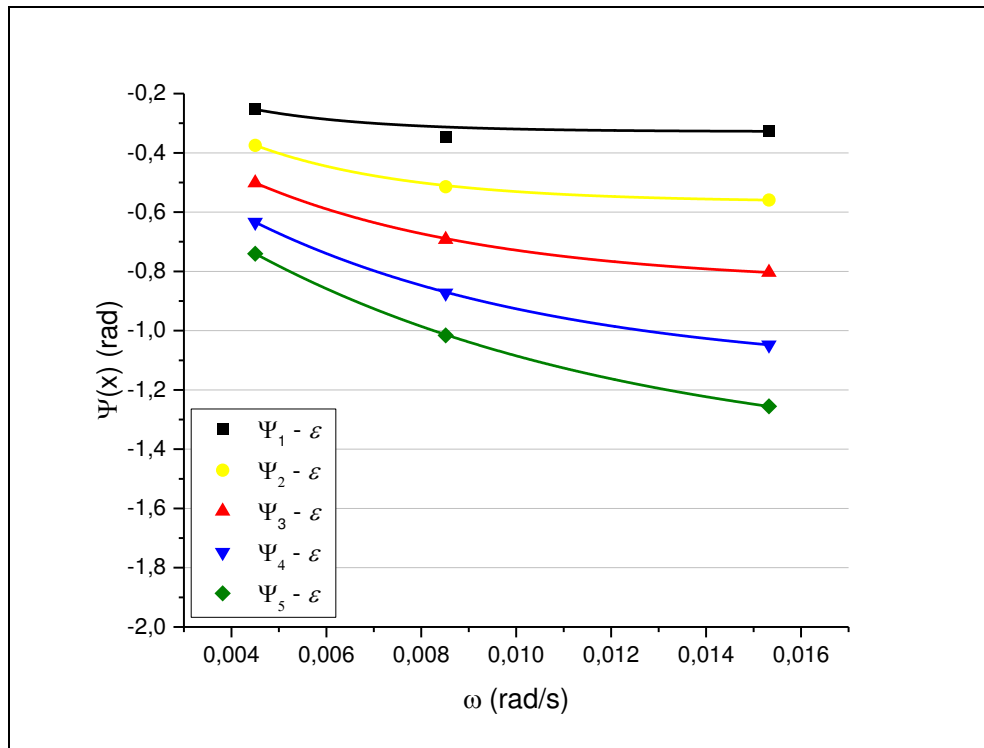
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.31 - Razão de amplitudes *versus* frequência térmica para a LMF de NiTi (austenita).



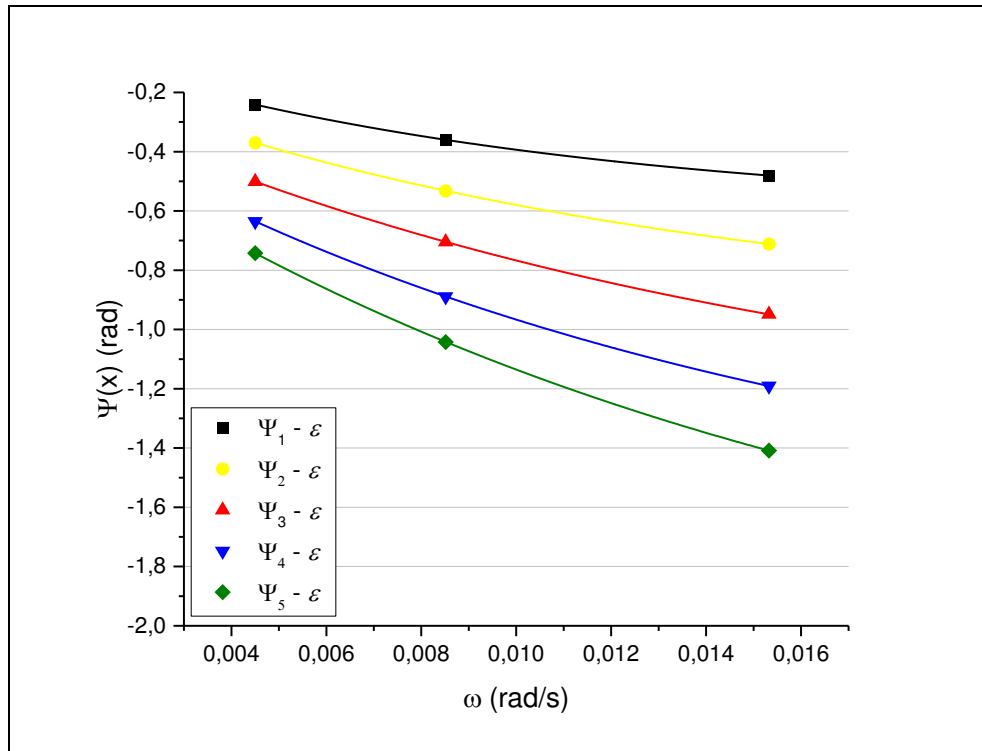
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.32 - Defasagem *versus* frequência térmica para o aço inox AISI 304 (vácuo).



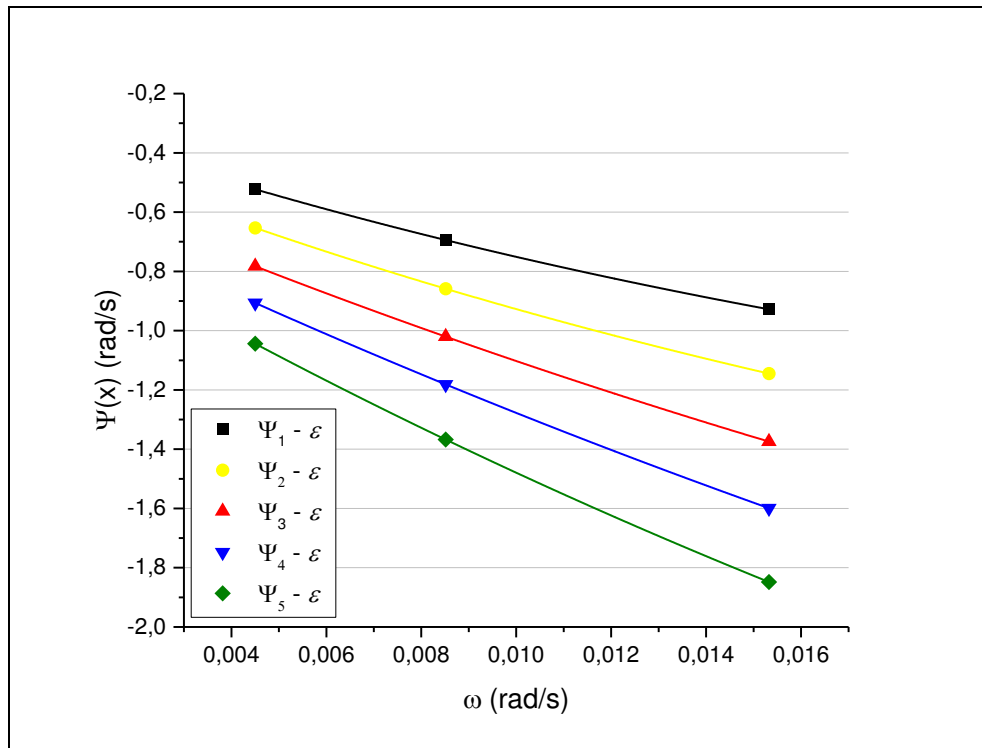
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.33 - Defasagem versus frequência térmica para o aço inox AISI 304.



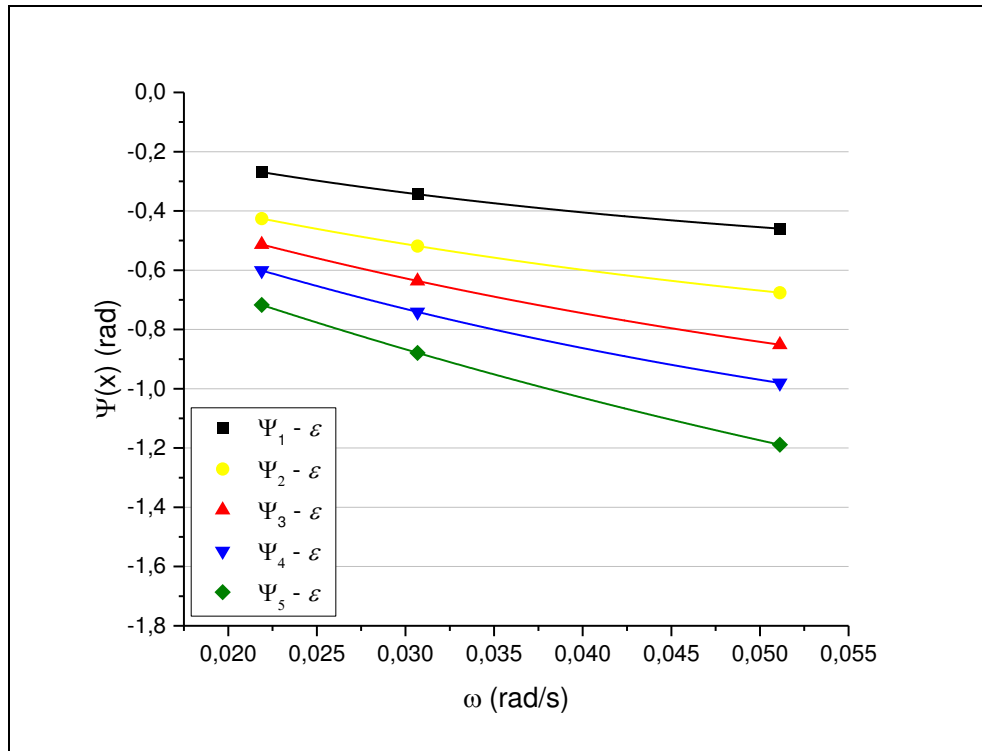
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.34 - Defasagem versus frequência térmica para o aço inox AISI 316.



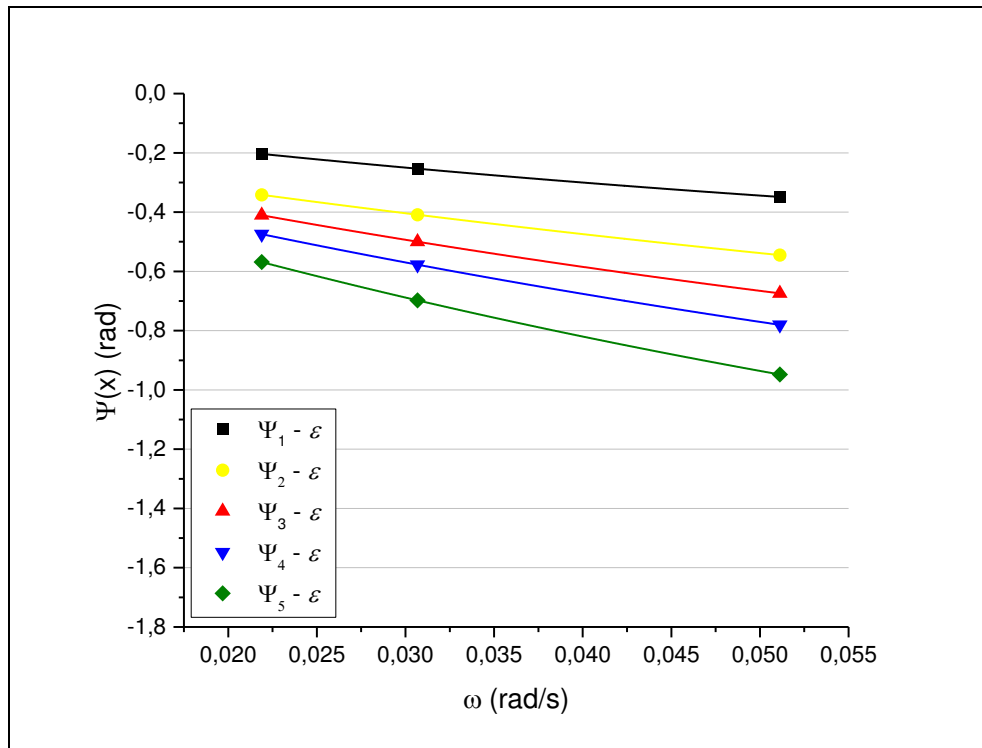
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.35 - Defasagem *versus* frequência térmica para a liga de NiTi (fase R).



Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.36 - Defasagem *versus* frequência térmica para a liga de NiTi (austenita).



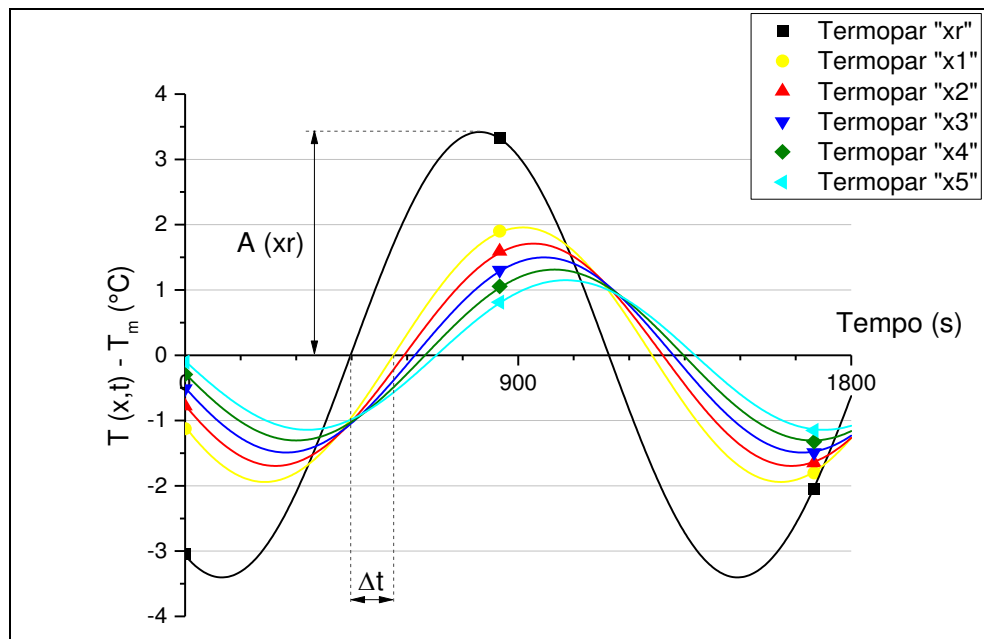
Fonte - Autoria própria (2017)

Com relação aos gráficos de T_m (temperatura média) em função de ω (frequência térmica), mostrados da Figura (7.17) até a Figura (7.21), verifica-se que há pequenas variações nos valores de T_m , para as faixas de ω consideradas neste trabalho. No tocante aos gráficos de T_m *versus* posição, mostrados da Figura (7.22) até a Figura (7.26), verifica-se um comportamento linear crescente de T_m conforme o termopar se distancia da origem, com excelente ajuste de curva. Isto mostra que os valores considerados realmente encontram-se no regime periódico permanente.

Quanto aos gráficos de A (amplitude do modelo) em função de ω , mostrados da Figura (7.27) até a Figura (7.31), verifica-se que os valores de A diminuem de forma exponencial com o aumento de ω . Por sua vez, os gráficos de Ψ (fase do modelo) em função de ω , mostrados da Figura (7.32) até a Figura (7.36), indicam que os valores de Ψ aumentam de maneira exponencial conforme cresce o valor de ω .

Para uma melhor visualização da defasagem entre os perfis de temperatura numa determinada frequência térmica, toma-se como exemplo o caso da amostra de aço inox AISI 316, com $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s, mostrado na Figura (7.8). Foi considerada a mudança de variável: $T'(x,t) = T(x,t) - T_m$. Com o resultado desta mudança de variável, obteve-se o gráfico da Figura (7.37).

Figura 7.37 - Defasagem entre perfis de temperatura no aço inox AISI 316; $\omega = 4,5 \times 10^{-3}$ rad/s.

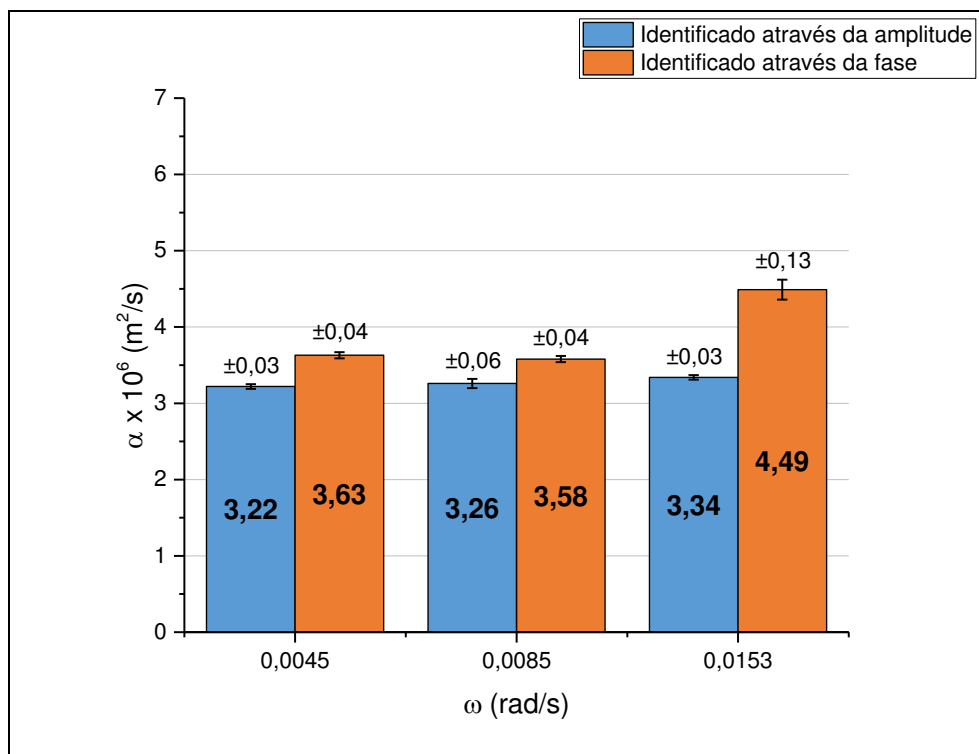


Fonte - Autoria própria (2017)

Mediante realização da mudança de variável, percebe-se claramente, na Figura (7.37), a defasagem entre os sinais captados pelos termopares. A diferença entre o instante que o sinal térmico captado por um determinado termopar intercepta o eixo do tempo e o instante subsequente no qual o sinal térmico captado por outro termopar intercepta o mesmo eixo representa o atraso, em segundos, que o segundo sinal possui em relação ao primeiro. Na Figura (7.37), percebe-se que o atraso do sinal térmico do termopar “x1” em relação ao termopar “xr” é $\Delta t \approx 117$ s.

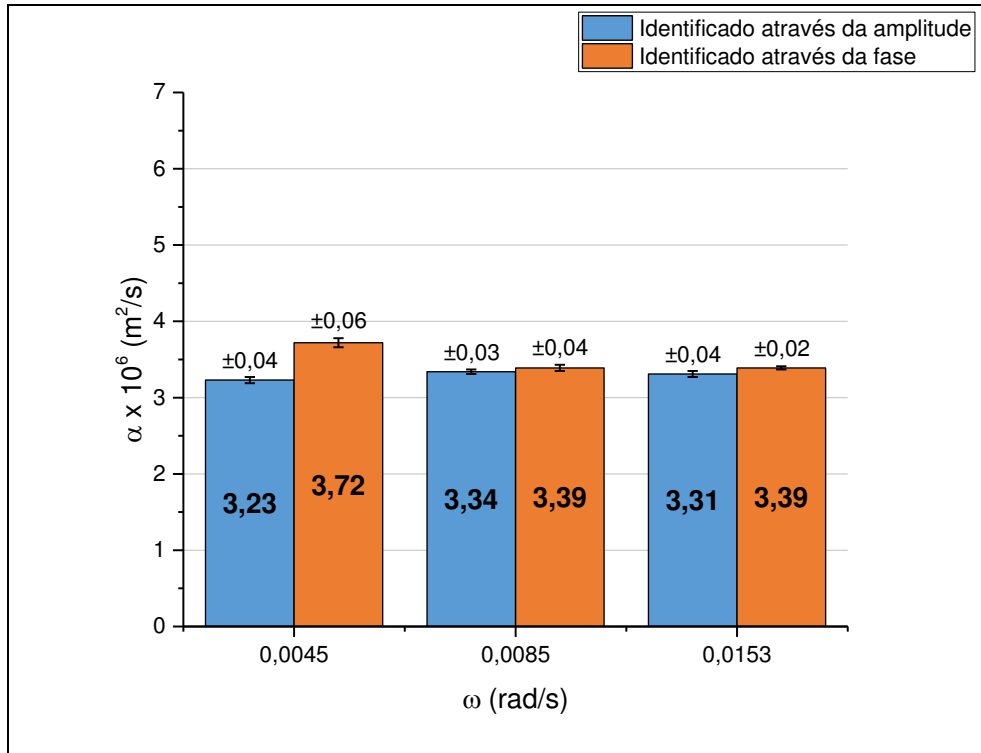
Os valores de A e Ψ de cada experimento, determinados a partir da relação dos perfis de temperatura captados pelos termopares x1 a x5 em relação aos captados pelo termopar xr, foram inseridos em seus respectivos modelos, Equações (4.4) e (4.5). Com isso, para cada experimento, foram identificados 5 valores de α através da Equação (4.4) e 5 valores através da Equação (4.5). A partir destes valores, conforme o *Guide to Expression of Uncertainty in Measurement*, do BIPM (2008), foi obtido o valor médio de α e a incerteza-padrão $\mu(\alpha)$. Nos gráficos das Figura (7.38) até a Figura (7.42) têm-se os valores médios de α identificados para cada material em função de ω , assim como as incertezas-padrão, na parte superior de cada barra.

Figura 7.38 - Difusividade térmica do aço inox AISI 304 (vácuo).



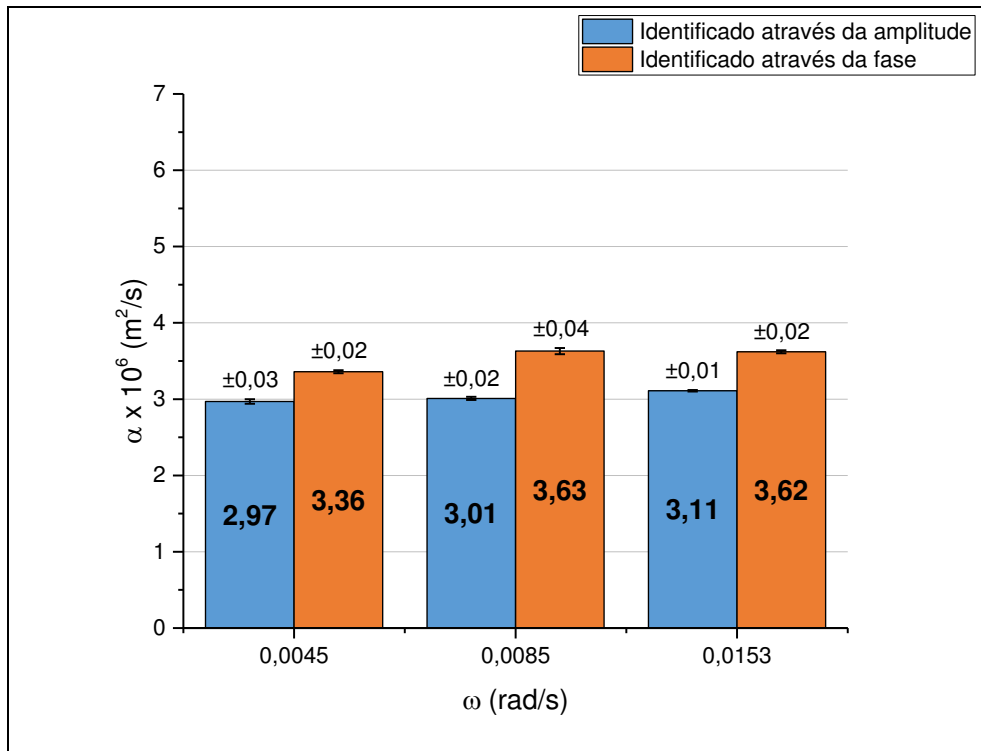
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.39 - Difusividade térmica do aço inox AISI 304.



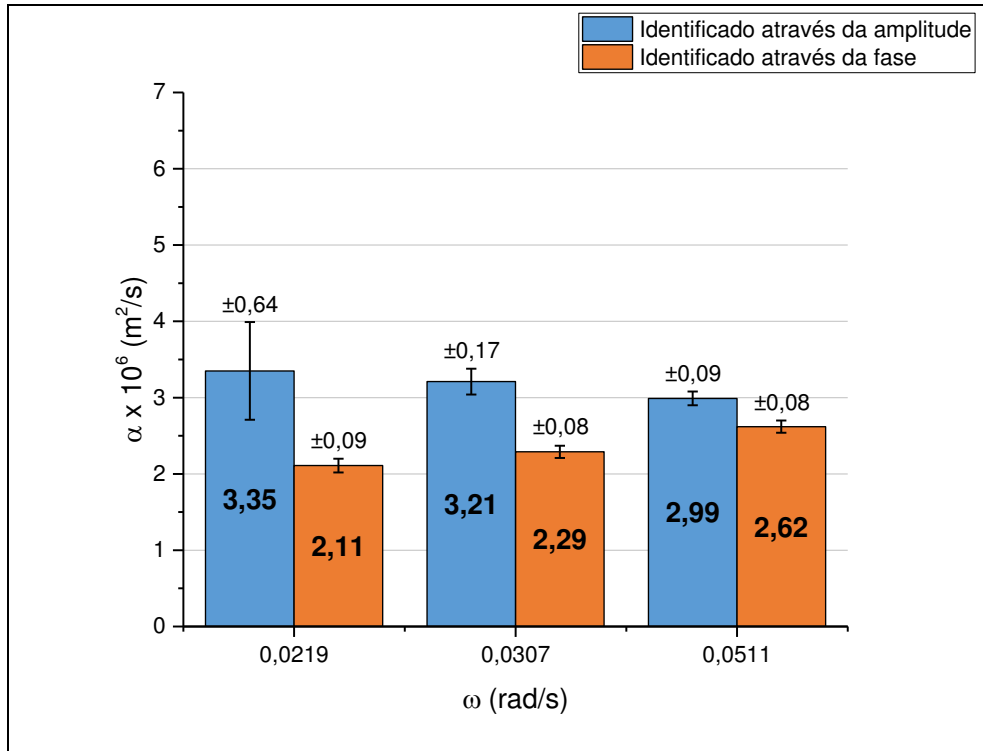
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.40 - Difusividade térmica do aço inox AISI 316.



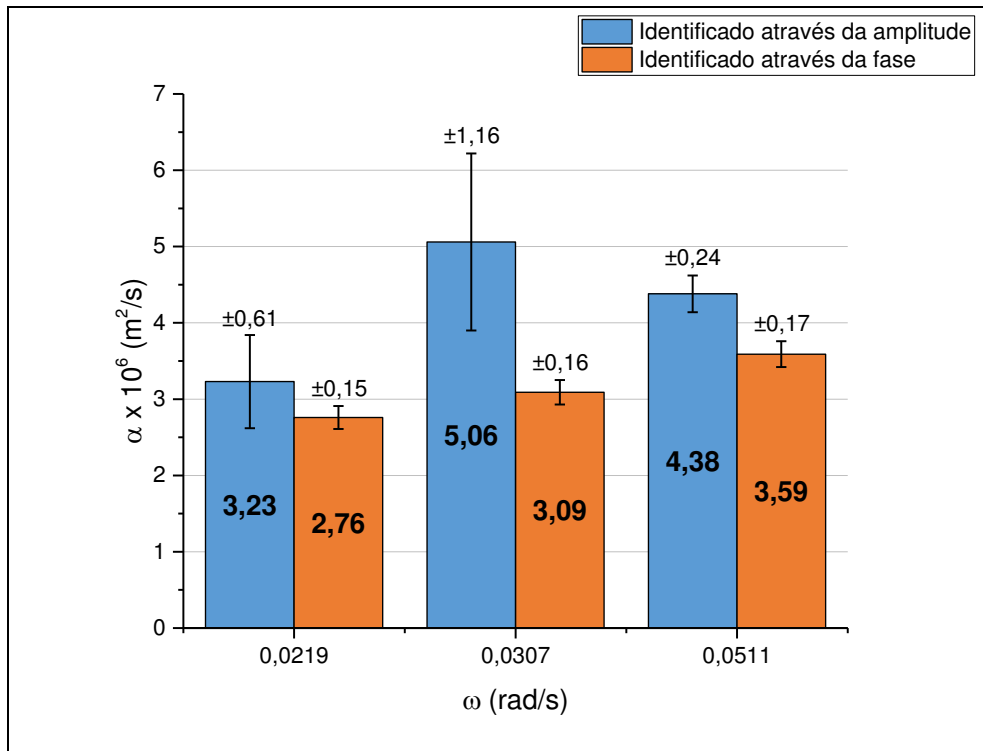
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.41 - Difusividade térmica da LMF de NiTi (fase R).



Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.42 - Difusividade térmica da LMF de NiTi (Austenita).



Fonte - Autoria própria (2017)

Nas Figuras (7.38) e (7.39) tem-se os valores médios de α para o aço inox AISI 304, com a utilização de vácuo e isolante térmico na câmara da amostra, respectivamente. Observa-se que o valor médio das incertezas-padrão é maior para o caso do vácuo. Além disso, ao comparar os gráficos dos dois casos de T_m versus ω , Figuras (7.17) e (7.18), T_m versus posição, Figuras (7.22) e (7.23), A versus ω , Figuras (7.27) e (7.28), e Ψ versus ω , Figuras (7.32) e (7.33), percebe-se que há um melhor ajuste das curvas aos pontos experimentais dos resultados encontrados quando do uso de isolante térmico. Desta maneira, constata-se que o isolante térmico é mais eficiente que o vácuo nas condições em que os experimentos foram realizados. A partir desta constatação, os experimentos nos demais materiais (aço inox AISI 316 e liga de NiTi nas fases R e austenítica) foram executados apenas com o uso de isolante térmico na câmara da amostra.

É importante salientar que a condição de fluxo de calor unidimensional foi confirmada categoricamente em todos os experimentos realizados, mediante comparação das temperaturas registradas pelos termopares “titulares” e “reservas”, nas posições x_r , x_1 a x_5 (termopares titulares) e x_r^* , x_1^* a x_5^* . Este estudo comparativo pode ser visto no Apêndice G.

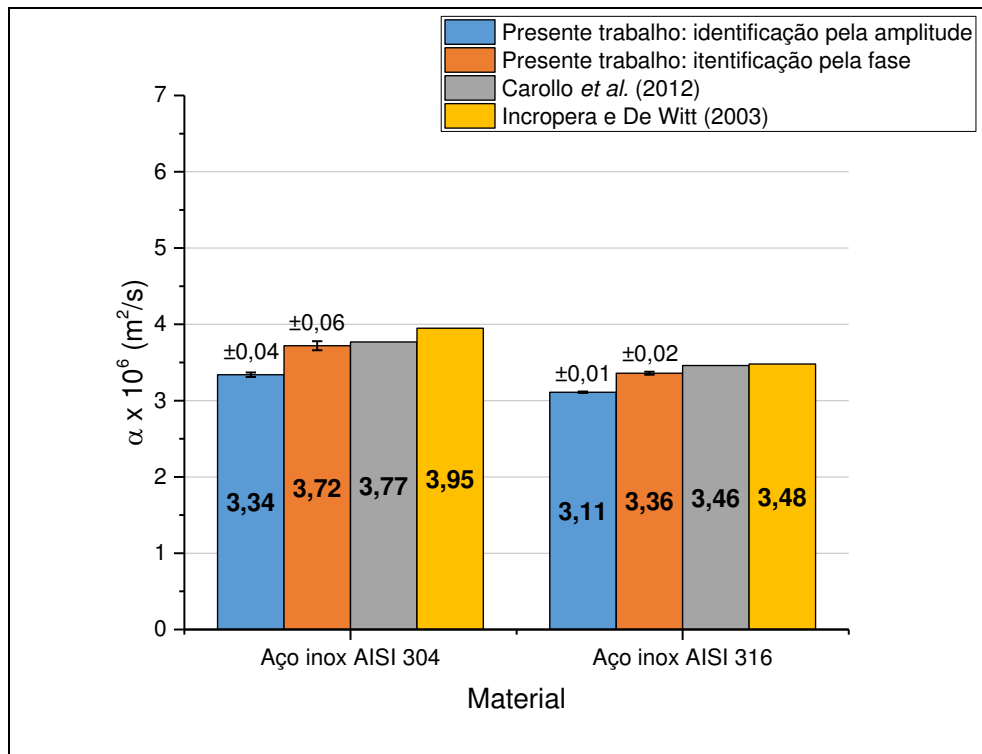
A Figura (7.40) apresenta os valores médios de α identificados o aço inox AISI 316. As Figuras (7.41) e (7.42) mostram os valores médios de α obtidos para a liga de NiTi, nas fases R e austenítica, respectivamente. Dentre os valores médios de α identificados nos aços inox AISI 304 e AISI 316, através da amplitude ou da fase, selecionou-se aqueles que mais se aproximaram dos valores de Carollo *et al.* (2012). Desta maneira, foram realizados estudos comparativos, que podem ser visualizados na Tabela (7.1) e na Figura (7.43).

Tabela 7.1 - Comparação de valores de difusividade térmica dos aços inox AISI 304 e AISI 316.

Material	$[\alpha_A \pm \mu(\alpha)]$	$[\alpha_\Psi \pm \mu(\alpha)]$	$\alpha \times 10^6$ (m ² /s)		
	$\times 10^6$ (m ² /s)	$\times 10^6$ (m ² /s)	Carollo <i>et al.</i> (2012)	σ_A (%)	σ_Ψ (%)
Aço inox 304	$3,34 \pm 0,03$	$3,72 \pm 0,06$	3,77	-11,41	-1,33
Aço inox 316	$3,11 \pm 0,01$	$3,36 \pm 0,02$	3,46	-10,12	-2,89

Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.43 - Comparação de valores de difusividade térmica dos aços inox AISI 304 e AISI 316.



Fonte - Autoria própria (2017)

De acordo com a Tabela (7.1), pode-se afirmar que os valores médios de α do presente trabalho, para os aços inox AISI 304 e AISI 316 apresentam desvios menores que 5% quando comparados aos obtidos por Carollo *et al.* (2012). A Figura (7.43) traz uma comparação gráfica, da qual pode-se afirmar que os valores médios de α deste trabalho, acrescidos de um desvio médio, encontram-se dentro de uma faixa aceitável de incerteza ao serem comparados aos disponíveis em Carollo *et al.* (2012) e Incropera e De Witt (2003).

Dentre os valores de α obtidos para a liga de NiTi nas fases R e austenítica, identificados tanto através da amplitude quanto através da fase, selecionou-se aqueles que possuiu menor desvio em relação aos valores disponíveis em Faulkner *et al.* (2000). Estes valores encontram-se na Tabela (7.2) e na Figura (7.44).

Dos valores de α apresentados na Tabela (2) e na Figura (7.44), aqueles que apresentaram menor desvio médio em relação à Faulkner *et al.* (2000), tanto para a fase R quanto para a austenita, foram identificados através da amplitude, a uma frequência térmica de $51,1 \times 10^{-3}$ rad/s.

Reproduzindo a tendência observada por Rudajevova (2008, 2010), a difusividade térmica média da fase austenítica da liga de NiTi é cerca de 40% superior a da fase R (variante martensítica) de acordo com os resultados aqui encontrados.

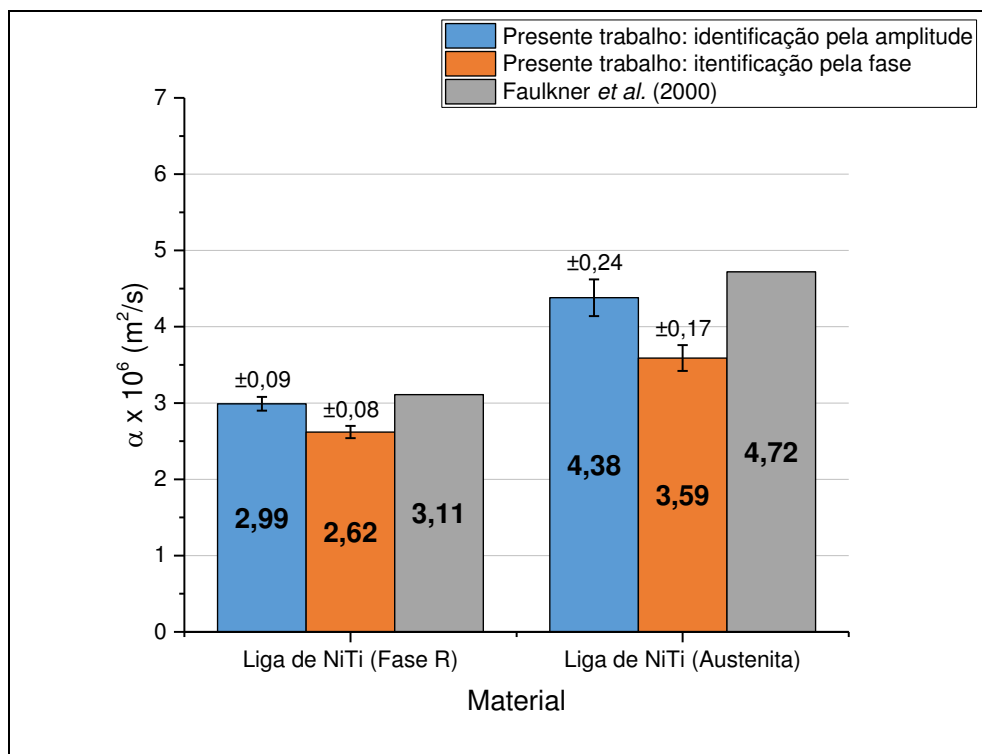
Pode-se afirmar ainda que os valores médios de α identificados nesta pesquisa para a liga de NiTi, nas fases R e austenítica, encontram-se dentro de uma faixa aceitável de incerteza ao serem comparados com os disponíveis em Faulkner et al. (2000).

Tabela 7.2 - Comparação de valores de difusividade térmica da liga de NiTi.

Material	$[\alpha_A \pm \mu(\alpha)]$	$[\alpha_\psi \pm \mu(\alpha)]$	$\alpha \times 10^6 \text{ (m}^2\text{/s)}$		
	$\times 10^6 \text{ (m}^2\text{/s)}$	$\times 10^6 \text{ (m}^2\text{/s)}$	Faulkner <i>et al.</i> (2012)	σ_A (%)	σ_ψ (%)
NiTi (fase R)	$2,99 \pm 0,09$	$2,62 \pm 0,08$	3,11	-3,85	-15,76
NiTi (austenita)	$4,38 \pm 0,24$	$3,59 \pm 0,17$	4,72	-7,20	-23,94

Fonte - Autoria própria (2017)

Figura 7.44 - Comparação de valores de difusividade térmica da LMF nas fases R e austenítica

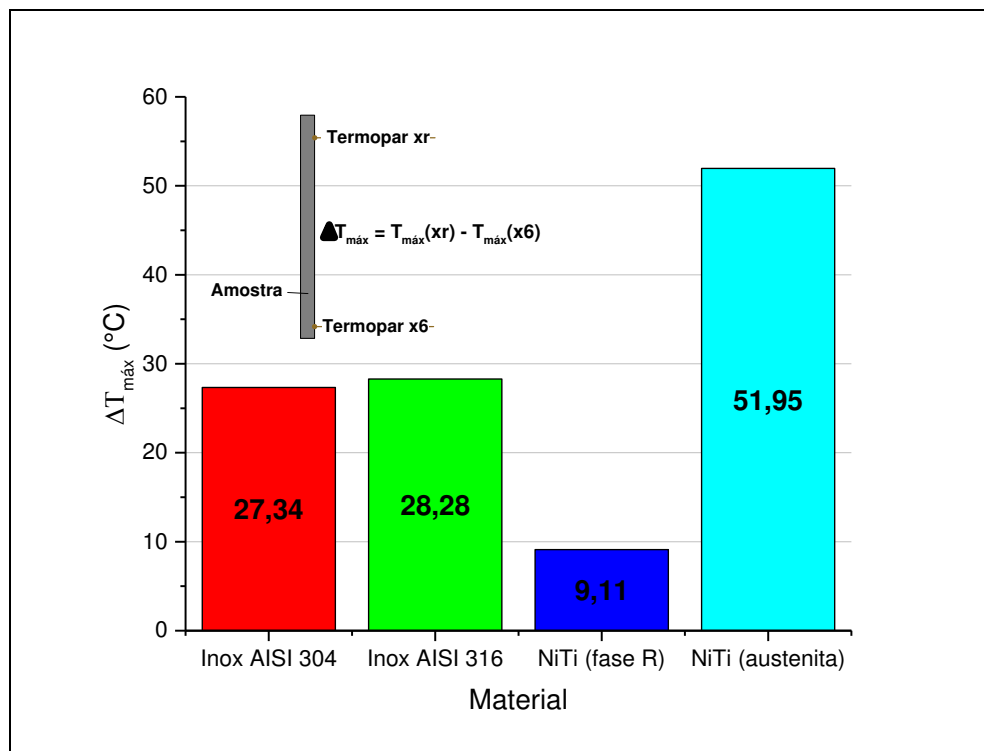


Fonte - Autoria própria (2017)

A difusividade térmica trata-se de uma propriedade termofísica que depende da temperatura do material. No entanto, pode-se desprezar a variação de α para pequenas variações de temperatura. A Figura (7.45) mostra a máxima variação de temperatura obtida em cada material, a partir das medidas realizadas pelos termopares “xr” e “x6”.

Por meio dos valores de $\Delta T_{\text{máx}}$ (máxima variação de temperatura) em cada amostra, apresentados na Figura (7.45), pode-se considerar desprezível a variação da difusividade térmica com o aumento da temperatura, haja visto que os valores de máxima variação de temperatura ocorrida em cada amostra são pequenos. Outrossim, da Figura (7.44), pode-se afirmar que α varia conforme a estrutura interna do material, haja visto a diferença considerável entre os valores de α identificados para as duas fases apresentadas pela liga de NiTi, as quais possuem mesma composição química, porém estruturas internas distintas.

Figura 7.45 - Máxima variação de temperatura em cada amostra.



Fonte - Autoria própria (2017)

CAPÍTULO 8

CONCLUSÕES

Este trabalho destinou-se à identificação da difusividade térmica do aço inox AISI 304, do aço inox AISI 316 e de uma LMF de NiTi, utilizando um campo de temperatura periódico. Para viabilizar tal estudo, utilizou-se um método baseado na técnica de Angstrom, na qual faz-se o uso de um fluxo de calor periódico na amostra, ocasionando nesta um campo de temperatura periódico. Um dispositivo experimental foi desenvolvido para suportar este método.

Pode-se afirmar que este trabalho teve como diferencial a utilização de um método de aquecimento periódico [baseado na técnica de Angstrom] para identificação da difusividade de fases distintas de uma LMF. Na grande maioria dos trabalhos sobre propriedades termofísicas envolvendo este tipo de material utiliza-se o método flash para determinação da difusividade térmica em função da temperatura.

Os parâmetros A (razão de amplitudes) e Ψ (defasagem) entre os perfis de temperatura medidos pelos termopares, quando determinados, foram inseridos em seus respectivos modelos matemáticos propiciando desta forma a identificação da difusividade térmica dos materiais em questão.

Os resultados obtidos, quando confrontados à literatura, podem ser considerados de boa precisão, tendo em vista que as diferenças percentuais ficaram abaixo de 10%. Este patamar de precisão obtido corrobora com a hipótese de fluxo de calor unidimensional, adotada para resolução do modelo matemático deste trabalho.

Para o caso específico da amostra de LMF de NiTi, quando os valores identificados de α das fases R (variante martensítica) e austenítica foram comparados entre si, constatou-se, da mesma forma que Rudajevova (2008, 2010), que o α da fase austenítica é cerca de 40% maior que o da fase com estrutura martensítica. Isto, segundo Rudajevova (2008, 2010), deve-se ao fato do caminho livre médio entre os elétrons e os phonons, ser bem maior na fase austenítica. Ou seja, a resistividade elétrica da austenita é muito menor que a da estrutura martensítica.

Uma limitação deste trabalho encontra-se no fato do dispositivo experimental não ser capaz de realizar experimentos em fases distintas de ligas de memória de forma cujas temperaturas de final de transformação martensítica sejam menores que $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$, pelo fato deste valor de temperatura tratar-se do limite inferior de temperatura do banho termorregulador.

Como sugestões para trabalhos futuros, lista-se:

- a) Determinar a condutividade térmica utilizando o mesmo dispositivo experimental e/ou através do DSC (neste caso identifica-se o c_p e, através da definição da α , identifica-se o valor de k).
- b) Identificar a difusividade térmica [utilizando um campo de temperatura periódico] de ligas de memória de forma produzidas no LaMMEA cujas temperaturas de transformação de fase estejam dentro da faixa de trabalho do dispositivo experimental.
- c) Identificar a difusividade térmica [utilizando um campo de temperatura periódico] de polímeros.
- d) Submeter as amostras deste trabalho aos outros métodos de determinação de propriedade termofísicas, como o método flash, e comparar os resultados aos obtidos na presente pesquisa.

REFERÊNCIAS

BARBARINO, S.; FLORES, E. I. S.; AJAJ, R. M.; DAYYANI, I.; FRISWELL, M. I. **A review on shape Memory alloys with applications to morphing aircraft.** Smart Materials and Structures, v. 23, 2014.

BEZERRA FILHO, C. R. **Etude des resistances thermiques de contact en regime periodique.** Tese de Doutorado - Lyon: L'Institut National des Sciences Appliquees de Lyon, 1998.

BEZERRA FILHO, C. R.; LIMA E SILVA, S. M. M.; LAURENT, M.; RAYNAUD, M. **Determinação da difusividade térmica utilizando um sinal periódico.** In: 15TH BRAZILIAN CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING. Águas de Lindóia-PR: 1999.

BORGES, V. L.; LIMA E SILVA, S. M. M.; GUIMARÃES, G. **A dynamic thermal identification method applied to conductor and nonconductor materials.** Inverse Problems in Science and Engineering, v. 14, n. 6, 2006.

BORGES, V. L. **Desenvolvimento do Método de aquecimento plano parcial para determinação simultânea de propriedades térmicas sem o uso de transdutores de fluxo de calor.** Tese de Doutorado - Uberlândia-MG: Universidade Federal de Uberlândia, 2008.

BUREAU INTERNATIONAL DES POIDS ET MEASURES (BIPM). **Evaluation of measurement data - Guide to expression of uncertainty in measurement.** JCGM 100:2008, GUM 1995 with minor corrections. 1. ed., 2008.

CAROLLO, L. F. S.; LIMA E SILVA, A. L. F.; LIMA E SILVA, S. M. M. **Applying different heat flux intensities to simultaneously estimate the thermal properties of metallic materials.** Measurement Science and Technology, n. 23, 2012.

CAROLLO, L. F. S.; LIMA E SILVA, A. L. F.; LIMA E SILVA, S. M. M. **Applying different heat flux intensities to estimate temperature-dependent thermal properties of metals.** In: 23RD ABCM INTERNATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING. Rio de Janeiro: 2015.

CARSLAW, H. S.; JAEGER, J. C. **Conduction of heat in solids.** 2. ed. Oxford: Clarendon press, 1959.

CHIRDON, W. M.; PATIL, A. P. **An oscillating boundary temperature method for the determination of transient thermal conductivity and internal generation with a comparison to a transient hot-wire method.** International Journal of Thermophysics, v. 32, 2011.

DE ARAÚJO, C. J.; GOMES, A. A. C.; SILVA, J. A.; CAVALCANTI, A. J. T.; REIS, R. P. B.; GONZALEZ, C. H. **Fabrication of shape memory alloys using the plasma skull push-pull process.** Journal of materials processing technology, v. 209, 2009.

DE ARAÚJO, C. J.; DA SILVA, N. J.; DA SILVA, M. M.; GONZALEZ, C. H. **A comparative of Ni-Ti and NiTi-Cu shape memory alloy processed by plasma melting and injection molding.** Materials and Design, v. 32, 2011.

FAULKNER, M. G.; AMALRAJ, J. J.; BHATTACHARYYA, A. **Experimental determination of thermal end electrical properties of Ni-Ti shape memory wires.** Smart Materials and Structures, v. 9, 2000.

GONZALEZ, C. H.; QUADROS, N. F.; DE ARAÚJO, C. J.; GUÉNIN, G.; MORIN, M. **Propriedades eletro-termomecânicas de ligas monocristalinas com memória de forma a base de cobre.** Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica, v. 11, n. 1, 2007.

GRAVENA, D. A.; CAROLLO, L. F. S.; LIMA E SILVA, S. M. M. **Caracterização térmica de polímeros utilizando o método do fio-quente.** In: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA. Campina Grande-PB: 2010

HAJI-SHEIKH, A; HONG, Y. S.; YOU, S. M.; BECK, J. V. **Sensitivity analysis for thermophysical property measurements using the periodic methods.** Journal of Heat Transfer, v. 120, 1998.

INCROPERA, F. P.; DE WITT, D. P. **Fundamentos de Transferência de Calor e Massa.** 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003.

JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. **A review of shape memory alloy research, applications and opportunities.** Materials and Design, v. 56, 2014.

KAKAÇ, S.; YENER, Y. **Heat Conduction.** 3. ed. Washington, DC: Taylor & Francis, 1993.

KREYSZIG, E.; KREYSZIG, H.; NORMINTON, E. J. **Advanced Engineering Mathematics**. 10. ed. New York: John Wiley & Sons, 2011.

LAHOUCINE, C. O.; KHELLAF, A. **Periodic method: Correction for thermocouple and simultaneous estimation of thermal conductivity and thermal diffusivity**. Review of scientific instruments, v. 75, n. 7, 2004.

LAMVIK, M. **Determination of thermal diffusivity of solids by use of periodic heat flow**. International Journal of Thermophysics, v. 1, n. 2, 1980.

LARA-BERNAL, A.; MARÍN, E. **Medición de la difusividad térmica en materiales de baja conductividad térmica**. In: XVII SIMPOSIO DE TECNOLOGÍA AVANZADA. Mexico DF, México: 2012.

LIMA E SILVA, S. M. M.; DUARTE, M. A. V.; GUIMARÃES, G. **A correlation function for thermal properties estimation applied to a large thickness sample with a single surface sensor**. Review of scientific instruments, v. 69, n. 9, 1998.

MONDE, M.; MITSUTAKE, Y. **A new estimation method of thermal diffusivity using analytical inverse solution for one-dimensional heat conduction**. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 44, 2001.

MYERS, G. E. **Analytical methods in conduction heat transfer**. 2. ed. [s.l.] AMCHT Publications, 1998.

ÖZİŞİK, M. N. **Heat Conduction**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1993.

PARKER, W. J.; JEKINS, R. J.; BUTLER, C. P.; ABBOTT, G. L. **Flash method of determining thermal diffusivity, heat capacity and thermal conductivity**. Journal of Applied Physics, v. 32, 1961.

RAYNAUD, M. **Conception optimale des experiences**. Lyon: Centre de Thermique de l'INSA de Lyon, 1995.

RAO, A.; SRINIVASA, A.R.; REDDY, J. N. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**. Switzerland: Springer International Publishing, 2015.

REIF-ACHERMAN, S. **Early and current experimental methods for determining thermal conductivities of metals**. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 77, 2014.

RUDAJEVOVA, A. **Thermal diffusivity and thermal conductivity of Ni_{53.6}Mn_{27.1}Ga_{19.3} shape memory alloy**. International Journal of Thermal Sciences, v. 47, 2008.

RUDAJEVOVA, A. **Study of the Thermal Properties of Ni₃Ta Shape memory Alloy**. International Journal of Thermophysics, v. 31, 2010.

RYU, W. S.; PARK, D. G.; SONG, U. S.; PARK, J. S.; AHN, S. B. **Effects of irradiation on thermal conductivity of alloy 690 at low neutron fluence**. Nuclear Engineering and Technology, v. 45, 2013.

SANTOS, W. N.; GREGÓRIO FILHO, R.; MUMMERY, P.; WALLWORK, A. **Método do fio quente na determinação das propriedades térmicas de polímeros**. Polímeros: Ciência e Tecnologia, v. 14, n. 5, 2004.

SANTOS, W. N. **Métodos transientes de troca de calor na determinação das propriedades térmicas de materiais cerâmicos: I - O método de pulso de energia**. Cerâmica, v. 51, 2005.

SANTOS, W. N.; SANTOS, J. N.; MUMMERY, P.; WALLWORK, A. **Thermal diffusivity of polymers by modified Angstrom method**. Polymer Testing, v. 29, 2010.

SPARAVIGNA, A. C. **Measuring the thermal diffusivity in a student laboratory**. Torino, Italia: Politecnico di Torino, 2012.

THOMAS, M.; BOYARD, N.; LEFÈVRE, N.; JARNY, Y.; DELAUNAY, D. **An experimental device for the simultaneous estimation of the thermal conductivity 3-D tensor and specific heat of orthotropic composite materials**. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 53, 2010.

TILLMANN, A. R.; BORGES, V. L.; LIMA E SILVA, S. M. M.; GUIMARÃES, G. **Desenvolvimento e consolidação de técnicas experimentais na identificação de propriedades térmicas de materiais sólidos**. In: 14º SIMPÓSIO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA. Uberlândia-MG: Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2004.

TREVISAN, O. V.; MOHANTY, S.; MILLER, M. A. **Transient method for measuring thermal properties of saturated porous media.** International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 36, n. 10, 1993.

ZANOTTI, C.; GIULIANI, P.; RIVA, G.; TUISSI, A.; CHRYSANTOHOU, A. **Thermal diffusivity of Ni-Ti SMAs.** Journal of Alloys and Compounds, v. 473, 2009.

ZENG, J. S. Q.; STEVENS, P. C.; HUNT, A. J. **Thin-film-heater thermal conductivity apparatus and measurement of thermal conductivity of silica aerogel.** International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 39, n. 11, 1996.

APÊNDICE A - SOLUÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO

O modelo matemático do problema desta pesquisa, a condição inicial e as condições de contorno são, respectivamente:

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t}$$

$$T(x, 0) = 0$$

$$T(0, t) = 0$$

$$T(L, t) = \text{sen}(\omega t + \varepsilon)$$

As oscilações transitórias ligadas à condição inicial cessam quando o tempo cresce, como mostrado no gráfico da Figura (7.1) e também mostrado por Carslaw e Jaeger (1959) na Equação (4.3). Para tempos longos, só as oscilações permanentes (“regime periódico permanente”) continuam. Quando o regime periódico permanente é atingido, o modelo passa a ser:

$$\alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t}$$

$$T(0, t) = 0$$

$$T(L, t) = \text{sen}(\omega t + \varepsilon)$$

Para resolução deste modelo, segue-se o método apresentado por Myers (1998), que consiste em escrever um modelo defasado de 90°. Chamando a variável dependente de w no modelo defasado de 90°, tem-se:

$$\alpha \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} = \frac{\partial w}{\partial t}$$

$$w(0, t) = 0$$

$$w(L, t) = \cos(\omega t + \varepsilon)$$

A partir destes dois modelos, constrói-se o modelo:

$$\theta(x, t) = w(x, t) + iT(x, t)$$

Desta forma, o novo modelo é dado por:

$$\alpha \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} = \frac{\partial \theta}{\partial t} \tag{A.1}$$

$$\theta(0, t) = w(0, t) + iT(0, t) = 0$$

$$\theta(L, t) = w(L, t) + iT(L, t) = \cos(\omega t + \varepsilon) + i \operatorname{sen}(\omega t + \varepsilon) = e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

De acordo com Carslaw e Jaeger (1959) e Myers (1998), a solução do modelo é dada por:

$$\theta(x, t) = u(x)e^{i(\omega t + \varepsilon)} = u(x)[\cos(\omega t + \varepsilon) + i \operatorname{sen}(\omega t + \varepsilon)] \tag{A.2}$$

A parte real da Equação (A.2) é a solução do problema $w(x, t)$ e a parte imaginária é a solução do problema $T(x, t)$. Substituindo a Equação (A.1) na Equação (A.2), tem-se:

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = \frac{du}{dx} e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

$$\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = ui\omega e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

Com isso,

$$\alpha \frac{d^2 u}{dx^2} = ui\omega \Rightarrow \frac{d^2 u}{dx^2} - i \frac{\omega}{\alpha} u = 0$$

Retornando para a Equação (A.2), tem-se:

$$\theta(0, t) = u(0)e^{i(\omega t + \varepsilon)} = 0 \Rightarrow u(0) = 0$$

$$\theta(L, t) = u(L)e^{i(\omega t + \varepsilon)} = e^{i(\omega t + \varepsilon)} \Rightarrow u(L) = 1$$

Assim, determina-se $u(x)$ a partir da solução de:

$$\frac{d^2 u}{dx^2} - i \frac{\omega}{\alpha} u = 0 \tag{A.3}$$

$$u(0) = 0$$

$$u(L) = 1$$

A equação característica da Equação (A.3) é:

$$s^2 - i \frac{\omega}{\alpha} = 0 \Rightarrow s = \pm \sqrt{i \frac{\omega}{\alpha}}$$

$$s_1 = \sqrt{i \frac{\omega}{\alpha}} = (1 + i)\beta$$

$$s_2 = -\sqrt{i\frac{\omega}{\alpha}} = (1+i)\beta$$

onde:

$$\beta = \sqrt{\frac{\omega}{2\alpha}}$$

Assim:

$$u(x) = c_1 e^{s_1 x} + c_2 e^{s_2 x} = c_1 e^{(1+i)\beta x} + c_1 e^{-(1+i)\beta x}$$

Como $u(0) = 0$, tem-se:

$$u(0) = c_1 + c_2 = 0 \Rightarrow c_1 = -c_2$$

De $u(1) = 1$, resulta:

$$u(L) = c_1 e^{(1+i)\beta L} + c_2 e^{-(1+i)\beta L} = 1$$

Como $c_1 = -c_2$, resulta:

$$c_1 e^{(1+i)\beta L} - c_1 e^{-(1+i)\beta L} = 1$$

$$c_1 [e^{(1+i)\beta L} - e^{-(1+i)\beta L}] = 1$$

(A.4)

Por definição, tem-se:

$$\sinh(x) = \frac{(e^x - e^{-x})}{2}$$

Pode-se escrever a Equação (A.4) como

$$c_1 2 \sinh[(1 + i)\beta L] = 1$$

E, desta maneira:

$$c_1 = \frac{1}{2 \sinh[(1 + i)\beta L]}$$

$$c_2 = -c_1 \Rightarrow c_2 = -\frac{1}{2 \sinh[(1 + i)\beta L]}$$

Logo, $u(x)$ é dada por:

$$u(x) = c_1 e^{(1+i)\beta x} + c_2 e^{-(1+i)\beta x}$$

$$u(x) = \frac{e^{(1+i)\beta x}}{2 \sinh[(1 + i)\beta L]} - \frac{e^{-(1+i)\beta x}}{2 \sinh[(1 + i)\beta L]}$$

$$u(x) = \frac{2 \sinh[(1 + i)\beta x]}{2 \sinh[(1 + i)\beta L]}$$

$$u(x) = \frac{\sinh[(1 + i)\beta x]}{\sinh[(1 + i)\beta L]}$$

Desta maneira:

$$\theta(x, t) = u(x)e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

$$\theta(x, t) = \left\{ \frac{\sinh[(1+i)\beta x]}{\sinh[(1+i)\beta L]} \right\} e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

O número complexo $\frac{\sinh[(1+i)\beta x]}{\sinh[(1+i)\beta L]}$ tem uma amplitude (A) e uma fase (Ψ). Logo, tem-se que:

$$u(x) = \frac{a + bi}{c + di} = A(x)e^{i\Psi}$$

onde:

$$A = \sqrt{\frac{a^2 + b^2}{c^2 + d^2}}$$

$$\Psi = \theta_1 - \theta_2 = \arg \left\{ \frac{a + bi}{c + di} \right\}$$

$$\theta_1 = \tan^{-1} \left(\frac{b}{a} \right)$$

$$\theta_2 = \tan^{-1} \left(\frac{d}{c} \right)$$

Seja:

$$u = \frac{\sinh[(1+i)\beta x]}{\sinh[(1+i)\beta L]}$$

$$u = \frac{e^{(1+i)\beta x} - e^{-(1+i)\beta x}}{e^{(1+i)\beta L} - e^{-(1+i)\beta L}} = \frac{e^{\beta x} e^{i\beta x} - e^{-\beta x} e^{-i\beta x}}{e^{\beta L} e^{i\beta L} - e^{-\beta L} e^{-i\beta L}}$$

$$u = \frac{e^{\beta x} [\cos(\beta x) + i \operatorname{sen}(\beta x)] - e^{-\beta x} [\cos(\beta x) - i \operatorname{sen}(\beta x)]}{e^{\beta L} [\cos(\beta L) + i \operatorname{sen}(\beta L)] - e^{-\beta L} [\cos(\beta L) - i \operatorname{sen}(\beta L)]}$$

$$u = \frac{\cos(\beta x) [e^{\beta x} - e^{-\beta x}] + i \operatorname{sen}(\beta x) [e^{\beta x} + e^{-\beta x}]}{\cos(\beta L) [e^{\beta L} - e^{-\beta L}] + i \operatorname{sen}(\beta L) [e^{\beta L} + e^{-\beta L}]}$$

$$u = \frac{\cos(\beta x) \operatorname{senh}(\beta x) + i \operatorname{sen}(\beta x) \operatorname{cosh}(\beta x)}{\cos(\beta L) \operatorname{senh}(\beta L) + i \operatorname{sen}(\beta L) \operatorname{cosh}(\beta L)}$$

Desta maneira, para determinar-se A, tem-se:

$$A = \sqrt{\frac{[\cos(\beta x) \operatorname{senh}(\beta x)]^2 + [\operatorname{sen}(\beta x) \operatorname{cosh}(\beta x)]^2}{[\cos(\beta L) \operatorname{senh}(\beta L)]^2 + [\operatorname{sen}(\beta L) \operatorname{cosh}(\beta L)]^2}}$$

$$A = \sqrt{\frac{\frac{1}{4} \{ \cos^2(\beta x) [e^{\beta x} - e^{-\beta x}]^2 + \operatorname{sen}^2(\beta x) [e^{\beta x} + e^{-\beta x}]^2 \}}{\frac{1}{4} \{ \cos^2(\beta L) [e^{\beta L} - e^{-\beta L}]^2 + \operatorname{sen}^2(\beta L) [e^{\beta L} + e^{-\beta L}]^2 \}}}$$

$$A = \sqrt{\frac{\{ \cos^2(\beta x) [e^{2\beta x} - 2e^{\beta x} e^{-\beta x} + e^{-2\beta x}] + \operatorname{sen}^2(\beta x) [e^{2\beta x} + 2e^{\beta x} e^{-\beta x} + e^{-2\beta x}] \}}{\{ \cos^2(\beta L) [e^{2\beta L} - 2e^{\beta L} e^{-\beta L} + e^{-2\beta L}] + \operatorname{sen}^2(\beta L) [e^{2\beta L} + 2e^{\beta L} e^{-\beta L} + e^{-2\beta L}] \}}}$$

$$A = \sqrt{\frac{\{ \cos^2(\beta x) [e^{2\beta x} - 2 + e^{-2\beta x}] + \operatorname{sen}^2(\beta x) [e^{2\beta x} + 2 + e^{-2\beta x}] \}}{\{ \cos^2(\beta L) [e^{2\beta L} - 2 + e^{-2\beta L}] + \operatorname{sen}^2(\beta L) [e^{2\beta L} + 2 + e^{-2\beta L}] \}}}$$

$$A = \sqrt{\frac{\{ \cos^2(\beta x) [2 \operatorname{cosh}(2\beta x) - 2] + \operatorname{sen}^2(\beta x) [2 \operatorname{cosh}(2\beta x) + 2] \}}{\{ \cos^2(\beta L) [2 \operatorname{cosh}(2\beta L) - 2] + \operatorname{sen}^2(\beta L) [2 \operatorname{cosh}(2\beta L) + 2] \}}}$$

$$A = \sqrt{\frac{2 \operatorname{cosh}(2\beta x) [\cos^2(\beta x) + \operatorname{sen}^2(\beta x)] - 2[\cos^2(\beta x) - \operatorname{sen}^2(\beta x)]}{2 \operatorname{cosh}(2\beta L) [\cos^2(\beta L) + \operatorname{sen}^2(\beta L)] - 2[\cos^2(\beta L) - \operatorname{sen}^2(\beta L)]}}$$

Das relações trigonométricas, tem-se que:

$$\cos^2(\gamma) + \sin^2(\gamma) = 1$$

$$\cos^2(\gamma) - \sin^2(\gamma) = \cos(2\gamma)$$

Logo:

$$A = \sqrt{\frac{2 \cosh(2\beta x) - \cos(2\beta x)}{2 \cosh(2\beta L) - \cos(2\beta L)}} = \left\{ \frac{2 \cosh(2\beta x) - \cos(2\beta x)}{2 \cosh(2\beta L) - \cos(2\beta L)} \right\}^{1/2}$$

Dessa maneira, a fase é dada pela expressão

$$\Psi = \arg \left\{ \frac{\sinh[\beta x(1 + i)]}{\sinh[\beta L(1 + i)]} \right\}$$

Chega-se, desta maneira, às expressões de A e Ψ mostradas em Carslaw e Jaeger (1959). Portanto, a solução para o regime periódico permanente é:

$$\theta(x, t) = u(x)e^{i(\omega t + \varepsilon)} = A(x)e^{i\Psi}e^{i(\omega t + \varepsilon)}$$

$$\theta(x, t) = A(x)e^{i(\omega t + \varepsilon + \Psi)} = A(x)[\cos(\omega t + \varepsilon + \Psi) + i \sin(\omega t + \varepsilon + \Psi)]$$

Assim, a solução para o problema T(x,t) é dada pela Equação (A.5):

$$T(x, t) = A(x) \sin(\omega t + \varepsilon + \Psi) \tag{A.5}$$

Onde

$$A = \left\{ \frac{2 \cosh(2\beta x) - \cos(2\beta x)}{2 \cosh(2\beta L) - \cos(2\beta L)} \right\}^{1/2}$$

$$\Psi = \operatorname{arg} \left\{ \frac{\sinh[\beta x(1+i)]}{\sinh[\beta L(1+i)]} \right\}$$

$$\beta = \sqrt{\frac{\omega}{2\alpha}}$$

Neste trabalho, adotou-se:

$$\varepsilon = 0$$

APÊNDICE B - DEDUÇÃO DA EQUAÇÃO DA POTÊNCIA GERADA PELA RESISTÊNCIA ELÉTRICA

A resistência elétrica que compõe o sistema de aquecimento do dispositivo experimental gera uma potência dada pela Equação (5.2). Neste apêndice discorre-se sobre a dedução desta equação.

Por definição, a potência elétrica é dada por:

$$P = \frac{V^2}{R} \quad (\text{B.1})$$

onde P é a potência dissipada (W), V é a tensão (Volts) e R é a resistência (Ω). Substituindo a Equação (5.1) na Equação (B1), tem-se:

$$P = \frac{V_m^2 \left| \sin\left(\frac{\omega}{2}t\right) \right|^2}{R} = \frac{V_m^2}{R} \sin^2\left(\frac{\omega}{2}t\right) \quad (\text{B.2})$$

onde V_m é a tensão média (Volts), ω é a frequência térmica (rad/s) e P_m é a potência média (W). Considerando-se as definições de identidades trigonométricas, tem-se que:

$$\sin^2\left(\frac{\omega}{2}t\right) = \frac{1 - \cos\left(2\frac{\omega}{2}t\right)}{2} \quad (\text{B.3})$$

Substituindo a Equação (B3) na Equação (B2), tem-se que:

$$P = \frac{V_m^2}{R} \left[\frac{1 - \cos(\omega t)}{2} \right] = \frac{V_m^2}{2R} [1 - \cos(\omega t)]$$

Considerando que:

$$P_m = \frac{V_m^2}{2R}$$

Chega-se à Equação (5.2):

$$P = P_m [1 - \cos(\omega t)]$$

APÊNDICE C - LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA

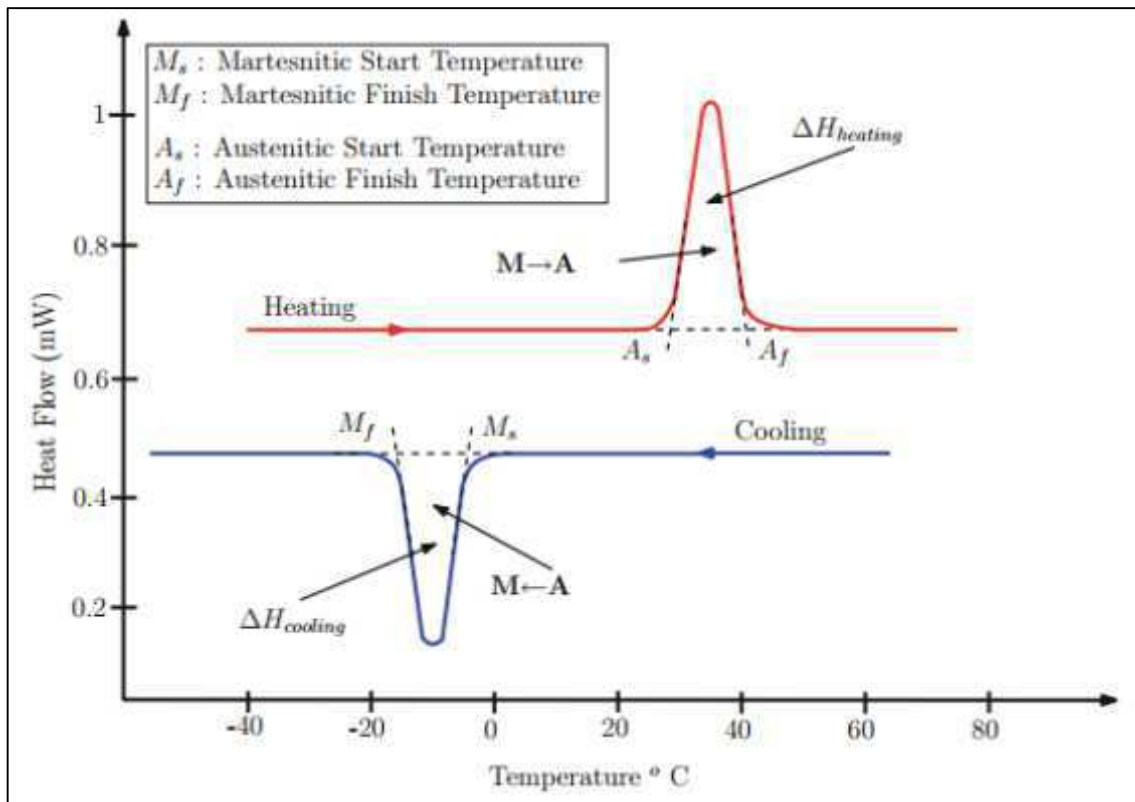
Segundo Gonzalez *et al.* (2007), os avanços das aplicações tecnológicas no campo de controle de sistemas dinâmicos conduziram pesquisas da área de materiais para o desenvolvimento de metais e ligas capazes de realizarem funções de sensores e de atuadores. Esta nova classe de materiais, conhecida como materiais inteligentes, na qual se destacam as Ligas de Memória de Forma (LMFs).

Segundo Rao *et al.* (2015), as LMFs formam um subconjunto de uma ampla classe de materiais inteligentes, onde as funcionalidades surgem de suas mudanças microestruturais subjacentes quando sujeitas a estímulos externos não mecânicos como a temperatura ou os campos magnéticos.

Conforme Kauffman e Mayo (1993 apud BARBARINO *et al.*, 2014), as LMFs são caracterizadas por transformações de fase de estado sólido, nas quais tanto a fase de partida (austenita) como a fase final (martensita) são estruturas sólidas, embora com diferentes arranjos cristalográficos. Rao *et al.* (2015) salientam que estas transformações ocorrem em temperaturas características, denominadas *início de transformação martensítica* (M_s), *final de transformação martensítica* (M_f), *início de transformação austenítica* (A_s), *final de transformação austenítica* (A_f). A medição destas temperaturas numa determinada liga de memória de forma pode ser realizada mediante uso do procedimento experimental conhecido como *Differential Scanning Calorimetry* (DSC), ou Calorimetria Diferencia de Varredura (tradução livre). A Figura (C1) mostra um típico gráfico de DSC de uma LMF.

A Figura (C1) mostra um gráfico DSC ideal, com as tangentes desenhadas no início e fim dos picos apresentados nas curvas de aquecimento e resfriamento, para determinar as quatro temperaturas de transformação características. Os picos observados no gráfico da Figura (C1) decorrem do calor latente referente às transformações de fase austenita-martensita da LMF. Estes picos endotérmicos e exotérmicos são característicos de quaisquer transformações de fase de primeira ordem, como fusão de gelo (sólido-líquido), ebulição de água (líquido-gás), etc. No entanto, no caso de LMF, estas transformações de fase são de natureza sólida-sólida (austenita-martensita).

Figura C1 - DSC de uma liga de memória de forma

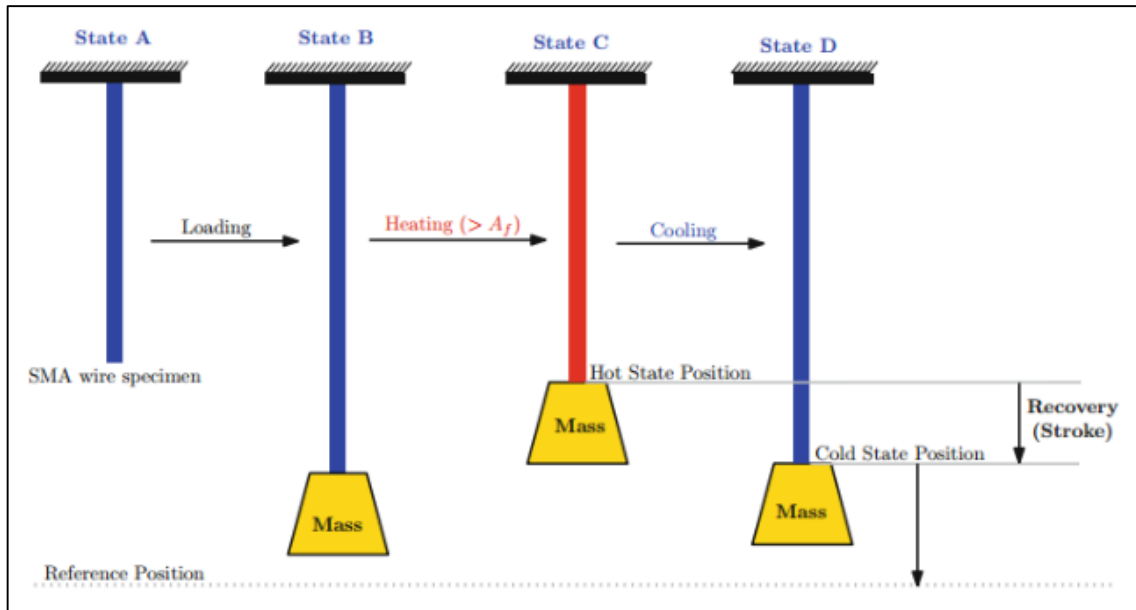


Fonte - Rao *et al.* (2015)

De acordo com Barbarino *et al.* (2014), as LMFs constituem uma classe única de materiais metálicos com a capacidade de recuperar a sua forma original em determinadas temperaturas características (*efeito de memória de forma*), mesmo sob altas cargas aplicadas e grandes deformações inelásticas, ou sofrer grandes esforços sem deformação plástica (*superelasticidade*). As características únicas do *efeito de memória de forma* e *efeito de superelasticidade* fizeram das LMFs uma classe de materiais escolhida para várias aplicações, que vão desde sensoriamento e controle, amortecimento de vibração, áreas biomédicas, automotivas e aeroespaciais (RAO *et al.*, 2015). Uma simples ilustração de um fio de LMF sob carregamento externo demonstrando o efeito de memória de forma pode ser visualizado na Figura (C2).

De acordo com a Figura (C2), um fio de LMF em seu estado martensítico A é deformado para o estado B sob carga externa. Ao aquecer acima das temperaturas A_f , o fio de LMF volta ao seu estado austenítico indicado pelo estado C ou posição de estado quente. Após o resfriamento, o fio de LMF atinge o estado D. O ciclo completo A↔D trata-se do denominado *efeito de memória de forma*.

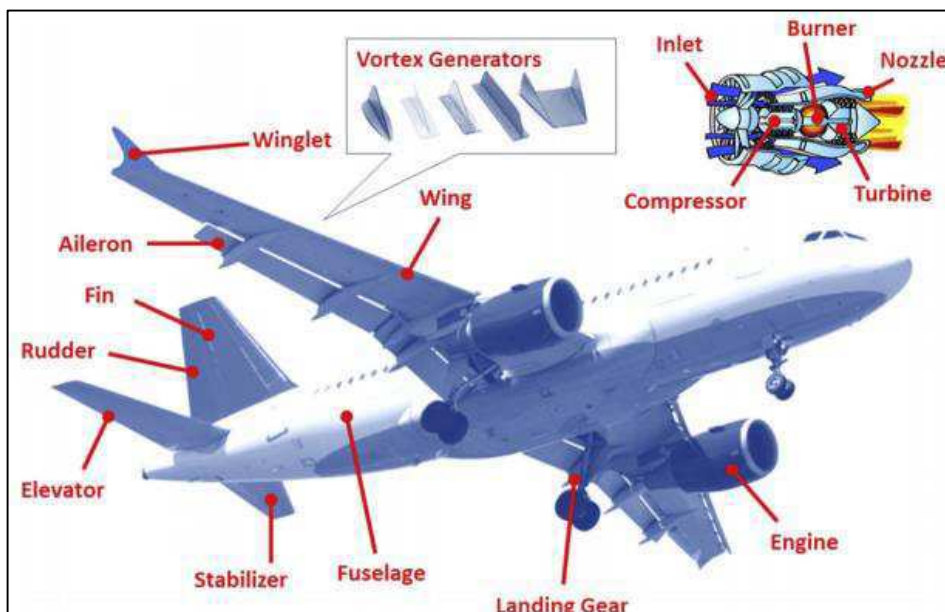
Figura C2 - Fio de LMF sob carregamento externo



Fonte - Rao *et al.* (2015)

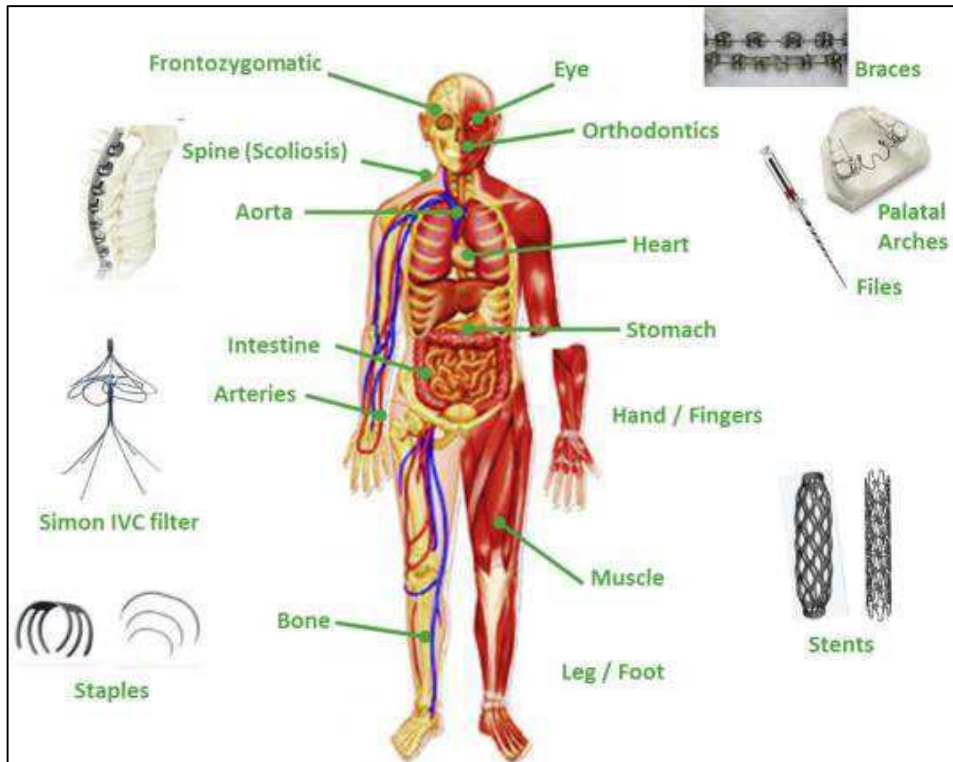
Segundo Jani *et al.* (2014), duas aplicações usuais de LMFs são encontradas nas áreas aeroespacial e biomédica. Na Figura (C3) podem ser vistas as aplicações de LMFs em componentes de aeronaves comerciais, e a Figura (C4) mostra aplicações de LMFs no domínio biomédico.

Figura C3 - Aplicações de LMFs em componentes de aeronaves comerciais



Fonte - Jani *et al.* (2014)

Figura C4 - Aplicações de LMFs na área biomédica

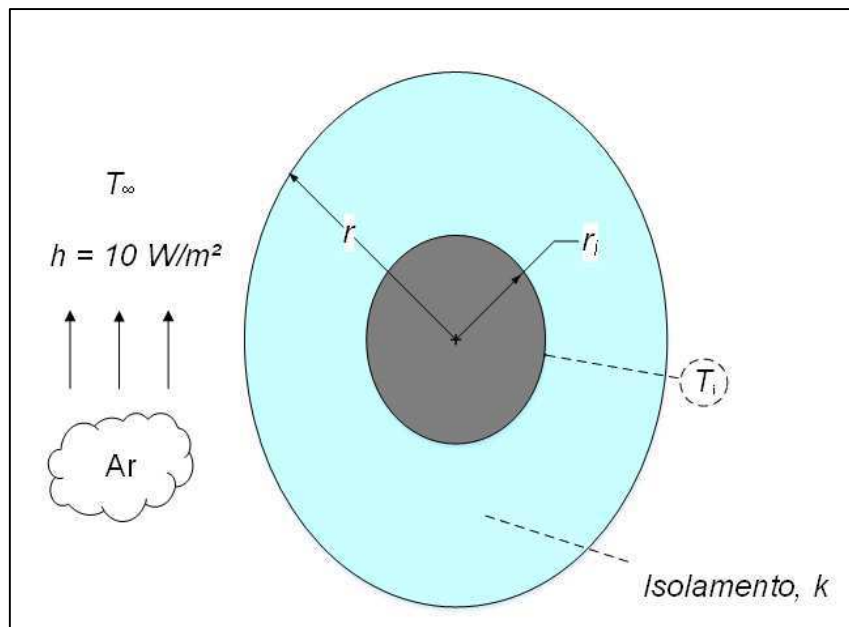


Fonte - Jani *et al.* (2014)

APÊNDICE D - DIMENSIONAMENTO DO DIÂMETRO DA CÂMARA DA AMOSTRA

O dimensionamento do diâmetro da câmara da amostra, levando em consideração o uso de isolante térmico no experimento, foi baseado no conceito de raio crítico de isolamento, apresentado por Incropera e De Witt (2003). A seção transversal da câmara da amostra pode ser visualizada na Figura (D1).

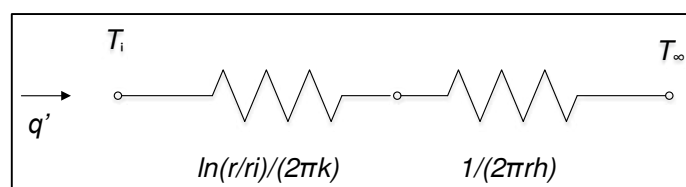
Figura D1 - Esquema da seção transversal da câmara da amostra



Fonte - Adaptado de Incropera e De Witt (2003)

Na Figura (D2) pode-se verificar o circuito térmico correspondente ao esquema ilustrado na Figura (D1).

Figura D2 - Circuito térmico para cálculo do raio crítico



Fonte - Autoria própria (2017)

Com isso, a resistência térmica total por unidade de comprimento:

$$R'_{Tot} = \frac{\ln(r/r_i)}{2\pi k} - \frac{1}{2\pi r h}$$

onde se pode obter:

$$q' = \frac{T_{\infty} - T_i}{R'_{Tot}}$$

A espessura ótima de isolamento encontra-se atrelada ao valor de r que minimize q' ou maximize R'_{Tot} . Dessa forma, tal valor pode ser obtido a partir do teste da derivada:

$$\frac{dR'_{Tot}}{dr} = 0$$

Logo:

$$\frac{1}{2\pi k r} = \frac{1}{2\pi h r^2} \therefore r = \frac{k}{h}$$

$$r_{cr} \equiv \frac{k}{h}$$

De acordo com Incropera e De Witt (2003), o resultado $r_{cr} = k/h$ é o raio abaixo do qual q' aumenta com o aumento de r e acima do qual q' diminui com o aumento de r . Considerando $k = 0,03 \text{ W/mK}$, tem-se:

$$r_{cr} = \frac{0,03}{10} = 0,003 \text{ m}$$

Como o raio da amostra, r_i , é igual à 0,00635 m, tem-se:

$$r_{cr} < r_i$$

Neste caso, de acordo com Incropera e De Witt (2003), qualquer adição de camada de isolamento aumenta a resistência total, diminuindo, portanto, a perda de calor por unidade de comprimento. Sendo assim, optou-se por $r = 0,05$ m, pois essa medida pode ser encontrada em tubos convencionais, facilitando, desta maneira, o desenvolvimento da câmara da amostra, e conseqüentemente do dispositivo experimental.

APÊNDICE E - PARÂMETRO R² PARA O AJUSTE DE CURVA

Da Tabela (E1) até a Tabela (E5) têm-se os parâmetros R² para o ajuste de curva aos pontos experimentais captados pelos termopares nos experimentos, durante o Regime Periódico Estabelecido.

Tabela E1 - Parâmetro R² do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 304 (Vácuo).

Termopar	Frequência (rad/s)	Parâmetro R ² de ajuste de curva (%)
xr	0,0045	99,99
x1	0,0045	99,97
x2	0,0045	99,97
x3	0,0045	99,97
x4	0,0045	99,96
x5	0,0045	99,96
xr	0,0085	99,20
x1	0,0085	98,18
x2	0,0085	97,93
x3	0,0085	97,36
x4	0,0085	96,47
x5	0,0085	95,76
xr	0,0153	99,69
x1	0,0153	99,15
x2	0,0153	98,86
x3	0,0153	98,19
x4	0,0153	97,22
x5	0,0153	96,09

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela E2 - Parâmetro R² do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 304.

Termopar	Frequência (rad/s)	Parâmetro R ² de ajuste de curva (%)
xr	0,0045	99,94
x1	0,0045	99,85
x2	0,0045	99,84
x3	0,0045	99,79
x4	0,0045	99,73
x5	0,0045	99,70
xr	0,0085	99,98
x1	0,0085	99,61
x2	0,0085	99,69
x3	0,0085	99,68
x4	0,0085	99,62
x5	0,0085	99,57
xr	0,0153	99,87
x1	0,0153	98,67
x2	0,0153	99,17
x3	0,0153	99,03
x4	0,0153	98,76
x5	0,0153	98,48

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela E3 - Parâmetro R² do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para o aço inox AISI 316

Termopar	Frequência (rad/s)	Parâmetro R ² de ajuste de curva (%)
xr	0,0045	99,99
x1	0,0045	99,98
x2	0,0045	99,98
x3	0,0045	99,98
x4	0,0045	99,98
x5	0,0045	99,97
xr	0,0085	99,98
x1	0,0085	99,85
x2	0,0085	99,82
x3	0,0085	99,76
x4	0,0085	99,58
x5	0,0085	99,31
xr	0,0153	99,91
x1	0,0153	99,00
x2	0,0153	98,89
x3	0,0153	98,42
x4	0,0153	97,52
x5	0,0153	96,26

Fonte - Aatoria própria (2017)

Tabela E4 - Parâmetro R² do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para a Liga NiTi (Fase R)

Termopar	Frequência (rad/s)	Parâmetro R ² de ajuste de curva (%)
xr	0,0219	99,88
x1	0,0219	99,80
x2	0,0219	99,69
x3	0,0219	99,65
x4	0,0219	99,48
x5	0,0219	99,30
xr	0,0307	99,70
x1	0,0307	99,49
x2	0,0307	99,21
x3	0,0307	98,59
x4	0,0307	98,95
x5	0,0307	98,38
xr	0,0511	99,56
x1	0,0511	99,04
x2	0,0511	98,43
x3	0,0511	97,57
x4	0,0511	96,44
x5	0,0511	93,34

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela E5 - Parâmetro R² do ajuste de curva aos pontos experimentais no Regime Periódico Estabelecido para a Liga de NiTi (austenita)

Termopar	Frequência (rad/s)	Parâmetro R ² de ajuste de curva (%)
xr	0,0219	99,98
x1	0,0219	99,97
x2	0,0219	99,96
x3	0,0219	99,95
x4	0,0219	99,95
x5	0,0219	99,93
xr	0,0307	99,96
x1	0,0307	99,94
x2	0,0307	99,93
x3	0,0307	99,91
x4	0,0307	99,91
x5	0,0307	99,89
xr	0,0511	99,84
x1	0,0511	99,77
x2	0,0511	99,69
x3	0,0511	99,63
x4	0,0511	99,62
x5	0,0511	99,53

Fonte - Aatoria própria (2017)

Como pode ser observado da Tabela (E1) até a Tabela (E5), o ajuste de curva aos pontos experimentais, no RPE, pode ser considerado muito bom no geral, haja visto que a média mais desvio-padrão do parâmetro R² foi de 99,19% ± 1,17%.

APÊNDICE F - AMPLITUDE E FASE DOS SINAIS TÉRMICOS

Da Tabela (F1) até a Tabela (F5) pode-se visualizar os valores de amplitude e fase identificados nos experimentos e os valores das amplitudes e fases utilizadas no modelo através das Equações (4.4) e (4.5), respectivamente.

Tabela F1 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 304 (vácuo).

Posição	ω (rad/s)	Amplitude	Fase	Amplitude do	Fase do modelo
		identificada $A_i(x)$ (°C)	identificada $\Psi_i(x)$ (rad/s)	modelo $A(x)=A_i(x)/A_i(xr)$	$\Psi(x)=\Psi_i(xr) - \Psi_i(x)$ (rad/s)
xr	0,0045	3,27	2,85	1	0
x1	0,0045	2,47	3,11	0,76	-0,26
x2	0,0045	2,17	3,23	0,67	-0,38
x3	0,0045	1,90	3,35	0,59	-0,50
x4	0,0045	1,65	3,49	0,51	-0,64
x5	0,0045	1,47	3,59	0,46	-0,74
xr	0,0085	1,83	2,14	1	0
x1	0,0085	1,26	2,49	0,69	-0,35
x2	0,0085	1,06	2,65	0,58	-0,51
x3	0,0085	0,89	2,83	0,49	-0,69
x4	0,0085	0,74	3,01	0,40	-0,87
x5	0,0085	0,64	3,16	0,35	-1,02
xr	0,0153	0,94	1,48	1	0
x1	0,0153	0,58	1,81	0,62	-0,33
x2	0,0153	0,46	2,04	0,49	-0,56
x3	0,0153	0,36	2,28	0,38	-0,80
x4	0,0153	0,28	2,52	0,29	-1,04
x5	0,0153	0,23	2,74	0,22	-1,26

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela F2 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 304.

Posição	ω (rad/s)	Amplitude	Fase	Amplitude do	Fase do modelo
		identificada $A_i(x)$ (°C)	identificada $\Psi_i(x)$ (rad/s)	modelo $A(x)=A_i(x)/A_i(xr)$	$\Psi(x)=\Psi_i(xr) - \Psi_i(x)$ (rad/s)
xr	0,0045	2,86	2,97	1	0
x1	0,0045	2,18	3,21	0,76	-0,24
x2	0,0045	1,92	3,34	0,67	-0,37
x3	0,0045	1,69	3,47	0,59	-0,50
x4	0,0045	1,47	3,60	0,51	-0,63
x5	0,0045	1,31	3,71	0,46	-0,74
xr	0,0085	1,49	2,26	1	0
x1	0,0085	1,04	2,62	0,70	-0,36
x2	0,0085	0,88	2,79	0,59	-0,53
x3	0,0085	0,73	2,97	0,49	-0,71
x4	0,0085	0,60	3,15	0,40	-0,89
x5	0,0085	0,52	3,30	0,35	-1,04
xr	0,0153	0,73	1,43	1	0
x1	0,0153	0,45	1,91	0,62	-0,48
x2	0,0153	0,36	2,14	0,49	-0,71
x3	0,0153	0,28	2,38	0,38	-0,95
x4	0,0153	0,22	2,62	0,30	-1,19
x5	0,0153	0,18	2,84	0,24	-1,41

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela F3 - Amplitudes e fases para o aço inox AISI 316.

Posição	ω (rad/s)	Amplitude	Fase	Amplitude do	Fase do modelo
		identificada $A_i(x)$ (°C)	identificada $\Psi_i(x)$ (rad/s)	modelo $A(x)=A_i(x)/A_i(xr)$	$\Psi(x)=\Psi_i(xr) - \Psi_i(x)$ (rad/s)
xr	0,0045	3,41	2,02	1	0
x1	0,0045	1,95	2,54	0,57	-0,52
x2	0,0045	1,70	2,67	0,50	-0,65
x3	0,0045	1,49	2,80	0,44	-0,78
x4	0,0045	1,31	2,92	0,38	-0,90
x5	0,0045	1,15	3,06	0,34	-1,04
xr	0,0085	1,82	2,24	1	0
x1	0,0085	0,85	2,94	0,47	-0,70
x2	0,0085	0,71	3,10	0,39	-0,86
x3	0,0085	0,59	3,26	0,32	-1,02
x4	0,0085	0,49	3,42	0,27	-1,18
x5	0,0085	0,41	3,61	0,22	-1,37
xr	0,0153	0,93	2,20	1	0
x1	0,0153	0,34	3,13	0,37	-0,93
x2	0,0153	0,27	3,34	0,29	-1,14
x3	0,0153	0,21	3,57	0,22	-1,37
x4	0,0153	0,16	3,80	0,18	-1,60
x5	0,0153	0,13	4,05	0,14	-1,85

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela F4 - Amplitudes e fases para a liga de NiTi (fase R).

Posição	ω (rad/s)	Amplitude	Fase	Amplitude do	Fase do modelo
		identificada $A_i(x)$ (°C)	identificada $\Psi_i(x)$ (rad/s)	modelo $A(x)=A_i(x)/A_i(xr)$	$\Psi(x)=\Psi_i(xr) - \Psi_i(x)$ (rad/s)
xr	0,0219	0,78	0,84	1	0
x1	0,0219	0,59	1,11	0,75	-0,27
x2	0,0219	0,48	1,27	0,62	-0,43
x3	0,0219	0,45	1,35	0,57	-0,51
x4	0,0219	0,40	1,44	0,51	-0,60
x5	0,0219	0,35	1,56	0,45	-0,72
xr	0,0307	0,55	2,96	1	0
x1	0,0307	0,40	3,31	0,72	-0,35
x2	0,0307	0,32	3,48	0,57	-0,52
x3	0,0307	0,29	3,60	0,53	-0,64
x4	0,0307	0,25	3,70	0,46	-0,74
x5	0,0307	0,22	3,84	0,39	-0,88
xr	0,0511	0,29	0,44	1	0
x1	0,0511	0,19	0,90	0,66	-0,46
x2	0,0511	0,14	1,11	0,50	-0,67
x3	0,0511	0,13	1,29	0,44	-0,85
x4	0,0511	0,11	1,42	0,38	-0,98
x5	0,0511	0,90	1,63	0,31	-1,19

Fonte - Autoria própria (2017)

Tabela F5 - Amplitudes e fases para a liga de NiTi (austenita).

Posição	ω (rad/s)	Amplitude	Fase	Amplitude do	Fase do modelo
		identificada $A_i(x)$ (°C)	identificada $\Psi_i(x)$ (rad/s)	modelo $A(x)=A_i(x)/A_i(xr)$	$\Psi(x)=\Psi_i(xr) - \Psi_i(x)$ (rad/s)
xr	0,0219	8,32	0,69	1	0
x1	0,0219	6,55	0,90	0,79	-0,21
x2	0,0219	5,43	1,04	0,65	-0,35
x3	0,0219	5,12	1,10	0,62	-0,41
x4	0,0219	4,63	1,17	0,56	-0,48
x5	0,0219	4,11	1,26	0,49	-0,57
xr	0,0307	5,83	1,01	1	0
x1	0,0307	4,43	1,26	0,76	-0,25
x2	0,0307	3,58	1,42	0,61	-0,41
x3	0,0307	3,34	1,51	0,57	-0,50
x4	0,0307	2,98	1,59	0,51	-0,58
x5	0,0307	2,59	1,71	0,44	-0,70
xr	0,0511	3,19	5,13	1	0
x1	0,0511	2,26	5,48	0,71	-0,35
x2	0,0511	1,74	5,68	0,55	-0,55
x3	0,0511	1,59	5,80	0,50	-0,67
x4	0,0511	1,38	5,91	0,43	-0,78
x5	0,0511	1,15	6,08	0,36	-0,95

Fonte - Autoria própria (2017)

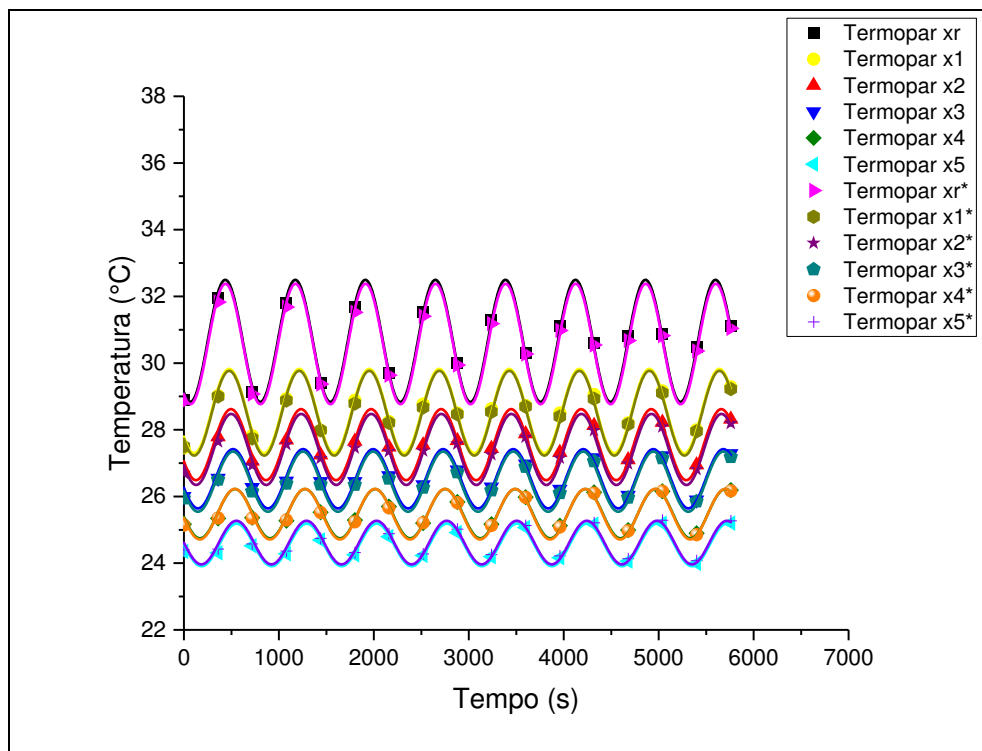
Conforme as Tabelas (F1) até (F5), os valores das amplitudes e fases do modelo são calculados em relação a uma determinada referência. Neste trabalho, a referência adotada foi a posição “xr”. Nesta posição, a amplitude do modelo sempre possui valor unitário, enquanto que a fase do modelo sempre assume o valor nulo.

APÊNDICE G - COMPROVAÇÃO DE FLUXO DE CALOR UNIDIMENSIONAL

A condição de transferência de calor unidimensional — utilizada no Capítulo 4 para obter-se o modelo matemático desta pesquisa, a Equação (4.1) — é admissível em situações onde a distribuição de temperatura é uniforme através da amostra ao longo do tempo. Entre outras palavras, tal condição requer que o número de Biot seja muito menor que 1.

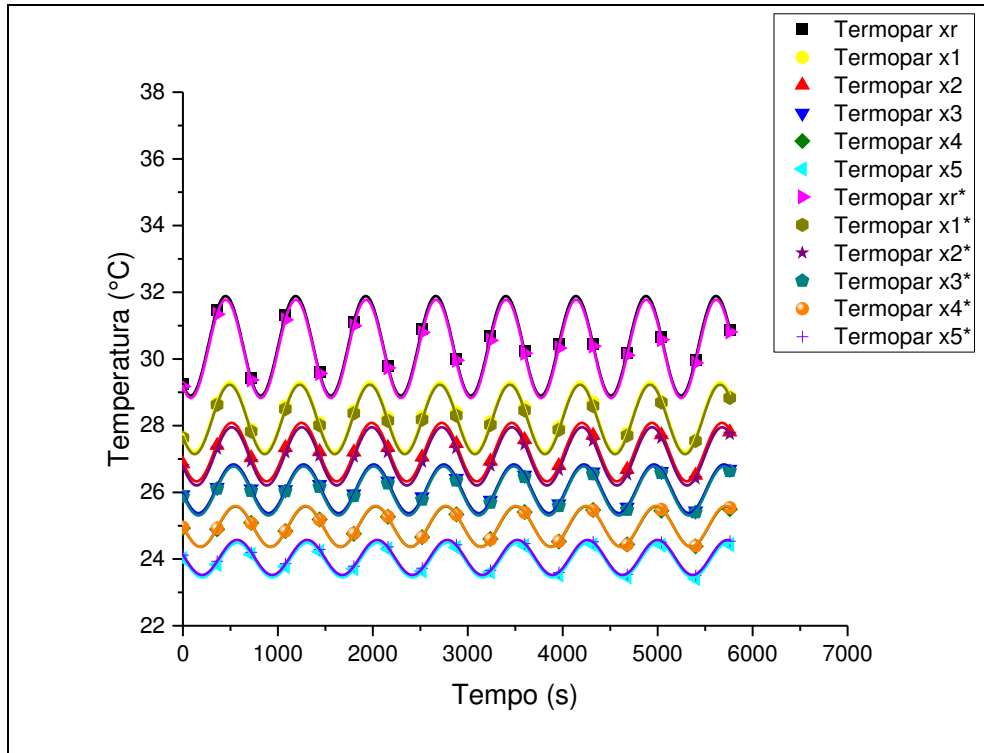
No presente trabalho, a hipótese de fluxo de calor unidimensional pode ser comprovada por meio dos perfis de temperatura levantados através dos termopares instalados ao longo das amostras conforme esquema mostrado na Figura (5.6). Para que a hipótese aqui discutida seja considerada válida, as temperaturas registradas por cada dupla de termopares (titular e reserva) devem possuir valores aproximados. As Figuras (G1) a (G5) mostram os perfis de temperatura levantados no Regime Periódico Permanente para $\omega = 8,5 \times 10^{-3}$ rad/s, nos aços inox AISI 304 e AISI 316 e $\omega = 30,7 \times 10^{-3}$ rad/s, na liga de NiTi.

Figura G1 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 304 (vácuo)



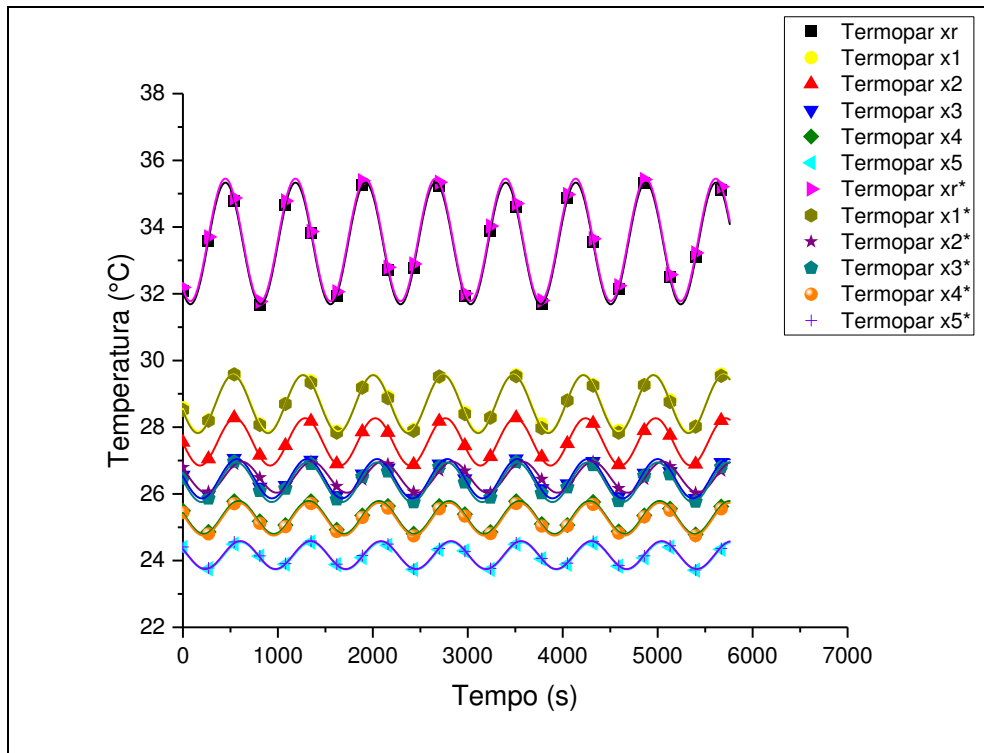
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura G2 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 304.



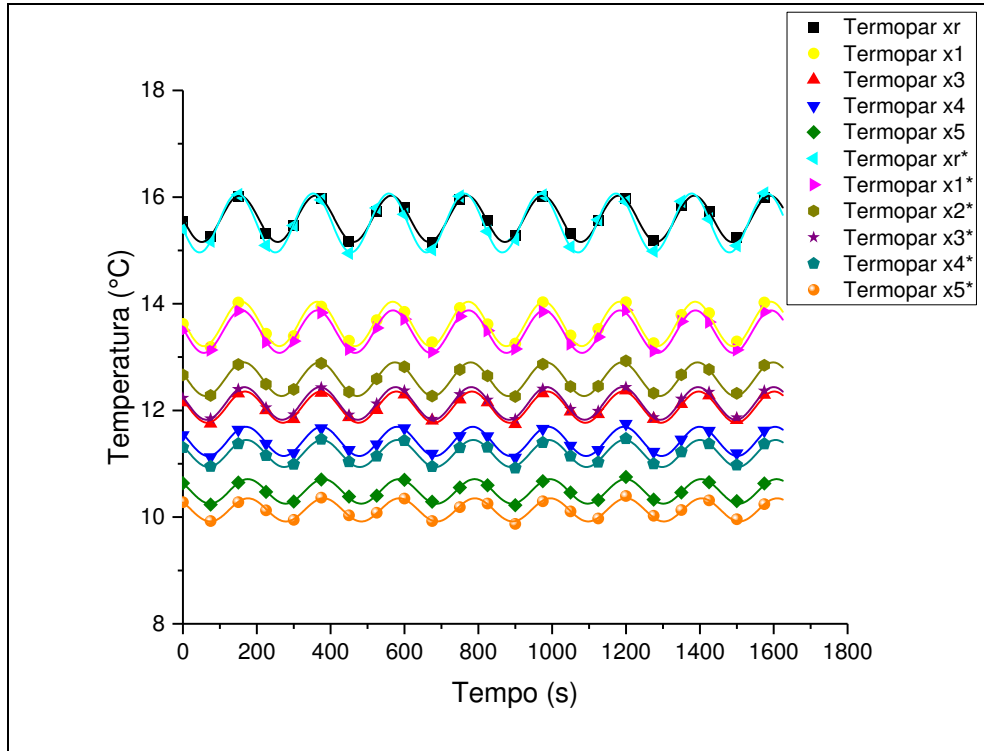
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura G3 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: Aço inox AISI 316.



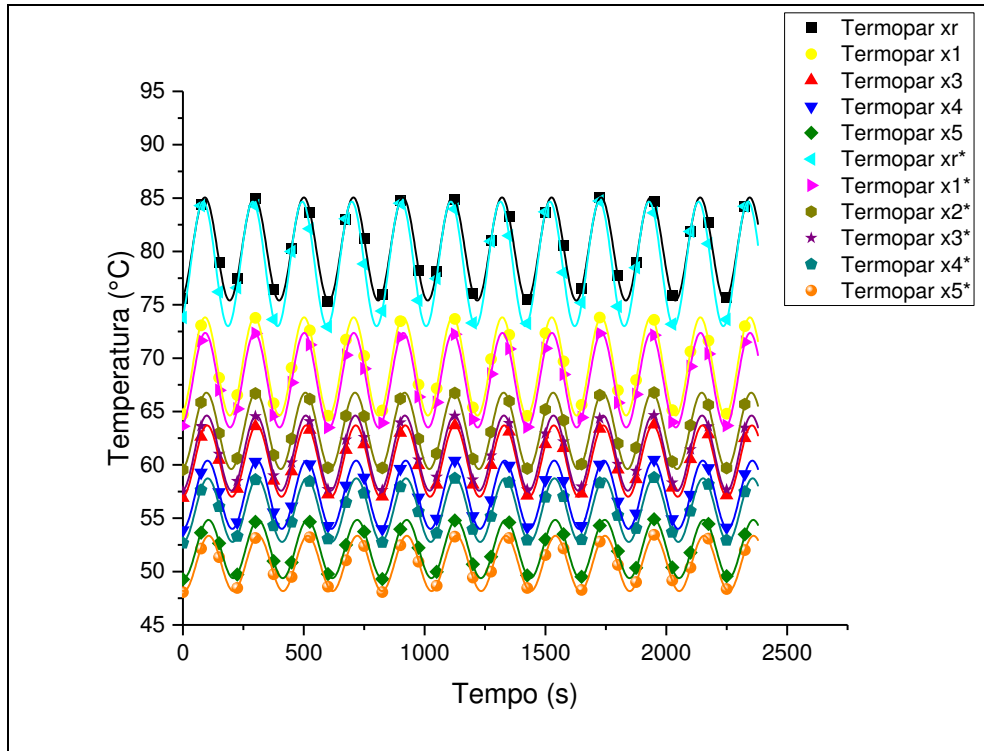
Fonte - Autoria própria (2017)

Figura G4 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: NiTi (fase R).



Fonte - Autoria própria (2017)

Figura G5 - Perfis de temperatura de termopares titulares e reservas: NiTi (austenita).



Fonte - Autoria própria (2017)

Com relação aos experimentos realizados com o aço inox AISI 304, observa-se em ambos os casos, Figuras (G1) e (G2), que as temperaturas registradas por cada dupla de termopares possuem valores bastante similares, comprovando que nas duas situações o fluxo de calor ocorreu de maneira unidimensional, na direção axial da amostra. Tal comportamento também pode ser observado no aço inox AISI 316, na Figura (G3), onde a curva de temperatura de cada termopar titular se sobrepõe ao do respectivo reserva, exceto nos termopares “x2” e “x2*”, provavelmente por conta deste termopar reserva ter sido instalado numa posição incorreta na amostra. De toda sorte, é possível afirmar que o fluxo de calor também ocorreu de forma unidimensional, ao longo da direção axial da amostra de aço inox AISI 316.

No tocante aos experimentos realizados com a liga de NiTi, tanto na fase R quanto na austenítica, Figuras (G4) e (G5) respectivamente, observa-se uma certa aproximação entre os valores de temperatura captados por cada dupla de termopares, exceção feita ao termopar “x2”, que apresentou defeito durante a realização dos experimentos e não registrou nenhum valor de temperatura. Na liga de NiTi, a proximidade das temperaturas mensuradas pelos termopares titulares e seus respectivos reservas não se deu na mesma intensidade observada nos aços inox AISI 304 e 316. Isto pode ter ocorrido devido à dificuldade encontrada em soldar a dupla de termopares a uma mesma distância de determinada face da amostra. Outra explicação pode ser a ocorrência de pequenos efeitos bidimensionais oriundos da resistência elétrica e que não foram dissipados. Nestas duas possibilidades, os problemas estariam relacionados à dimensão reduzida da amostra de NiTi. De toda forma, neste trabalho foi admitido de maneira razoável que o fluxo de calor, nos experimentos com a liga de NiTi, ocorre de maneira unidimensional, na direção axial do corpo-de-prova.