

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Roniere Leite Soares

**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E ESTRUTURAL DE
LIGAS $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**

Campina Grande – PB

2019

Roniere Leite Soares

**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E ESTRUTURAL DE
LIGAS $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEMat da UFCG/CCT) como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais**.

Orientador: Professor Dr. Walman Benício de Castro

Campina Grande – PB

2019

S676c

Soares, Roniere Leite.

Caracterização térmica e estrutural de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com efeito memória de forma / Roniere Leite Soares. – Campina Grande, 2019.

378 f. : il. color.

Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2019.

"Orientação: Prof. Dr. Walman Benício de Castro".

Referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Liga de Memória de Forma. 3. Fusão ao Arco de Plasma. 4. Arco Elétrico. 5. *Melt-spinning*. I. Castro, Walman Benício de. II. Título.

CDU 620.1:669.017.16(043)

VITÆ DO CANDIDATO - <http://lattes.cnpq.br/0494374289705105>

Graduações:

Designer de Produto pela UFPB, *campus I* – Campina Grande-PB (1991-1995)

Licenciado em Letras pela UEPB, com habilitação em Português (1997-2003)

Pós-Graduações:

Mestrado Interdisciplinar em Ciências da Sociedade pela UEPB (2003-2005)

Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela UFCG (2011-2013)

Atividade profissional atual:

Professor Adjunto II da Área de Expressão Gráfica lotado na Unidade Acadêmica de Engenharia de Produção (CCT/UFCG), com dedicação exclusiva (T-40). Atua como coordenador do Laboratório de Expressão Gráfica Digital (sala BC-205) e no ensino das disciplinas de desenho (Desenho Geométrico, Geometria Descritiva e Desenho Técnico, entre outras) nas seguintes graduações: Meteorologia, Design, Arquitetura & Urbanismo, Matemática (Licenciatura e Bacharelado) e Engenharias (de Materiais, de Alimentos, de Petróleo, de Produção, de Minas, Química, Mecânica, Elétrica, Agrícola *etc*)

Atividade(s) de Pesquisa:

Integrante do Grupo de Pesquisa: Materiais e Processos de Fabricação

Líder do grupo: Prof Dr. Marco Antonio dos Santos

Área predominante: Engenharias; Engenharia de Materiais e Metalúrgica

Instituição do grupo: UFCG/CCT/Departamento de Engenharia Mecânica

Site: <http://dgp.cnpq.br/dgp/espelhogrupo/7852658994948026>

Linha de Pesquisa: Solidificação e Superresfriamento de Metais e Ligas Metálicas.

Situação do grupo: Certificado

Link: <http://dgp.cnpq.br/dgp/espelholinha/7852658994948026106995>

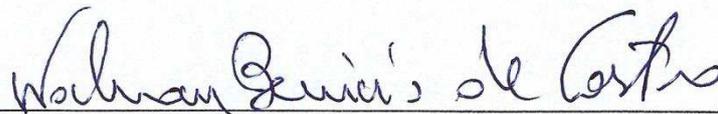
Objetivos: 1 - Desenvolvimento de Novas Ligas Metálicas por Processo de Superresfriamento; 2 - Caracterização de Ligas Metálicas Superresfriadas.

RONIERE LEITE SOARES

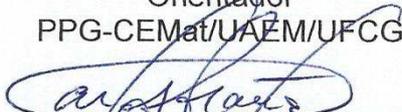
**CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA E ESTRUTURAL DE
LIGAS $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (da UFCG/CCT) como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais**.

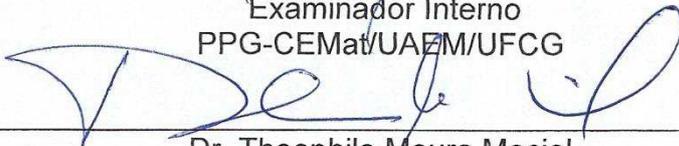
Aprovada em 28/02/2019



Dr. Walman Benício de Castro
Orientador
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



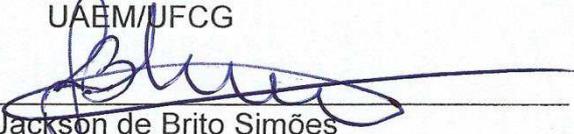
Dr. Carlos José de Araújo
Examinador Interno
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



Dr. Theophilo Moura Maciel
Examinador Interno
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior
Examinador Externo
UAEM/UFCG



Dr. Jackson de Brito Simões
Examinador Externo
UAEMec/UFERSA

Dedido esse trabalho aos meus pais Ronaldo e Zefinha, todos os tios e tias, irmãos Renato e Raiff, sobrinhos (as) Ravy, Raven, Râmida, Raí e Rebeca, aos meus filhos Rivonaldo e Rilan Lacerda, esposa Rossana, primos (as) Fabrício e Fabíola, cunhadas Renata Coelho e Kally Almeida, aos amigos e cônjuges Faustino Vitorino Neto & Cledimar Gabriel Pereira Vitorino, bem como aos afilhados Nilton Gabriel Pereira Vitorino e João Paulo Pereira Vitorino.

AGRADECIMENTOS

Ao Eterno Deus de Israel pela infinita misericórdia que nos concede todos os dias;

Ao professor Dr. Walman Benício de Castro pela orientação deste trabalho; por acreditar no meu potencial; por me apoiar nos momentos mais difíceis e oportunos;

Ao professor Dr. Carlos José de Araújo pelas contribuições teóricas e de logística, ao longo do doutoramento;

Aos professores Benedito Luciano, Wanderley Júnior e Renato Santana pelas participações nas etapas da construção da tese (projeto, seminário, qualificação e/ou defesa);

Aos professores Jackson Simões, João Baptista Agra e Manassés Agra pelas contribuições laboratoriais (uso da máquina *Discovery All Metal PSPP*, microscópio óptico e máquina de corte por eletroerosão);

Ao técnicos de ensaios DRX, DSC, embutimento à quente e MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura (Lilian, Paulo César, Joel, João Victor e Daniela);

Aos vários alunos cooperadores do LaMMEA – Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG);

Ao técnico Candinho pelo acompanhamento nas fundições por Arco Elétrico e *Melt Spinning* (na Universidade Federal de São Carlos-SP);

Aos secretários da PPGCEMat Márcia e André pelas orientações burocráticas do contexto acadêmico da UFCG;

Aos coordenadores da PPGCEMat, Professores Romualdo Rodrigues Menezes e Gelmires de Araújo Neves, pelo uso do Laboratório de Caracterização de Materiais;

Aos professores da Unidade Acadêmica de Engenharia de Produção (UAEP): Johannes Cornelis, Agostinho Nunes, Taciana Lima e Maria Luiza Rezende, pelos apoios voluntários em alguns momentos;

Ao secretário da UAEP, o Sr. Alexandre Pessoa, pelas diversas orientações institucionais e documentais no decurso deste quinquênio (2014-2019);

Aos engenheiros Kleanny Gama Sales de Souza e José Lion Oliveira Julião, por me ajudarem na determinação dos atributos relacionados aos grãos de ligas Ni-Ti-Hf;

À minha esposa Rossana Gouveia de Lacerda, pelo companheirismo na caminhada;

Aos irmãos Renato Leite Soares e Raiff Leite Soares, pela ajuda financeira;

Ao professor Ms. Maurício Rodrigues Pereira (IFPB-CG) pelo incentivo e a todos que contribuíram de alguma forma pela transformação deste sonho em realidade.

RESUMO

O presente estudo teve por objetivo central a obtenção de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% com EMF por meio de três tipos de processamentos: (i) fundição ao arco de plasma (método SPP - *Skull Push-Pull*) na câmara EDG *Discovery All Metal*; (ii) solidificação rápida pelo método *melt-spinning*; (iii) fusão ao arco elétrico (*arc melting*). Depois, segue-se a caracterização térmica (por meio da técnica DSC) e microestrutural (por efeito dos ensaios DRX, MO e MEV/EDS). Na caracterização térmica foram registradas e discutidas as temperaturas de transformação [TTs], fluxos de calor [W/g], densidades energéticas [J/g] e histereses térmicas [ΔP e ΔT]. Esses resultados foram correlacionados com as análises qualitativas e quantitativas de fases que foram detectadas por meio de DRX nas 5 composições substitucionais estudadas (Hf = 8, 11, 14, 17 e 20 .at%). O método Rietveld foi usado para fazer refinamento de estrutura e determinação de variáveis tais quais densidade específica, percentual de fases, parâmetros de rede [a b c; α β γ], indexação de planos cristalográficos (h k ℓ), cálculo do grau relativo de cristalinidade [X_c] e percentual amorfo, além de mensurar as composições químicas das fases observadas. Com base em regressões não-lineares, os resultados dos experimentos de difração de raios X foram ainda utilizados como ferramenta estatística para estabelecer uma relação matemática entre a distância interplanar [d, Å] & fração de identificação cristalina $1/d^2$ com o ângulo de Bragg [2θ , °]. Posteriormente, as amostras embutidas à frio foram atacadas quimicamente para observação por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) a fim de se observar aspectos superficiais, texturas, contornos e tamanhos de grão (largura, comprimento, perímetro e área). A técnica EDS foi usada para determinação da percentagem atômica (.at%) dos elementos das ligas em áreas específicas. Demonstrou-se nesse trabalho que apesar das ligas ricas em Ni terem sido preparadas com a mesma metodologia, mesmos materiais e composições nominais, os resultados térmicos e microestruturais foram considerados bem distintos, com peculiaridades que direcionam a discussão individualizada em cada um dos 3 processamentos.

Palavras-chave: Arco elétrico. Fusão ao arco de plasma. Liga de Memória de Forma. *Melt-spinning*. Ni-Ti-Hf.

ABSTRACT

The objective of the present study was to obtain $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% alloys with EMF by means of three types of processes: (i) plasma arc casting (SPP method) on EDG Discovery camera All Metal ; (ii) fast solidification by the melt spinning method; (iii) arc melting. Then, it continues with the thermal characterization (by means of the DSC technique) and microstructural characterization (by the XRD, OM and SEM/EDS tests). In the thermal characterization were recorded and discussed the transformation temperatures [TTs], heat flows [W/g], energy densities [J/g] and thermal hystereses [ΔP and ΔT]. These results were correlated with qualitative and quantitative phase analyzes that was detected by XRD in the 5 substituting compositions studied (Hf = 8, 11, 14, 17 and 20 .at%). The Rietveld method was used to make structure refinement and to determinate the variables such as specific density, percentage of phases, network parameters [a b c; α β γ], indexing of crystallographic planes (h k ℓ), calculation of the relative degree of crystallinity [X_c] and amorphous percentage, in addition to measuring the chemical compositions of the observed phases. Based on non-linear regressions, the results of the X-ray diffraction experiments were also used as a statistical tool to establish a mathematical relationship between the interplanar distance [d, Å] & crystalline identification fraction $1/d^2$ with the Bragg angle [2θ , °]. Afete that, the cold-embedded samples were chemically attacked by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) with the objective to observe surface aspects, textures, contours and grain sizes (width, length, perimeter and area). The EDS technique was used to determine the atomic percentage (.at%) of the elements of the alloys in specific areas. It was demonstrated in this work that although Ni-rich alloys were prepared using the same methodology, materials and nominal compositions, the thermal and microstructural results were considered very distinct, with peculiarities that direct us to the individualized discussion in each of the 3 processes.

Keywords: Electric arc; Fusion to the plasma arc; Melt-spinning; Ni-Ti-Hf; Shape Memory Alloy.

PUBLICAÇÕES NACIONAIS E INTERNACIONAIS (2014-2019)

SOARES, Roniere Leite; CASTRO, Walman Benício de; BRITO SIMÕES, Jackson de; ANSELMO, George dos Santos. **A adição dos metais Zr ou Hf como terceiro elemento em ligas Ni-Ti: semelhanças, análise diacrônica e pureza.** *XIV International Conference on Engineering and Technology Education – INTERTECH'2016*. ISSN: 2317-4382. Salvador, Bahia, Brasil, 28 de fevereiro a 02 de março de 2016. p. 211-216. [DOI: 10.14684/INTERTECH.24.2016.211-216]

SOARES, Roniere Leite; CASTRO, Walman B. de. ANSELMO, George dos Santos. LUCIANO, Benedito Antonio. **Comparação estatística entre temperaturas de transformação registradas por DSC e R x T para uma fita tratada de $Ti_{45}Ni_{48}Cu_7$ com efeito de memória de forma obtida por melt-spinning.** *XIV International Conference on Engineering and Technology Education*. February 28/02 a 02/03/2016. © 2016 COPEC. Salvador, Bahia, BRAZIL. p. 158-163. [DOI: 10.14684/INTERTECH.24.2016.158-163]

SOARES, Roniere Leite; CASTRO, Walman Benício de; JULIÃO, José Lion Oliveira; SOUZA, Kleanny Gama Sales de. **Potencial da ferramenta computacional OriginPro 8 SRO v8.0724 (B724) na geração de funções não-lineares que descrevem curvas exotérmica e endotérmica numa liga metálica $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% com EMF.** 2017. *IV World Congress on Systems Engineering and Information Technology - WCSEIT'2017*, Guimarães, Portugal. 26 a 29 de Novembro de 2017. p. 109-114. [DOI: 10.14684/WCSEIT.4.2017.109-114]

SOARES, R., CASTRO, W. B., SIMÕES, J. B.. **Use of the Roniere's Method in the preparation of smart alloy Ni-Ti-Hf.** *Proceedings of II World Congress on Computer Science, Engineering and Technology Education*. September 04-07, 2016. Orgs. Claudio da Rocha Brito (ISBN 978-85-65992-59-6) & Melany M. Ciampi (ISBN 978-85-66680-59-1). Science and Education Research Council, COPEC - Castelo Branco, Portugal. p. 85-89. [DOI: 10.14684/WCCSETE.2.2016.85-89]

CASTRO, Walman Benício de; SOARES, Roniere Leite. **Effect of cooling rate on the Transformation Temperatures of $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% melt-spun ribbons.** *Materials Science Forum*. ISSN 1662-9752. Vol. 930, p. 345-348, Online: 14/09/2018. [<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.345>]

SOARES, Roniere Leite; CASTRO, Walman Benício de. **Effects of composition on transformation temperatures and microstructure of Ni-Ti-Hf shape memory alloys.** *REM – International Engineering Journal*. ISSN 2448-167X. 2019.

Participação em Congressos:

CASTRO, Walman Benício de.; SOARES, Roniere Leite. **Characterization of Ti-Ni-Hf Shape Memory Alloys.** Presented in *poster* form (E.P2.2). XVI-SBPMat, September 10th-14th, 2017, Gramado, Rio Grande do Sul, Brazil. MRS Meeting - Brazilian Materials Research Society. SESSION E.P2 (17:45 - 19:30)

CASTRO, Walman Benício de.; SOARES, Roniere Leite. **Influência das variáveis de tratamento térmico nas temperaturas de transformação martensíticas de fitas $Ti_{50}Ni_{43}Cu_7$ obtidas por melt spinning.** Apresentação oral (Ref. III d12-004). Data: 06/11/2018 – C1; Horário: 14:45 h. 23º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Período: 04 a 08 de NOV/2018. Local: Foz do Iguaçu – PR - Brasil.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – (a) Átomos de Hf substituindo os de Ti em prismas hexagonais; (b) Átomos de Ti e/ou Hf inseridos em vacâncias tetra(octa)édricas.....	46
Figura 2 – Esquema do Processo <i>Splat Cooling</i> em ligas Al-Cu e o resultado da solidificação à direita (Jones, 1973)	49
Figura 3 – Layout básico do princípio de funcionamento da solidificação rápida <i>melt spun</i>	53
Figura 4 – Cadinho transparente (\varnothing cilíndrico: 1 cm) de quartzo usado no processo <i>Melt Spinning</i> , semelhante ao que foi usado nos experimentos laboratoriais deste trabalho	54
Figura 5 – Equipamento Melt Spinning SC 100. Fonte: http://www.arcastinc.com	55
Figura 6 – Evolução dos 2271 trabalhos publicados no site https://www.sciencedirect.com acerca do tema <i>Melt Spinning</i> durante os últimos dez anos (2008-2018)	56
Figura 7 - Diagrama da liga binária Ni-Ti (0-100 at.% Ti) calculado por Agraval P.G. (2010). Diagrama N ^o 107127 – Fonte: http://www.asminternational.org	58
Figura 8 – Diagrama de Fases de ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% (ricas em níquel).....	62
Figura 9 - Diagramas de equilíbrio das ligas binárias constituintes do sistema Ni-Ti-Hf	63
Figura 10 – Montagem dos diagramas ternários que representam alguns compostos estequiométricos estáveis e instáveis formados por Ni e/ou Ti e/ou Hf (com base nos dados cristalográficos e microestruturais postados no portal https://materialsproject.org/)	65
Figura 11 - Alteração dos parâmetros de rede cristalina (a, b, c) e do ângulo β (beta) em função dos teores de Háfio (Potapov <i>et al.</i> , 1997)	72
Figura 12 - Indexação dos picos em fitas Ni _{49.8} Ti _{50.2-x} Hf _x at.% (Potapov <i>et al.</i> , 1997) 73	73
Figura 13 – Aumento gradual dos picos em função da transformação B19'→B2	73
Figura 14 - Ligas Ni _{49.8} Ti _{50.2-x} Hf _x (X = 8–25 at.%) de Potapov <i>et al.</i> (1997) - resultados das histereses térmicas obtidos por Resistômetro.....	74
Figura 15 - Ligas de Ni ₅₀ Ti ₃₂ Hf ₁₈ : porção e fita (Cesari <i>et al.</i> , 1999).....	75
Figura 16 - Valores térmicos <i>mín</i> e <i>máx</i> da liga Ni _{49.8} Ti _{42.2} Hf ₈ , °C (Dalle <i>et al.</i> , 2003)	77
Figura 17 – (a) TTs para a liga Ti ₃₆ Ni ₄₉ Hf ₁₅ (Meng <i>et al.</i> , 2004); e (b) TTs das ligas TiNi _{48,78} Zr _{18,21} (linha fina) e TiNi _{49,42} Hf _{14,63} (linha grossa) (Firstov <i>et al.</i> , 2004)	77
Figura 18 – Comportamento gráfico das Temperaturas de Transformação (Tong <i>et al.</i> , 2008)	79
Figura 19 - TTs para três composições distintas de ligas Ni-Ti-Hf (Tong <i>et al.</i> , 2008)	79
Figura 20 – Curvas DSC das ligas Ni _{50.3} Ti _{29.7} Hf ₂₀ at.% (Prasher e Sen, 2014)	80

Figura 21 – Comportamento gráfico das TTs na liga Ni _{50.3} Ti _{29.7} Hf ₂₀ de Prasher e Sen (2014).....	81
Figura 22 - Formas diversificadas dos elementos usados para obtenção das ligas..	82
Figura 23 - Fluxograma de todas as atividades realizadas (para as Ligas e Fitas)...	83
Figura 24 – (a) Disposição dos metais em cadinho cúprico; (b) Posição do cadinho em relação ao eletrodo pontiagudo de tungstênio.....	87
Figura 25 - Resultado da fundição do botão Ni-Ti-Hf em cadinho (escala natural) ...	87
Figura 26 - Molde, coquilha e resultado da moldagem após fundição na <i>Discovery All</i>	88
Figura 27 - Vistas ortográficas e perspectivas do molde de cobre usado (cotas em mm)	89
Figura 28 - Ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% (massa de cada amostra: 20 g): ø1 cm; altura: 2 cm	89
Figura 29 - Tarugos cortados em processo eletrolítico por um fio de tungstênio em faíscas.....	90
Figura 30 – Organização/disposição estratégica dos metais colocados no forno de fundição.....	90
Figura 31 - Máquina <i>Discovery All</i> (UFCG – UAEMec - Lammea).....	91
Figura 32 – Volante rotativa de cobre no centro da câmara do equipamento <i>Melt Spinning</i>	92
Figura 33 - Equipamento de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> da UFSCar, adquirido em 2001, usado neste trabalho para obtenção das 8 fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%.....	93
Figura 34 – Equipamento de fabricação alemã para fusão por arco elétrico (marca <i>Edmund Bühler</i> , D-72411 Bodelshausen) adquirido pelo Dema no ano 2002 - UFSCar	94
Figura 35 - Calorímetro Exploratório Diferencial (DSC) – UFCG/CCT/UAEM.....	95
Figura 36 - Difratômetro <i>Shimadzu XRD-6000</i> e sistema de aquisição de dados (LCM)	96
Figura 37 – Áreas obtidas por meio dos somatórios das Intensidades integradas (dos picos cristalinos e background) como base para calcular o grau relativo de cristalinidade [X _c , %].....	97
Figura 38 – FWHM (<i>Full Width at Half Maximum</i>) do pico máximo ampliado: a amostra usada foi um fio de Háfnio Ø 1mm (99,9 % de pureza) que foi trefilado antes do ensaio DRX para melhor adequação ao porta-amostra do equipamento. O material foi adquirido da empresa <i>Strem Chemicals, Inc.</i> (http://www.strem.com), Boston, Massachusetts, USA.....	102
Figura 39 – Exemplos de corpos de prova atacados das ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%, obtidas por fusão à plasma, embutidos a frio com resina acrílica VIPIFlash em tubos de PVC.....	107
Figura 40 - Exemplos de corpos de prova atacados das fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%, obtidas por por <i>melt spinning</i> e embutidas a frio com polímero vermelho em PVC: posição vertical.....	107

Figura 41 – Exemplo de um redesenho manual de um dos 30 contornos em cada amostra, em escala apropriada, para contabilizar: largura, comprimento, perímetro e área (mícrons).....	108
Figura 42 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) usado no Lammea (UFCG)	110
Figura 43 – Microscópio Óptico dotado de filtros de cores e de lentes com várias capacidades de ampliação analógica: 100X, 200X, 500X e 1000X	111
Figura 44 – Formas distintas de obtenções das pequenas amostras cortadas de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas pelo mesmo método PSPP da máquina Discovery – marca EDG, originárias de formas geométricas diferentes (botão e pastilha)	113
Figura 45 – Termogramas obtidos a partir dos ensaios DSC realizados para as cinco composições $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% fundidas ao arco de plasma na 2ª série de amostras.....	114
Figura 46 - Evolução das fases Ni_2Ti , B19 e B19' e sua disparidade com as histereses térmicas totais ($\Delta T = A_f - M_s$) nas duas séries de amostras: Série 01 e Série 02.....	116
Figura 47 - Perfil difratométrico das 5 composições $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas ao arco de Plasma (método PSPP) na máquina <i>Discovery All Metal</i> , oriundas da 2ª série de amostras.....	117
Figura 48 - Difratogramas (radiações $CuK\alpha$) constando os Graus de Cristalinidades relativas nas 5 composições nominais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%: perfis observado, calculado e <i>baseline</i>	119
Figura 49 - Porcentagem mássica das fases presentes nas 5 composições de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas ao arco de Plasma (<i>Discovery All</i>): oriundas da 2ª série de amostras.....	120
Figura 50 - Quantidade total de picos indexados nas composições de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% fundidas ao arco de plasma (2ª série de amostras)	124
Figura 51 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina <i>Discovery All</i> (método PSPP): identificação de fases.....	125
Figura 52 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina <i>Discovery All</i> (método PSPP): identificação de fases.....	126
Figura 53 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina <i>Discovery All</i> (método PSPP): identificação de fases.....	127
Figura 54 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina <i>Discovery All</i> (método PSPP): identificação de fases.....	128
Figura 55 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina <i>Discovery All</i> (método PSPP): identificação de fases.....	129
Figura 56 - Visualização do retículo na estrutura cristalina da Fase H (estrutura ortorrômbica).....	131

Figura 57 - Difratoograma da fase H presente na liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at%: carta cristalográfica gerada após o refinamento Rietveld, com 257 picos indexados (12 ° ≤ 2θ ≤ 90 °).....	132
Figura 58 – Exemplo de difratograma com eixos X e Y representados por d versus I	133
Figura 59 – Relação exponencial $f(x) = y_0 + Ae^{R0X}$ existente entre os ângulos 2θ (°) e as distâncias interplanares (d) em ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão a plasma.....	134
Figura 60 – Ordem de ocorrência dos resíduos e histogramas residuais de d nas funções $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R0X}$ referentes às ligas obtidas a plasma no forno <i>Discovery All Metal</i> (PSPP).....	135
Figura 61 – Relação polinomial (grau 2) da relação 1/d ² x 2θ (°) nas 5 ligas PSPP	137
Figura 62 – Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara <i>Discovery All Metal</i>	140
Figura 63 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara <i>Discovery All Metal</i>	141
Figura 64 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara <i>Discovery All Metal</i>	142
Figura 65 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara <i>Discovery All Metal</i>	143
Figura 66 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara <i>Discovery All Metal</i>	144
Figura 67 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% obtida por fusão ao arco de plasma	146
Figura 68 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% obtida por fusão ao arco de plasma.....	147
Figura 69 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% obtida por fusão ao arco de plasma.....	148
Figura 70 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão ao arco de plasma.....	149
Figura 71 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida por fusão ao arco de plasma.....	150
Figura 72 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina <i>Discovery All Metal</i>	151

Figura 73 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina <i>Discovery All Metal</i>	152
Figura 74 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina <i>Discovery All Metal</i>	153
Figura 75 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina <i>Discovery All Metal</i>	154
Figura 76 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina <i>Discovery All Metal</i>	155
Figura 77 – Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno <i>Discovery All Metal</i> : micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura para os três elementos.....	156
Figura 78 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno <i>Discovery All Metal</i> : micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	157
Figura 79 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno <i>Discovery All Metal</i> : micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	158
Figura 80 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno <i>Discovery All Metal</i> : micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	159
Figura 81 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno <i>Discovery All Metal</i> : micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	160
Figura 82 – Gráficos DSC das fitas brutas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas pelo método de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> (no laboratório da UFSCar, São Carlos-SP).....	162
Figura 83 - Histerese total das ligas obtidas sob a velocidade de 18,84 m/s	164
Figura 84 - Histerese total das 7 fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% com EMF em quaisquer velocidades	165
Figura 85 - Exemplo dos perfis difratométricos por meio dos quais foi feito o cálculo da cristalinidade relativa (X _c , %) na fita Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% - 30 Hz [velocidade de 18,84 m/s].....	166
Figura 86 - Identificação das fases presentes nos difratogramas das 8 amostras de fitas brutas solidificadas rapidamente por <i>melt spinning</i> (apenas radiações K α 1) ..	167
Figura 87 - Percentual mássico das fases encontradas nas fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% brutas solidificadas rapidamente por <i>Melt Spinning</i> (gráficos juntos).....	168

Figura 88 - Percentual mássico das fases presentes nas oito fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por <i>Melt Spinning</i> (gráficos separados).....	169
Figura 89 - Valores dos parâmetros cristalinos na fase martensita B19' em 4 amostras NiTiHf.....	170
Figura 90 - Valores do ângulo β e do volume encontrados nas 11 fases B19' das quatro fitas NiTiHf obtidas sob a velocidade giratória de 18,84 m/s (30 cps).....	170
Figura 91 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)	172
Figura 92 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 43,98 m/s (4.200 rpm)	173
Figura 93 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)	174
Figura 94 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)	175
Figura 95 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 25,13 m/s (2.400 rpm)	176
Figura 96 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)	177
Figura 97 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)	178
Figura 98 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por <i>Melt Spinning</i> sob velocidade giratória igual a 25,13 m/s (2.400 rpm)	179
Figura 99 - Quantidade de picos indexados nas várias composições de fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente	181
Figura 100 - Padrão DRX criado em função das cartas geradas por meio dos refinamentos de estruturas realizados nas fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por <i>melt spinning</i>	183
Figura 101 – Ajustes não-lineares da distância interplanar (d) e relação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo de Bragg 2θ (°) nas 8 fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por <i>MS</i>	187
Figura 102 – Fotografias de 4 amostras das fitas brutas, feitas por meio de Microscopia Óptica, sem nenhum tipo de lixamento/polimento ou ataque químico: superfície porosa (não-resultante do contato da volante giratória) e lisa (resultante do contato da volante giratória)	193
Figura 103 - 4 amostras de fitas brutas, fotografadas por meio de Microscopia Óptica, sem nenhum tipo de lixamento/polimento ou ataque químico: superfície porosa (não-resultante do contato da volante giratória) e lisa (resultante do contato da volante giratória).....	194
Figura 104 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf8.at% - 30Hz).....	195

Figura 105 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf8.at% - 70Hz).....	195
Figura 106 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf11.at% - 30Hz)	196
Figura 107 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf14.at% - 30Hz)	196
Figura 108 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf14.at% - 40Hz)	197
Figura 109 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf17.at% - 30Hz)	197
Figura 110 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf20.at% - 30Hz)	198
Figura 111 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a´) e (b´): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf20.at% - 40Hz)	198
Figura 112 - Microfotografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas quimicamente Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - Velocidades de 18,84 m/s e 43,98 m/s, obtidas por meio do processo de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> (ou <i>mel spun</i>)	202
Figura 113 – Gráfico-caixa e gráfico de coluna para a fita Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 30 Hz (18,84 m/s)	202
Figura 114 - Gráfico-caixa e gráfico de coluna para a fita Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 70 Hz (43,98 m/s)	202
Figura 115 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - Vel 18,84 m/s obtidas por meio do método de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i>	204
Figura 116 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - 30 Hz (18,84 m/s)	204
Figura 117 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - velocidade de 25,13 m/s, obtidas por meio do método de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i>	205
Figura 118 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - 40 Hz (25,13 m/s)	205
Figura 119 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% - velocidade de 18,84 m/s, obtidas por meio do método de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i>	206
Figura 120 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% - 30 Hz (18,84 m/s)	206

Figura 121 - Microfotografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas quimicamente $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - velocidades de 18,84 m/s e 25,13 m/s, obtidas por meio do processo de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> (ou <i>melt spun</i>)	207
Figura 122 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - 30 Hz (18,84 m/s)	207
Figura 123 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - 40 Hz (25,13 m/s)	207
Figura 124 – Visualização das espessuras (posição vertical) através das micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por meio do método de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> , nos laboratórios da UFSCar	209
Figura 125 – Histogramas das frequências dos tamanhos dos grãos e suas respectivas curvas probabilidade normal em cada uma das fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% <i>melt spun</i> observadas por microscopia óptica na posição vertical, de acordo com a ordem da Figura 124	210
Figura 126 – Microfotografias feitas em duas amostras de fitas solidificadas rapidamente por <i>melt-spinning</i> : (a) fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:500); (b) fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (c) fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:5000); (d) fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - velocidade de 43,98 m/s (escala 1:1000). As fitas brutas fotografadas não tiveram qualquer tipo de ataque químico feito para eventuais contrastes ou destaques dos contornos de grão	212
Figura 127 - Microfotografias feitas em uma amostra bruta de fita $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% solidificada rapidamente por <i>melt-spinning</i> sob velocidade de 18,84 m/s. A fita fotografada não teve qualquer tipo de ataque químico para destaque de contornos de grão	213
Figura 128 - Microfotografias feitas em duas amostras de fitas solidificadas rapidamente por <i>melt-spinning</i> : (a) fita $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (b) fita $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (c) fita $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - velocidade de 25,13 m/s (escala 1:1000); (d) fita $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - velocidade de 25,13 m/s (escala 1:1000). As fitas brutas fotografadas não tiveram qualquer tipo de ataque químico feito para eventuais contrastes ou destaques dos contornos de grão.....	214
Figura 129 - Microfotografia feita em uma amostra de fita $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% solidificada rapidamente por <i>melt-spinning</i> sob velocidade de 18,84 m/s. A fita bruta fotografada não teve qualquer tipo de ataque químico para eventuais destaques dos contornos de grão	215
Figura 130 - Microfotografias feitas em duas amostras de fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% solidificada rapidamente por <i>melt-spinning</i> : (a) fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (b) fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - velocidade de 25,13 m/s.....	215
Figura 131 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$ %.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) <i>versus</i> Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	218
Figura 132 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	218

Figura 133 – Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	218
Figura 134 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ %.at - 70 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) <i>versus</i> Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	219
Figura 135 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ %.at - 70 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	219
Figura 136 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ %.at - 70 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	219
Figura 137 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ %.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	220
Figura 138 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	220
Figura 139 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	220
Figura 140 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	221
Figura 141 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	221
Figura 142 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	221
Figura 143 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 40 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	222
Figura 144 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	222
Figura 145 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ %.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	222
Figura 146 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ %.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	223

Figura 147 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	223
Figura 148 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	223
Figura 149 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	224
Figura 150 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	224
Figura 151 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	224
Figura 152 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 40 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1	225
Figura 153 - Análise linear feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i> e gráfico de varredura unidimensional	225
Figura 154 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ %.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida <i>melt spinning</i>	225
Figura 155 – Termogramas gerados para as 5 composições nominais de ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>)	226
Figura 156 - Porção martensítica (R + B19') e sua relação com a histerese total (ΔT)	227
Figura 157 - Difratomogramas das 5 ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x at.% (apenas com radiações CuKα1)	229
Figura 158 - Separação visual das 3 Intensidades: experimentais, calculadas e <i>background</i>	231
Figura 159 - Frações cristalinas das três fases identificadas	232
Figura 160 - Difrátograma 12 ° ≤ 2θ ≤ 90 ° gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 65 posições de Bragg para a fase B19' (0.9/0.59/0.51) – monoclinica	234
Figura 161 - Difrátograma 12 ° ≤ 2θ ≤ 90 ° gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 56 posições de Bragg para a fase B19' (1/0.64/0.36) - monoclinica	234
Figura 162 - Difrátograma 12 ° ≤ 2θ ≤ 90 ° gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida	

por fusão ao arco elétrico, com 56 posições de Bragg para a fase B19' (0.79/0.75/0.46) - monoclinica.....	235
Figura 163 - Difrátograma $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 57 posições de Bragg para a fase B19' (0.6/1/0.4) - monoclinica	235
Figura 164 – Modelos estatísticos de ajustes não-lineares da distância interplanar (d) e fração de identificação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo 2θ ($^\circ$) em cada uma das 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (Hf = 8, 11, 14, 17 e 20 .at%) obtidas pelo método de fusão a arco elétrico.....	238
Figura 165 - Identificação da fase matriz (R + B19') e da fase precipitada (Ti, Hf) ₂ Ni	244
Figura 166 - Medições da fase (Ti, Hf) ₂ Ni presente no contorno (160a) e grão (160b)	245
Figura 167 – Fotografias dos contornos de grão na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico.....	251
Figura 168 – <i>Box Plot</i> montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A	251
Figura 169 - Fotografias dos contornos de grão na liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico.....	252
Figura 170 - <i>Box Plot</i> montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A	252
Figura 171 - Fotografias dos contornos de grão na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico.....	253
Figura 172 - <i>Box Plot</i> montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A	253
Figura 173 - Fotografias dos contornos de grão na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico.....	254
Figura 174 - <i>Box Plot</i> montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A	254
Figura 175 - Fotografias dos contornos de grão na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico.....	255

Figura 176 - <i>Box Plot</i> montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A	255
Figura 177 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)	257
Figura 178 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)	258
Figura 179 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)	259
Figura 180 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)	260
Figura 181 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)	261
Figura 182 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	262
Figura 183 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	263
Figura 184 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	264
Figura 185 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	265
Figura 186 - Análise pontual feita por <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> (EDS) na liga atacada Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos.....	266
Figura 187 – Gráfico Williamson-Hall calculado para liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% <i>arc melting</i>	270
Figura 188 – Ensaio R x T em fitas brutas de composição Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% com EMF	271
Figura 189 – Difratoograma da fase B2 gerada neste trabalho para liga Ni ₅₀ Ti ₃₈ Hf ₁₂ .at%.....	272

Figura 190 – Gráfico de comparação entre as 3 intensidades (unidades arbitrárias) observadas experimentalmente nas ligas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas por fusão a plasma na máquina <i>Discovery All Metal</i> (método PSPP): intensidade individual (contagem das radiações $K\alpha_1$), intensidade $K\alpha$ (contagem das radiações $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ por meio de média ponderada) e intensidade integrada (em função do movimento angular em torno de Y)	291
Figura 191 – Separação gráfica dos 3 tipos de intensidades encontradas nos exames DRX feitos nas 8 amostras de fitas $Ni_{50} Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por <i>melt spinning</i> : intensidade individual (contagem das radiações $K\alpha_1$), intensidade $K\alpha$ (contagem das radiações $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ por meio de média ponderada) e intensidade integrada (gerada em função do movimento angular ω em torno de Y)	292
Figura 192 – 5 gráficos à esquerda, primeira coluna, com 3 intensidades DRX separadas: • (radiações $K\alpha_1$); • (radiações $K\alpha = (2.K\alpha_1 + K\alpha_2)/3$); • (intensidade integrada: gerada em função do movimento angular ω em torno de Y, conforme ilustra as figuras do Anexo B).....	293
Figura 193 – <i>Print Screen</i> das telas do Programa AutoCAD 2015 <i>Student</i> PT, onde foram contabilizados os 30 dados de cada variável para cada amostra de liga Ni-Ti-Hf com EMF, com base nas imagens microscópicas: processos Plasma (PSPP) e Arco Elétrico (<i>arc melting</i>)	306
Figura 194 – <i>Print Screen</i> das telas do Programa AutoCAD 2015 <i>Student</i> PT, onde foram contabilizados os 30 dados de cada variável para cada amostra de liga Ni-Ti-Hf com EMF, com base nas imagens microscópicas: fitas <i>Melt Spinning</i> (posições horizontal e vertical)	307
Figura 195 – Oito amostras de fitas obtidas por melt spun e suas respectivas frequências.....	373
Figura 196 – Vista superior da estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (fase B2).....	375
Figura 197 – Alteração de carta cristalográfica da liga de composição $Ni_{50}Ti_{38}Zr_{12}$.at% para a liga teórica de composição nominal $Ni_{50}Ti_{38}Hf_{12}$.at% (relativa à fase austenita B2)	376
Figura 198 - Conjuntos de planos ($hk\ell$) paralelos aos eixos cartesianos X e Y (movimento em torno do eixo Y para a Intensidade Integrada) (Zachariasen, 2004)	378
Figura 199 - Medição da intensidade integrada usando um feixe paralelo monocromático: o cristal é ligeiramente girado, com uma velocidade angular ω , sobre uma linha que é paralela aos planos refletores e perpendiculares aos planos contendo os feixes incidente e difratado. Durante esta rotação, a intensidade do feixe difratado atinge continuamente o detector, o qual se encontra aberto suficientemente para receptor todo o feixe difratado.....	378

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparativo das Temperaturas de Transformação (TTs) registradas em testes DSC para a primeira e para a segunda série de amostras de ligas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por fusão ao arco de plasma no forno <i>Discovery All Metal</i> (LaMMEA, UAEMec, UFCG)	115
Tabela 2 - Dados concernentes ao cálculo do grau relativo de cristalinidade - X_c ..	118
Tabela 3 - Percentuais dos elementos em cada fase (liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at%).....	121
Tabela 4 - Quantidade parcial e total de picos indexados por meio do Refinamento Rietveld (provenientes da 2ª série de amostras).....	124
Tabela 5 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida em forno <i>Discovery All Metal</i> (2ª série de amostras)	125
Tabela 6 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida em forno <i>Discovery All Metal</i> (2ª série de amostras)	126
Tabela 7 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida em forno <i>Discovery All Metal</i> (2ª série de amostras)	127
Tabela 8 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida em forno <i>Discovery All Metal</i> (2ª série de amostras)	128
Tabela 9 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida em forno <i>Discovery All Metal</i> (2ª série de amostras)	129
Tabela 10 - Ni-Ti-Hf (0.5/0.167/0.333) mol - fase B19 (ICSD 188214).....	130
Tabela 11 - Ni-Ti-Hf (0.95/0.95/0.1) mol - fase B19' (ICSD 160491)	130
Tabela 12 - Ni-Ti-Hf (0.79/0.75/0.46) mol - fase B19' (ICSD 160493)	130
Tabela 13 - Ni-Ti (2/1) mol - fase HT (ICSD 105421)	131
Tabela 14 – Demonstração de indexação de 27 picos da fase H na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% ($39,72^\circ \leq 2\theta \leq 50,76^\circ$): zona onde há maior intensidade relativa (unidades arbitrárias)	132
Tabela 15 – Valores das funções exponenciais atribuídas a d em cada composição da liga.....	134
Tabela 16 – Análises de Variâncias dos ajustes exponenciais calculados para o valor de d nas 5 composições nominais de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas a plasma (PSPP)	136
Tabela 17 – Resumo dos itens que validam os modelos $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R0X}$ de ajuste em d	136

Tabela 18 – Relações polinomiais de 2º grau em cada uma 5 ligas obtidas ao arco de plasma - método PSPP: $f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 + \varepsilon$ (baseadas na 2ª série de amostras)	137
Tabela 19 - Análises de Variâncias dos ajustes quadráticos calculados para o valor de $1/\sigma^2$ nas 5 composições nominais de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas a plasma (PSPP)	138
Tabela 20 - Resumo estatístico-descritivo dos principais itens que validam os modelos de ajustes $f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 + \varepsilon$ em $1/\sigma^2$ nas ligas de composição nominal $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas a plasma no forno <i>Discovery All Metal</i> (método PSPP)	138
Tabela 21 - Estatística descritiva do tamanho do grão nas 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	145
Tabela 22 – Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno <i>Discovery All Metal EDG</i> (UF CG/CCT/UAEMec/Lammea).....	156
Tabela 23 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno <i>Discovery All Metal EDG</i> (UF CG/CCT/UAEMec/Lammea).....	157
Tabela 24 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno <i>Discovery All Metal EDG</i> (UF CG/CCT/UAEMec/Lammea).....	158
Tabela 25 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno <i>Discovery All Metal EDG</i> (UF CG/CCT/UAEMec/Lammea).....	159
Tabela 26 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno <i>Discovery All Metal EDG</i> (UF CG/CCT/UAEMec/Lammea).....	160
Tabela 27 - Temperaturas de Transformação (TTs) de fases registradas em exames DSC para as fitas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente pelo método <i>Melt Spinning</i> (Laboratório de Fundição e Solidificação da Universidade Federal de São Carlos, SP).....	163
Tabela 28 - Resultados finais da cristalinidade X_c nas oito amostras de fitas $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at%	166
Tabela 29 - Estatística descritiva das 11 variações da fase B19' ocorrente apenas nas 4 fitas obtidas a uma velocidade giratória de 18,84 m/s (frequência de 30 Hz) 171	
Tabela 30 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)	172
Tabela 31 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - 70 cps (velocidade: 43,98 m/s)	173

Tabela 32 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)	174
Tabela 33 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)	175
Tabela 34 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% - 40 cps (velocidade: 25,13 m/s)	176
Tabela 35 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)	177
Tabela 36 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)	178
Tabela 37 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% - 40 cps (velocidade: 25,13 m/s)	179
Tabela 38 - Quantidade parcial e total de picos indexados por meio do Refinamento Rietveld (nas várias composições nominais).....	181
Tabela 39 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica Ni ₁ Ti ₁ – B19' resultantes do refinamento de estrutura feito na fita Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 30 Hz	182
Tabela 40 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica Ni ₂ Ti ₁ – HT resultantes do refinamento de estrutura feito na fita Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 70 Hz	182
Tabela 41 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica Ni ₁ Ti ₁ – R resultantes do refinamento de estrutura feito na fita Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% - 30 Hz	182
Tabela 42 - Índices dos planos cristalográficos associados a cada um dos 273 picos das 3 fases binárias Ni-Ti encontradas nas fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% <i>melt spinning</i> . Os valores aqui descritos estão contidos nas novas cartas cristalográficas criadas em função dos refinamentos de estrutura Rietveld realizados nas amostras aqui estudadas.....	185
Tabela 43 - Valores dos parâmetros nos modelos de ajuste exponencial calculados para a distância interplanar <i>d</i> nas 8 fitas amostras de composições substitucionais Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% solidificadas rapidamente por meio do processo <i>melt spinning</i> ..	188
Tabela 44 - Resumo estatísticos dos itens que validam os modelos de ajuste não-linear exponencial $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R_0X}$ calculados para a variável dependente <i>d</i> (distância interplanar) nas 8 fitas de composições substitucionais Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%	188
Tabela 45 – Análise de Variância dos modelos de ajuste exponencial adotados para a variável dependente <i>d</i> (distância interplanar) nas 8 fitas solidificadas rapidamente pelo método <i>melt spinning</i> na UFSCar.....	189
Tabela 46 – Valores dos parâmetros nos modelos de ajuste polinomial quadráticos calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% solidificadas rapidamente <i>por melt spinning</i> (ou <i>melt spun</i>): $f(x) = \beta_0X^2 + \beta_1X + \beta_2 + \varepsilon$	190
Tabela 47 – Resumo estatístico dos itens que validam os modelos de ajuste não-linear polinomial $f(2\theta) = \beta_0X^2 + \beta_1X + \beta_2$ calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%	190

Tabela 48 - Análise de Variância dos modelos de ajuste polinomial (quadráticos) calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente pelo método <i>melt spinning</i>	191
Tabela 49 – Área transversal média calculada a partir da coleta de 30 dados para cada fita.....	192
Tabela 50 – Resumo dos valores descritivos relativos às medidas de espessura (μm) e largura (mm) medidos a partir das fitas solidificadas rapidamente pelo método <i>Melt Spinning</i> nos laboratórios de fundição da Universidade Federal de São Carlos-SP	199
Tabela 51 – Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$ % .at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	203
Tabela 52 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$ % .at - 70 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	203
Tabela 53 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$ % .at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	204
Tabela 54 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$ % .at - 40 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	205
Tabela 55 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$ % .at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	206
Tabela 56 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ % .at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	208
Tabela 57 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita <i>melt spinning</i> $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ % .at - 40 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO	208
Tabela 58 – Estatística descritiva das 7 amostras brutas de fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com efeito memória de forma obtidas por <i>melt spinning</i> , considerando-se o tamanho do grão [\emptyset , μm] na posição vertical em relação ao microscópio óptico (MO).....	211
Tabela 59 – Resultados da composição química feita por meio de EDS nas 4 amostras brutas de fitas solidificadas por <i>melt spinning</i> (3 tipos de medidas)	216
Tabela 60 - Resultados da composição química feita por meio de EDS nas 4 amostras brutas de fitas solidificadas por <i>melt spinning</i> (3 tipos de medidas)	217
Tabela 61 – Resumo das TTs medidas para as ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% <i>arc melting</i>	228
Tabela 62 - Parâmetros de rede das várias fases B19' presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	230
Tabela 63 - Indexação de 20 picos da fase B19' na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% <i>arc melting</i>	230

Tabela 64 – Parâmetros estruturais de 4 das 5 fases B19' ocorrentes em Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at%	233
Tabela 65 – Cálculo feito pelo software X'Pert HighScore Plus sobre os atributos relativos à maioria das fases martensitas B19' presentes nas ligas brutas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>), em temperatura ambiente: ≈ 23-25 °C	233
Tabela 66 - Índices de Miller-Bravais restritos ao intervalo 12 ° ≤ 2θ ≤ 90 °, associados às posições 2θ de 4 das 5 fases B19' discriminadas nos difratogramas criados pós-refinamento para a liga bruta de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% <i>arc melting</i>	236
Tabela 67 – Modelos estatísticos estabelecidos para descrever a relação matemática existente entre distância interplanar (<i>d</i>) e fração de identificação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo 2θ (°) em cada uma das 5 composições da liga Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% e na liga geral Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% para as 5 composições simultâneas (obtida por fusão a arco elétrico).....	239
Tabela 68 – ANOVAS das exponenciais de <i>d</i> nas ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% (arco elétrico)	240
Tabela 69 - Resumo estatístico dos itens que validam os modelos exponenciais de <i>d</i> nas ligas de composição nominal Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão ao arco elétrico	240
Tabela 70 - ANOVAS dos modelos de ajuste não-linear encontrados para os valores de $1/d^2$ nas 5 ligas de composição nominal Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% (obtidas ao arco elétrico)	241
Tabela 71 - Resumo estatístico dos itens que validam os modelos quadráticos de $1/d^2$ nas ligas de composição nominal Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão ao arco elétrico.....	241
Tabela 72 - Critério numérico para estabelecimento de intervalos na contagem de dados	242
Tabela 73 – Resumo das maiores frequências dos valores computados por MO...242	
Tabela 74 - Quantificação dos elementos contidos nas fases precipitada e martensita (por EDS – resultados semiquantitativos)	245
Tabela 75 – Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, observada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG).....	246
Tabela 76 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG).....	247
Tabela 77 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da	

liga atacada, de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG).....	248
Tabela 78 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG).....	249
Tabela 79 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG).....	250
Tabela 80 – Resumo da estatística descritiva das dimensões bidimensionais coletadas a partir das amostras brutas-atacadas de ligas metálicas Ni ₅₀ Ti _{50-X} Hf _X .at% com <i>EMF</i> obtidas pelo método de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) na UFSCar, Estado de São Paulo.....	256
Tabela 81 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP.....	262
Tabela 82 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP.....	263
Tabela 83 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP.....	264
Tabela 84 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP.....	265
Tabela 85 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida por fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP.....	266
Tabela 86 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ at.%	288
Tabela 87 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ at.%	288

Tabela 88 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ at.%	289
Tabela 89 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ at.%	289
Tabela 90 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ at.%	290
Tabela 91 – Relação de igualdade proporcional entre o Número de Avogadro e a quantidade real de átomos, assim como entre a massa atômica total proporcional e a massa real (20 g)	290
Tabela 92 – Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande	294
Tabela 93 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande	295
Tabela 94 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande	296
Tabela 95 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande	297
Tabela 96 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande	298
Tabela 97 – Dados amostrais coletados por meio de microscopia óptica para o tamanho linear dos grãos nas fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% com EMF obtidas por <i>melt spinning</i> , em posição horizontal. Os valores (µm) abaixo relacionados foram medidos por meio de ferramentas CAD e comandos específicos: inserir, anexar, escala, polilinha, lista, etc.	299
Tabela 98 - Dados amostrais coletados por meio de microscopia óptica para o tamanho linear dos grãos nas fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% com EMF obtidas por <i>melt spinning</i> , em posição vertical. Os valores (µm) abaixo relacionados foram medidos por meio de ferramentas CAD e comandos específicos: inserir, anexar, escala, polilinha, lista, etc.	300
Tabela 99 – Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016	301
Tabela 100 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% com EMF obtida pelo método de fusão ao	

arco elétrico (<i>arc melting</i>) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016	302
Tabela 101 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016	303
Tabela 102 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016	304
Tabela 103 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016	305
Tabela 104 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	308
Tabela 105 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	313
Tabela 106 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	316
Tabela 107 - Indexação completa da fase binária Ni ₂ Ti ₁ – HT na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	321
Tabela 108 - Indexação completa das fases ternárias B19 e B19' na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	322
Tabela 109 - Indexação completa da fase binária Ni ₂ Ti ₁ – HT na liga Ni ₅₀ Ti ₃₀ Hf ₂₀ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	327
Tabela 110 - Indexação completa das fases ternárias B19 e B19' na liga Ni ₅₀ Ti ₃₃ Hf ₁₇ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina <i>Discovery All Metal</i> – método PSPP), LaMMEA.....	328
Tabela 111 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo).....	336
Tabela 112 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at% - 70 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo).....	337
Tabela 113 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo).....	339

Tabela 114 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, UF: São Paulo).....	345
Tabela 115 - Indexação completa das fases binárias contidas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, UF: São Paulo).....	348
Tabela 116 - Indexação completa das fases ternárias contidas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo)	351
Tabela 117 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo).....	352
Tabela 118 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, UF: São Paulo).....	355
Tabela 119 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida <i>melt spinning</i> (UFSCar, São Paulo).....	361
Tabela 120 - Indexação completa das fases Martensitas monoclinicas encontrada nas ligas $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at%, $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% e $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtidas ao arco elétrico (<i>arc melting</i>)	367
Tabela 121 - Indexação completa das 3 primeiras fases Martensitas monoclinicas encontradas na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>)	368
Tabela 122 - Indexação completa das 2 últimas fases Martensitas monoclinicas encontradas na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico (<i>arc melting</i>)	369
Tabela 123 - Indexação completa das fases Martensitas monoclinicas encontrada na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico, na UFSCar (São Carlos-SP).....	371
Tabela 124 – Picos das fases austeníticas B2 indexados. Composição $Ni_1Ti_{0.76}Hf_{0.24}$ mol - grupo espacial <i>Pm3m</i> (#221), $a = b = c = 3,056 \text{ \AA}$, $Vol = 28,3726 \text{ \AA}^3$ e $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	376

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Detalhes das 5 cartas cristalográficas das ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% ricas em Níquel (substitucionais)	45
Quadro 2 - Detalhes das 3 cartas cristalográficas das ligas $Ni_{50-x}Ti_{50}Hf_x$.at% ricas em Titânio (intersticiais)	46
Quadro 3 - Detalhes das 6 cartas cristalográficas de ligas equiatômicas $Ni_{(100-x)/2}Ti_{(100-x)/2}Hf_x$ ($5 \leq X \leq 20$)	47
Quadro 4 – Principais <i>Processos de Solidificação Rápida</i> – RSP. Adaptado para Língua Portuguesa de: (Lavernia e Srivatsan, 2009)	52
Quadro 5 – Diagramas da liga Ni-Ti com composições parciais (várias faixas térmicas).....	57
Quadro 6 – Diagramas completos calculados para a liga Ni-Ti em diferentes faixas térmicas.....	57
Quadro 7 – Pontos de fusão das transformações alotrópicas	58
Quadro 8 – Resumo das fases descritas no diagrama de Agraval P. G. (2010). Fonte de dados: http://www.asminternational.org/	59
Quadro 9 - Registro das TTs obtidas em ligas de <i>n</i> -elementos (Firstov <i>et al.</i> , 2004) 60	
Quadro 10 – Fases de estruturas cristalinas ortorrômbicas presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	66
Quadro 11 - Fases de estruturas cristalinas monoclinicas presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	66
Quadro 12 - Fases de estruturas cristalinas tetragonais presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	67
Quadro 13 - Fases de estruturas cristalinas triclinicas presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	67
Quadro 14 - Fases de estruturas cristalinas cúbicas presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	69
Quadro 15 - Fase de estrutura cristalina trigonal presente em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	69
Quadro 16 - Fases de estruturas cristalinas romboédricas (com eixo hexagonal) presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	70
Quadro 17 - Fases de estruturas cristalinas hexagonais presentes em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	71
Quadro 18 - Temperaturas de Transformação ($^{\circ}C$)	74
Quadro 19 - Ligas de Cesari <i>et al</i> (1999) - $Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$ (porção e fita): TTs, $^{\circ}C$	75
Quadro 20 - Valores das TTs para a liga $Ni_{49.8}Ti_{42.2}Hf_8$, $^{\circ}C$ (Dalle <i>et al.</i> , 2003)	76
Quadro 21 - Ligas Ni-Ti-Hf de Tong <i>et al</i> (2008) e suas respectivas TTs, $^{\circ}C$	78
Quadro 22 - TTs para Liga $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Hf_{20}$ tratadas termicamente, $^{\circ}C$ (Prasher e Sen, 2014)	80

Quadro 23 – Parâmetros estruturais e de rede dos metais usados na liga ternária Ni-Ti-Hf	82
Quadro 24 - Ligas codificadas em percentagem atômica (%.at) e em massa (%.wt)	84
Quadro 25 - Massas (g) dos elementos em cada uma das 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% ($\Sigma = 20$ g).....	86
Quadro 26 – Velocidades da Roda (ou volante) de cobre usadas nesse trabalho	93
Quadro 27 – Tipos de intensidades a serem consideradas e suas respectivas radiações K	98
Quadro 28 - Equações típicas que calculam a distância interplanar nos vários tipos de cristais registrados pela literatura em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (vários autores)	99
Quadro 29 – Descrição dos itens que constam numa Análise de Variância simples e suas respectivas siglas e seus respectivos sinônimos	104
Quadro 30 – Reagentes que podem ser usados em ligas que contêm Háfnio	105
Quadro 31 – Reagentes usados costumeiramente por estudiosos em ligas que contêm Hf.....	106
Quadro 32 – Semelhanças físico-químicas entre os dois elementos háfnio e lutécio	271
Quadro 33 – Notação dos símbolos de identificação dos cristais (Pearson, 1967).	377

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 - Massa proporcional de cada elemento químico envolvido.....	85
Equação 2 - Quantidade Proporcional de átomos para cada elemento químico.....	85
Equação 3 - Porcentagem em Massa para cada elemento.....	85
Equação 4 – Quantidade real de átomos contida em cada porção de um elemento	86
Equação 5 – Aferição das igualdades reais e proporcionais (=1)	86
Equação 6 – Cálculo da distância interplanar para quaisquer tipos de cristais	99
Equação 7 – Relação $1/d^2$ para cristais cúbicos	100
Equação 8 - Relação $1/d^2$ para cristais monoclinicos.....	100
Equação 9 - Relação $1/d^2$ para cristais ortorrômbicos	100
Equação 10 - Relação $1/d^2$ para cristais tetragonais	100
Equação 11 - Relação $1/d^2$ para cristais hexagonais	101
Equação 12 - Relação $1/d^2$ para cristais triclinicos	101
Equação 13 - Relação $1/d^2$ para cristais romboédricos.....	101
Equação 14 – Função de Lorentz aplicada em picos DRX	102
Equação 15 – Cálculo do valor da largura à meia altura (FWHM)	102
Equação 16 – Cálculo para a Intensidade Integrada.....	103
Equação 17 – Outra versão da expressão para o cálculo para a Intensidade Integrada.....	103
Equação 18 – Relação exponencial existente entre d e ângulo 2θ nas ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%	103
Equação 19 – Relação parabólica da Fração $1/d^2$ com o ângulo de difração 2θ ..	104
Equação 20 – Soma quadrática (Entre)	104
Equação 21 – Soma quadrática dos resíduos (Dentro).....	104
Equação 22 – Fórmula usada para o teste de Normalidade de Anderson-Darling	109
Equação 23 – Coeficiente R (ou coeficiente de Pearson) para modelos de ajuste linear simples	109
Equação 24 – Coeficiente linear para função afim adotado para as relações L/C e P/A	109
Equação 25 – Coeficiente angular para função afim adotado para as relações L/C e P/A	109
Equação 26 - Lei de Beer-Lambert-Bouguer expressa por equação exponencial ..	122
Equação 27 – Fórmula para cálculo do Fator de estrutura	122

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A (ou Á) – Área

A_f – Temperatura final da transformação austenita

A_p – Temperatura de pico da transformação austenita

A_s – Temperatura inicial da transformação austenita

ASM - ASM International (Advanced Semiconductor Materials): Organização de estudos científicos na área de materiais fundada por Arthur H. del Prado em 1968. Sede: Almere, Países Baixos. Editora responsável pela publicação, distribuição e venda dos Books e Handbooks (*Best Sellers*)

C – Comprimento

CIF - Crystallographic Information File (Arquivo de Informação Cristalográfica)

COD - Crystallography Open Database (Banco de dados aberto de cristalografia)

CTS – Cycle To Second (ou CPS – Ciclo Por Segundo)

DRX - Difração de Raios X

DSC - Differential Scanning Calorimetry

EDS - Energy Dispersive Spectroscopy

EMF – Efeito Memória de Forma

FWHM - Full Width at Half Maximum (largura à meia altura)

HTSMA - High Temperature Shape Memory Alloys

HTSMA - High Temperature Shape Memory Alloys (Ligas de Memória de Forma de Alta Temperatura)

ICDD - International Centre for Diffraction Data (Centro Internacional de Dados de Difração)

ICSD - Inorganic Crystal Structure Database (Banco de dados de estrutura cristalina inorgânica)

JCPDS - Joint Committee on Powder Diffraction Standards (cartas DRX)

L – Largura

LMF – Liga de Memória de Forma

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

M_f – Temperatura final da transformação martensita

MO – Microscopia Óptica

M_p – Temperatura de pico da transformação martensita

M_s – Temperatura inicial da transformação martensita

NA – Número de Avogadro

P – Perímetro

PF – Ponto de Fusão

PSPP - Plasma Skull Push-Pull (fusão ao arco de plasma associada à técnica *empurrar-puxar*)

R – Coeficiente de Pearson para ajuste linear

R x T – Resistência (elétrica) por Temperatura

RPM – Rotação por Minuto

RS - Rapidly-Solidified (solidificado(a) rapidamente)

RSP - Rapid Solidification Processing (Processo de Solidificação Rápida)

SMA – Shape Memory Alloys

SME – Shape Memory Effect

SPP - Skull Push-Pull

TM – Transformação Martensítica

TT ou TTs – Temperatura(s) de Transformação

U. A. – Unidade Arbitrária (intensidade difratométrica)

W-H - Williamson-Hall

XRD - X-Ray Diffraction

LISTA DE SÍMBOLOS

- \bar{X} – Média Aritmética para uma amostra
- (a b c) Parâmetros de rede cristalina
- (h k l) - Índices de Miller dos planos cristalográficos (formado apenas por números inteiros: positivos e/ou negativos)
- (α γ β) - alfa, gama e beta: ângulos interaxiais das estruturas cristalinas
- © - Copyright (Reserva de Direitos Autorais)
- μ - micron (ou μm : micrômetro = 1×10^{-6} m)
- 2θ – Ângulo referenciado pelos ensaios de difratometria
- 500x – escala numérica de ampliação 500:1 (ou 500/1)
- Å – Angstrom (1×10^{-10} m)
- A – Austenita
- at.% - percentagem atômica
- atm – Medida de pressão atmosférica
- B19 – Estrutura cristalina ortorrômbica
- B19' - Estrutura cristalina Monoclínica (martensita)
- B2 – Estrutura cristalina Cúbica (austenita)
- cm – centímetros (s)
- CuK α – radiação produzida pelo cobre na camada *alpha*: $\lambda = 1,5404$ Å
- d – menor distância interplanar (distância perpendicular entre planos cristalinos)
- F(000) – Fator de estrutura (quantidade de elétrons na unidade cristalina)
- Fase R - Estrutura cristalina Romboédrica
- g - grama
- H – Fase orthorhombic (assim denominada por conter 2 letras H)
- Hz – Hertz
- J/g – Joules por grama (densidade energética)
- k – constante qualquer
- K – Kelvin (medida térmica)
- L/pol² – Libras por polegada ao quadrado (medida de pressão)
- Lb/pol² – Libras por polegada ao quadrado
- M – Martensita
- M – massa
- m – metro (s)

mA – miliampère

min – minuto

mm – milímetro = $(1 \times 10^{-3} \text{ m})$

mm³ – milímetro(s) cúbico(s)

Ø – diâmetro

°C – graus centígrados ou graus Celsius (medida térmica)

pm – picômetro (= $1 \times 10^{-12} \text{ m}$)

Pol/hg – polegada de mercúrio (unidade de pressão)

r – raio

R – Resistência Elétrica

T – Temperatura

t – tempo

TA – Temperatura ambiente = $23 \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$ (faixa térmica na qual foram feitos os exames de Difração de Raios X)

V – Volume

W/g – Watts por grama (Fluxo de Calor)

wt.% - percentagem em massa

ΔR ou $\Delta \Omega$ – Variação percentual da Resistência Elétrica em função de um referencial térmico (por exemplo: $50 \text{ }^\circ\text{C}$)

ΔT – Histerese Térmica Parcial

ΔT – Histerese Térmica Total

η – nano = nm (ou ηm : nanômetro = $1 \times 10^{-9} \text{ m}$)

λ – lambda (comprimento de onda)

π – pi = 3,1415926535

ρ – Rho: densidade específica (g/cm^3 ou kg/mm^3)

σ – Desvio Padrão

Σ – Somatório

σ^2 – Variância

ϕ – phi: ângulo diedro formado entre dois planos cristalográficos subsequentes de mesma estrutura

Ω – Ohm: Medida de Resistência Elétrica (letra ômega)

e – Número de Euler $\approx 2,71828$

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	40
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	42
Efeito Memória de Forma (contextualização)	42
Ligas de Memória de Forma (LMF)	44
Solidificação Rápida	48
Método <i>Melt Spinning</i>	53
Ligas Ni-Ti	57
Ligas HTSMA	60
Ligas Ni-Ti-Hf	63
Fases martensita e austenita nas ligas Ni-Ti-Hf	72
Temperaturas de Transformação em ligas Ni-Ti-Hf	74
3 MATERIAIS E MÉTODOS	82
Materiais	82
Metodologia	83
Preparação das Amostras	84
3.1 OS TRÊS TIPOS DE FUNDIÇÃO ADOTADOS	91
Fusão das ligas Ni-Ti-Hf por fusão à plasma	91
Solidificação das fitas Ni-Ti-Hf por <i>Melt Spinning</i>	92
Fusão das ligas por arco elétrico (<i>Arc Melting</i>)	94
3.2 CARACTERIZAÇÕES	95
Caracterização DSC	95
Caracterização por Difração de Raios X (DRX)	95
Difração de Raios X na caracterização de materiais	98
Ataque Químico nas ligas e fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at%	105
Observação Microscópica (MEV/EDS e MO)	110
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	112
4.1 Ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas por fusão ao Arco de Plasma (PSPP)	112
Caracterização Térmica (DSC)	112
Caracterização Estrutural (DRX)	117
Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)	139
4.2 Fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% solidificadas rapidamente por <i>Melt Spinning</i>	161
Caracterização Térmica (DSC)	161
Caracterização Estrutural (DRX)	166

Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)	192
4.3 Ligas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% fundidas por Arco Elétrico (<i>Arc Melting</i>).....	226
Caracterização Térmica (DSC).....	226
Caracterização Estrutural (DRX)	229
Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)	242
5. CONCLUSÕES	267
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	270
REFERÊNCIAS.....	273
APÊNDICES.....	288
A. Tabelas geradas em função do uso do Método de Roniere	288
B. Intensidades (u. a.) para as ligas Ni-Ti-Hf obtidas por fusão a plasma	291
C. Intensidades (u. a.) para as fitas Ni-Ti-Hf solidificadas rapidamente	292
D. Intensidades (u. a.) para as ligas Ni-Ti-Hf obtidas ao arco elétrico	293
E. Dados amostrais para cálculos dos tamanhos dos grãos nas ligas e fitas Ni ₅₀ Ti _{50-x} Hf _x .at% obtidas pelos três processamentos distintos	294
F. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas várias fases das amostras obtidas por meio do processamento de fusão ao arco de plasma (forno EDG).....	308
G. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas várias fases das amostras obtidas por meio do processamento de solidificação rápida <i>Melt Spinning</i>	336
H. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas fases martensitas B19' (monoclínicas) das amostras obtidas por meio do processamento de fusão ao Arco Elétrico (<i>Arc Melting</i>)	367
I. Fotos das fitas obtidas por solidificação rápida melt spinning	373
J. Informações cristalográficas da fase austenítica B2.....	374
ANEXOS	377
A. Notação convencional dos Símbolos de <i>Pearson</i> (HANDBOOK)	377
B. Intensidade Integrada (DRX): conceito geométrico	378

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos foram publicados vários trabalhos que descreveram a obtenção e a caracterização de ligas Ni-Ti-Hf com *efeito memória de forma* a partir de diversos métodos de fusão: fusão por forno de indução a vácuo operado a 14.000 V, 24 kW e frequência de 1800 Hz (Moshref-Javadi *et al.*, 2014), fusão a laser seletivo (SLM) (Elahinia *et al.*, 2018), fusão por indução a vácuo seguida de extrusão a quente sob 900 ° C (Hayrettin *et al.*, 2019). Majoritariamente, nota-se que a fusão por arco elétrico (*arc melting*) é o processamento mais usado porque garante elevadas temperaturas de transformação de fase ($As > 100^{\circ}C$) – propriedade típica dessas ligas. É possível também constatar, minoritariamente, a fusão de tais ligas metálicas por meio do processo de solidificação rápida *melt spinning* ou *melt spun* (Santamarta *et al.*, 1999). Mas a obtenção dessas ligas Ni.Ti.Hf por meio do método de fusão ao arco de plasma em atmosfera inerte (método SPP ou PSPP na máquina *Discovery All Metal* - EDG) continuava como inédita.

Por meio da revisão bibliográfica foi possível notar que nos processos *arc melting* e *melt spinning* foram determinadas várias características pertinentes às ligas e fitas submetidas, variavelmente, a estágios posteriores de recristalização, homogeneização, solubilização ou tratamento térmico (Karakoc *et al.*, 2018). Por isso, os referidos estudos não tiveram como foco a descrição das características típicas das amostras associadas diretamente às técnicas de obtenção em seu estado original, conservadas sem interferências de tratamentos.

Com base nessa realidade exposta, desenvolveu-se nesse estudo a determinação das características térmicas e estruturais obtidas experimentalmente em ligas substitutivas de composição nominal $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (Hf = 8, 11, 14, 17 e 20 .at%), ricas em Níquel, obtidas por intermédio de três métodos que conservaram as amostras em seu estado bruto de fusão/solidificação, de acordo com a sequência na qual foram realizados: (i) fusão em forno *Discovery All Metal* - método SPP (fusão à plasma em atmosfera de argônio); (ii) solidificação rápida *melt spinning*; e (iii) fusão por arco elétrico (*arc melting*). Imediatamente após as caracterizações realizadas por DSC e DRX foram feitas observações microscópicas complementares (microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura) a fim de se obter mais detalhes da microestrutura e da composição química (EDS). Não foram feitos comparativos entre os resultados obtidos por processos distintos.

Tendo como base os resultados de cada processo em separado, a determinação das temperaturas de transformação foi a referência para avaliar a influência do acréscimo de Hf na demanda energética das entalpias, mensurar a homogeneidade a partir das histereses totais, bem como a aferir a formação da massa martensítica.

O método Rietveld foi usado para calcular a cristalinidade relativa das amostras por meio da integração das áreas dos picos DRX e linha *baseline*. A partir deste método se fez a identificação das fases presentes e quantificação das mesmas (frações volumétricas e mássicas). Foi possível também determinar para cada fase: fator de estrutura, densidade específica, parâmetros de rede, coeficiente de atenuação em massa, massa molar, indexação dos planos cristalográficos e grupo espacial correspondente.

Ao final desse trabalho foi possível perceber, individualmente, o quão foi determinante o processamento e suas variáveis de controle operacional nos resultados finais das características que definem, variavelmente, as temperaturas de transformação (TTs) e as estruturas cristalinas das fases identificadas em temperatura ambiente. Cada conjunto de amostras das ligas Ni-Ti-Hf foram analisadas em seu estado preservado de obtenção, de acordo com o método de fusão utilizado.

A importância desse trabalho foi detalhar as particularidades das características materiais (térmicas e microestruturais) presentes nas amostras brutas, as quais estão diretamente associadas aos processos que foram mantidos em seus estados de fusão. A geração de diversas cartas cristalográficas com extensão .CIF foi ainda um marco relevante para que este trabalho aponte em direção a vários outros que possam ser desenvolvidos a partir de agora. Essa pesquisa também se justificou pelo fato de se inserir no grande rol de interesse acadêmico que atualmente se dissemina no âmbito das crescentes pesquisas acerca de materiais de interesse industrial que possam ser aplicados comercialmente, pois se pretende usar ou aplicar estas ligas e fitas metálicas Ni-Ti-Hf com EMF em sensores e atuadores que exigem, fundamentalmente, altas temperaturas de transformação de fase.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Efeito Memória de Forma (contextualização)

O metalurgista *Adolf Karl Gottfried Martens* foi quem pela primeira vez observou estruturas semelhantes a microscópicas plaquetas compridas (agulhas) nos aços temperados (Chiaverini, 1986) e, por isso, foi usada a nomenclatura *martensita* para designar esse tipo de microestrutura organizacional. Observada inicialmente como arranjo atômico em ligas ferrosas, essa estrutura microscópica foi detectada posteriormente numa liga de $Au_{47.5}Cd$ (Ölander, 1932), a partir da qual foi descoberto que o efeito reversível da mesma gera um fenômeno físico-químico chamado inicialmente de "comportamento tipo-borracha". Isso caracterizou a Transformação Martensítica (TM), que consiste na mudança de fase no estado sólido, sob efeito de temperatura ou tensão. Em seguida, esse fenômeno foi novamente registrado em 1938 numa liga de CuZn (latão) por Greninger e Mooradian (Hornbogen e Wassermann, 1956).

Em 1949 a *martensita termoelástica* foi conceituada como sendo a base cristalográfica para o fenômeno (Kurdyumov e Kandros *apud* Brito, 2012). O *Efeito Memória de Forma* (EMF) foi assim denominado por Chang e Read em 1951. No ano de 1957 Chen demonstrou o EMF numa liga Cu-Al-Ni e Rachinger caracterizou a primeira aplicação prática na construção de hastes superelásticas para teste de resistência a deformação de 2%, sobre um ciclo reversível.

A primeira patente para um produto onde o EMF foi usado se emitiu, em 1961, para Muldawer e Feder, que utilizaram uma liga Au-Ag-Cd num interruptor elétrico termicamente ativado por efeito Joule (Gonzalez, 2002). Em 1962, o EMF foi verificado numa liga de NiTi por William Buehler (Buehler *et al.*, 1963) e Frederick Wang (Wang *et al.*, 1965), no Laboratório de Material Bélico Naval dos EUA (Kauffman e Mayo, 1997) conhecido por NOL - Naval Ordnance Laboratory e, por isso, a liga foi denominada de NiTiNOL (Brito, 2012).

O Efeito Memória de Forma (EMF) ou *Shape Memory Effect* (SME) é a propriedade que permite a determinadas formas geométricas, a deformação aparente (pseudodeformação) por meio de esforço mecânico e, imediatamente após serem submetidas a uma faixa de temperatura crítica, retornam à forma original. Isso

ocorre porque há uma transformação inversa da fase martensítica por meio de movimento atômico adifusional.

A TM é uma mudança de fase no estado sólido que produz tensões e isso potencializa aplicações em sensores e atuadores, bem como em amortecimento de vibrações. São exemplos de sensores/atuadores os fios, lâminas, fitas, parafusos, porcas, filmes, arruelas, molas *etc.*

O EMF se apresenta num material sob duas faixas conhecidas. A faixa de alta temperatura foi chamada de *Austenita* (ou Fase Matriz) em homenagem ao metalúrgico inglês William Chandler Austen e a faixa de baixa temperatura foi chamada de *Martensita* em homenagem ao metalurgista alemão Adolf Martens. Essas faixas térmicas são caracterizadas pelas TTs (Temperaturas de Transformação). Elas podem ser resumidas da seguinte forma: As - temperatura na qual há o início da transformação da martensita para a austenita, sob aquecimento; Af - temperatura na qual houve a finalização da transformação da martensita para a austenita, sob aquecimento; Ms - temperatura na qual houve o início da transformação da austenita para a martensita, sob resfriamento; Mf - temperatura na qual houve a finalização da transformação da fase austenita para a martensita, sob resfriamento.

Em síntese, as fases Austenita e Martensita nas ligas Ni-Ti-Hf, por exemplo, do ponto de vista cristalográfico, estão relacionadas basicamente com duas estruturas cristalinas que ocorrem quando essas temperaturas críticas são atingidas. A estrutura austenítica, também denominada “fase mãe”, por ser mais estável, está caracterizada pela formação da célula cúbica B2 (Cúbica de Faces Centradas – CFC) enquanto que a estrutura martensítica, por ser mais instável, é identificada pela presença da estrutura monoclinica (B19') e ainda pode ser denominada de fase metaestável (Szurman *et al.*, 2011).

Há em algumas outras LMF Ni-Ti-Hf, dependendo da composição e do processamento usado, a ocorrência da martensita ortorrômbica (fase B19) e a incidência da fase R (estrutura Romboédrica). Esta última é a mais instável de todas porque requer baixo nível térmico para que ocorra mudança de fase, comparando-se com as outras variações de fases metaestáveis (B19' e B19).

Ligas de Memória de Forma (LMF)

Algumas ligas metálicas têm a capacidade de recuperar deformações provocadas por carregamento mecânico. Quando esta recuperação é obtida por retirada de carregamento, a propriedade é chamada de *superelasticidade* (SE) ou pseudoelasticidade. Todavia, quando a recuperação é obtida por meio de submissão térmica apropriada, a propriedade é chamada de *Efeito Memória de Forma*, abreviada por EMF ou pela sigla inglesa SME (*Shape Memory Effect*).

Toda *liga de memória de forma* (LMF) apresenta superelasticidade, porém esta última só ocorre acima da $T_T Af$. O *efeito memória de forma* ocorre no regime elástico enquanto que a superelasticidade ocorre no regime superelástico.

O *efeito* memória de forma pode ser de dois tipos. O primeiro deles, o efeito memória de forma simples, é conhecido na literatura como *One-Way Shape Memory Effect* (OWSME), o qual ocorre apenas no aquecimento. O segundo é o efeito de memória duplo, conhecido como *Two-Way Shape Memory Effect* (TWSME), que ocorre no aquecimento e também no resfriamento e, portanto, é bidirecional.

As LMF geralmente são classificadas de acordo com os elementos químicos envolvidos. As ligas metálicas do sistema Ni-Ti vêm sendo empregadas em diversos setores, tais como no setor de petróleo e gás, *design*, além das indústrias automotivas, aeroespaciais e biomédicas. Isso ocorre porque elas têm maior estabilidade, resistência à oxidação e melhor desempenho térmico-mecânico. A elas pode ser adicionado um terceiro elemento (Ni-Ti-X) que, dependendo do processamento usado e do teor atômico acrescentado, resulta em materiais cujas propriedades têm potencial para diversas aplicações tecnológicas.

As ligas Ni-Ti-Hf, por exemplo, possuem o EMF baseado em três tipos de composição: substitucional ($Ni_{50}Ti_{50-X}Hf_X$.at%: ricas em níquel – conforme mostra a Figura 1(a)), intersticial ($Ni_{50-X}Ti_{50}Hf_X$.at%: ricas em titânio – conforme mostra a Figura 1(b)) e equiatômica ($Ni_{100-X/2}Ti_{100-X/2}Hf_X$.at% ($5 \leq X \leq 20$)) (Zarinejad *et al.*, 2008). Neste trabalho foi focado este primeiro tipo devido ao fato de ser mais amplamente estudado em relação aos outros dois (Sanjabi *et al.*, 2005).

Elenca-se no(s) Quadro 1, Quadro 2 e Quadro 3 alguns dados das fichas cristalográficas referentes aos três tipos de ligas Ni-Ti-Hf. As respectivas propriedades foram catalogadas por meio dos arquivos CIF e PDF disponibilizados no banco de informações sobre materiais inorgânicos ICSD (Inorganic Crystal Structure Database) e no ICDD (International Centre for Diffraction Data).

Ficha 160483	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	1	58,6934	58,6934	9,74488E-23	6,023E+23	50%	a = 2,820	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,9	47,88	43,092	7,15457E-23	5,4207E+23	45%	b = 4,161	$\beta = 98,04$	P 1 21/m 1
Hf	0,1	178,49	17,849	2,96347E-23	6,023E+22	5%	c = 4,663	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160484	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	1	58,6934	58,6934	9,74488E-23	6,023E+23	50%	a = 2,902	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,76	47,88	36,3888	6,04164E-23	4,57748E+23	38%	b = 4,117	$\beta = 98,49$	P 1 21/m 1
Hf	0,24	178,49	42,8376	7,11234E-23	1,44552E+23	12%	c = 4,717	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 00-050-1147	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Baker, 1970)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	1	58,6934	58,6934	9,74488E-23	6,023E+23	50%	a = 3,0330	$\alpha = 90$	Cúbico
Ti	0,76	47,88	36,3888	6,04164E-23	4,57748E+23	38%	b = 3,0330	$\beta = 90$	Pm-3m
Hf	0,24	178,49	42,8376	7,11234E-23	1,44552E+23	12%	c = 3,0330	$\gamma = 90$	B2
Ficha 160485	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	1	58,6934	58,6934	9,74488E-23	6,023E+23	50%	a = 3,000	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,64	47,88	30,6432	5,0877E-23	3,85472E+23	32%	b = 4,109	$\beta = 99,15$	P 1 21/m 1
Hf	0,36	178,49	64,2564	1,06685E-22	2,16828E+23	18%	c = 4,766	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 188214	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Yang, Fan et al., 2013)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	1	58,6934	58,6934	9,74488E-23	6,023E+23	50%	a = 12,64	$\alpha = 90$	Ortorrômbica
Ti	0,333	47,88	15,94404	2,64719E-23	2,00566E+23	17%	b = 8,82	$\beta = 90$	F d d S
Hf	0,667	178,49	119,05283	1,97664E-22	4,01734E+23	33%	c = 26,08	$\gamma = 90$	B19

Quadro 1 – Detalhes das 5 cartas cristalográficas das ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% ricas em Níquel (substitucionais)

Ficha 160487	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%.at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,9	58,6934	52,82406	8,77039E-23	5,4207E+23	45%	a = 2,859	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	1	47,88	47,88	7,94953E-23	6,023E+23	50%	b = 3,978	$\beta = 98,53$	P 1 21/m 1
Hf	0,1	178,49	17,849	2,96347E-23	6,023E+22	5%	c = 4,777	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160488	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%.at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,83	58,6934	48,715522	8,08825E-23	4,99909E+23	42%	a = 2,929	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	1	47,88	47,88	7,94953E-23	6,023E+23	50%	b = 4,004	$\beta = 98,63$	P 1 21/m 1
Hf	0,17	178,49	30,3433	5,0379E-23	1,02391E+23	9%	c = 4,826	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160490	Coeficientes	Massa molar tabulada	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%.at	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(u)	(g/mol)	(g)	---	---	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,6	58,6934	35,21604	5,84693E-23	3,6138E+23	30%	a = 3,206	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	1	47,88	47,88	7,94953E-23	6,023E+23	50%	b = 4,091	$\beta = 100,41$	P 1 21/m 1
Hf	0,4	178,49	71,396	1,18539E-22	2,4092E+23	20%	c = 4,913	$\gamma = 90$	B19'

Quadro 2 - Detalhes das 3 cartas cristalográficas das ligas $Ni_{50-x}Ti_{50}Hf_x$.at% ricas em Titânio (intersticiais)

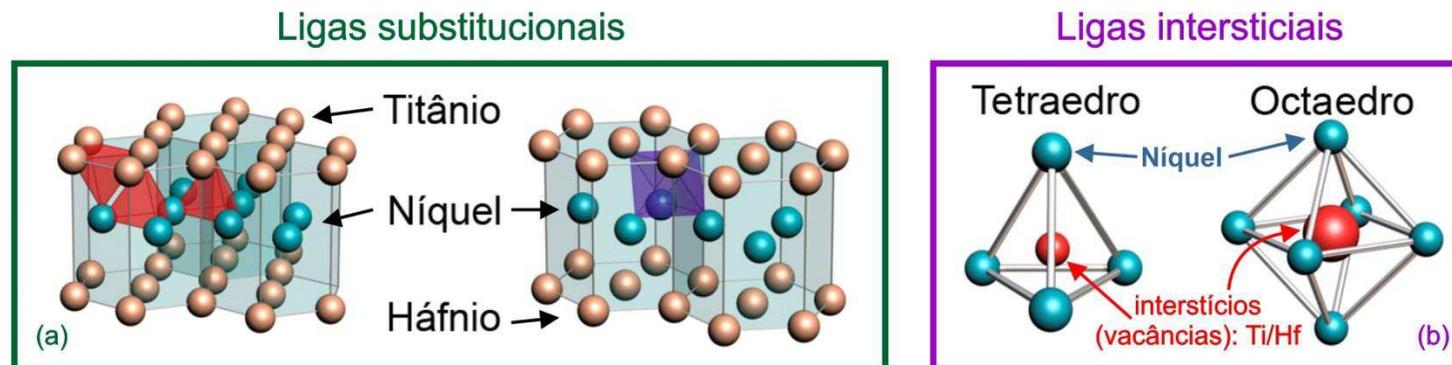


Figura 1 – (a) Átomos de Hf substituindo os de Ti em prismas hexagonais; (b) Átomos de Ti e/ou Hf inseridos em vacâncias tetra(octa)édricas

Ficha 160491	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,95	55,75873	9,25763E-23	5,72185E+23	48%	49,975	a = 2,821	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,95	45,486	7,55205E-23	5,72185E+23	48%	49,975	b = 4,069	$\beta = 98,04$	P 1 21/m 1
Hf	0,1	17,849	2,96347E-23	6,023E+22	5%		c = 4,630	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160492	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,86	50,476324	8,3806E-23	5,17978E+23	43%	49,9375	a = 2,869	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,89	42,6132	7,07508E-23	5,36047E+23	45%	49,9375	b = 4,109	$\beta = 98,32$	P 1 21/m 1
Hf	0,25	44,6225	7,40868E-23	1,50575E+23	13%		c = 4,658	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160494	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,8	46,95472	7,7959E-23	4,8184E+23	40%	49,9	a = 2,935	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,8	38,304	6,35962E-23	4,8184E+23	40%	49,9	b = 4,126	$\beta = 98,81$	P 1 21/m 1
Hf	0,4	71,396	1,18539E-22	2,4092E+23	20%		c = 4,750	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160489	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,67	39,324578	6,52907E-23	4,03541E+23	34%	49,895	a = 3,109	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,91	43,5708	7,23407E-23	5,48093E+23	46%	49,895	b = 4,039	$\beta = 99,33$	P 1 21/m 1
Hf	0,42	74,9658	1,24466E-22	2,52966E+23	21%		c = 4.869	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160493	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,79	46,367786	7,69845E-23	4,75817E+23	40%	49,885	a = 2,897	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,75	35,91	5,96215E-23	4,51725E+23	38%	49,885	b = 4,117	$\beta = 98,32$	P 1 21/m 1
Hf	0,46	82,1054	1,3632E-22	2,77058E+23	23%		c = 4,690	$\gamma = 90$	B19'
Ficha 160486	Coeficientes	Massa molar	Peso	Qtde de átomos	%at	Equidade	Parâmetros	Ângulos	Estrutura
(Zarinejad et al., 2008)	(mol)	(g/mol)	(g)	---	---	(%.at)	(Å)	(°)	Cristalina
Ni	0,9	52,82406	8,77039E-23	5,4207E+23	45%	49,775	a = 3,076	$\alpha = 90$	Monoclínica
Ti	0,59	28,2492	4,69022E-23	3,55357E+23	30%	49,775	b = 4,048	$\beta = 100,06$	P 1 21/m 1
Hf	0,51	91,0299	1,51137E-22	3,07173E+23	26%		c = 4,870	$\gamma = 90$	B19'

Quadro 3 - Detalhes das 6 cartas cristalográficas de ligas equiatômicas $Ni_{(100-X)/2}Ti_{(100-X)/2}Hf_X$ ($5 \leq X \leq 20$)

Solidificação Rápida

O processo de solidificação rápida, conhecido também como *Rapid Solidification Processing* (RSP) pode ser definido na metalurgia como sendo a forma pela qual se aplica altas taxas de resfriamento em metais e ligas metálicas liquefeitas (10^4 K/s – 10^6 K/s) durante a solidificação e também pela maneira como se impõe o superresfriamento antes da solidificação. Nesta última é possível que haja: (i) minimização ou eliminação dos fatores que induzem a nucleação heterogênea; (ii) ou ocorrência de nucleação a temperaturas cada vez mais baixas (Sastry *et al.*, 1983); (Das e Davis, 1988).

A situação de não-equilíbrio proporciona ao material solidificado, dependendo da taxa de arrefecimento, várias propriedades microestruturais diferenciadas, entre as quais: fases metaestáveis, amorfização, refino de grão, baixo percentual de cristalinidade *etc.* Essas estruturas podem ser resumidas em três classes: microestruturas de não-equilíbrio, estruturas metaestáveis e mistura de fases (Castro, 2006).

Vários experimentos foram realizados ao longo do tempo a fim de se constatar que uma liga solidificada rapidamente (*Rapidly-Solidified* - RS) proporciona: redução no ordenamento (colaborando para surgimento do arranjo cristalino de curto alcance), diminuição do tamanho médio de grão (contribuindo para a melhoria da resistência mecânica e resistência à fratura), aumento na solubilidade (contribui para o reforço da solução sólida e endurecimento por precipitação durante tratamentos térmicos), soluções sólidas supersaturadas, aparecimento de estruturas homogêneas sem segregações, desenvolvimento de fases metaestáveis, homogeneidade química e distribuição uniforme (melhorando a resistência a corrosão/desgaste e aumentando a tenacidade à fratura), além de formar materiais amorfos (sem estrutura atômica definida).

Dentre os fatores que favorecem a formação de fase amorfa, a qual se faz presente no vidro metálico, por exemplo, podem ser citados: sistemas multicomponentes (ligas ternárias, quaternárias e de “n” elementos), alto valor de entalpia de mistura negativa (força de ligação entre os pares atômicos na liga e maior dificuldade de quebra da ligação durante o resfriamento rápido) e a diferença entre raios atômicos e estruturas atômicas constituintes da liga, o que retarda a cinética e limita a difusão.

O vidro metálico surgiu em 1960, por meio do RSP aplicado na liga $\text{Au}_{75}\text{Si}_{25}$ produzida por W. Klement, Willens e Duwez, no Instituto de Tecnologia da Califórnia - California Institute of Technology, CALTECH (Klement *et al.*, 1960).

Por meio do método de solidificação rápida podem ser obtidas pequenas massas de materiais, entre as quais: dispersão de gotas (substratos), emulsificação, fusão em presença de fluxo, queda livre e levitação. Os métodos mais usados podem ser divididos em três tipos básicos: atomização, fusão superficial e resfriamento em coquilha (*Melt-Spinning* e *Splat-Cooling*).

No processo *Splat-Cooling*, por exemplo, levita-se uma amostra (~100 mg) no interior de uma bobina de indução sob atmosfera de argônio, conforme Figura 2. A corrente é interrompida após a fusão e a amostra cai automaticamente. Deste modo, a gota líquida é prensada entre dois discos de modo que uma taxa de resfriamento da ordem de 10^6 K/s é imposta (Fukanuma *et al.*, 2009). O resultado é uma minúscula pastilha circular (ou disco).

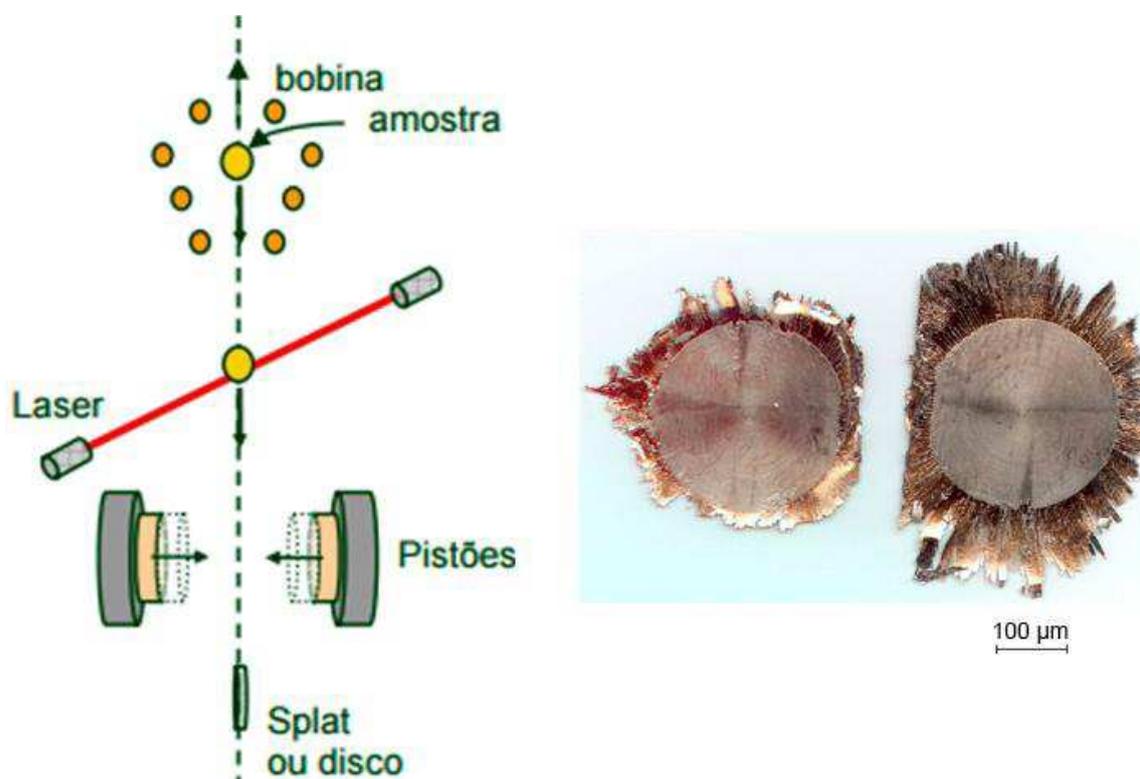


Figura 2 – Esquema do Processo *Splat Cooling* em ligas Al-Cu e o resultado da solidificação à direita (Jones, 1973)

Alguns dos principais RSP e seus respectivos produtos, características físicas e taxas de resfriamento são apresentados no Quadro 4.

Processo(s) RPS	Princípio/características/descrição	Produto/Dimensões	Taxa(s) de resfriamento (K/s)	Referências
Atomização de fluidos (jatos normalmente individuais)	Fluido de alta pressão de impacto num fluxo contínuo de metal líquido	Bolhas esféricas lisas (Ø 50/100 µm)	Gas: 10^2-10^3 ; SSGA: $> 10^6$	(Sellers <i>et al.</i> , 1997)
Gás (Ar, N ₂)	Ultra-som G.A: a fusão ocorre por ondas de alta intensidade	Supersonico G.A: 10-50 µm; Ultrasônico G.A: <30 µm	USGA: 10^5	(Yongchang <i>et al.</i> , 1988)
Água	Alta contaminação superficial de O ₂	Partículas irregulares Ø 75/200 µm	$10^2 - 10^4$	(Liu <i>et al.</i> , 2014)
Atomização de Vácuo (gás solúvel)	O metal fundido supersaturado com gás sob pressão é subitamente exposto ao vácuo. O gás se expande causando atomização do líquido	Pó esférico Ø 40/150 µm	$10^4 - 10^5$	(E, 1968)
Tambor <i>splat</i> sob têmpera de gás	Gotículas atomizadas são direcionadas sobre um tambor rotatório	Flocos 50-100 µm e Ø 1-3 mm	$10^4 - 10^5$	(Bennett e Poulidakos, 1993)
Processo do Eletrodo Rotativo (Rotating electrode process - REP)	Liga em forma de eletrodo é rotacionada (250 RPS) enquanto está sendo fundida por um arco de plasma. A liga fundida é ejetada por centrifugação e solidificada numa câmara com gás inerte	Pó esférico Ø 150/2000 µm	10^2 K/s	(Hata <i>et al.</i> , 2001)

Taxa de solidificação rápida (Rapid solidification rate - RSR), Atomização Centrifugada	O metal derretido é ejetado em disco côncavo giratório, arrefecido à água, resultando em gotículas resfriadas por gás hélio em alto fluxo	Pó esférico \varnothing 100 μm	10^5 K/s	(Savage e Froes, 1984); (Staudhammer e Johnson, 1986)
Rolo de dupla atomização	Processo de atomização mecânica onde o fluxo de metal fundido é dirigido contra rolos rotativos em alta velocidade	Flocos 200 μm	$10^5 - 10^6$	(Zhou <i>et al.</i> , 2012)
Laser-Melting/Spin-Atomization	Feixe de laser é usada para fundir o topo de haste rotativa. Gotículas são expelidas pela centrífuga.	Partículas esféricas \varnothing 40 μm	$\gg 10^4$ K/s	(Peng <i>et al.</i> , 1985)
Atomização eletrohidrodinâmica (Electrohydrodynamic atomization - EHDA)	Um campo elétrico é aplicado à superfície do metal líquido e faz com que uma gota seja expelida	Gotículas > 0,01-15 μm	107 K/s	(Barzegar Vishlaghi <i>et al.</i> , 2012)
Melt Drag (overflow)	Ocorre por descarga repetitiva de faísca entre dois eletrodos mergulhados num fluido dielétrico	$\gg \varnothing$ 0,5 μm (contaminação de fluido dielétrico)	$10^5 - 10^6$	(Hughes e Sheldon, 1974)
Electron beam melting combined with spat quenching (EBSO)	Um feixe de elétrons focado derrete a ponta da amostra de modo que gotas fundidas caem sobre a superfície de um disco giratório	Flocos 50 μm	10^6 K/s	(Seshadri <i>et al.</i> , 1988)
Chill Block Melt Spinning (CBMS)	O metal fundido é expelido por gravidade sobre a superfície convexa de roda giratória (plana ou entalhada)	Fitas com espessuras de 25/50 μm	$10^5 - 10^7$	(Pavuna, 1981)
Crucible melt extraction (CME)	O metal fundido se solidifica na borda de um disco arrefecido em H ₂ O	Filamentos ou fibras 20-100 μm	$10^5 - 10^6$	(Eylon e Froes, 1989)

Melt drag (overflow)	Excesso de um metal fundido a partir de um reservatório é vertido em superfície rotativa fria	Filamentos e partículas	$10^4 - 10^6$	(Gaspar e Hackman, 1991)
Pendant drop (POME)	Um filamento é extraído a partir da extremidade de uma haste fundida suspensa, logo acima da superfície cilíndrica rotativa	Filamentos, Fibras	$10^5 - 10^6$	(Arashiro e Demarquette, 1999)
Rapid Spinning Cup (RSC)	Uma porção de metal fundido é ejetado sobre uma camada espessa de líquido em rotação, situado na parede interior de um copo "Spanning"	Pó esférico grosso e irregular - Ø 50 µm - 50 mm	10^6 K/s	(Savage e Froes, 1984)
Splat Cooling (pistões duplos)	Gotas de metal fundido são impactadas ou prensadas pelos pistões	Gotas sólidas (splat) 50-300 µm	$10^4 - 10^6$	(Fukanuma <i>et al.</i> , 2009)
Deposição de plasma por spray	O metal fundido é impelido para um substrato por meio de um gás ionizado quente que emana do maçarico de plasma. As camadas depositadas são muito finas e, por isso, a solidificação rápida ocorre.	Camada porosa > 50 µm	$10^3 - 10^6$	(Sampath e Herman, 1996)
Arco Spray	Fios eletricamente carregados a serem pulverizado são alimentados em conjunto para produzir um arco controlado. O metal fundido é atomizado e por uma corrente de gás é projetado sobre um substrato.	Filme poroso > 50 µm	$10^2 - 10^5$	(Steffens e Nassenstein, 1999); (Tillmann <i>et al.</i> , 2011)

Quadro 4 – Principais *Processos de Solidificação Rápida* – RSP. Adaptado para Língua Portuguesa de: (Lavernia e Srivatsan, 2009)

Método *Melt Spinning*

A técnica de solidificação rápida *Melt Spinning* vem sendo largamente usada para produção de fitas metálicas com propriedades que, dependendo da velocidade em que a volante de cobre gira, podem conter amorfização (Inoue *et al.*, 1988) e (Yang *et al.*, 2019) e fases instáveis/metaestáveis (Yi *et al.*, 2018). Usa-se também esse processo para obtenção de vidros metálicos (Budhani, Ramesh *et al.*, 1982).

O princípio de funcionamento do referido processo, de acordo com a Figura 3, consiste na fusão por indução eletromagnética capaz de atingir o patamar de 1400 °C aproximadamente (Steen e Karcher, 1997). A liga fundida é subitamente vertida sobre a superfície cilíndrica de roda cúprica. Isso gera fitas maleáveis que possuem largura, espessura e comprimento que variam em função das condições operacionais do equipamento assim como do modo em que as amostras foram submetidas ao processo.

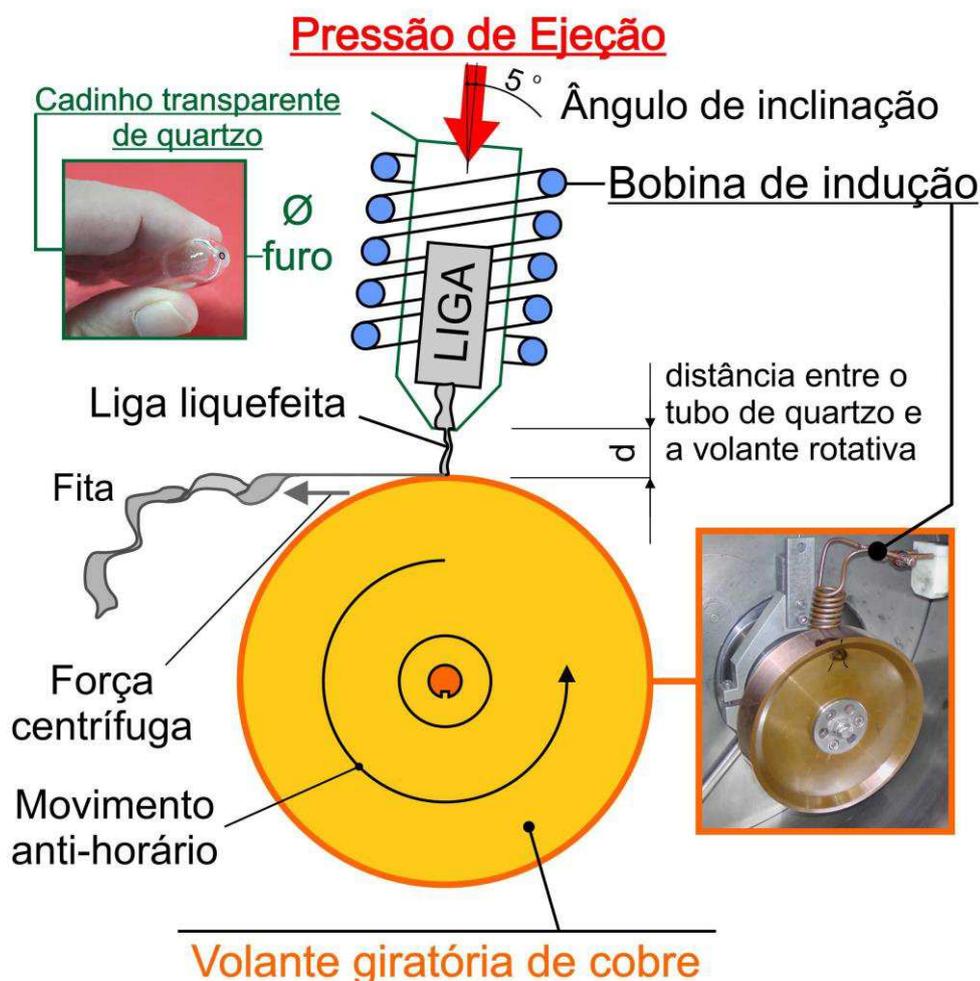


Figura 3 – Layout básico do princípio de funcionamento da solidificação rápida *melt spun*

Dentre as variáveis que podem influenciar nas dimensões e nas propriedades microestruturais, térmicas, mecânicas e morfológicas das fitas, pode-se citar: massa das cartas metálicas, diâmetro do furo de saída no cadinho, tipo de cadinho: quartzo? Figura 4) ou ZSBN compactado - Nitreto de Boro sintetizado com Carboneto de Silício e Zircônia¹?, frequência (Hz) ou velocidade escolhida (m/s) para rotação da volante cúprica, distância do furo de saída do cadinho à volante, inclinação da bobina de indução adjunta ao ângulo de inclinação do cadinho, vácuo interno máximo da câmara *melt spinning*, uso (ou não) de materiais não-reativos líquidos, velocidade do arrefecimento (ou taxa de resfriamento: $10^4 - 10^7$ K/s), tipo de não-reativos usados no estado líquido (Nitreto de Boro ou Alumina (Al_2O_3)?), massa total da volante de cobre, quantidade de purgas de gás inerte, e raio da volante de cobre, entre outras.



Figura 4 – Cadinho transparente (\varnothing cilíndrico: 1 cm) de quartzo usado no processo *Melt Spinning*, semelhante ao que foi usado nos experimentos laboratoriais deste trabalho

No que se refere às ligas com memória de forma, existem ainda outras variáveis que podem influenciar diretamente nas TTs. Além da pureza dos metais usados no preparo das cargas, a descontaminação e a composição nominal são fatores importantes que interferem na mudança de fase em cada amostra.

Devido a essa variabilidade qualitativa e quantitativa dos fatores associados ao processo e ao preparo dos metais, além do planejamento, é importante repetir os

¹ Nitreto de Boro sólido (ou Grau ZSBN): composto cerâmico prensado a quente, usado para aplicações de metal ou ligas fundido(as), como em vazamentos de lingotamento contínuo, em que a resistência ao desgaste e a condutividade térmica são importantes.

ensaios de fundição com as mesmas condições pré-estabelecidas para que seja possível fazer comparativos entre as ligas obtidas/observadas, sob o mesmo contexto experimental.

Cada equipamento, no entanto, contém características próprias que devem ser (re)conhecidas pelo usuário antes mesmo de elaborar a metodologia dos experimentos a serem realizados. O modelo SC 100 da empresa Arcast Inc., por exemplo, mostrado na Figura 5, é um sistema bastante usado na atualidade.



Figura 5 – Equipamento Melt Spinning SC 100. Fonte: <http://www.arcastinc.com>

Tal equipamento possui sistema composto de câmara de vácuo, cabine de controle, bomba rotativa de palhetas duplas de alto vácuo para 9×10^{-3} mbar e contém ainda a opção de *upgrade* do vácuo por uso adicional da bomba turbo-eletr. É capaz de produzir fitas com larguras que alcançam de 1 de 20 mm. Requer uma

alimentação elétrica de 1 e 3 fases (208 - 400 VAC, 50/60 Hz, 35 kVA), além de resfriamento da volante com 20 l/m de água sob temperatura menor que 30 °C, bem como o uso de gás inerte argônio como purgante padrão. Possui capacidade de produzir até 100 g para ligas de Al, Fe, Ni e Cu, adota cadinhos de quartzo ou nitreto de boro ZSBN, tem câmara de aço inoxidável, gerador de indução na ordem de 15 kW de HF, roda (ou volante) cúpica cujas dimensões são 30 cm de diâmetro e 5 cm de largura, além de velocidade da roda que atinge desde 25 m/s até 200 m/s. A variedade das marcas e modelos usados atualmente na produção de fitas solidificadas rapidamente por *Melt Spinning* fazem deste método de solidificação um dos mais estudados e disseminados no âmbito acadêmico.

Ao longo do tempo foram feitos vários estudos acerca das implicações das variáveis operacionais/experimentais em algumas características físicas e propriedades desses materiais solidificados rapidamente (Liebermann e Graham, 1976), (Pavuna, 1981), (Egami, 1984) e (Pagnola *et al.*, 2016), além de modelos matemáticos que preveem resultados numéricos (Budhani, Rc *et al.*, 1982). É de se notar também que, de acordo com a linha de tendência central traçada na Figura 6, há um notável crescimento na quantidade de publicações dos artigos de alto impacto registrado na plataforma ScienceDirect no último decênio, o que demonstra o interesse científico acerca do processamento *melt spinning* e suas aplicações.

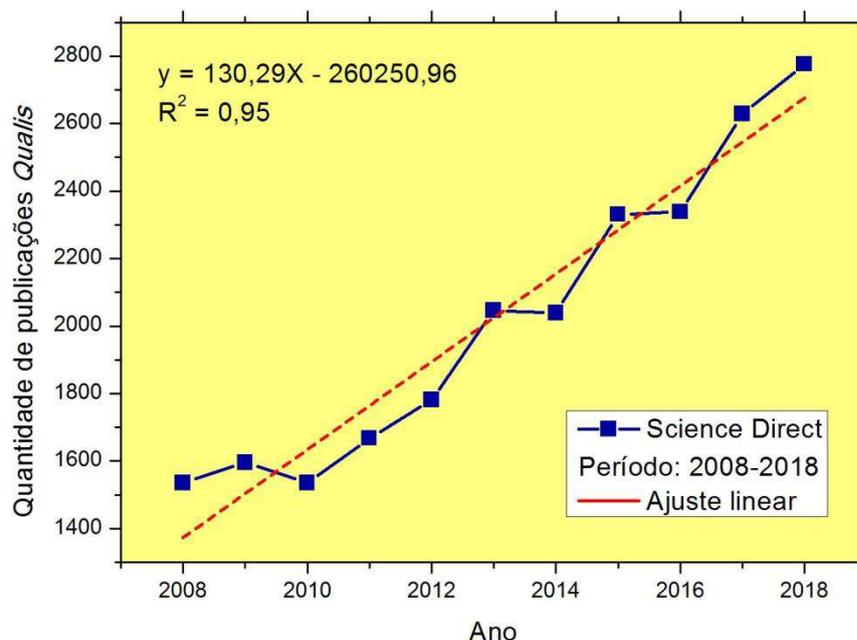


Figura 6 – Evolução dos 2271 trabalhos publicados no site <https://www.sciencedirect.com> acerca do tema *Melt Spinning* durante os últimos dez anos (2008-2018)

Ligas Ni-Ti

A liga binária Ni-Ti vem sendo estudada por meio dos diagramas de fases desde a década de 1930 (Vogel, 1938) até a década atual (Agraval P.G., 2010). Em termos de composições parciais, os estudos abrangeram, conforme Quadro 5:

Composição Parcial	Faixa Térmica	Autor(es):
0-40 at.% Ti	600-1500 °C	(Vogel, 1938)
36-66 at.% Ti	0-1400 °C	(Purdy e Parr, 1960)
40-60 at.% Ti	0-1400 °C	(Christou e Crider, 1972)
42-58 at.% Ti	0-1400 °C	(Zwicker e Zwicker, 1974)
87-100 at.% Ti	700-1000 °C	(Bastin e Rieck, 1974)
46-52 at.% Ti	200-1000 °C	(Honma e Takei, 1975)
35-70 at.% Ti	600-1400 °C	(Schlesinger, 1994)

Quadro 5 – Diagramas da liga Ni-Ti com composições parciais (várias faixas térmicas)

Em 1940 foi esboçado o diagrama de fases da liga binária Ni-Ti em sua extensão completa: 0-100 at.% Ti, faixa térmica 800-1700 °C (Wallbaum, 1940). Depois desse estudo, outros pesquisadores aperfeiçoaram os cálculos das possíveis composições em diferentes faixas térmicas, tal qual é mostrado no Quadro 6.

Composição	Faixa Térmica	Autor(es)
0-100 at.% Ti	500-1800 °C	(Nielsen e Margolin, 1951)
	600-1800 °C	(Taylor e Floyd, 1952)
	600-1800 °C	(Mcpherson e Hansen, 1954)
	800-1800 °C	(Poole e Hume-Rothery, 1955)
	600-3200 °C	(Stover, 1956)
	400-1700 °C	(Kovnyeristyy Y.K., 1985)
	600-1800 °C	(Murray, 1991)
	400-1700 °C	(Vlasova <i>et al.</i> , 1991)
	200-1700 °C	(Le <i>et al.</i> , 1991)
	0-2000 °C	(Bormann e Zöltzer, 1992)
	500-1700 °C	(Haiyan e Zhanpeng, 1993)
	600-1800 °C	(Bellen <i>et al.</i> , 1996)

Quadro 6 – Diagramas completos calculados para a liga Ni-Ti em diferentes faixas térmicas

O mais recente diagrama envolvendo a extensão completa de composições entre Ni e Ti foi calculado por Agraval P.G. (2010) na faixa térmica de 100-1800 °C, sob condições de equilíbrio, conforme é mostrado na Figura 7.

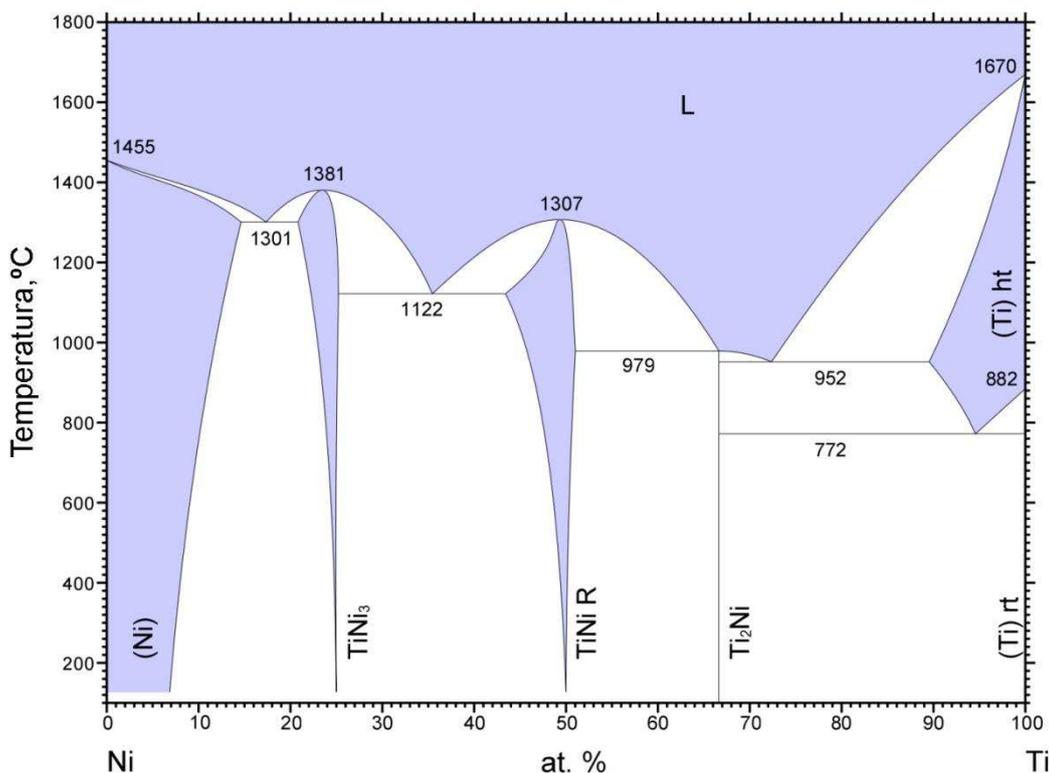


Figura 7 - Diagrama da liga binária Ni-Ti (0-100 at.% Ti) calculado por Agraval P.G. (2010). Diagrama N° 107127 – Fonte: <http://www.asminternational.org>

É possível perceber no referido diagrama que em três temperaturas distintas ocorrem as seguintes transformações alotrópicas, segundo consta no Quadro 7.

Elemento (fase)	Notação comum	Reação	Temperatura (°C)	Protótipo	Símbolo Pearson	Grupo Espacial
(Ni)	Ni	$L \leftrightarrow (Ni)$	1455	Cu	cF4	Fm-3m
(Ti) ht	βTi	$L \leftrightarrow (Ti) ht$	1670	W	cI2	Im-3m
(Ti) rt	αTi	$(Ti) ht \leftrightarrow (Ti) rt$	882	Mg	hP2	P6 ₃ /mmc

Quadro 7 – Pontos de fusão das transformações alotrópicas

Há também 6 reações nas quais três fases estão em equilíbrio. De acordo com o gráfico podemos citar as seguintes reações: 3 eutéticas ($L \rightarrow TiNi_3 + TiNi ht$ aos 1122 °C, $L \rightarrow (Ni) + TiNi_3$ aos 1301 °C e $L \rightarrow Ti_2Ni + (Ti) ht$ aos 952 °C), 1 eutetóide ($(Ti) ht \rightarrow Ti_2Ni + (Ti) rt$ aos 772 °C) e 1 peritética ($L + TiNi ht \rightarrow Ti_2Ni$ aos 979 °C). Ainda há 2 reações congruentes em que ambas as fases estão em equilíbrio termodinâmico: $L \rightarrow TiNi ht$ aos 1307 °C e $L \rightarrow TiNi_3$ aos 1381 °C.

Respaldado em vários autores, pode-se delinear ainda várias características físicas, químicas, estequiométricas, cristalográficas e geométricas de 6 diferentes fases que ocorrem no diagrama Ni-Ti, conforme Quadro 8:

Notação ASM, Literatura	Protótipo	Símbolo Pearson (Anexo A) Grupo Espacial	ρ (mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros (nm)	Ângulos axiais (°)	Autores
(Ni), (Ni)	Cu	cF4 Fm-3m	8.18	0.04611	a=0.3586	$\alpha=90$	(Lambrigger, 1991)
					b=0.3586	$\beta=90$	
					c=0.3586	$\gamma=90$	
(Ti) rt, (α Ti)	Mg	hP2 P6 ₃ /mmc	4.52	0.0352	a=0.29486	$\alpha=90$	(Sirota e Zhabko, 1981)
					b=0.29486	$\beta=90$	
					c=0.467	$\gamma=120$	
					T=24,85 °C		
(Ti) ht, (β Ti)	W	cI2 Im-3m	4.37	0.0364	a=0.33149	$\alpha=90$	(Spreadborough e Christian, 1959)
					b=0.33149	$\beta=90$	
					c=0.33149	$\gamma=90$	
					T=999,85°C		
TiNi ₃ , Ni ₃ Ti	TiNi ₃	hP16 P6 ₃ /mmc	7.93	0.187598	a=0.5109	$\alpha=90$	(Laves e Wallbaum, 1939)
					b=0.5109	$\beta=90$	
					c=0.8299	$\gamma=120$	
TiNi mart tri, NiTi	AuCd	hP18 P31m	6.49	0.2456	a=0.7335	$\alpha=90$	(Fruchart <i>et al.</i> , 1993b)
					b=0.7335	$\beta=90$	
					c=0.5271	$\gamma=120$	
					T=4,85 °C		
Ti ₂ Ni, NiTi ₂	Ti ₂ Ni	cF96 Fd-3m	5.66	14.503	a=1.13193	$\alpha=90$	(Mueller e Knott, 1963)
					b=1.13193	$\beta=90$	
					c=1.13193	$\gamma=90$	

Quadro 8 – Resumo das fases descritas no diagrama de Agraval P. G. (2010). Fonte de dados: <http://www.asminternational.org/>

Ligas à base de Ni-Ti têm normalmente TT Af < 100 °C e são largamente usadas em sensores, atuadores, brinquedos, acoplamentos, molas de relógios mecânicos, parafusos, óculos, fios ortodônticos, sondas de arame, stents de desobstrução arteriana, (micro)válculas, antenas articuladas de aparelhos celulares, máquinas térmicas e em instrumentais biomédicos. Assim, as ligas de Nitinol tem se tornado ao longo do tempo como um dos sistemas mais populares usados em situações práticas do cotidiano.

Ligas HTSMA

As ligas de memória de forma com altas temperaturas de transformação (HTSMA – do inglês *High Temperature Shape Memory Alloys*) são aquelas que têm normalmente $M_s > 100$ °C. Segundo o critério da extensão térmica ($M_s \rightarrow A_f$), elas estão divididas em 3 grupos: GI (100–400 °C), GII (400–700 °C) e GIII (700 °C em diante) (Ma *et al.*, 2010).

Pode-se citar, dentre elas, algumas ligas binárias que têm amplitude térmica total ($M_s \rightarrow A_f$) de: Ti-Au: 100 °C \rightarrow 630 °C; Ti-Pd: 100 °C \rightarrow 510 °C; Ni-Mn: 100 °C \rightarrow 670 °C; Ni-Al: 100 °C \rightarrow 300 °C. Outras possuem altíssimas temperaturas de transformação, tais como: Nb-Ru (425 °C – 900 °C), Ta-Ru (900 °C – 1150 °C) e Ti-Pt-Ir (990 °C – 1184 °C) (Ma *et al.*, 2010).

Existem também ligas ternárias que tem o intervalo térmico $M_s \rightarrow A_f$ na ordem de Cu-Al-Ni: 100 °C \rightarrow 400 °C; Ni-Mn-Ga: 100 °C \rightarrow 400 °C (MA *et al.*, 2010).

O valor exato da subtração $A_f - M_s$ (histere térmica) pode variar bastante, dependendo de alguns fatores tais como: composição, pureza dos elementos, tipo de fusão, processamento, níveis de vácuo usados, taxa de resfriamento na solidificação, quantidades de refusões, solubilizações, fatores de purga e pressão, condições de tratamentos, etc.

Algumas outras ligas HTSMA com 3, 4 e 5 elementos tiveram suas TTTs registradas por DSC em um estudo feito por Firstov *et al.* (2004), conforme é mostrado no Quadro 9. Essas amostras também foram submetidas a ciclos térmicos a fim de se averiguar a influência desses recozimentos na elevação das temperaturas de transformação de fase.

Composição (at.%)	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
TiNi _{48.78} Zr _{18.21}	216,85	136,85	196,85	276,85
TiNi _{49.42} Hf _{14.63}	186,85	106,85	161,85	236,85
ZrCu _{28.2} Ni _{6.8} Co _{15.4}	246,85	126,85	211,85	326,85
ZrCu _{29.9} Ni ₁₁ Co _{10.2} Ti _{6.6}	176,85	66,85	136,85	246,85

Quadro 9 - Registro das TTs obtidas em ligas de n -elementos (Firstov *et al.*, 2004)

Pode-se dizer que a elevação das TTs numa liga se deve, em parte, ao alto ponto de fusão de alguns dos elementos envolvidos. No caso das ligas com EMF à base de Ni-Ti, a temperatura do ponto de fusão do terceiro elemento adicionado ($PF > 1000$ °C) é fator que influencia na determinação de uma liga HTSMA. É possível elencar do sistema ternário Ni-Ti-(X) algumas ligas substitucionais (cúbicas e hexagonais) com altas temperaturas de transformação. São elas:

- Ti(Ni-**Pd**) – Ponto de fusão do Paládio = 1769 °C: substituição cúbica (Kockar *et al.*, 2010); (Ramaiah *et al.*, 2013)
- Ti(Ni-**Pt**) – Ponto de fusão da Platina = 1555 °C: substituição cúbica (Lin *et al.*, 2009); (Kovarik *et al.*, 2010)
- Ti(Ni-**Ta**) – Ponto de fusão do Tântalo = 3017 °C: substituição cúbica (Gong *et al.*, 2006); (Du *et al.*, 2007)
- Ti(Ni-**Au**) – Ponto de fusão do Ouro = 1064 °C: substituição cúbica (Shi *et al.*, 2014)
- Ni(Ti-**Zr**) – Ponto de fusão do Zircônio = 1855 °C: substituição hexagonal (Berthelville, 2005); (Basu e Ranganathan, 2008)
- Ni(Ti-**Hf**) – Ponto de fusão do Háfio = 2233 °C: substituição hexagonal (Tong *et al.*, 2005); (Manca *et al.*, 2003)

Foi demonstrado por meio do diagrama $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (Eremenko *et al.*, 1992), de acordo com a secção vertical calculada, exibida na Figura 8, a reação da liga binária $Ni_{50}Ti_{50}$ at.% em sistema ternário onde o metal de transição Hf é adicionado com percentagens atômicas de 0 até 50%, o qual tem a mesma estrutura cristalina do Ti. O gráfico tem amplitude térmica que inicia em -50 °C e finaliza em 1600 °C, evidenciando a formação de soluções sólidas nas 3 áreas codificadas pela *ASM International* como: TiNi mart mon (β), HfNi rt (γ) e HfNi ht (ou TiNi ht).

Sabe-se que para haver a ocorrência das linhas Liquidus e Solidus delineadas na Figura 8, é preciso um lento processo de aquecimento-arrefecimento, supostamente controlado, para que as transformações de fases ocorram nas condições ideais de equilíbrio. Neste caso, sob pressão teoricamente constante de 1 atm, o sistema isobárico segue a regra das fases deduzida por Josiah Willard Gibbs em 1876 (Segadaes, 1987), na qual $V = C - F + 1$, de modo que V equivale

ao número de graus de liberdade, C é o número de componentes da liga metálica e F é igual ao número de fases.

Percebe-se ainda que a formação da faixa de transformação martensítica (TM) se mantém na área identificada como TiNi mart, onde a margem de teor do háfnio maximiza nos 24%.at, até os 210 °C, aproximadamente. A percentagem atômica mínima de 8%.at de Hf é observada na literatura para efeitos de consideráveis mudanças de fase em ligas brutas.

No referido diagrama de equilíbrio, o níquel se mantém em 50%.at e há uma substituição do titânio pelo háfnio no decorrer do processo. De acordo com esse diagrama, justifica-se o uso máximo de 25 at.% de háfnio nas ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%, assim constatadas na revisão de literatura.

É possível observar, também, que esta liga, de acordo com o mesmo diagrama de equilíbrio, atinge seu estado líquido a partir de 1302 °C para uma percentagem atômica entre 17% e 20% de Hf.

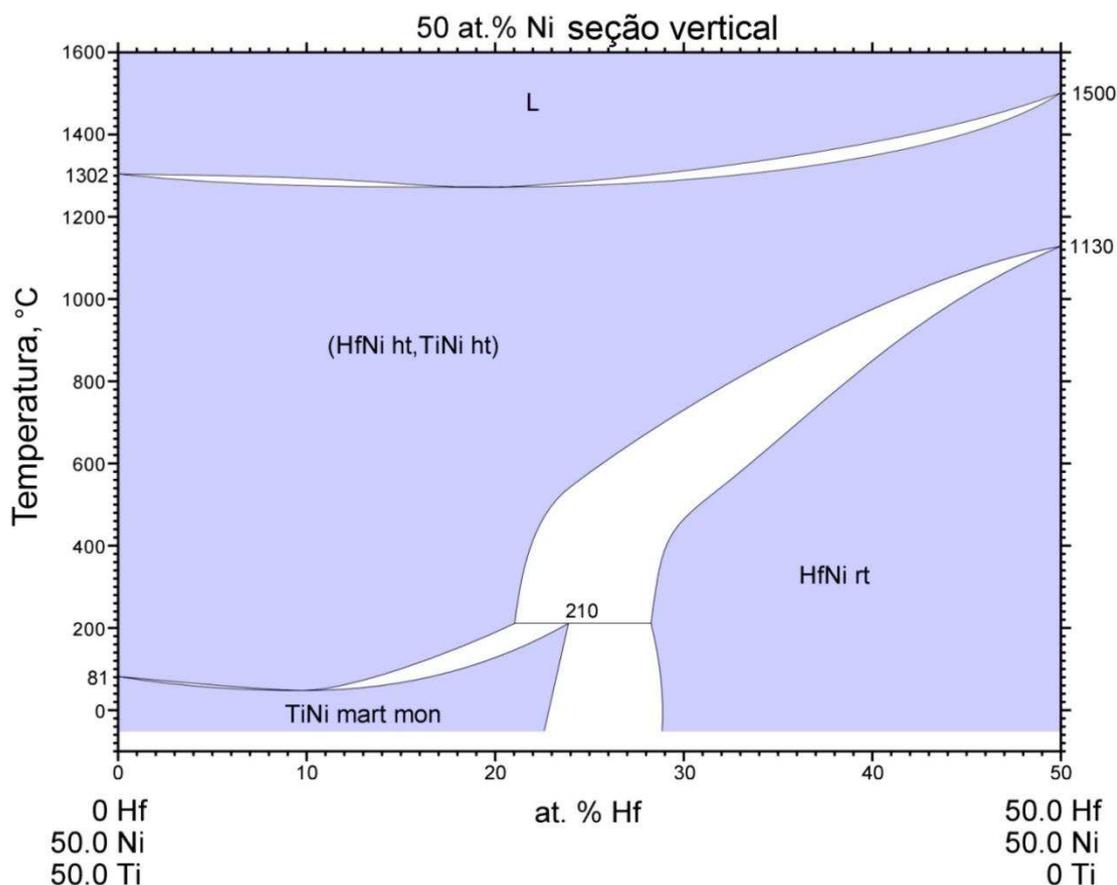


Figura 8 – Diagrama de Fases de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (ricas em níquel)
(Eremenko *et al.*, 1992)

Ligas Ni-Ti-Hf

A liga ternária Ni-Ti-Hf pode ser visualizada como resultado da junção de três diagramas de ligas binárias: Ti-Hf, Ti-Ni e Hf-Ni, de acordo como é ilustrado na montagem feita na Figura 9. A primeira delas (Ti-Hf), diferentemente das outras duas, é um isomorfo perfeito (Yang *et al.*, 2007) que, antes da linha *Liquidus*, forma duas soluções sólidas: (Hf, Ti) rt e (Hf, Ti) ht, por aquecimento, respectivamente fases γ e β . Tem alto grau de solubilidade pelo fato de ambos os elementos terem estrutura cristalina hexagonal e raios atômicos próximos (diferença de 9% entre os raios).

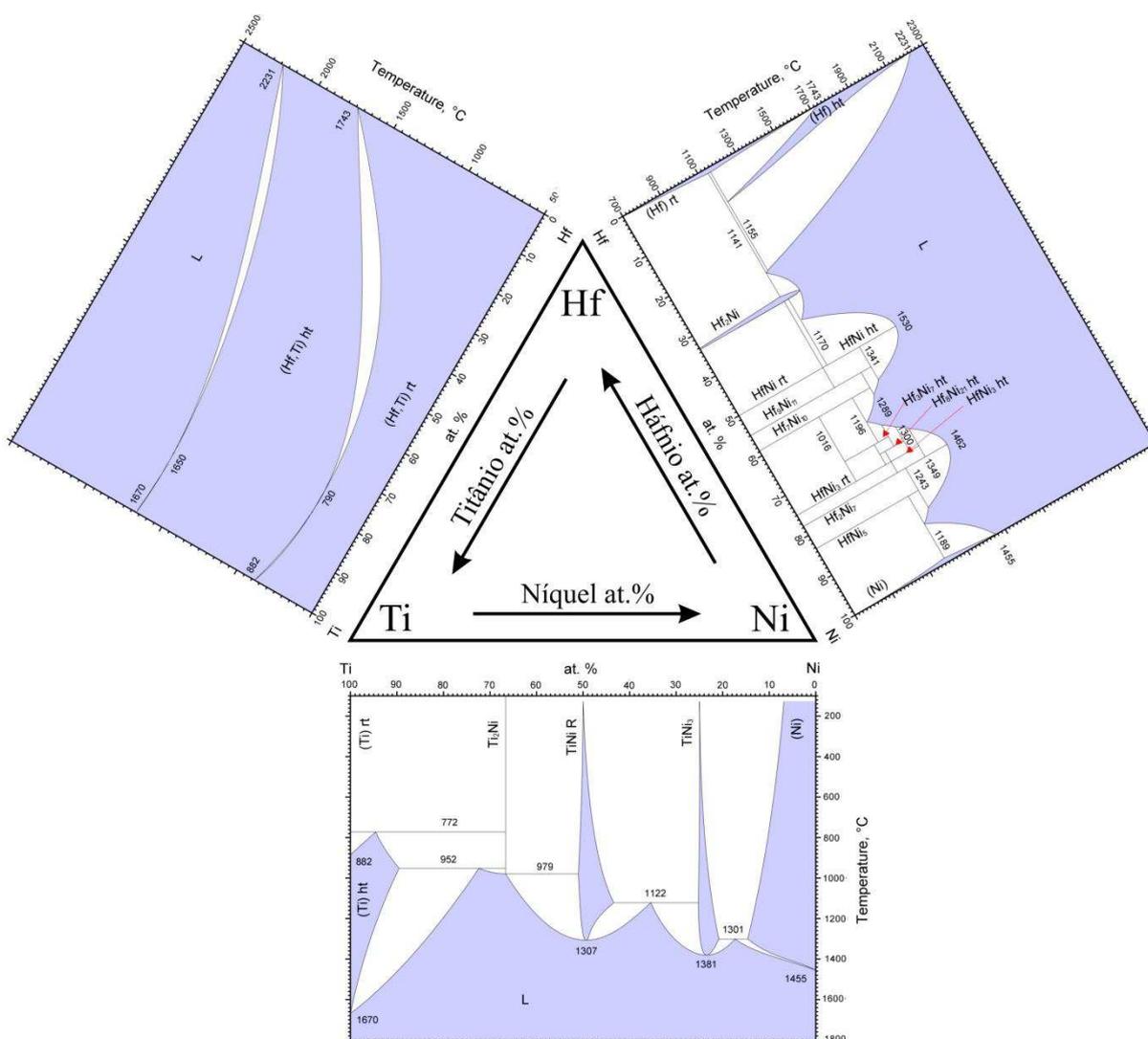


Figura 9 - Diagramas de equilíbrio das ligas binárias constituintes do sistema Ni-Ti-Hf

Fonte dos diagramas binários: <http://www.asminternational.org/>

Montagem: autoria própria

Em segundo lugar, no que se diz respeito à liga Ti-Ni (Agraval P. G., 2010), embora seus elementos tenham diferença entre raios atômicos de aproximadamente 13%, menor do que o limite permitido para uma boa solubilidade entre metais, que é $\leq 15\%$ (Hume-Rothery *et al.*, 1969), o fato de possuírem estruturas cristalinas distintas (HC e CFC, respectivamente) influencia para a formação de várias reações, entre elas, eutéticas ($L \rightarrow \text{Ti}_2\text{Ni} + (\text{Ti})_{\text{ht}} - 952 \text{ }^\circ\text{C}$ e $L \rightarrow (\text{Ni}) + \text{TiNi}_3 - 1301 \text{ }^\circ\text{C}$), peritética ($L + \text{TiNi}_{\text{ht}} \rightarrow \text{Ti}_2\text{Ni} - 979 \text{ }^\circ\text{C}$) e eutetóide ($(\text{Ti})_{\text{ht}} = \text{Ti}_2\text{Ni} + (\text{Ti})_{\text{rt}} - 772 \text{ }^\circ\text{C}$).

Por último, em virtude de terem estruturas cristalinas diferentes (Hf = hexagonal compacta e Ni = cúbica de faces centradas), assim como os raios atômicos que diferem em 20%, valor maior do que o estabelecido na primeira das regras de solubilidade sólida entre metais de Hume-Rothery ($\leq 15\%$), na liga Hf-Ni (Okamoto, 2002) há formação mais diversificada de compostos intermetálicos de fusão congruentes (a exemplo de $\text{HfNi}_{\text{hf}} - 1530 \text{ }^\circ\text{C}$ e $\text{Hf}_7\text{Ni}_2 - 1462 \text{ }^\circ\text{C}$) e incongruentes (a exemplo de $\text{Hf}_3\text{Ti}_7_{\text{ht}} - 1289 \text{ }^\circ\text{C}$, $\text{Hf}_8\text{Ti}_{21}_{\text{ht}} - 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ e $\text{HfTi}_3_{\text{ht}} - 1349 \text{ }^\circ\text{C}$), além de vários pontos eutéticos, peritéticos, catatéticos e polimórficos (Okamoto, 2002).

Considerando-se essas três ligas binárias, constatamos que há na liga Ti-Hf, notadamente, uma substituição recíproca dos átomos Ti e Hf em qualquer uma das direções percentuais de composição, o que permite uma alta faixa de solubilidade. Assim, a adoção da fórmula equiatômica $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ at.% (Goryczka e Ochinnikov, 2005); (Sankaranarayanan *et al.*, 2015), bastante usada na literatura para obtenção de ligas de *efeito memória de forma*, permite-se também o uso das possíveis composições substitucionais $\text{Ni}_{50}(\text{TiHf})_{50}$ at.% em ligas ternárias (Sanjabi *et al.*, 2005), pois os elementos Hf e Ti possuem estruturas cristalinas iguais: hexagonais.

No(s) Quadro 10 até o Quadro 17 se resume a pesquisa feita com base em ligas substitucionais $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$ at.%. Comprova-se neles a presença de 7 sistemas cristalinos associados a várias fases específicas que dependem essencialmente das temperaturas nas quais foram estudadas, caracterizadas e descritas. São discriminados os autores, peculiaridades dimensionais, parâmetros de rede (distâncias interatômicas e ângulos axiais), volumes, densidades específicas, grupos espaciais, várias características micro(estruturais) assim como as cartas cristalográficas DotLib com números ICSD que servem de protótipo para possíveis refinamentos de estruturas. Esses refinamentos são feitos por meio de técnicas que têm como base os ensaios DRX (Rietveld, 1969) ou (Le Bail, 2005) e são auxiliados por

programas computacionais tais como o GSAS (com interface gráfica ExpGUI), X'Pert HighScore Plus (da Panalytical), FullProf, DBWS, Match e MAUD, entre outros softwares específicos.

Os 18 grupos espaciais referenciados no(s) Quadro 10, Quadro 11, Quadro 12, Quadro 13, Quadro 14, Quadro 15, Quadro 16 e Quadro 17 fazem parte de um conjunto que tem ao todo 230 variações e são representados com detalhes numa coleção exposta *online* pelo Departamento de Cristalografia da Universidade de Londres. São diagramas bidimensionais que mostram como, para uma simetria cristalina, átomos ou moléculas podem estar espacialmente relacionados. Essas imagens também vêm acompanhadas dos respectivos operadores de simetria idealizados por *Wyckoff* (posições atômicas geradas após refinamento de estruturas *Rietveld*) e estão disponíveis no site <http://img.chem.ucl.ac.uk>.

O que notadamente se tornou clássico nas ligas Ni-Ti-Hf foi a grande formação dos compostos estequiométricos estáveis e instáveis, especialmente os binários, como é apresentado nos diagramas ternários montados na Figura 10. A definição de estabilidade ou instabilidade aqui é baseada na física do estado sólido quando se refere à teoria das bandas (Jain *et al.*, 2013). Essa teoria se refere à estrutura formada na relação entre os momentos e energias permitidos e não-permitidos aos elétrons de um cristal numa amostra.

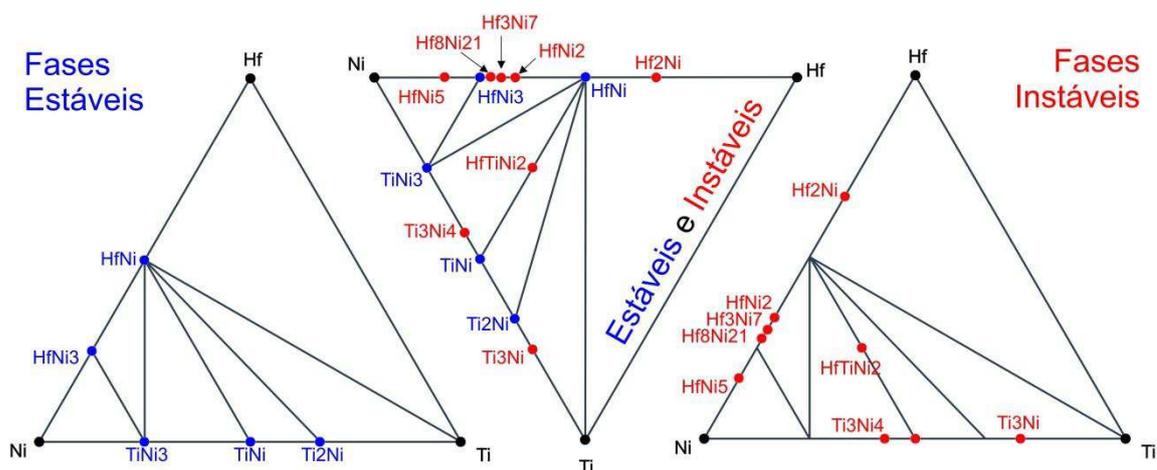


Figura 10 – Montagem dos diagramas ternários que representam alguns compostos estequiométricos estáveis e instáveis formados por Ni e/ou Ti e/ou Hf (com base nos dados cristalográficos e microestruturais postados no portal <https://materialsproject.org/>)

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros de Célula (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referências
Hf ₇ Ni ₁₀	Hf ₇ Ni ₁₀	Zr ₇ Ni ₁₀ 240191	oS68	11.99	101.719	a=1.227	α=90	(Kirkpartick e Larsen, 1961)
			Cmca			b=0.908	β=90	
						c=0.913	γ=90	
HfNi rt	HfNi	TiI 26761	oS8	12.15	0.12968	a=0.3218	α=90	(Van Essen e Buschow, 1979)
Cmcm			b=0.9788			β=90		
			c=0.4117			γ=90		
δ ₂ ,ZrNi					T=26,85 °C			

Quadro 10 – Fases de estruturas cristalinas ortorrômbicas presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros de Célula (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referências
Hf ₂ Ni ₇	Hf ₂ Ni ₇	Zr ₂ Ni ₇ 647170	mS36	11.1	0.4595	a=0.4657	α=90	(Dattagupta e Schubert, 1973)
			C12/m1			b=0.8191	β=95.509	
						c=1.2102	γ=90	
TiNi mart mon	TiNi	TiNi 105415	mP4	6.47	0.05474	a=0.2884	α=90	(Buhrer <i>et al.</i> , 1983)
			P12 ₁ /m1			b=0.411	β=98.1	
						c=0.4665	γ=90	
	T=-263,15°C							
TiNi mart mon	Hf _{0.40} TiNi _{0.60}	(Hf _{0.10} Ti _{0.90})Ni 160483	mP8	8.09	0.0634	a=0.32096	α=90	(Zarinejad <i>et al.</i> , 2008)
P12 ₁ /m1			b=0.40898			β=100.365		
			c=0.49115			γ=90		
δ ₁ '								

Quadro 11 - Fases de estruturas cristalinas monoclinicas presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros de Célula unitária (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referências
Hf ₂ Ni m tet	Hf ₂ Ni	CuAl ₂ 42518	tI12	12.04	0.2294	a=0.647	α=90	(Liu <i>et al.</i> , 2005)
			I4/mcm			b=0.647	β=90	
						c=0.548	γ=90	
Hf ₂ Ni	Hf ₂ Ni	CuAl ₂ 42518	tI12	12.82	0.21546	a=0.6405	α=90	(Havinga <i>et al.</i> , 1972)
			I4/mcm			b=0.6405	β=90	
						c=0.5252	γ=90	
Hf ₉ Ni ₁₁	Hf ₉ Ni ₁₁	Zr ₉ Pt ₁₁ 105859	tI40	11.95	0.62586	a=0.979	α=90	(Kirkpartick e Larsen, 1961)
			I4/m			b=0.979	β=90	
						c=0.653	γ=90	

Quadro 12 - Fases de estruturas cristalinas tetragonais presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros de Célula unitária (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referências
Hf ₃ Ni ₇ ht	Hf ₃ Ni ₇	Hf ₃ Ni ₇ 2417	aP20	11.72	0.26827	a=0.65138	α=104.87	(Bsenko, L, 1978)
			P-1			b=0.65890	β=104.60	
						c=0.76271	γ=112.71	
Hf ₈ Ni ₂₁ ht	Hf ₈ Ni ₂₁	Hf ₈ Ni ₂₁ 2416	aP29	11.36	0.38887	a=0.64275	α=75.18	(Bsenko, Lars, 1978a)
			P-1			b=0.80007	β=68.14	
						c=0.85540	γ=75.61	
TiNi mart ano	TiNi	TiNi 150629	aP6	6.57	0.0809	a=0.424	α=?	(Wang <i>et al.</i> , 1972)
			P-1			b=0.3	β=108.4	
						c=0.67	γ=?	

Quadro 13 - Fases de estruturas cristalinas triclinicas presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetros de Célula unitária (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referências
Hf ₂ Ni m cub	Hf ₂ Ni	Ti ₂ Ni 646955	cF96	12.47	17.716	a=1.21	α=90	(Liu <i>et al.</i> , 2005)
			Fd-3m			b=1.21	β=90	
						c=1.21	γ=90	
(Hf) ht	Hf	W 43421	cl2	12.44	0.0476	a=0.3625	α=90	(Ross e Hume-Rothery, 1963)
			Im-3m			b=0.3625	β=90	
						c=0.3625	γ=90	
						T=2114,85°C		
HfNi ht	HfNi	CsCl 44289	cP2	12.84	0.0307	a=0.313	α=90	(Semenova, 2001)
			Pm-3m			b=0.313	β=90	
						c=0.313	γ=90	
Ti ₂ Ni	Ti ₂ Ni	Ti ₂ Ni 105420	cF96	5.66	14.503	a=1.13193	α=90	(Mueller e Knott, 1963)
			Fd-3m			b=1.13193	β=90	
						c=1.13193	γ=90	
(Ni)	Ni	Cu 43493	cF4	8.91	0.0438	a=0.35241	α=90	(Nuding e Ellner, 1997)
			Fm-3m			b=0.35241	β=90	
						c=0.35241	γ=90	
(Ni)	Hf _{0.0065} Ni _{0.9935}	Cu 41519	cF4	8.94	0.0442	a=0.35357	α=90	(Hajjaji, 1998)
			Fm-3m			b=0.35357	β=90	
						c=0.35357	γ=90	
(Ti) ht	Ti	W 167904	cl2	4.37	0.0364	a=0.33149	α=90	(Spreadborough e Christian, 1959)
			Im-3m			b=0.33149	β=90	
						c=0.33149	γ=90	
						T=1009,85°C		

HfNi ₅	HfNi ₅	Be ₅ Au 150580	cF24	10.52	0.29808	a=0.668	α=90	(Kirkpartick e Larsen, 1961)
			F-43m			b=0.668	β=90	
						c=0.668	γ=90	
HfNi ₂	HfNi ₂	MgCu ₂ 628324	cF24	11.93	0.32937	a=0.6906	α=90	(Pet'kov <i>et al.</i> , 1972)
			Fd-3m			b=0.6906	β=90	
						c=0.6906	γ=90	
(Ni)	Ti _{0.178} Ni _{0.822}	Cu 53247	cF4	8.18	0.04611	a=0.3586	α=90	(Lambrigger, 1991)
			Fm-3m			b=0.3586	β=90	
						c=0.3586	γ=90	
(HfNi ht, TiNi ht)	TiNi	CsCl 105412	cP2	6.46	0.02741	a=0.3015	α=90	(Schmidt <i>et al.</i> , 1989)
δ ₁ , TiNi			Pm-3m			b=0.3015	β=90	
						c=0.3015	γ=90	
						T=79,85 °C		

Quadro 14 - Fases de estruturas cristalinas cúbicas presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade(Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetro de Célula (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referência
TiNi mart tri	TiNi	AuCd 58408	hP18	6.49	0.2456	a=0.7335	α=90	(Fruchart <i>et al.</i> , 1993a)
			P31m			b=0.7335	β=90	
						c=0.5271	γ=120	
						T = 4,85 °C		

Quadro 15 - Fase de estrutura cristalina trigonal presente em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade (Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetro de Célula (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referência
Ti _{0.33} Ni _{0.67} m	Ti _{0.33} Ni _{0.67}	(Ti _{0.33} Ni _{0.67}) 105421	hR21	7.83	0.2456	a=0.2549	α=90	(Bhan, 1971)
			R-3m			b=0.2549	β=90	
						c=4.3648	γ=120	
Ti ₃ Ni ₄ m	Ti ₃ Ni ₄	Pu ₃ Pd ₄ 2516	hR42	6.79	0.55548	a=1.124	α=90	(Saburi <i>et al.</i> , 1986)
			R-3 H			b=1.124	β=90	
						c=0.5077	γ=120	
HfNi ₃ ht	HfNi ₃	BaPb ₃ 58665	hR36	11.42	0.46411	a=0.52787	α=90	(Lambrigger, 1991)
			R-3m H			b=0.52787	β=90	
						c=1.92324	γ=120	
						T = 19,85 °C		

Quadro 16 - Fases de estruturas cristalinas romboédricas² (com eixo hexagonal) presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at%

² O adjetivo provém do substantivo *romboedro*, o qual é um sólido geométrico formado por 8 rombos, ou seja, por 8 planos em formato de losangos.

Etiqueta APD (Alloy Phase Diagram)	Fórmula	Protótipo, ICSD	Símbolo de Pearson, Grupo Espacial	Densidade(Mg/m ³)	Volume (nm ³)	Parâmetro de Célula (nm)	Ângulos Axiais (°)	Referência
TiNi ₃	TiNi ₃	TiNi ₃ 646944	hP16	7.93	0.187598	a=0.5109	α=90	(Laves e Wallbaum, 1939)
			P6 ₃ /mmc			b=0.5109	β=90	
						c=0.8299	γ=120	
(Ti) hp	Ti	Ti 56723	hP3	4.58	0.05211	a=0.4625	α=90	(Jamieson, 1963)
			P6/mmm			b=0.4625	β=90	
						c=0.2813	γ=120	
(Hf) rt	Hf	Mg 55551	hP2	13.24	0.0448	a=0.31965	α=90	(Mcmurdie <i>et al.</i> , 1986)
			P6 ₃ /mmc			b=0.31965	β=90	
						c=0.5058	γ=120	
						T=25,85 °C		
(Hf,Ti) rt	Hf _{0.5} Ti _{0.5}	Mg 55551	hP2	10.61	0.03542	a=0.295	α=90	(Tylkina <i>et al.</i> , 1959)
			P6 ₃ /mmc			b=0.295	β=90	
						c=0.47	γ=120	
HfNi ₃ rt	HfNi ₃	Ta(Rh _{0.33} Pd _{0.67}) ₃ 2415	hP40	11.39	0.5169	a=0.52822	α=90	(Bsenko, Lars, 1978b)
			P6 ₃ /mmc			b=0.52822	β=90	
						c=2.13916	γ=120	
						T=19,85 °C		
(Ti) rt	Ti	Mg 55551	hP2	4.52	0.0352	a=0.29486	α=90	(Sirota e Zhabko, 1981)
			P6 ₃ /mmc			b=0.29486	β=90	
						c=0.467	γ=120	
						T=24,85 °C		

Quadro 17 - Fases de estruturas cristalinas hexagonais presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at%

Fases martensita e austenita nas ligas Ni-Ti-Hf

A respeito das características cristalográficas da fase martensita B19' em temperatura ambiente, foi determinada a influência do acréscimo percentual do Hf em fitas $\text{Ni}_{49.8}\text{Ti}_{50.2-x}\text{Hf}_x$ at.% obtidas por *melt-spinning*. Notou-se a influência direta desse teor atômico do Hf no ângulo monoclínico β e nos parâmetros de rede (Potapov *et al.*, 1997), de acordo como mostra a Figura 11.

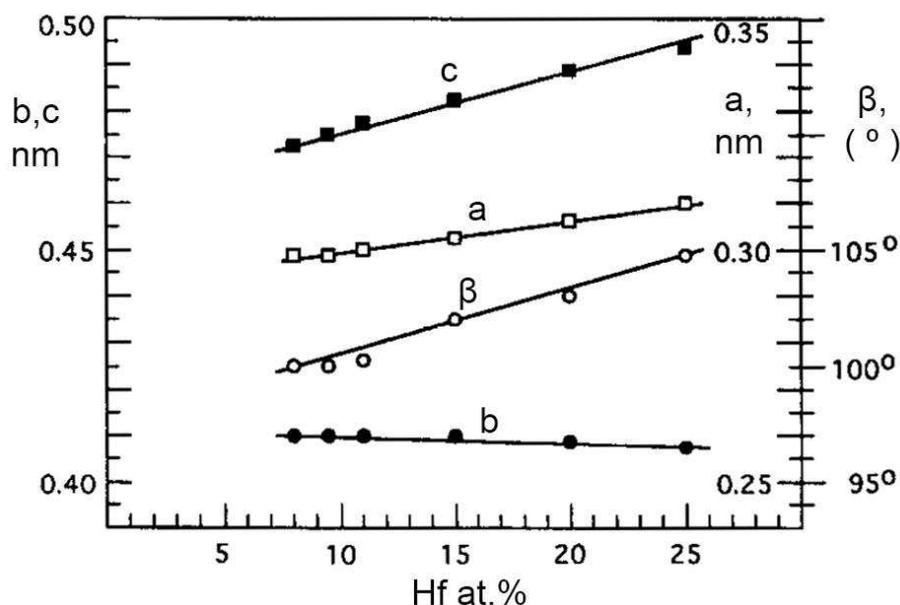


Figura 11 - Alteração dos parâmetros de rede cristalina (a, b, c) e do ângulo β (beta) em função dos teores de Háfio (Potapov *et al.*, 1997)

Pode-se afirmar que houve um aumento considerável no valor angular β e também nos parâmetros “a” e “c”, proporcionais ao aumento percentual do háfio nas composições ($X = 8, 9.5, 11, 15, 20$ e 25), exceto nas dimensões do parâmetro “b”. Isso proporcionou aumento percentual no volume da célula cristalina de 0.42%, 0.47% e 0.10% nas fitas onde $X = 9.5, 15\%$ e 20% , respectivamente.

É possível dizer também que, como os intervalos Af-As e Ms-Mf aumentam de acordo com o teor de Hf, as histereses térmicas parciais demandam, proporcionalmente, mais energia para realizar a transformação de fase.

No exame difratométrico feito em fitas com 5 composições ($X = 8-25$ %at), a indexação dos picos registrados no intervalo de varredura 2θ ($35^{\circ} - 65^{\circ}$) foi majoritariamente monoclínico. De acordo com a Figura 12, houve a atribuição de Índices de Miller para apenas um pico cúbico (fase B2) nos 42° aproximadamente. Utilizou-se para tanto a radiação $\text{CuK}\alpha 1$ em uma só temperatura, para cada ensaio.

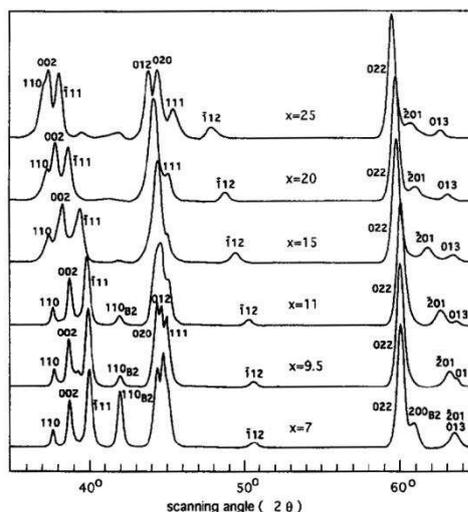


Figura 12 - Indexação dos picos em fitas $\text{Ni}_{49.8}\text{Ti}_{50.2-x}\text{Hf}_x$ at.% (Potapov *et al*, 1997)

O goniômetro usado era dotado de uma câmara interna de aquecimento e, por isso, a amostra da fita cuja composição era $\text{Ni}_{49.8}\text{Ti}_{30.2}\text{Hf}_{20}$ at.% foi submetida a uma série crescente de 5 exames difratométricos isotérmicos (em temperaturas de 20 °C até 310 °C), no intervalo angular $2\theta \sim 36^\circ$ - 45°, de acordo com a Figura 13.

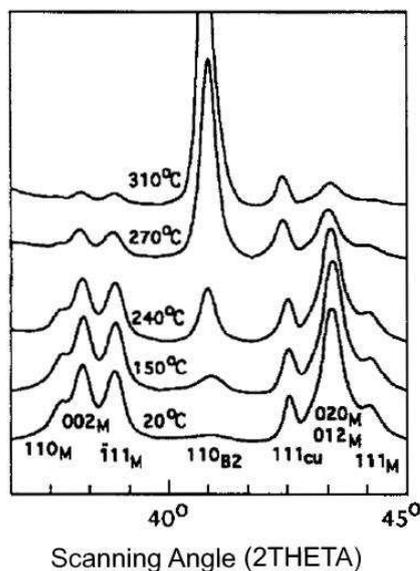


Figura 13 – Aumento gradual dos picos em função da transformação $\text{B19}' \rightarrow \text{B2}$

Como a T_T Af para esta fita foi 276 °C (medida por resistômetro) ou de 322 °C (medida por DSC), houve um uma diminuição dos picos monoclinicos B19' e um esperado aumento de cristalinidade no pico cúbico $(110)_{\text{B2}}$ (no ângulo $2\theta \approx 42^\circ$), principalmente quando se adotou a temperatura interna da câmara igual a 310 °C.

Temperaturas de Transformação em ligas Ni-Ti-Hf

Pode-se verificar em publicações ao longo do tempo que alguns autores já se debruçaram no estudo das TTs das ligas Ti-Ni-Hf para diversas composições. Dentre os autores que são aqui elencados, Potapov *et al* (1997) obteve fitas pelo processo *melt-spinning* e verificou por meio de um medidor de resistividade assim como por *DRX*, uma variação de TTs menores que 100° C e maiores que 300° C, conforme resume o Quadro 18.

% do Háfio	Liga	Resistômetro				Raios X			
		Ms	Mf	As	Af	Ms	Mf	As	Af
Hf ₈ (at.%)	Ni _{49.8} Ti _{42.2} Hf ₈	69	50	111	142	-----			
Hf _{9.5} (at.%)	Ni _{49.8} Ti _{40.7} Hf _{9.5}	90	61	118	159	96	15	88	168
Hf ₁₁ (at.%)	Ni _{49.8} Ti _{39.2} Hf ₁₁	123	83	133	182	123	18	94	184
Hf ₁₅ (at.%)	Ni _{49.8} Ti _{35.2} Hf ₁₅	136	95	140	210	176	76	132	230
Hf ₂₀ (at.%)	Ni _{49.8} Ti _{30.2} Hf ₂₀	174	127	200	276	256	114	188	322

Quadro 18 - Temperaturas de Transformação (° C)

Mesmo havendo uma variação dos resultados térmicos aferidos em função do método de obtenção adotado, percebe-se que as temperaturas de transformação, bem como os intervalos de transformação As-Af e Ms-Mf se alteram proporcionalmente com o conteúdo do Hf, conforme é exposto na Figura 14.

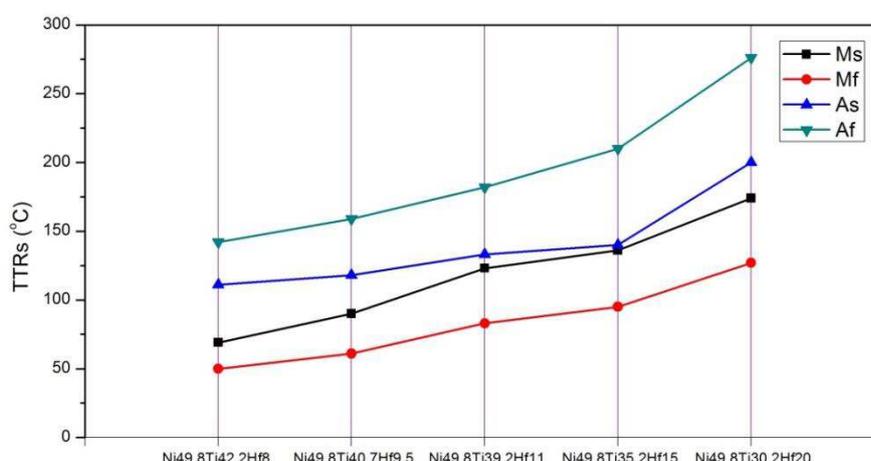


Figura 14 - Ligas Ni_{49.8}Ti_{50.2-X}Hf_X (X = 8–25 at.%) de Potapov *et al* (1997) - resultados das histereses térmicas obtidos por Resistômetro

Ao final do estudo, Potapov *et al* (1997) constataram que a fase martensita B19' monoclinica e o ângulo monoclinico aumentam de acordo com o conteúdo do háfnio. Foi observado também que os parâmetros de rede (a b c) da fase-matriz B2 (austenita) aumentam em consonância com o teor de háfnio.

Seguindo a linha de análise do desenvolvimento histórico, Cesari (1999) produziu fitas solidificadas rapidamente, utilizando a técnica de moldagem do fluxo planar (*melt-spun*), conhecida também como *melt-spinning*, a partir da composição $Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$.at% com *efeito memória de forma*. Foram notificadas as TTs nas porções (*bulks*) e nas fitas obtidas (*ribbons*), de acordo como mostra o Quadro 19.

Autor	Liga	Geometria	Ms	Mf	As	Af
Cesari <i>et al</i> (1999)	$Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$ (at.%)	<i>Bulk</i>	226	195	232	263
		<i>Ribbon</i>	157	132	175	199

Quadro 19 - Ligas de Cesari *et al* (1999) - $Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$ (porção e fita): TTs, °C

Como as TTs são maiores no bulk do que nas fitas, nota-se claramente na Figura 15 que houve uma influência direta na redução drástica das TTs nas fitas, o que pode está associado à redução do tamanho do grão.

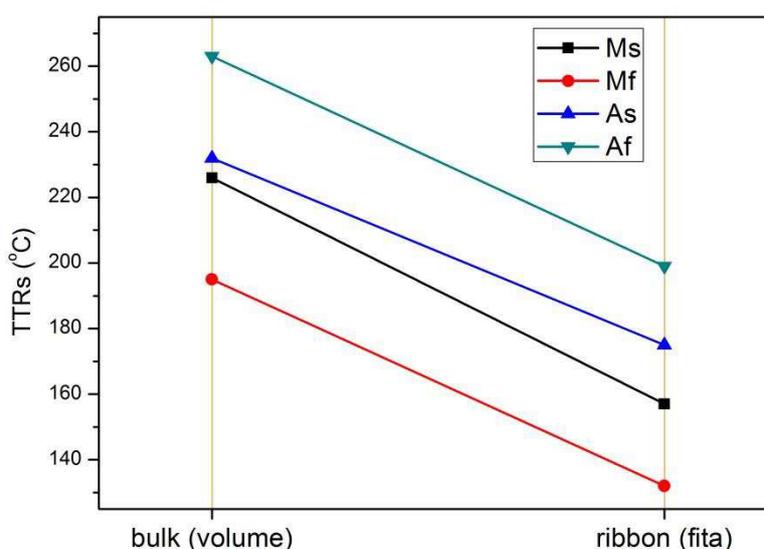


Figura 15 - Ligas de $Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$: porção e fita (Cesari *et al.*, 1999)

O estudo serviu para possíveis aplicações de fitas em temperaturas elevadas. Medições mecânicas e calorimétricas foram usadas, bem como a Microscopia Eletrônica de Transmissão (TEM), para efeito de observações nanométricas. As características de transformação martensítica (TM) nas fitas foram verificadas nas amostras e analisadas as características da microestrutura, bem como sua influência sobre a mudança de fase em estado sólido. Ao final do estudo, Cesari *et al* (1999) verificou que quase 2% da deformação recuperável foi obtida pelas fitas de Ti-Ni-Hf a temperaturas relativamente elevadas. As temperaturas de transformação características são fortemente influenciadas pela microestrutura na fita, a exemplo dos seguintes fatores: nível mais elevado de tensões residuais, de precipitados, grãos finos e defeitos internos.

Dalle *et al* (2003) empregaram a técnica de fundição com cilindros duplos para produzir 6 tiras finas de ligas $\text{Ni}_{49,8}\text{Ti}_{42,2}\text{Hf}_8$ at.% com *efeito memória de forma*.

Nesses produtos, para evitar o surgimento de fissuras, foi feita uma otimização dos parâmetros operacionais de modo que o aspecto geral, dimensões e comportamento termodinâmico são estudados e interpretados de acordo com a microestrutura resultante, levando-se em conta a amplitude térmica e os fluxos de calor durante o processo. Os valores menores e maiores obtidos para as TTs foram, respectivamente, segundo o Quadro 20:

TTs	Ms	Mp	Mf	As	Ap	Af
Valores mínimos	73,8	65,2	47,7	103,8	133,2	140,1
Valores máximos	80,3	72	58,6	119,7	142,2	152

Quadro 20 - Valores das TTs para a liga $\text{Ni}_{49,8}\text{Ti}_{42,2}\text{Hf}_8$, °C (Dalle *et al.*, 2003)

As energias entálpicas de transformação de fase foram, em média, 25 J/g^{-1} ($\Delta H_{A \rightarrow M}$) e -25 J/g^{-1} ($\Delta H_{M \rightarrow A}$). As tiras são quimicamente e estruturalmente homogêneas ao longo do seu comprimento, mas não ao longo das suas larguras. Os grãos têm tamanho maior nas extremidades do que no centro, condição inerente à técnica. Em relação às temperaturas de transformação de fase, percebe-se na Figura 16, que houve uma variação muito pequena entre os valores mínimo e máximo obtidos pelo método DSC.

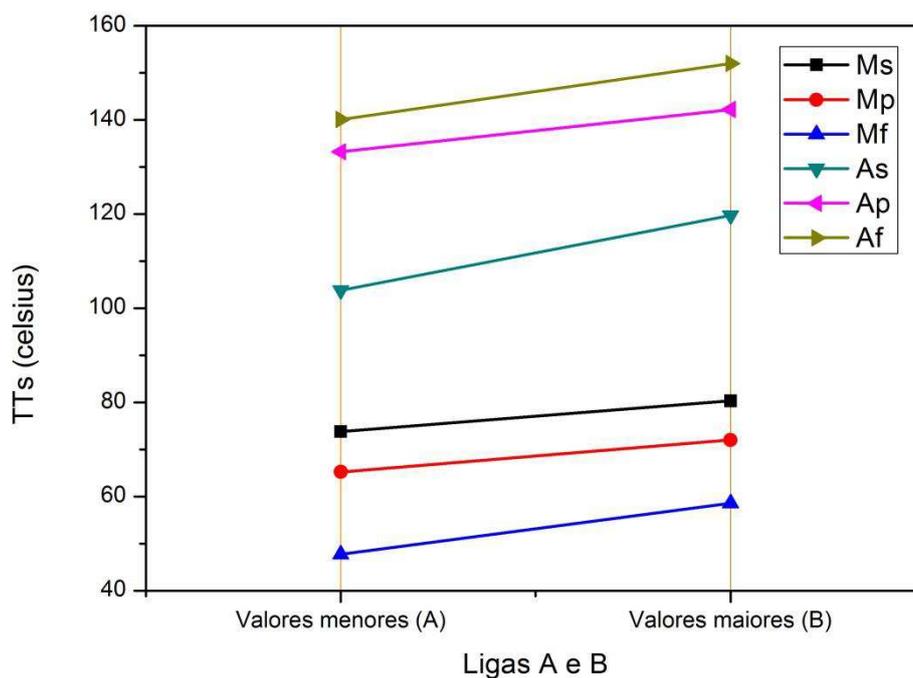


Figura 16 - Valores térmicos *mín* e *máx* da liga $\text{Ni}_{49,8}\text{Ti}_{42,2}\text{Hf}_8$, °C (Dalle *et al.*, 2003)

Meng *et al* (2004, p. 181) também realizaram o registro de temperaturas de transformação para a liga de composição nominal $\text{Ti}_{36}\text{Ni}_{49}\text{Hf}_{15}$ at.%, de acordo com a Figura 17(a), cujo gráfico foi traçado a partir de experimento DSC. Para a liga $\text{Ti}_{36}\text{Ni}_{49}\text{Hf}_{15}$ at.%, as temperaturas de transformação foram $M_s = 178,85$ °C, $M_f = 147,85$ °C, $A_s = 215,85$ °C e $A_f = 230,85$ °C.

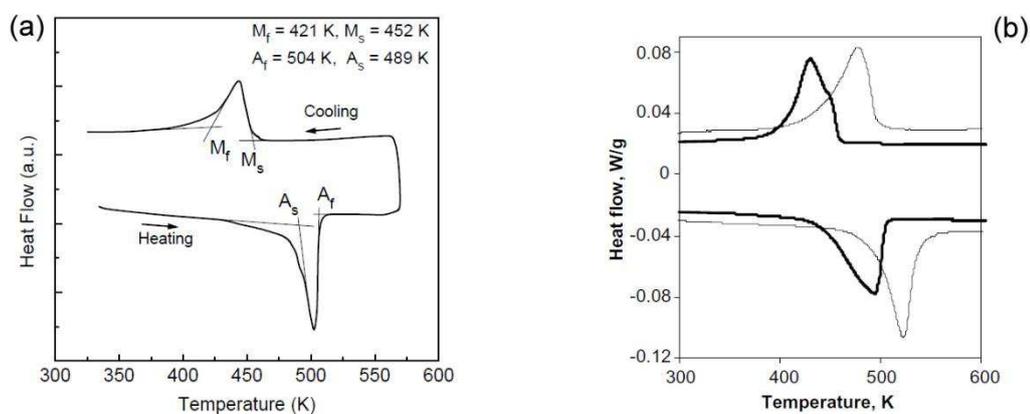


Figura 17 – (a) TTs para a liga $\text{Ti}_{36}\text{Ni}_{49}\text{Hf}_{15}$ (Meng *et al.*, 2004); e (b) TTs das ligas $\text{TiNi}_{48,78}\text{Zr}_{18,21}$ (linha fina) e $\text{TiNi}_{49,42}\text{Hf}_{14,63}$ (linha grossa) (Firstov *et al.*, 2004)

Conforme é mostrado na Figura 17(b), anteriormente apresentada, Firstov *et al* (2004, p. 244) estudaram e compararam as TTs da liga $\text{TiNi}_{48,78}\text{Zr}_{18,21}$ com as TTs da liga $\text{TiNi}_{49,42}\text{Hf}_{14,63}$, destacando a semelhança da proporção na mistura com os níveis térmicos atingidos nas transformações martensíticas e austeníticas. Para esta última foram notificadas, por DSC, as seguintes TTs: $M_s = 460 \text{ K}$ ($186,85 \text{ }^\circ\text{C}$), $M_f = 380 \text{ K}$ ($106,85 \text{ }^\circ\text{C}$), $A_s = 435 \text{ K}$ ($161,85 \text{ }^\circ\text{C}$), e $A_f = 510 \text{ K}$ ($236,85 \text{ }^\circ\text{C}$). Em ambos os estudos foram utilizadas técnicas das tangentes traçadas a partir das curvas onde os picos endotérmicos e exotérmicos iniciam e terminam.

Nota-se, nas Figura 17(a) e Figura 17(b), uma semelhança gráfica assim como uma aproximação numérica entre as TTs registradas. Isso se deve principalmente aos teores de Hf serem praticamente iguais nas duas ligas.

Filmes de Ni-Ti-Hf em três composições tiveram as TTs investigadas (Tong *et al.*, 2008), além de estudadas a cristalização e as características de transformação martensítica. As Temperaturas de Transformação registradas nesse estudo estão organizadas no Quadro 21.

Autor	Liga	M_s	M_f	A_s	A_f
Tong <i>et al</i> (2007)	$\text{Ni}_{45}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_{23}$ (wt.%)	188	151	256	301
	$\text{Ni}_{47,9}\text{Ti}_{35,7}\text{Hf}_{16,4}$ (wt.%)	126	98	161	196
	$\text{Ni}_{48}\text{Ti}_{37,7}\text{Hf}_{14,3}$ (wt.%)	102	72	127	187

Quadro 21 - Ligas Ni-Ti-Hf de Tong *et al* (2008) e suas respectivas TTs, $^\circ\text{C}$

Com o aumento da temperatura de recozimento ou acréscimo do conteúdo de Hf, as temperaturas de transformação se elevam conseqüentemente. Os resultados indicam que os filmes finos de Ni-Ti-Hf podem ser utilizados como candidatos potenciais a microatuadores, para as aplicações em temperaturas elevadas. Por outro lado, de acordo com a Figura 18, é possível notar que as TTs baixam na medida em que o teor de Hf diminui, independentemente da variação percentual (em massa) do níquel.

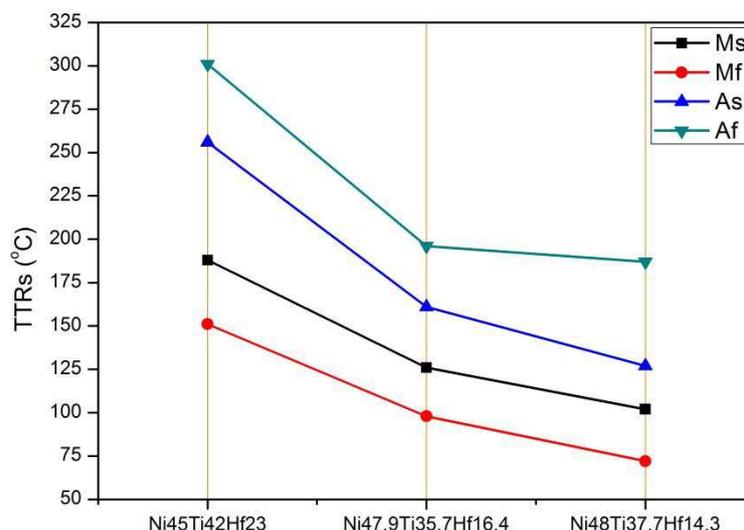


Figura 18 – Comportamento gráfico das Temperaturas de Transformação (Tong *et al.*, 2008)

Foram plotadas num só gráfico as curvas DSC para filmes recozidos a 873 K, por 25 segundos, nas três misturas de percentagens de peso (wt.%), a saber: Ni₄₈Ti_{37.7}Hf_{14.3}, Ni_{47.9}Ti_{35.7}Hf_{16.4} e Ni₄₅Ti₃₂Hf₂₃, conforme demonstra a Figura 19.

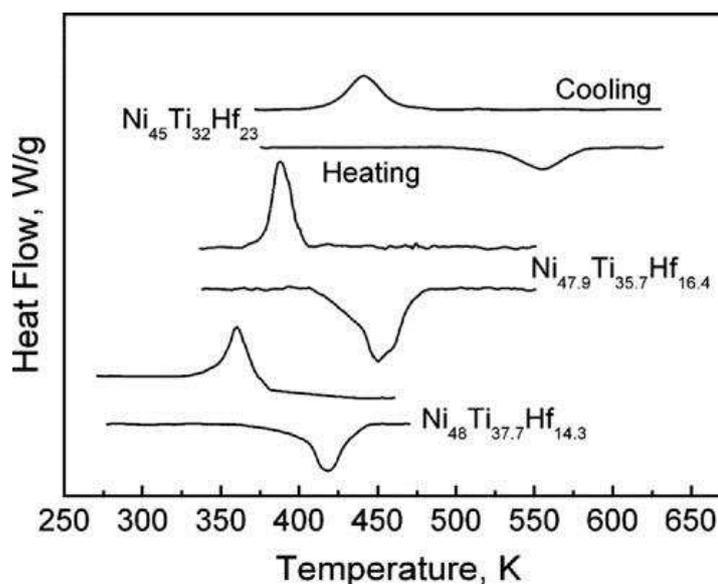


Figura 19 - TTs para três composições distintas de ligas Ni-Ti-Hf (Tong *et al.*, 2008)

Foi observado nesse estudo que, embora o teor de níquel tenha variado, a substituição do Ti pelo Hf foi diretamente proporcional às temperaturas de

transformação aumentadas. Ou seja, é nítido a correlação do teor de Hf com o aumento das TTs.

No estudo feito por Prasher e Sen (2014) foi constatada a elevação do efeito do tratamento térmico nas temperaturas de transformação de fase e na resistência mecânica de 3 ligas $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Hf_{20}$ com *efeito memória de forma*. As TTs nos tarugos podem ser enumeradas, de acordo com o Quadro 22.

°C	Ms	Mf	As	Af
Solubilizada	142	125	152	172
550 °C - 3h	178	163	204	213
650 °C - 3h	177	161	206	217

Quadro 22 - TTs para Liga $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Hf_{20}$ tratadas termicamente, °C (Prasher e Sen, 2014)

De acordo com a Figura 20, a primeira liga foi solubilizada a uma temperatura de 950° C por 30 minutos e o tratamento térmico das outras duas ligas foi feito a 550° C e 650° C, por 3 horas.

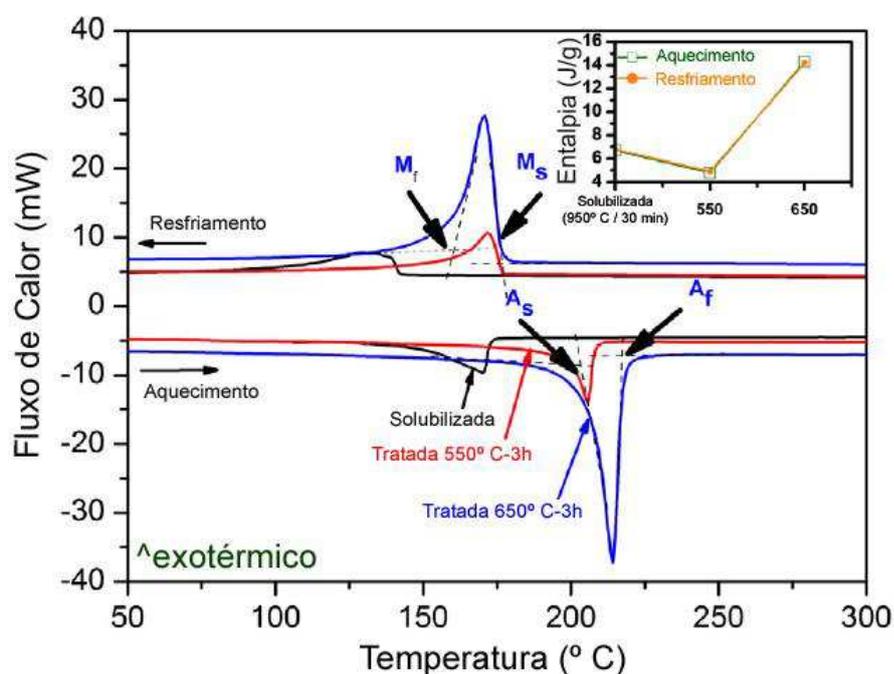


Figura 20 – Curvas DSC das ligas $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Hf_{20}$ at.% (Prasher e Sen, 2014)

Os picos endotérmicos e exotérmicos de transformação são mais semelhantes em tamanho na liga solubilizada e na tratada a 550 °C/3 h, inclusive em

valores de fluxo de calor. O pico se torna mais acentuado na liga cujo tratamento foi de 650 °C/3 h, embora as TTs são relativamente próximas às da outra liga tratada. Isso mostra que o último tratamento recristalizou a liga de forma tal que os picos se tornaram mais acentuados, ou seja, com fluxos de calor de maiores intensidades.

Os tratamentos a 550 °C e 650 °C durante 3 horas resultaram em aumento das temperaturas de transformação de fase em relação à solubilizada. A melhoria na dureza da liga com o tratamento a 550 °C durante 3 horas foi promovida devido à formação densa de precipitados finos. Todavia, a dureza da liga se reduz quando tratada a 650 °C durante 3 horas. A investigação foi um passo importante para entender a correlação entre a microestrutura e resistência mecânica de HTSMAs à base de Ni-Ti, o que é de grande importância industrial.

As energias de entalpia para transformações de fase, registradas neste trabalho como densidades energéticas, foram, para as ligas solubilizadas (950 °C/30 min), 550 °C/3 h e 650 °C/3 h, respectivamente, 6.7, 4.8 e 14.3 J/g ($\Delta H_{B19' \rightarrow B2}$) e 6.8, 4.9 e 14.2 J/g ($\Delta H_{B2 \rightarrow B19'}$).

Nota-se, analisando a Figura 21, que a liga solubilizada ficou com as TTs bem abaixo das tratadas. Mas embora os picos de transformação tenham sido bem diferentes para as duas ligas tratadas, os valores das TTs são praticamente iguais para ambas.

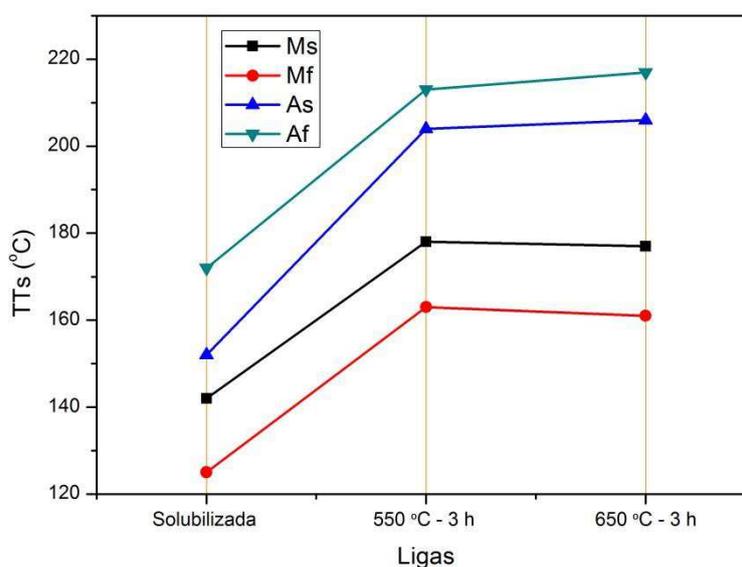


Figura 21 – Comportamento gráfico das TTs na liga $Ni_{50.3}Ti_{29.7}Hf_{20}$ de Prasher e Sen (2014)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Materiais

Os elementos Ni, Ti e Hf foram usados, respectivamente, como barra, vareta cilíndrica (\varnothing 6 mm) e fio flexível (\varnothing 1 mm), conforme a Figura 22.



Figura 22 - Formas diversificadas dos elementos usados para obtenção das ligas

Sabe-se que o háfnio, o qual foi adicionado como terceiro elemento ao sistema Nitinol, não ocorre na natureza de forma isolada, mas juntamente com o zircônio nos mais de 35 minerais zircônicos catalogados. Como a extração do Hf puro a partir do Zr sempre foi um processo complexo e, por isso, caro, fez-se necessário aferir os níveis de pureza do metal, o que evitou uma possível composição equivocada de ligas quaternárias (Ni-Ti-Hf-Zr). Os níveis de pureza nos materiais usados neste trabalho foram informados pelos vendedores e aferidos por exames EDS como sendo: 99,98% para o níquel (adquirido a empresa TINSOLDER Comércio e Soluções de Eletrônica LTDA, Campinas-SP), 99,99 para o titânio (comprado a empresa TIBRASIL Titânio LTDA, Osasco-SP) e 99,95 para o háfnio (importado da empresa Changsha Asian Light Economic Trade Co.,Ltd. Hong Kong).

Esses 3 elementos estão catalogados na base de dados cristalográficos ICSD (<https://icsd-fiz-karlsruhe-de.proxy01.dotlib.com.br/search/basic.xhtml>) em arquivos de extensão .CIF com os detalhes microestruturais mostrados no Quadro 23.

	Grupo Espacial	Estrutura	Célula(s) unitária(s), Å	Vol, Å ³	Autor(es)
Ni	F m -3 m (225)	fcc(ccp)-Cu	a=3,5157	43,45	(Kogan e Bulatov, 1962)
Ti	P 63/m m c (194)	hcp-Mg	a=3,198 b=3,198 c=5,061	44,83	(Sabeena <i>et al.</i> , 2017)
Hf	P 63/m m c (194)	hcp-Mg	a=2,9514 b=2,9514 c=4,6814	35,32	(Romans <i>et al.</i> , 1965)

Quadro 23 – Parâmetros estruturais e de rede dos metais usados na liga ternária Ni-Ti-Hf

Metodologia

As atividades foram desenvolvidas segundo a sequência da Figura 23:

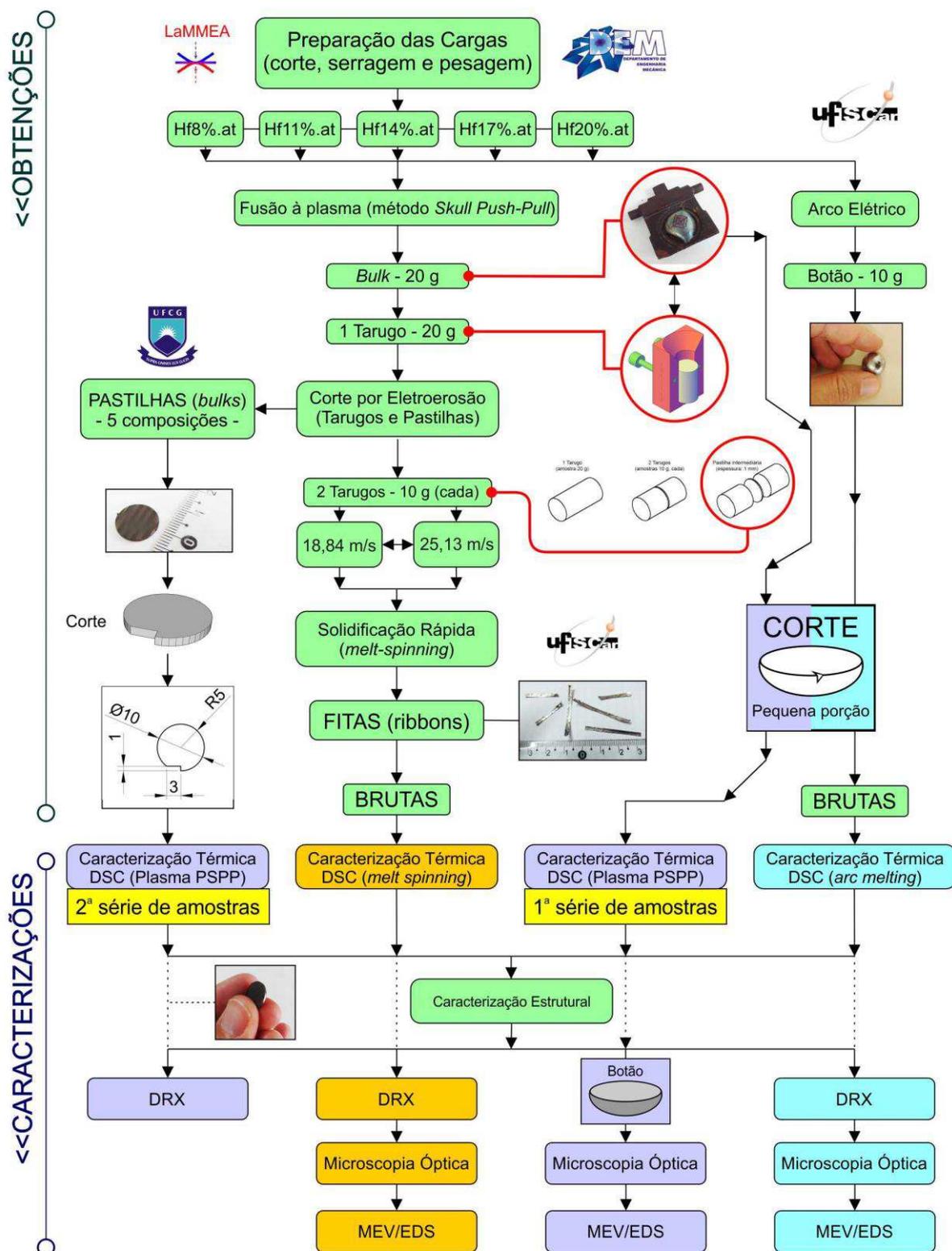


Figura 23 - Fluxograma de todas as atividades realizadas (para as Ligas e Fitas)

Preparação das Amostras

Para efeito de composição com elementos terciários, objetivando-se obter memória de forma, as ligas à base de Nitinol têm um referencial que é o teor de 50-51%Níquel em percentagem atômica ou 55-56%Níquel em percentagem de massa ($Ni_{50-51} \% .at \approx Ni_{55-56} \% .wt$) que deve prevalecer. Se for considerado o teor básico de $Ni_{55}Ti_{45} \% .wt$, o qual equivale a $Ni_{49.93}Ti_{50.07} \% .at$, nota-se a equivalência ao padrão adotado para ligas ternárias substitucionais, a exemplo da composição $Ni_{49.8}Ti_{42.2}Hf_8 \% .at$ (Dalle *et al.*, 2003). A composição equiatômica $Ni_{50}Ti_{50} \% .at$ foi a base teórica para a liga substitucional $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x \% .at$ (Sanjabi *et al.*, 2005). A preparação das dessas ligas ricas em Ni se deu mediante o uso do método de Roniere (Soares, 2016). A sequência de atividades foi a seguinte:

Fase 1: Composição das ligas

Atividade → Determinação dos percentuais (atômico e em massa)

Fundamentado em uma revisão de literatura, pautada em autores diversos, chegou-se à conclusão de que as 5 ligas a serem produzidas deveriam se basear na composição $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x \% .at$, onde X varia de 3 em 3% .at, entre 8-20 (8, 11, 14, 17 e 20% at). Essas ligas são, na ordem crescente da variável X (Háfio), de acordo com o Quadro 24.

%	Composições das ligas metálicas				
% .at	$Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$	$Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$	$Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$	$Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$	$Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$
% .wt	$Ni_{46.04}Ti_{31.55}Hf_{22.40}$	$Ni_{43.38}Ti_{27.60}Hf_{29.02}$	$Ni_{41}Ti_{24.08}Hf_{34.91}$	$Ni_{38.87}Ti_{20.93}Hf_{40.20}$	$Ni_{36.96}Ti_{18.09}Hf_{44.96}$

Quadro 24 - Ligas codificadas em percentagem atômica (%.at) e em massa (%.wt)

Fase 2: Transformação de %.at em %.wt – Tabelas do Apêndice A

Atividade → Cálculos percentuais (atômico → massa)

A determinação da Porcentagem em Massa (% wt) a partir da Porcentagem Atômica (% at) é usual nos trabalhos internacionais que envolvem ligas metálicas. Mas, tendo-se a massa real a ser medida como uma incógnita gera dificuldades que geralmente são enfrentadas pelos estudiosos no assunto. O cálculo das Massas Proporcionais dos “n” elementos envolvidos na composição da liga ($Mp_n(g)$) foi o ponto de partida que encontramos para esta etapa. Adotou-se a constante (K) como sendo a Massa Molar (g/mol) para cada elemento, valor presente na tabela periódica

e assim, faz-se o produto entre esta e a porcentagem atômica adotada inicialmente, para um dado elemento ($n = 1; n = 2; n = 3; n = 4...$).

$$Mp_n(g) = K(g/mol). \% at \quad (1)$$

Assim, tem-se a possibilidade de, a partir da Massa Proporcional encontrada para o elemento escolhido, determinar uma Quantidade Proporcional de *átomos* pela multiplicação entre esta e o Número de Avogadro - NA ($6,023 \times 10^{23}$ átomos/mol), cujo resultado é dividido pela Massa Molar peculiar de cada elemento envolvido.

$$QtdePROP_{\text{átomos}} = \frac{NA.Mp_n(g)}{K} \quad (2)$$

Desta maneira é possível expressar com exatidão a Porcentagem em Massa a partir de uma Porcentagem Atômica inicialmente adotada, sem a necessidade de se saber qual seria a massa total da liga e quais seriam as massas parciais dos seus constituintes, sejam quais forem e quantos forem. Esse resultado é expresso pela divisão entre a Massa Proporcional encontrada para os metais individuais e o somatório de todas as Massas Proporcionais da liga.

$$\% wt_n = \frac{Mp_n(g)}{\sum Mp} \quad (3)$$

Esse método próprio adotado foi aperfeiçoado no decurso deste trabalho. No entanto, devido a sua exatidão numérica, em relação aos experimentos, é possível validar os percentuais proporcionais em massa, encontrados anteriormente, com a adoção de uma Massa Real Total (Mrt) para as ligas a serem obtidas nos ensaios. Na prática, considerando-se uma porção de 20 g para uma liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.%at ($Ni_{46.04}Ti_{31.55}Hf_{22.40}$.%wt), calcula-se as Massas Reais Parciais da seguinte forma:

$$Ni \left\{ \begin{array}{l} 100\% at \rightarrow 20 g \\ \% wt \rightarrow X (g) \end{array} \right. \therefore x = 0,4604 * 20 \Rightarrow Mrp = 9,208g$$

$$Ti \left\{ \begin{array}{l} 100\% at \rightarrow 20 g \\ \% wt \rightarrow X (g) \end{array} \right. \therefore x = 0,3155 * 20 \Rightarrow Mrp = 6,310g$$

$$Hf \left\{ \begin{array}{l} 100\% at \rightarrow 20 g \\ \% wt \rightarrow X (g) \end{array} \right. \therefore x = 0,224 * 20 \Rightarrow Mrp = 4,480g$$

Após ter sido aferida a Massa Total da referida liga ternária (20 g), com a expressão $Mt(g) = \sum_{i=j}^{n=i} Mrp_n(g)$, foi possível calcular a Quantidade Real de átomos para cada elemento metálico considerado, conforme a expressão:

$$QtdeREAL_{\text{átomos}(n)} = \frac{NA \cdot Mrp_n(g)}{K} \quad (4)$$

Logo, considera-se que a Quantidade Total de átomos da liga é a soma das Quantidades Reais de átomos dos “n” elementos, ou seja, $QtdeTOTAL_{\text{átomos}} = \sum_{i=j}^{n=i} QtdeREAL_{\text{átomos}(n)}$. Por fim, para se comprovar que a Porcentagem em Massa calculada com base nos valores das Massas Reais Parciais (Mrp) têm que ser exatamente igual a Porcentagem em Massa calculada em função das Massas Proporcionais, sendo esta aferição baseada na equação 5, contrapõe-se os valores obtidos de modo a se aferir essa igualdade numérica. Caso isso ocorra, então

$$\% wt_n = \frac{Mp_n(g)}{\sum Mp(g)} \equiv \frac{Mrp_n(g)}{\sum Mr(g)}, \text{ de modo que } \sum \% wt_n = 1 \quad (5)$$

Fase 3: Preparação das cargas

Atividade → Corte, serragem e pesagem dos elementos Ni, Ti e Hf

Com a serragem das barras de níquel e varetas de titânio, além do corte dos fios de háfnio, usou-se a balança elétrica de precisão (marca Marte - modelo AL200C), com 3 casas decimais de precisão, para se pesar as cargas de cada uma das 5 ligas. Os elementos foram unidos num cadinho de cobre a fim de se obter a melhor organização no baixo relevo (Figura 24 (a)). Após ser colocado o cadinho na câmara principal da máquina Discovery, ajustou-se o eletrodo de tungstênio com relação à distância e à varredura circular, de acordo como mostra a Figura 24(b):

Para fundição do botão, foram realizados cálculos com base nas percentagens em massa para se estabelecer um somatório sempre igual a 20 g dos 3 elementos, de acordo com o Quadro 25.

Elementos	X = 8% .at	X = 11% .at	X = 14% .at	X = 17% .at	X = 20% .at
Níquel	9,208 g	8,676 g	8,200 g	7,774 g	7,392 g
Titânio	6,310 g	5,520 g	4,816 g	4,186 g	3,618 g
Háfnio	4,480 g	5,804 g	6,982 g	8,040 g	8,992 g

Quadro 25 - Massas (g) dos elementos em cada uma das 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-X}Hf_X$.at% ($\Sigma = 20$ g)

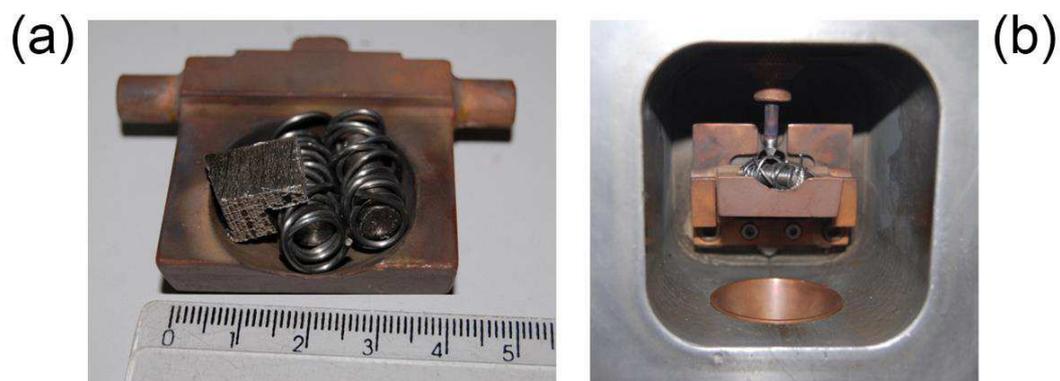


Figura 24 – (a) Disposição dos metais em cadinho cúprico; (b) Posição do cadinho em relação ao eletrodo pontiagudo de tungstênio

Fase 4: Fusão de botões Ni-Ti-Hf

Atividade → Uso da máquina *Discovery All*

Para cada carga de 20 g sequenciou-se 4 fundições contínuas em atmosfera gasosa de argônio energizado, com uma duração de 20 segundos para cada fundição. A carga não foi vertida em molde. O resultado desse processo foi a obtenção de cinco botões (um botão para cada composição), de acordo como mostra a Figura 25.

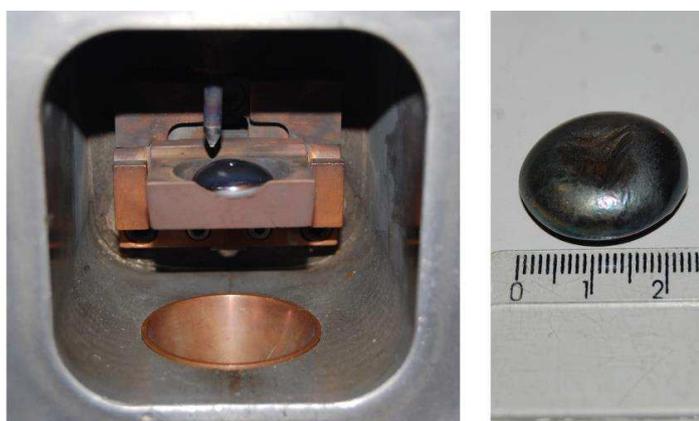


Figura 25 - Resultado da fundição do botão Ni-Ti-Hf em cadinho (escala natural)

Fase 5: Moldagem das Tarugos

Atividade → Transformação de botões em tarugos cilíndricos (\varnothing 10 mm)

Depois de se efetuar cálculos de densidades específicas ($\rho = M/V$) para cada liga, constatou-se que era possível produzir, no molde, pequenos tarugos cilíndricos com 1,5-2,0 cm de altura, aproximadamente. Esses deveriam ser cortados pela

metade, de forma a se obter 2 tarugos para a solidificação em 2 velocidades no processo *melt-spinning* (18,84 m/s e 25,13 m/s). Para tanto, ajustou-se o molde cúprico na coquilha de alumínio, de acordo com a Figura 26, ajustando-a e posicionando-a na câmara inferior de fundição da máquina *Discovery All*. Ao final da quinta fundição, a carga foi vertida no molde.



Figura 26 - Molde, coquilha e resultado da moldagem após fundição na *Discovery All*

O molde de cobre no qual as amostras se solidificam, mostrado na Figura 27, tem volume do vão cilíndrico igual a $2,93 \text{ cm}^3$. A massa do botão foi definida em 20

gramas, o que foi suficiente para preencher um volume mínimo de $2,07 \text{ cm}^3$ (para a liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8 \text{ \%at}$) e máximo de $2,56 \text{ cm}^3$ (para a liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20} \text{ \%at}$), de acordo com cada densidade específica considerada.

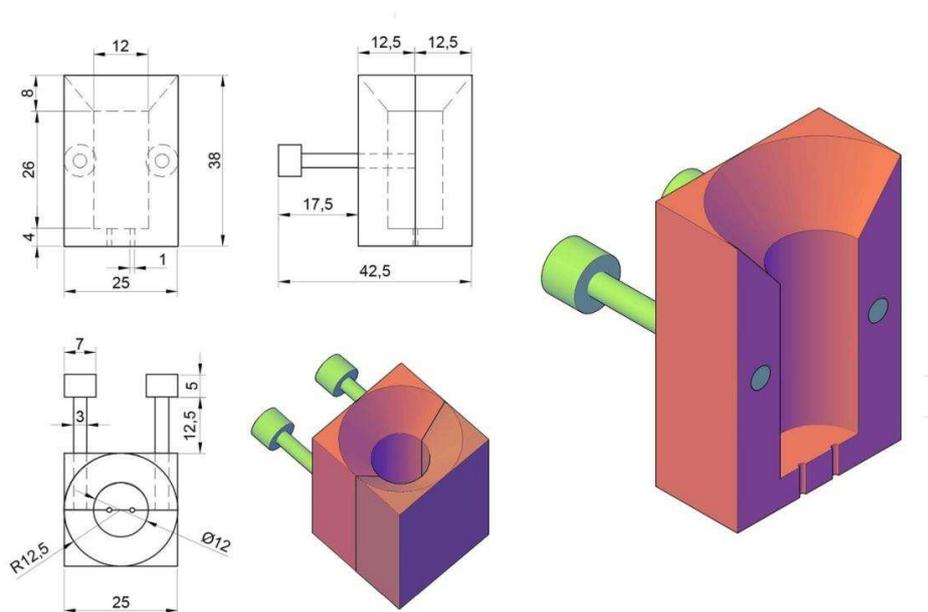


Figura 27 - Vistas ortográficas e perspectivas do molde de cobre usado (cotas em mm)

Fase 6: Corte Eletrolítico dos Tarugos

Atividade → Preparação dos tarugos para solidificação rápida (Figura 28)

Na usinagem por eletroerosão com fio de tungstênio, o tarugo recebe um jato contínuo de fluido (vide Figura 29) que ocasiona a dissipação instantânea do calor produzido no processo. Nesse método automatizado de corte não existe força porque não há contato entre a ferramenta e a peça. Assim, não se formam as tensões comuns dos processos comuns de usinagem.



Figura 28 - Ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x \text{ .at\%}$ (massa de cada amostra: 20 g): $\varnothing 1 \text{ cm}$; altura: 2 cm

Além de ser cortado com precisão, não ocorre recristalização de átomos na superfície.



Figura 29 - Tarugos cortados em processo eletrolítico por um fio de tungstênio em faíscas

Tais tarugos foram encaminhados para os dois primeiros processamentos usados: fusão ao arco de plasma (método PSPP) e solidificação rápida *melt spinning*. As pastilhas foram utilizadas para se fazer exames DSC e DRX. Porém, nos botões foi feito embutimento, ataque químico e observação microscópica (microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura associada ao EDS). No terceiro processamento adotado – fusão por arco elétrico, os elementos foram dispostos em baixos relevos da câmara de fundição que servem como *containers* onde as cargas metálicas são liquefeitas por aproximação do arco elétrico e solidificadas mediante a retirada do arco, de acordo como ilustra a Figura 30.



Figura 30 – Organização/disposição estratégica dos metais colocados no forno de fundição

3.1 OS TRÊS TIPOS DE FUNDIÇÃO ADOTADOS

Fusão das ligas Ni-Ti-Hf por fusão à plasma

As porções fundidas das ligas de Ni-Ti-Hf foram produzidas inicialmente pela técnica PSPP (*Plasma Skull Push-Pull*) usando a máquina *Discovery All*, apresentada na Figura 31. Cada porção (*bulk*) dessa liga, pesando 20 g, foi fundida nesse equipamento com a potência de fusão derivada de uma tensão de 26V, com pressão interna da câmara na ordem de 25 Lb/pol².



Figura 31 - Máquina *Discovery All* (UFCG – UAEMec - Lammea)

Com esse referencial, a tocha pode atingir uma temperatura de 2500 °C. Essa máquina utiliza o plasma térmico como meio de transmissão de energia para fundir a maioria dos metais de ligas não-ferrosas. Nesse equipamento, o gás de arrasto utilizado é o argônio, pertencente à classe dos gases nobres, cuja característica principal é a de ser inerte. Ou seja, o ${}_{18}\text{Ar}^{40}$ não se combina com nenhum outro elemento químico. O mesmo é encontrado na natureza em pequenas proporções. Atmosferas de argônio permitem fundir metais e suas ligas totalmente livres de oxidação. Para evitar a contaminação do metal fundido pelo material do cadinho, é utilizado o processo *Skull* de fusão, em que o material é fundido sobre uma fina camada dele mesmo. O equipamento *Discovery* é utilizado nos processos de fundição e de conformação mediante o sistema *Push-Pull* (empurra-puxa, injeção de

metal fundido no molde), onde na parte superior o vácuo é aproximadamente igual a 20 Pol/hg e a vazão do gás de arrasto é igual a 25 l/min.

Solidificação das fitas Ni-Ti-Hf por *Melt Spinning*

O *Melt Spinning* é um método de solidificação rápida em que o metal fundido é resfriado em contato com um substrato de alta condutividade térmica que gira em velocidade controlada, como mostrado na Figura 32.

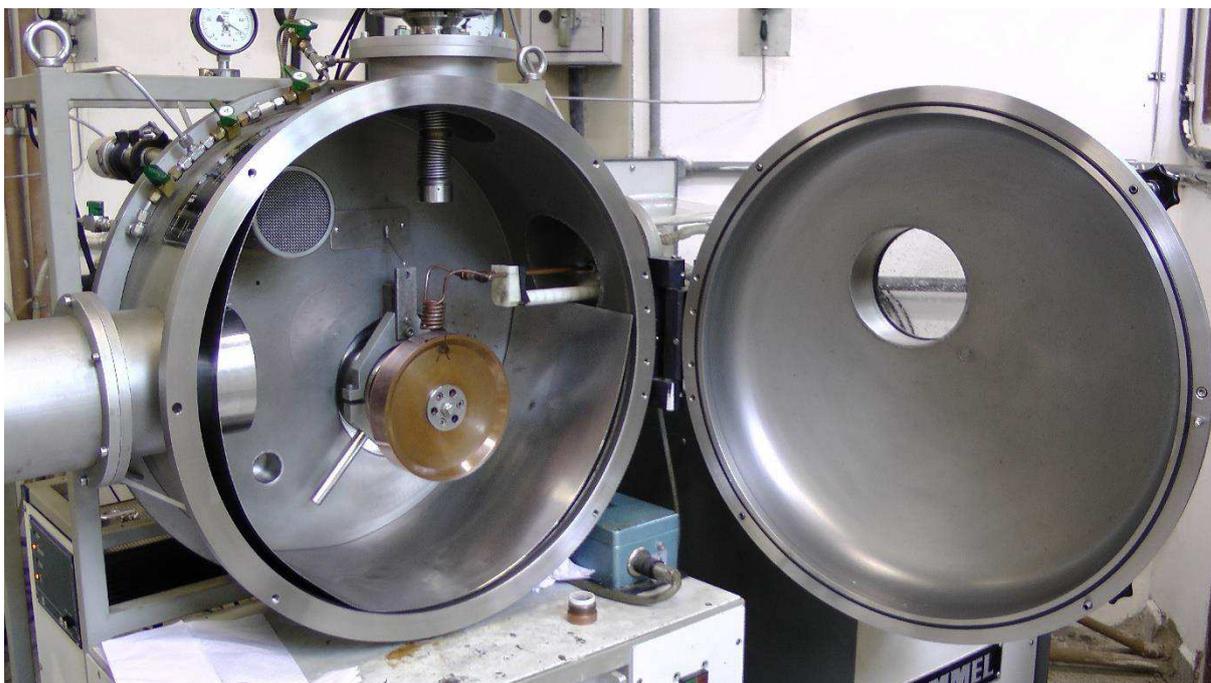


Figura 32 – Volante rotativa de cobre no centro da câmara do equipamento *Melt Spinning*

Nesse processo, a solidificação do metal fundido se dá de forma rápida de tal forma que não há tempo suficiente para que ocorra uma cristalização completa, ou seja, para que haja 100% de organização atômica. Porções de ligas foram previamente colocadas no interior de um cadinho de quartzo, o qual é alojado no interior de uma bobina de indução que se encontra numa câmara com atmosfera inerte de gás argônio (Ar). A ejeção da maioria das ligas líquidas ocorreu na temperatura de aproximadamente 1350°C, com uma pressão de 200 mbar, sobre um volante de cobre em movimento, em velocidades de 18,84 m/s e 25,13 m/s. A distância da ponta de ejeção do cadinho para o volante foi de 0,5 mm e o ângulo entre o cadinho e o vetor normal à roda foi de 5 °.

O aparelho representado na Figura 33 se encontra na Universidade Federal de São Carlos – Estado de São Paulo, Brasil. Nesse método, a liga é fundida por indução em um cadinho de quartzo embebido internamente com nitreto de boro (BN). O metal fundido é ejetado sob pressão de gás inerte, em velocidade controlada, contra um disco de cobre rotativo resfriado (resfriamento *splat*) que tem o diâmetro igual a 20 centímetros (\varnothing 20 cm).

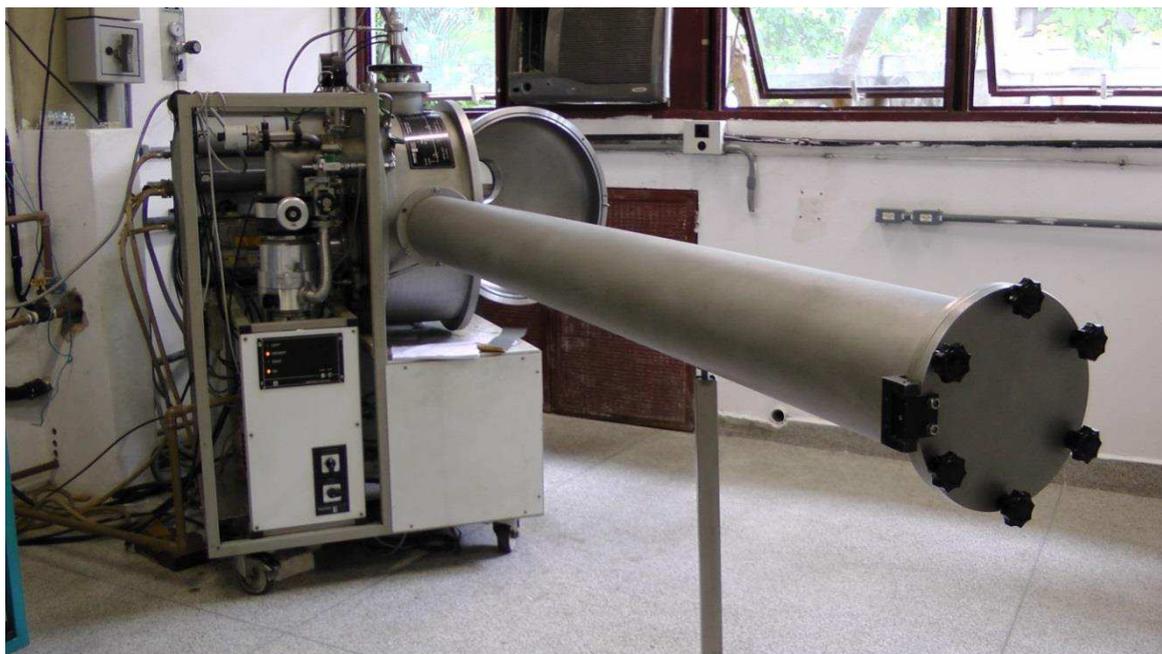


Figura 33 - Equipamento de solidificação rápida *Melt Spinning* da UFSCar, adquirido em 2001, usado neste trabalho para obtenção das 8 fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%

Sabendo-se que a roda de cobre do sistema *melt-spinning* usado tem diâmetro igual a 20 cm, calculou-se a retificação ($2 \times \pi \times r$) = 62,83 centímetros, pois $\pi = 3,141592654$ e raio = 10 cm. Assim sendo, sabendo-se que 1 Hz (1 ciclo por segundo) é igual a 0,628 m/s, para sabermos em outras unidades quais são as equivalências relativas às 3 frequências usadas (30 Hz, 40 Hz e 70 Hz) nos experimentos, temos, de acordo com o Quadro 26:

Hz (CPS)	RPM	m/s	m/min	cm/s	cm/min	rad/s
30	1.800	18,84955592	1.130,97	1884,955592	113.097,34	188,5
40	2.400	25,13274123	1.507,96	2513,274123	150.796,45	251,33
70	4.200	43,98229715	2.638,94	4398,229715	263.893,78	439,82

Quadro 26 – Velocidades da Roda (ou volante) de cobre usadas nesse trabalho

Dependendo da velocidade escolhida no processo de obtenção da fita resfriada, as dimensões resultantes podem ser alteradas, pois tanto a espessura como a largura dependem desta velocidade. O comprimento varia, em geral, de acordo com a massa total da porção fundida usada.

Fusão das ligas por arco elétrico (*Arc Melting*)

A obtenção de ligas Ni-Ti-Hf com altas temperaturas de transformação, pelo método mais usual, ocorreu no laboratório de fundição e solidificação da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), Estado de São Paulo, conforme mostrado na Figura 34. O equipamento possui as seguintes características: potência máxima: 18,5 kW, corrente máxima: 400 A, Volume: 18 litros, Vácuo: 10⁻⁶ mbar (0.000001 mbar), purgação do gás Argônio e Pressão máxima: 1,2 bar. Sua temperatura máxima de fusão é de 3.726,85 °C.



Figura 34 – Equipamento de fabricação alemã para fusão por arco elétrico (marca *Edmund Bühler*, D-72411 Bodelshausen) adquirido pelo Dema no ano 2002 - UFSCar

3.2 CARACTERIZAÇÕES

Caracterização DSC

A caracterização térmica das ligas de Ni-Ti-Hf com Efeito Memória de Forma foi feita pela técnica de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC), a qual consiste na medição da quantidade de energia térmica absorvida ou liberada por uma amostra ao ser submetida a um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento que ultrapasse as temperaturas de transformação (TTs). Isso permitiu a determinação específica das temperaturas inicial e final das fases austenita e martensita, respectivamente no aquecimento e no resfriamento.

Com essa técnica foi também possível medir as TTs, o fluxo de calor (W/g) e as densidades energéticas ou entalpias (J/g) demandadas na movimentação adifusional dos blocos atômicos em cada transformação de fase.

O aparelho DSC, pertencente à Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, é da Marca TA Instruments - modelo Q20 (conforme Figura 35) e possui as seguintes especificações térmicas: faixas mínima e máxima de temperatura de -60°C a 450°C e taxas de aquecimento usuais de 5 °C ou 10 °C por minuto.

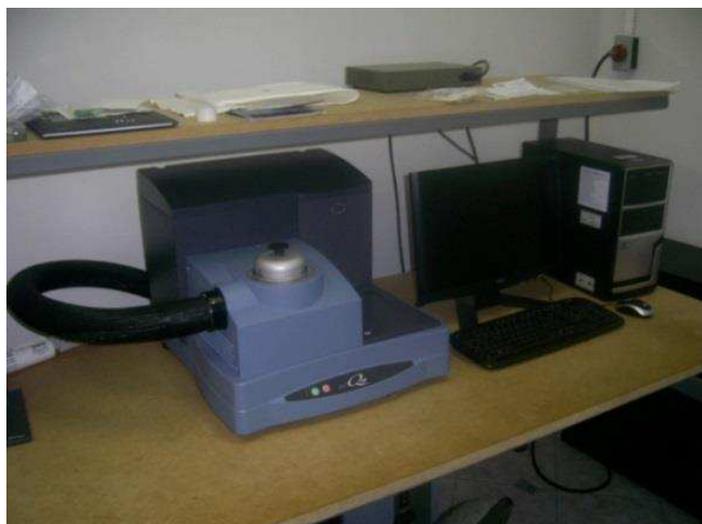


Figura 35 - Calorímetro Exploratório Diferencial (DSC) – UFCG/CCT/UAEM

Caracterização por Difração de Raios X (DRX)

O difratômetro (ou goniômetro) XRD-6000, da marca Shimadzu (Figura 36), disponível em sala do Bloco-CV da UFCG, no Laboratório de Caracterização de

Materiais (LCM), opera geralmente com uma velocidade de 2 °/min, passo 0,02, tensão de 40 kV, corrente elétrica de 30 mA, ângulos θ -2 θ e com uma radiação CuK α de 1,541838 Å, resultado da média ponderada entre as radiações K α 1 (peso 2) e K α 2 (peso1). O *software* XRD-6000 V4.1, o qual vem acoplado ao *hardware* do equipamento, foi capaz de gerar arquivos .txt, .pdf, .rbg e .prk. É com este último tipo de arquivo que o banco de dados é acessado a fim de se identificar, automaticamente, o material inspecionado. Caso a carta (ou cartão) JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*) não esteja disponível no banco de dados do sistema, arquivos de extensão .raw e .org são gerados para que se possa fazer a identificação de fases em outro sistema mais atualizado. Isso ocorre porque cada difratômetro faz a caracterização microestrutural de forma diferenciada, dependendo da marca e do modelo. Nesse trabalho foi usado o programa computacional X'Pert Highscore Plus para identificar os picos mais intensos.



Figura 36 - Difratômetro *Shimadzu* XRD-6000 e sistema de aquisição de dados (LCM)

Os dados coletados foram suficientes para fazer análise qualitativa, quantitativa e refinamento de estruturas por meio do método dos mínimos quadrados (Rietveld, 1967). Foi também possível fazer indexação dos planos cristalográficos (índices (h k l)), principalmente dos picos referentes às fases majoritárias B19'.

A qualidade da convergência dos refinamentos foi controlada pela linha de Diferença, ou seja, $I_{\text{observada}} - I_{\text{calculada}}$, mas também foi controlada por parâmetros estatísticos R_{wp} (resíduo ponderado pela intensidade) e R_{exp} (resíduo mínimo teórico). Os resultados obtidos geraram qui-quadrado $X^2 = (R_{\text{wp}}/R_{\text{exp}})^2$ ou GOF

(goodness of fit) menores que três (ou seja, $X^2 < 3$), o que é um valor considerado aceitável pela união internacional de cristalografia. O valor GOF é considerado ideal quando é menor que 2.

O grau de cristalinidade relativa $X_c = I_{\text{calc}}/(I_{\text{calc}} + I_{\text{back}}).100$ foi calculada levando em consideração os somatórios das áreas integradas dos picos (intensidades calculadas) e da linha base (intensidades do background) (Colman *et al.*, 2014), conforme é ilustrado na Figura 37.

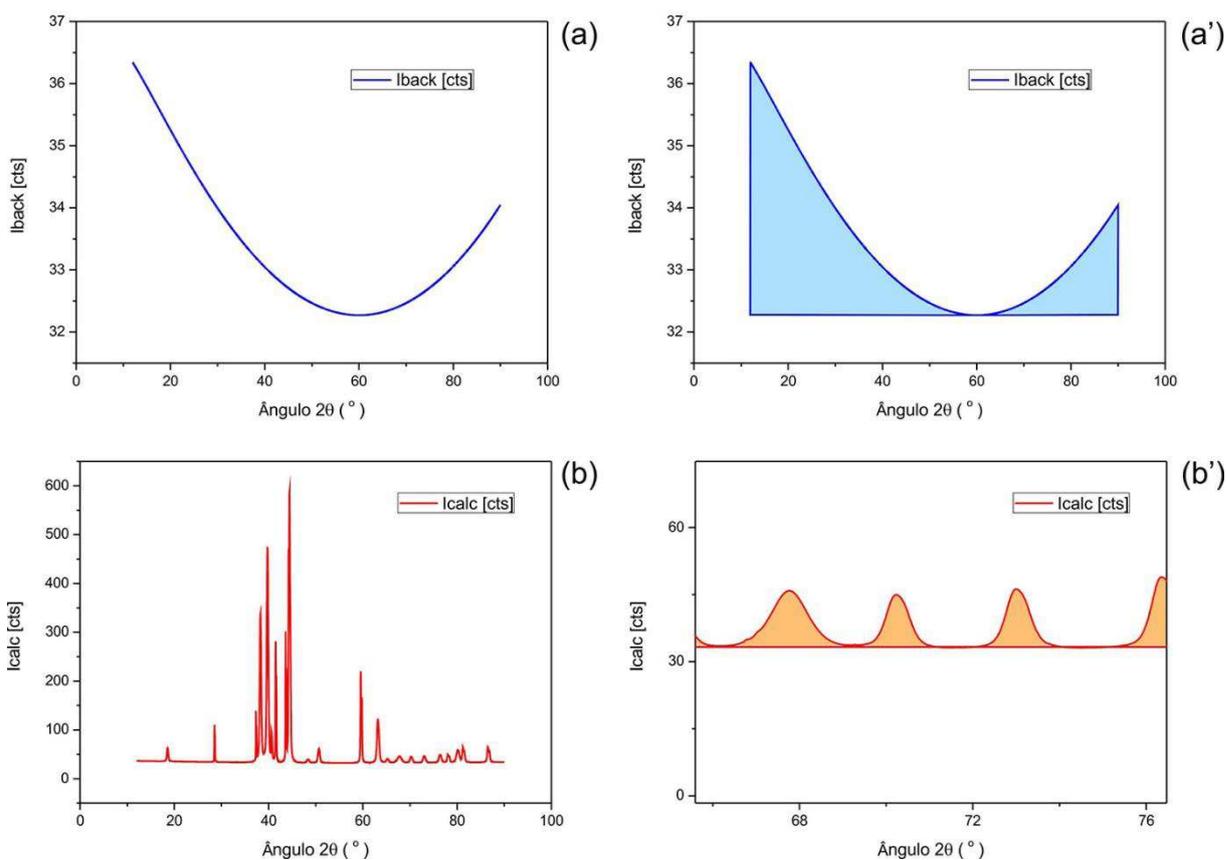


Figura 37 – Áreas obtidas por meio dos somatórios das Intensidades integradas (dos picos cristalinos e background) como base para calcular o grau relativo de cristalinidade [X_c , %]

O grau de cristalinidade relativa gera também, por consequência, o percentual de fase amorfa derivado do processamento usado, correlacionando-o com a composição.

As I_{calc} foram ajustadas pela função Pseudo-Voigt ((componente gaussiana ($\text{FWHM}^2 = U \tan^2.q + V \text{tang}.q + W$) + componente lorentziana ($\text{FWHM} = X \text{tang}.q + Y/\cos.q$)) e a I_{back} foi modelada pelo algoritmo que valida o polinômio empírico de Sonneveld (Sonneveld e Visser, 1975), composto por dois coeficientes.

Difração de Raios X na caracterização de materiais

Os ensaios DRX são muito usados para caracterização de fases em todos os tipos de materiais. Geralmente, entre os resultados gerados nesses ensaios estão o ângulo de varredura 2θ , a distância interplanar (d), a fração que identifica a estrutura cristalina ($1/d^2$), interferência construtiva percentual (I/I_1), largura à meia altura (FWHM) e as intensidades (em unidades arbitrárias), as quais podem também ser expressas em alguns aparelhos por CPS (ciclos por segundo).

As intensidades individuais representam apenas as radiações $K\alpha_1$ enquanto que as intensidades integradas são resultantes da contagem acumulada das radiações $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ e $K\beta$. Embora sejam contabilizadas num experimento, dependendo do equipamento empregado, as radiações $K\beta$ são eliminadas por meio de um filtro de níquel acoplado ao difratômetro (colimador). Nos experimentos feitos neste trabalho se usou o cobre como material alvo de radiação. Assim, os valores dos comprimentos de ondas (λ) são: $CuK\alpha_1 = 1,540562 \text{ \AA}$; $CuK\alpha_2 = 1,544390 \text{ \AA}$; e $CuK\beta = 1,392218 \text{ \AA}$. O Quadro 27 estabelece as diferenças entre as intensidades, relacionando-as com cada tipo de radiação correspondente. Os gráficos correspondentes constam nos Apêndices B, C e D.

Tipos de Intensidades	Observação
Intensidade Integrada (Apêndice B, C e D e Anexo B)	Intensidade difratada em um intervalo do desvio angular, em torno do ângulo de Bragg, incluindo toda a região próxima da rede recíproca, onde a intensidade tem valores diferentes de zero
Intensidade ($K\alpha$)	Eliminação das radiações $K\beta$ e registro da média ponderada $K\alpha = (2.K\alpha_1 + 1.K\alpha_2)/3$, onde $\lambda = 1,541838 \text{ \AA}$
Intensidade individual	Eliminação das radiações $K\alpha_2$ e registro exclusivo das radiações $K\alpha_1$. O comprimento de onda dessa radiação é usado para cálculo das distâncias interplanares

Quadro 27 – Tipos de intensidades a serem consideradas e suas respectivas radiações K

A lei de Bragg é expressa pela equação $2d\sin\theta = n\lambda$, onde d é a distância interplanar; θ é o ângulo de incidência dos raios x; n é um número natural que expressa o plano superficial de átomos; e λ é o comprimento de onda das radiações adotadas no experimento. Deste modo, a distância interplanar (menor distância entre planos cristalinos) para quaisquer cristais é expressa como sendo

$$d = \frac{n\lambda}{2\text{sen}\theta} \quad (6)$$

Nesse caso, usa-se apenas lambda igual a 1,5405 Å (radiação CuK α 1).

De acordo com a literatura científica, para todas as fases documentadas nas ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at%, variando-se as temperaturas em que foram feitas as análises dos cristais, as distâncias interplanares (d_{hkl}) são calculadas mediante o uso das expressões organizadas no Quadro 28.

Cúbico (B2)	Monoclínico (B19')	Ortorrômbo
$d = \left[\frac{1}{a^2} (h^2 + k^2 + l^2) \right]^{-1/2}$	$d = \left[\frac{h^2 + \frac{l^2}{c^2} - \frac{2hl\cos\beta}{ac}}{\text{sen}^2\beta} + \frac{k^2}{b^2} \right]^{-1/2}$	$d = \left[\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \right]^{-1/2}$
Triclínico		
$d = \left[\frac{\frac{h^2}{a^2} \text{sen}^2\alpha + \frac{k^2}{b^2} \text{sen}^2\beta + \frac{l^2}{c^2} \text{sen}^2\gamma + \frac{2hk}{ab} (\text{cosa} \cdot \text{cos}\beta - \text{cos}\gamma) + \frac{2kl}{bc} (\text{cos}\beta \cdot \text{cos}\gamma - \text{cosa}) + \frac{2lh}{ca} (\text{cos}\gamma \cdot \text{cosa} - \text{cos}\beta)}{1 - \text{cos}^2\alpha - \text{cos}^2\beta - \text{cos}^2\gamma + 2\text{cosa} \cdot \text{cos}\beta \cdot \text{cos}\gamma} \right]^{-1/2}$ <p style="text-align: center;">ou</p> $d_{hkl} = \left(\frac{\begin{vmatrix} h/a & \text{cos}\gamma & \text{cos}\beta \\ k/b & 1 & \text{cosa} \\ l/c & \text{cosa} & 1 \end{vmatrix} + \frac{k}{b} \begin{vmatrix} 1 & h/a & \text{cos}\beta \\ \text{cos}\gamma & k/b & \text{cosa} \\ \text{cos}\beta & l/c & 1 \end{vmatrix} + \frac{l}{c} \begin{vmatrix} 1 & \text{cos}\gamma & h/a \\ \text{cos}\gamma & 1 & k/b \\ \text{cos}\beta & \text{cosa} & l/c \end{vmatrix}}{\begin{vmatrix} 1 & \text{cos}\gamma & \text{cos}\beta \\ \text{cos}\gamma & 1 & \text{cosa} \\ \text{cos}\beta & \text{cosa} & 1 \end{vmatrix}} \right)^{-1/2}$		
Hexagonal		Tetragonal
$d = \left[\frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \right]^{-1/2}$		$d = \left[\frac{4}{3a^2} (h^2 + hk + k^2) + \frac{l^2}{c^2} \right]^{-1/2}$
Romboédrica (Trigonal): fases R		
$d = \left[\frac{1}{a^2} \frac{(h^2 + k^2 + l^2)\text{sen}^2\alpha + 2(hk + kl + lh)(\text{cos}^2\alpha - \text{cosa})}{1 - 2\text{cos}^3\alpha + 3\text{cos}^2\alpha} \right]^{-1/2}$		

Quadro 28 - Equações típicas que calculam a distância interplanar nos vários tipos de cristais registrados pela literatura em ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at% (vários autores)

A fração $1/d^2$ denota um número que seja exatamente igual à relação que existe entre os índices de Miller (h, k, l), ângulos interaxiais (α , β , γ), parâmetros de rede (a, b, c) e distância interplanar (d) num dado ângulo de difração 2θ . Esse valor é capaz de identificar qualquer tipo de cristal ocorrente em determinado pico difratado.

No diagrama de equilíbrio termodinâmico de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% (Eremenko, 1992) há a ocorrência de três tipos de cristais básicos: cúbico, monoclinico e ortorrômbico. Nos cristais cúbicos dessas ligas ternárias, a fase autenita (B2) possui uma relação matemática que se dá por

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (7)$$

ao passo que, para os cristais monoclinicos de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% (onde $\text{Hf} < 24$.at%), o que caracteriza a fase martensita B19', é dada pela relação de igualdade como sendo

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{\text{sen}^2\beta} \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2 \text{sen}^2\beta}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} - \frac{2hlc\text{os}\beta}{ac} \right) \quad (8)$$

Todavia, para cristais ortorrômbicos de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% (fase B19) nas quais o teor substitucional de $\text{Hf} > 29$.at, a mesma fração é expressa conforme a equação 9.

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (9)$$

De acordo com outros diversos autores há também fases em que ocorrem cristais tetragonais, onde a relação se dá com

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (10)$$

Também há incidência de cristais hexagonais (ou trigonais) expressos pela equação

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2} \quad (11)$$

e de cristais triclínicos nos quais a expressão $1/d^2$ é resolvida segundo a equação 12

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{V^2} (S_{11}h^2 + S_{22}k^2 + S_{33}l^2 + 2S_{12}hk + S_{23}kl + 2S_{13}hl) \quad (12)$$

onde $S_{11} = b^2c^2\text{sen}^2\alpha$; $S_{22} = a^2c^2\text{sen}^2\beta$; $S_{33} = a^2c^2\text{sen}^2\gamma$;
 $S_{12} = abc^2(\text{cosa} \cdot \text{cos}\beta - \text{cos}\gamma)$; $S_{23} = a^2bc(\text{cos}\beta \cdot \text{cos}\gamma - \text{cosa})$; e
 $S_{13} = ab^2c(\text{cos}\gamma \cdot \text{cosa} - \text{cos}\beta)$.

Em nossa pesquisa foi possível constatar que ainda há caso de ligas Ni-Ti-Hf ricas em Ni na qual foi registrada a fase R, ou seja, cristais romboédricos (Hong *et al.*, 2017). Para este caso a relação de igualdade fracionária é dada por

$$\frac{1}{d^2} = \frac{(k^2 + k^2 + l^2)\text{sen}^2\alpha + 2(hk + kl + hl)(\text{cos}^2\alpha - \text{cosa})}{a^2(1 - 3\text{cos}^2\alpha + 2\text{cos}^3\alpha)} \quad (13)$$

A interação construtiva é a relação percentual que existe entre a intensidade individual medida no ângulo 2θ de um pico e a intensidade individual máxima ocorrida em toda varredura adotada ($12^\circ \rightarrow 90^\circ$), ou seja, $I/I_{\text{máxima}}$.

A largura à meia altura (FWHM = *Full Width at Half Maximum*) para picos DRX é medida em graus 2θ . Para se obter a medida FWHM ($^\circ$) é preciso se fazer antes a suavização do pico difratado (*smoothing*). Feito isso, é possível usar várias funções matemáticas dentre as quais, descritas linearmente, pode-se citar: $1-(|x|/a)$ (de Bartlett); $0.810957a$ (de Blackman); $(1-((x^2)/(a^2)))$ na qual FWHM é igual a $\text{sqrt}(4-2\text{sqrt}(2)) \cdot a$ (de Connes); $\text{cos}((\text{pix})/(2a))$ (função cosseno); $e^{-x^2/(2\text{sigma}^2)}$ (Gaussiana); $1.05543a$ (de Hamming); a (de Hanning); $1-(x^2)/(a^2)$ na qual FWHM é igual a $\text{sqrt}(2) \cdot a$ (de Welch) ou a função Pseudo-Voigt. Porém, especificamente para picos DRX, usa-se convencionalmente a função Lorentziana (Weisstein, 2017), ainda representada pela fórmula 14.

$$L(x) = \frac{1}{\pi} \frac{\frac{1}{2}\Gamma}{(x + x_0)^2 + \left(\frac{1}{2}\Gamma\right)^2} \text{ normalizada para que } \int_{-\infty}^{\infty} L(x) = 1 \quad (14)$$

Pode-se exemplificar aqui um valor FWHM por meio de ensaio DRX feito em um dos materiais usados em nossa pesquisa: o Hf. Conforme ilustra a Figura 38, o perfil difratométrico foi resultado obtido no LCM (Laboratório de Caracterização de Materiais do PPCEMat, UFCG) em equipamento Shimadzu XRD-600.

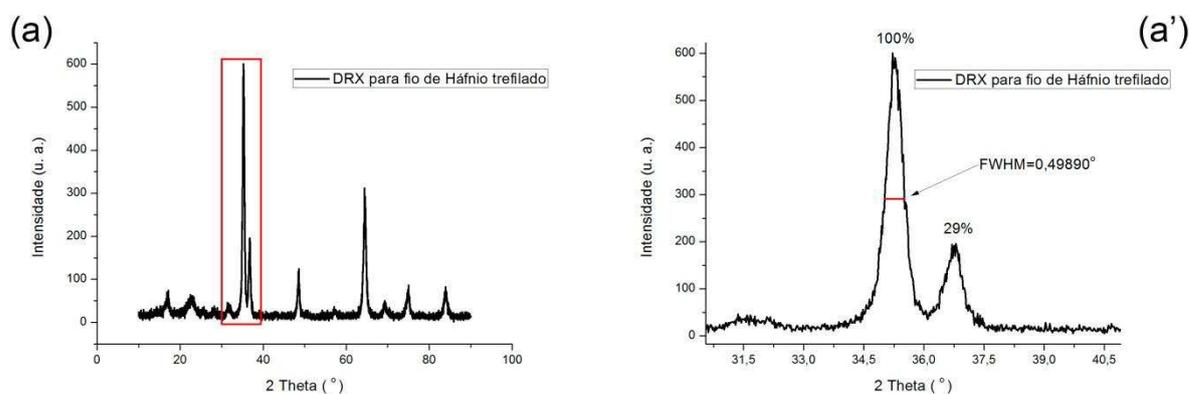


Figura 38 – FWHM (*Full Width at Half Maximum*) do pico máximo ampliado: a amostra usada foi um fio de Háfnio Ø 1mm (99,9 % de pureza) que foi trefilado antes do ensaio DRX para melhor adequação ao porta-amostra do equipamento. O material foi adquirido da empresa *Strem Chemicals, Inc.* (<http://www.strem.com>), Boston, Massachusetts, USA

Depois da suavização ou *smoothing* (normalização) do pico há uma pequena redução na intensidade computada no eixo Y, pois o pico que antes era pontiagudo se torna arredondado. Após esse processo, o valor FWHM em cada pico difratado pode ser medido usando-se U , V e W como parâmetros de *largura à meia altura* (Caglioti *et al.*, 1958) de acordo com a expressão matemática

$$H_k^2 = U.tang^2\theta + V.tang\theta + W \text{ ou } H = \sqrt{\sum_{i=1}^5 c_i \Gamma^{5-i} \gamma^i} \quad (15)$$

A intensidade individual é aproximadamente calculada por $I_k = B.i (V - V_k)^{1,5}$, onde B é uma proporcional constante, i = corrente aplicada, V_k = potencial de excitação do material alvo (cobre) e V = tensão aplicada (Cullity e Weymouth, 1957). A intensidade integrada (I_k) do k-ésimo pico é proporcional à intensidade individual e está relacionada a diversos fatores, de acordo com a equação 16

$$I_k \propto m_k L p_k |F_k|^2 \quad (16)$$

de modo que m_k é o fator de multiplicidade, $L p_k$ envolve os fatores de Polarização e de Lorentz enquanto que F_k resume o Fator de estrutura (Kinast, 2000). Tal intensidade também pode ser expressa, de forma mais precisa pela equação 17

$$I = |F|^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cdot \cos \theta} \right) \quad (17)$$

na qual I = intensidade integrada (área relativa sob a curva de intensidade vs 2θ), F = fator de estrutura atômica, p = fator de multiplicidade tabelado e θ = ângulo de Bragg (Bouvier *et al.*, 2000). Esta é uma solução aproximada, já que outras variáveis contribuem sensivelmente tais como: fatores de absorção e temperatura.

Especificamente nesse trabalho, verificou-se que há um relação exponencial negativa (entre distância interplanar e ângulo 2θ) que explica, para cada composição e também em todas as 5 composições de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (X = 8, 11, 14, 17 e 20 .at%), consideradas simultaneamente, o comportamento curvilíneo explicado pela seguinte equação:

$$d = f(2\theta) = f(x) = y_0 + Ae^{R_0 x}, \text{ onde } e = 2,71828 \text{ (número de Euler)} \quad (18)$$

De maneira semelhante, ainda há uma relação quadrática positiva entre a fração $1/d^2$ e o ângulo 2θ (°) que foi estudada e discriminada nesse trabalho, para cada composição individual e para todas simultaneamente, expressa por meio da fórmula

$$\frac{1}{d^2} = f(2\theta) = f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 \quad (19)$$

Para as variáveis d e $1/d^2$ foram determinadas, após o traçado das curvas de ajustes, as análises de variâncias. Essas ANOVAS, compostas por um só fator (tipo *one-way*), sem réplicas, foram usadas para análise estatística de ambas as regressões não-lineares esboçadas: funções exponencial $f(d)$ e quadrática/parabólica $f(\frac{1}{d^2})$. Tais Anovas foram usadas como teste de comparação entre médias. Foram compostas por itens que estão descritos no Quadro 29.

Fonte de Variação	Graus de Liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SM)	Quadrado Médio	Teste F (F-Valor)	P (Prob>F)
Regressão (Modelo)	GLE	SQE	QME	QME/QMR	Tabelado
Resíduo (ERRO)	GLR	SQR	QMR		
Total	GLT	SQT			

Quadro 29 – Descrição dos itens que constam numa Análise de Variância simples e suas respectivas siglas e seus respectivos sinônimos

Na qual: SQE = Soma Quadrática (ENTRE) entre os tratamentos:

$$\sum_{j=1}^k \left[\frac{(\sum_{i=1}^n X_{ij})^2}{n} \right] - \frac{(\sum_{j=1}^k \sum_{i=1}^n X_{ij})^2}{N} \quad (20)$$

E a SQR = Soma Quadrática dos Resíduos (DENTRO):

$$\sum_{j=1}^k \sum_{i=1}^n X_{ij}^2 - \sum_{j=1}^k \left[\frac{(\sum_{i=1}^n X_{ij})^2}{n} \right] \quad (21)$$

SQT: Soma Quadrática Total = SQE + SQR; GLE: Graus de Liberdade ENTRE = $K - 1$; GLR: Graus de Liberdade dos Resíduos = $N - K$; GLT: Graus de Liberdade Totais = GLE + GLR; QME: Quadrado Médio ENTRE = SQE/GLE; e QMR: Quadrado Médio dos Resíduos = SQR/GLR.

Ataque Químico nas ligas e fitas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

A visualização de contorno de grão é parte importante no estudo (micro)estrutural das ligas e fitas Ni-Ti-Hf. A nitidez das microfotografias ópticas em ligas metálicas se deve muitas vezes ao ataque químico específico feito nas amostras, com combinação de ácidos, álcoois e água, entre outras substâncias. A combinação percentual entre esses corrosivos depende muito do tipo de amostra (elementos envolvidos) e da composição específica de cada uma delas.

Para composições variadas de ligas Ni-TiHf e Ni-Ti-Zr, pelo fato de terem propriedades semelhantes, alguns autores usaram Glicerol ou Propanotriol/Ácido Nítrico/Ácido fluorídrico (ou hidrofluorídrico), ou seja, C₃H₈O₃/HNO₃/HF ou H₃OF (Mulder, 1995) enquanto outros combinaram 30% de ácido nítrico com 70% de metanol (CH₃OH) à ~ -20 °C (Evirgen *et al.*, 2014). Outros autores fizeram uso da solução 4%HNO₃ + 6%HF + 23%H₂O₂ + 67%H₂O sem citar o tempo estimado do ataque químico e a metodologia adotada para tanto. Mas os reagentes de gravação mais conhecidos para zircônio, háfnio e suas ligas estão resumidos no Quadro 30 (Gale e Totemeier, 2003). No primeiro reagente a taxa de reação pode ser aumentada se a amostra for aquecida em água antes da aplicação do reagente. Inversamente, a taxa de reação é diminuída por resfriamento da amostra. No segundo reagente, de acordo com o Quadro 30, ao gravar durante 3-5 segundos, os microconstituintes são delineados e diferenciados, enquanto que os carbonetos não são atacados. Na presença de umidade, o reagente tende a manchar a amostra.

Reagentes	Composições	Vol (ml)	Percentual
1	Ácido Nítrico (1.40)	20	20,00%
	Ácido Hidrofluorídrico – H ₃ OF (1.19)	20	20,00%
	Glicerol (ou Glicerina)	60	60,00%
2	Glicerol	60	66,67%
	Ácido Hidrofluorídrico (1.19)	20	22,22%
	Ácido Nítrico	10	11,11%
3	Glicerol	16	76,19%
	Ácido Hidrofluorídrico (1.19)	2	9,52%
	Ácido Nítrico (1.40)	1	4,76%
	Água	2 (até 4)	9,52%
4	Ácido Hidrofluorídrico (1.19)	20	19,80%
	Água	80	79,21%
	Ácido Nítrico (1.40)	1	0,99%

Quadro 30 – Reagentes que podem ser usados em ligas que contêm Háfnio

No terceiro reagente são utilizados tempos de gravação de 1 a 2 segundos. Esse reagente é útil para ligas que não são gravadas satisfatoriamente pelo reagente anterior. Na quarta e última opção de reagente são necessários tempos de gravação curtos (1-2 segundos), pois o mesmo é semelhante ao terceiro reagente, mas é bem mais forte.

Comumente se encontra em meios laboratoriais, por força de práticas de pesquisadores, o uso de dois reagentes (Vander Voort), expostos no Quadro 31.

Reagentes	Composições	Vol (ml)	Percentual
1	Ácido Clorídico (HCl)	30	40,00%
	Ácido Nítrico (HNO ₃)	15	20,00%
	Ácido Fluorídico (HF)	30	40,00%
2	H ₂ O ou H ₂ O ₂ (peróxido de hidrogênio) ou glicerol	45	45,92%
	Ácido Nítrico (HNO ₃)	45	45,92%
	Ácido Fluorídico (HF)	8 (até 10)	8,16%

Quadro 31 – Reagentes usados costumeiramente por estudiosos em ligas que contém Hf

Para o primeiro reagente, descrito no Quadro 31, antes do ataque químico, geralmente se esfrega a amostra por 3 a 10 segundos ou mergulha-se a mesma por 120 segundos em água quente. No entanto, para o reagente 2, usa luz polarizada. Dilui-se a solução aquosa com 3-5 partes de água para "dilatar" a estrutura após o polimento feito por esfregaço. Usa-se cotonete para aplicar o reagente durante 5-20 segundos. Salienta-se o cuidado no uso do ácido hidrofúorídico porque o mesmo pode produzir dano ósseo irreversível e apresenta uma série de outros perigos. Mesmo soluções diluídas de ácido hidrofúorídico devem ser tratadas com grande cautela, pois o mesmo serve para atacar até mesmo vidros de laboratório.

Há também aplicação de reagentes para estudo de microscopia eletrônica de transmissão (TEM) realizado em amostras Ni_{49,4}Ti_{38,6}Hf₁₂ .at% usando um microscópio FEI-F30, equipado com pistola de emissão de campo. As amostras para o estudo TEM foram preparadas por eletro-polimento com jato duplo utilizando HNO₃ a 5% em Etanol a 95%, a 20 V. A temperatura do banho para aplicação do reagente foi de -40 °C (Suresh *et al.*, 2014).

Nos ensaios laboratoriais de MO e MEV/EDS realizados nesse trabalho, foi usada a substância química formada por 50 ml H₂O + 30 ml de HNO₃ + 20 ml de HF,

preparada em temperatura ambiente e aplicada em superfície polida de todas as amostras por um tempo máximo de 5 segundos.

Mas antes do ataque químico, as etapas seguidas para a preparação das amostras foram: corte, embutimento, 3 níveis de lixamento e polimento com alumina. Foi usada a cortadeira metalográfica do Lammea (UFCG). Os corpos de prova foram embutidos a frio, conforme mostram a Figura 39 e Figura 40, seguindo os passos: 3 lixamentos com superfícies porosas do tipo Wetordry 211Q, marca 3M, de números P220, 320, 600 e polimento molhado com lixa d'água 1200, usadas nesta sequência.



Figura 39 – Exemplos de corpos de prova atacados das ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%, obtidas por fusão à plasma, embutidos a frio com resina acrílica VIPIFlash em tubos de PVC



Figura 40 - Exemplos de corpos de prova atacados das fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%, obtidas por *melt spinning* e embutidas a frio com polímero vermelho em PVC: posição vertical

Sequenciou-se com as amostras obtidas por fusão a arco elétrico, embutidas à quente. Foram coletados de cada amostra 30 dados referentes a quatro variáveis dos contornos de grãos: largura (μm), comprimento (μm), perímetro (μm) e área (μm^2). Todos os dados amostrais estão organizados nas 12 tabelas, além da Figura 193 e da Figura 194, no Apêndice E. A metodologia manual é ilustrada na Figura 41 e, para tanto, foi usada a ferramenta do AutoCAD (versão estudantil) como sistema auxiliado por computador.

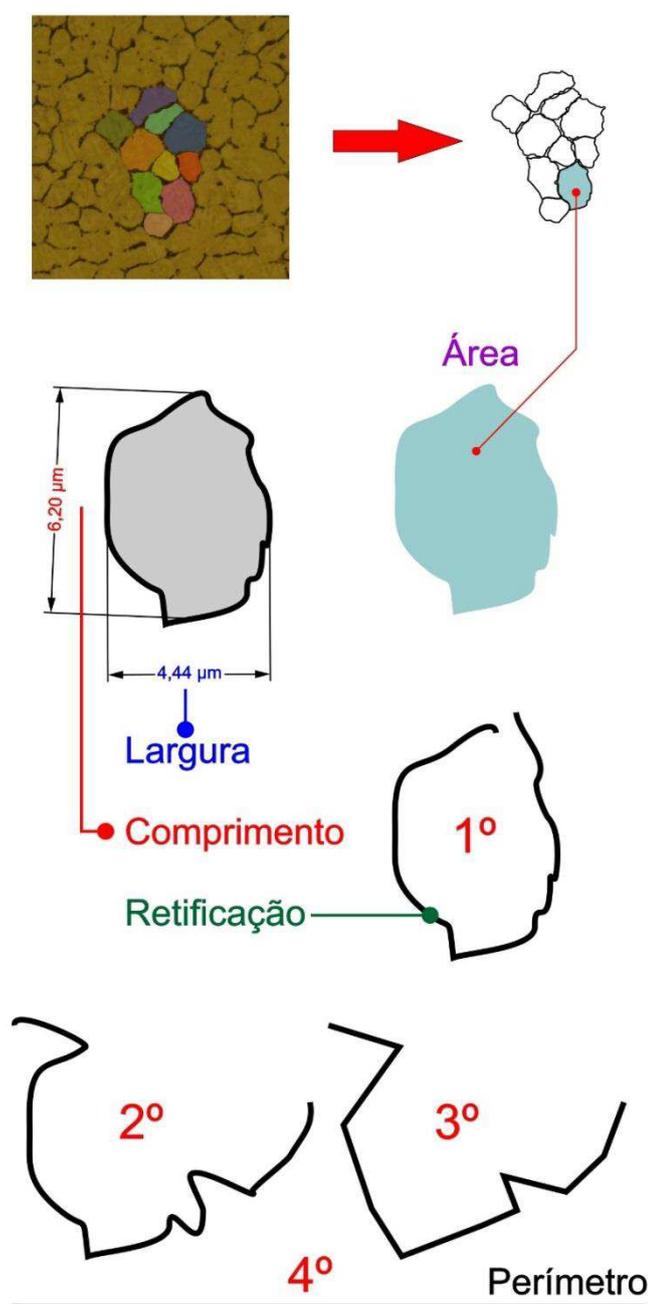


Figura 41 – Exemplo de um redesenho manual de um dos 30 contornos em cada amostra, em escala apropriada, para contabilizar: largura, comprimento, perímetro e área (mícrons)

A diferenciação entre as quatro variáveis medidas, exposta na Figura 41, ilustra a diferença entre a largura (dimensão menor) e o comprimento (dimensão maior). O perímetro é a curva retificada do contorno enquanto que o grão representa a superfície plana limitada pelo contorno. Assim, em cada amostra houve a coleta de 120 dados. Foram feitos testes estatísticos de Andreson-Darling ($n \leq 30$) em cada amostra de dados, de acordo com a equação 22.

$$AD = \sum_{i=1}^n \frac{1-2i}{n} \{ \ln(F_0[Z_{(i)}]) + \ln(1 - F_0[Z_{(n+1-i)}]) \} - n; \dots \quad (22)$$

Os resultados confirmaram uma distribuição originária de uma amostra normal (com $P > 0,05$), em sua maioria. Todos os testes foram feitos no software Minitab.

Referenciado pelos dados coletados, fez-se o teste de correlação das relações existentes entre Largura e Comprimento (L/C) e entre Perímetro e Área (P/A). O coeficiente de Pearson ($-1 < R < 1$) em ambas as relações foi calculado para as ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}H_x$.at% obtidas a arco elétrico e ao arco de plasma (PSPP), de acordo com a equação

$$R = \frac{n \cdot \sum x \cdot y - (\sum x) \cdot (\sum y)}{\sqrt{[n \cdot \sum x^2 - (\sum x)^2] \cdot [n \cdot \sum y^2 - (\sum y)^2]}} \quad (23)$$

e, dessa forma, todos os coeficientes obtidos estão próximos ou superiores a 0,95, haja vista que se adotou inicialmente $\alpha = 0,05$. Por causa disso, todos os valores R foram validados. Assim, adotou-se o modelo de regressão linear simples, constituído pelos parâmetros $y_i = \beta_0 + \beta_1 x_i + \varepsilon_i$, ($i = 1, \dots, n$) em que y_i = variável dependente; β_0 = coeficiente linear; β_1 = coeficiente angular; x_i = variável independente; ε_i = erro padrão do modelo regressivo. O coeficiente linear foi computado segundo a equação

$$\beta_0 = \frac{n \cdot \sum xy - \sum x \cdot \sum y}{n \cdot \sum x^2 - (\sum x)^2} \quad (24)$$

enquanto que o coeficiente angular foi calculado pela equação

$$\beta_1 = \frac{\sum x^2 \sum y - \sum x \sum x \cdot y}{n \sum x^2 - (\sum x)^2} \quad (25)$$

Observação Microscópica (MEV/EDS e MO)

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) monocromático, usado para registro fotográfico, conforme Figura 42, é o Tescan Vega 3, tipo vertical. Acoplado a este microscópio está o EDS (espectroscopia por energia dispersiva) da marca *Oxford Instruments X-act*, cuja função é calcular os teores percentuais dos elementos contidos na liga por meio de análise pontual, linear e superficial (de área). Este aparelho tem uma resolução que está em consonância com a ISO 15632:2002.

Nas micrografias que são feitas há o registro de todas as informações instrumentais usadas no momento dos ensaios: magnificação, energia Kv, *spot size*, *work distance* WD, detector SE (elétrons secundários) *etc.*

A grande diferença do microscópio óptico (MO) para o MEV é que este primeiro tem uma visualização superficial enquanto que o último, por ser penetrante, permite uma visualização tridimensional com uma profundidade de campo maior.

O uso desses equipamentos (MEV/EDS), além de poder mensurar dimensões de grãos em ligas atacadas por substâncias corrosivas apropriadas, serve também para aferir a composição química da amostra, comparando-a com a composição nominal inicialmente adotada/teorizada.



Figura 42 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) usado no Lammea (UFMG)

A microscopia óptica (MO) foi usada nesse trabalho por meio do equipamento Olympus, modelo BX51TRF, lente de ampliação SC30, fabricado no Japão, lotado no Lammea (UFCG/CCT/UAEMec) sob número de série 9C13797, conforme Figura 43. As imagens são armazenadas em software próprio na resolução de 300 dpi (*dots per inch*) nos vários formatos: .jpg, .tiff, .gif, .bmp *etc.* Com essa técnica é possível observar grãos com dimensões equivalentes a unidades de microns.

Nestes exames as amostras tiveram sua preparação afim de deixá-las com superfícies planas polidas. Para este objetivo foram usadas politrizes metalográficas da marca Arotec (modelos PLO2 E e PVV). Da mesma maneira, as amostras foram atacadas com substância química apropriada para oxidar as linhas amorfas, de menor energia, a fim de se obter o tamanho do contorno de grão e, portanto, o grão propriamente dito (área cristalina na qual ocorre as transformações de fase).

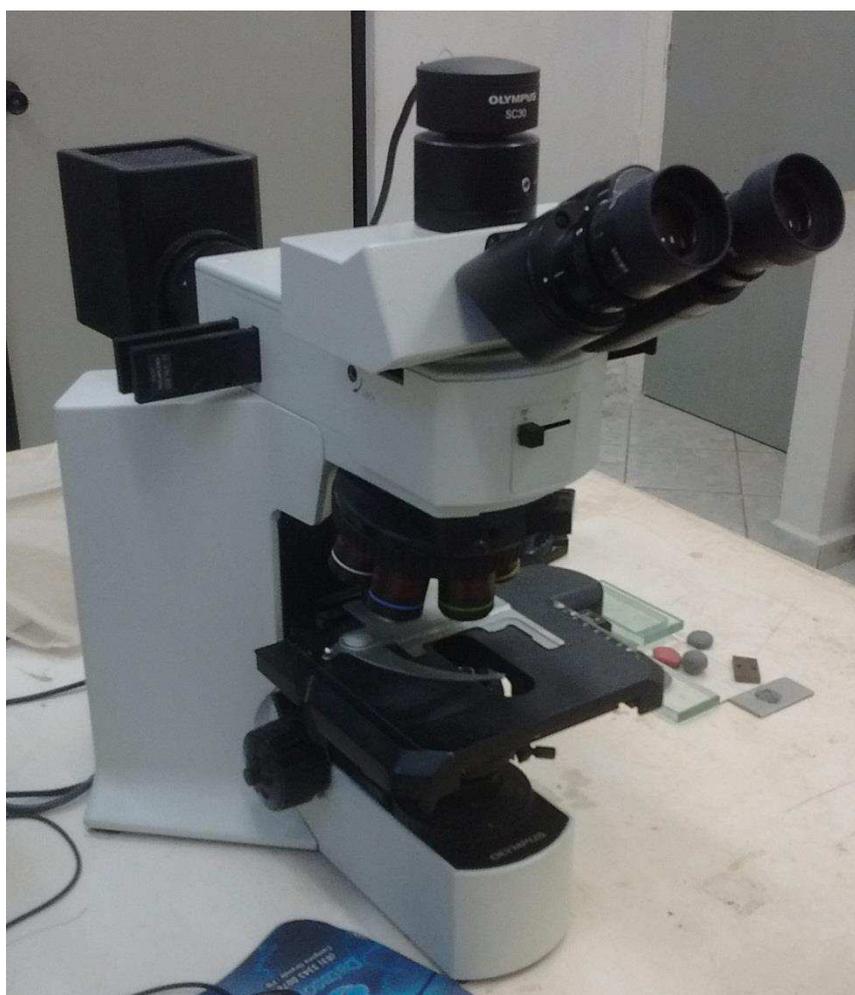


Figura 43 – Microscópio Óptico dotado de filtros de cores e de lentes com várias capacidades de ampliação analógica: 100X, 200X, 500X e 1000X

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas por fusão ao Arco de Plasma (PSPP)

Caracterização Térmica (DSC)

De acordo com as curvas calorimétricas mostradas na Figura 45, os picos de transformação de fase são menos intensos nas ligas Hf_8 .at%, Hf_{11} .at% e Hf_{14} .at% devido ao baixo teor de fases instáveis, mas ficaram mais acentuados nas ligas Hf_{17} .at% e Hf_{20} .at% devido ao maior teor da fase H – martensita B19, a qual é constituída de estrutura cristalina ortorrômbica.

Verificou-se ainda que o acréscimo do Hf como elemento substituto foi o fator principal para o aumento gradual das TTs. Contudo, observou-se também que, no geral, as TTs estão abaixo das que foram observadas na literatura. Isso ocorre, entre outros motivos, porque a temperatura máxima de fusão do forno usado gira em torno de 2500 °C. Como o háfnio tem o ponto de fusão igual a 2233 °C, a energia térmica que ultrapassa esse patamar é muito próxima para difundir integralmente este terceiro elemento na interior da liga metálica Ni-Ti-Hf. Mesmo assim foi possível obter transformação de fase em todas as 5 amostras analisadas.

Diante da relatada capacidade térmica do forno *Discovery All Metal* - EDG, foi feita análises DSC em duas séries de amostras para verificar as diferenças e variações nas temperaturas de transformação Austenítica e Martensítica, além das medidas entálpicas (densidades energéticas) e histereses térmicas, conforme é demonstrado na Tabela 1.

Conforme valores coletados, constatou-se que há poucos resultados próximos, porém há muitos outros que se diferem consideravelmente ou totalmente. Isso comprova a não-homogeneidade existente nessas amostras, o que é resultante, em parte, do processamento que preservou o seu estado bruto de fusão. Assim, deve-se considerar que as amostras Ni-Ti-Hf não foram submetidas, antes dos exames DSC, a processos de homogeneização, solubilização ou tratamento térmico, conforme era o objetivo deste trabalho.

Entretanto há uma explicação mais plausível para as diferenciações nas TTs associadas às ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas ao arco de plasma (PSPP), conforme é ilustrado na Figura 23 do fluxograma (em retângulos amarelos). Mais detalhadas na

Figura 44 estão as duas formas diferenciadas a partir das quais se obteve os corpos de prova (pequenos pedaços cortados) para se fazer os ensaios térmicos DSC. Na 1ª série de amostras, o pequeno pedaço foi cortado do botão de 20 g enquanto que na 2ª série o pedaço foi cortado da pastilha proveniente do tarugo que foi vertido num molde de cobre e, que, portanto, sofreu influência diferenciada das peculiaridades desta solidificação.

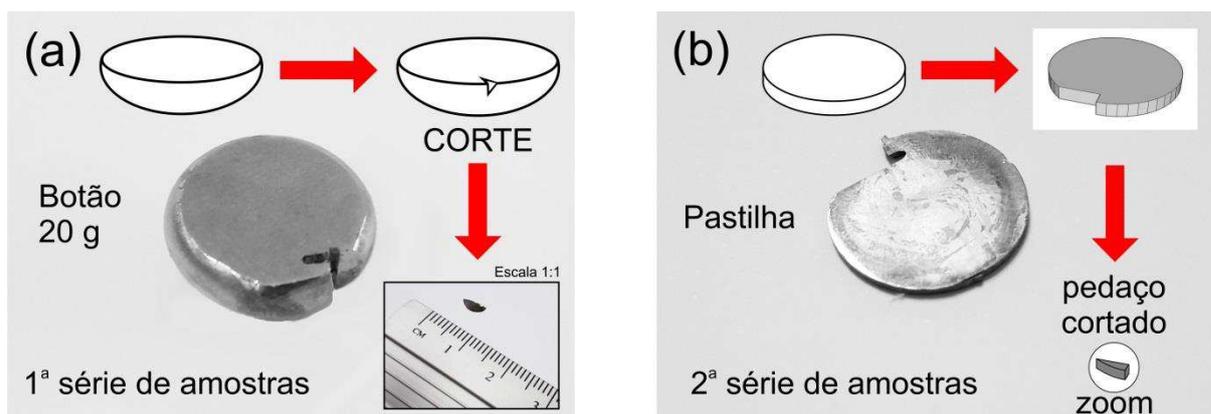


Figura 44 – Formas distintas de obtenções das pequenas amostras cortadas de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas pelo mesmo método PSPP da máquina Discovery – marca EDG, originárias de formas geométricas diferentes (botão e pastilha)

Na 1ª série houve apenas o cessar da tocha de plasma no eletrodo de tungstênio. A liga liquefeita no cadinho, apenas se solidificou em forma de botão, na mesma posição inicial por 4 vezes. No entanto, na 2ª série de amostras, após a quinta fusão, verteu-se a liga liquefeita no molde cúprico cujo material tem alta condutividade térmica. Neste momento, ao transformar-se em tarugo, o material sofreu influência de uma solidificação um pouco mais rápida que a primeira. Isso explica, em tese, porque a maioria das temperaturas de transformação são, variavelmente, mais baixas na 2ª série de amostras do que na 1ª série de amostras, embora sejam elas obtidas por meio do mesmo processamento – Fusão ao arco de Plasma. Isso ocorreu com mais nitidez no período martensítico. Mesmo assim, contraditoriamente, há TTs que se comportaram mais altas em amostras provenientes das pastilhas (2ª série de dados) durante o percurso austenítico, notadamente em Hf_{11} .at% Hf_{17} .at% e Hf_{20} .at%. No geral, é possível afirmar então que estas ligas são sensíveis a qualquer modificação no procedimento de obtenção, ou seja, as variáveis de operação são definidoras de várias propriedades, principalmente as propriedades térmicas, além das composições nominais adotadas.

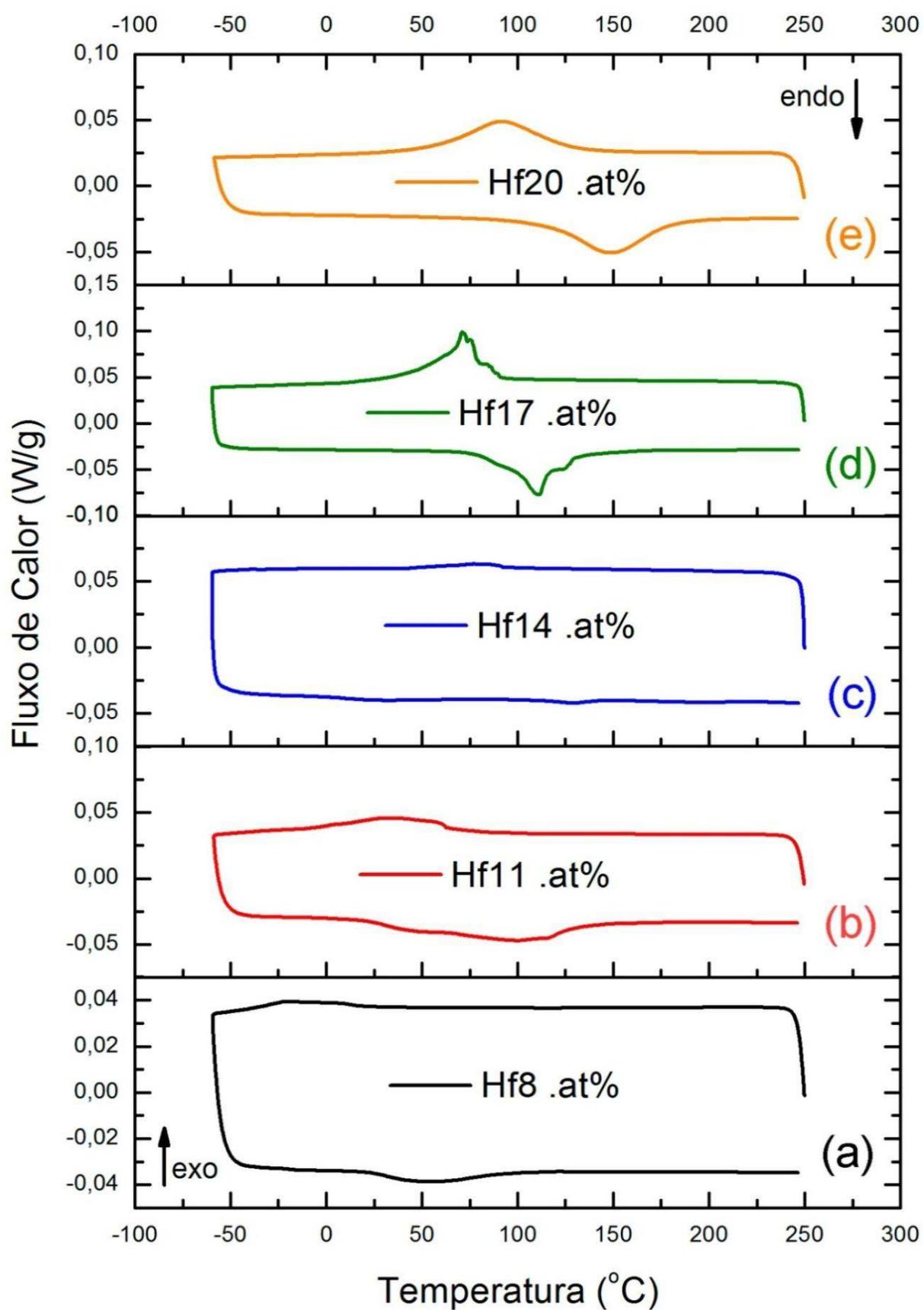


Figura 45 – Termogramas obtidos a partir dos ensaios DSC realizados para as cinco composições $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% fundidas ao arco de plasma na 2ª série de amostras

Tabela 1 – Comparativo das Temperaturas de Transformação (TTs) registradas em testes DSC para a primeira e para a segunda série de amostras de ligas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por fusão ao arco de plasma no forno *Discovery All Metal* (LaMMEA, UAEMec, UFCG)

Período Martensítico - Plasma	Ligas (bulks)	Série de Amostras	Ms	Mp	Mf	Histerese Parcial	Entalpias parciais (J/g)		Entalpia Total	
		(PSPP)	(°C)			$ Mf-Ms $, °C	(Ms→Mp)	(Mp→Mf)	(M) $B2 \rightarrow B19'$	
Período Martensítico - Plasma	Hf_08%.at	Série 01	-2,08	-20,97	-26,03	23,95	0,889	0,238	1,127	
		Série 02	7,77	-20,06	-38,57	46,34	0,611	0,407	1,018	
	Hf_11%.at	Série 01	64,6	41,33	1,54	63,06	2,969	5,076	8,045	
		Série 02	64,53	31,55	19,36	45,17	2,567	0,949	3,516	
	Hf_14%.at	Série 01	85,89	56,5	28,98	56,91	7,442	6,968	14,41	
		Série 02	90,56	77,34	76,59	13,97	0,557	0,032	0,589	
	Hf_17%.at	Série 01	48,42	34,92	26,99	21,43	1,516	0,891	2,407	
		Série 02	80,09	71,12	64,78	15,31	3,958	2,798	6,756	
	Hf_20%.at	Série 01	124	86,04	43,35	80,65	6,048	6,802	12,85	
		Série 02	122,87	91,32	62,08	60,79	3,276	3,037	6,313	
	Período Austenítico - Plasma	Ligas (bulks)	Série de Amostras	As	Ap	Af	Histerese Parcial	Entalpias parciais (J/g)		Entalpia Total
			(PSPP)	(°C)			$ Af-As $, °C	(As→Ap)	(Ap→Af)	(A) $B19' \rightarrow B2$
		Hf_08%.at	Série 01	20,42	44,87	58,27	37,85	0,908	0,498	1,406
			Série 02	41,38	55,48	65,53	24,15	0,719	0,513	1,232
		Hf_11%.at	Série 01	59,42	100,4	115,5	56,08	6,279	2,313	8,592
			Série 02	37,53	99,88	113,84	76,31	5,1	1,142	6,242
Hf_14%.at		Série 01	99,54	108,6	148,42	48,88	2,537	11,153	13,69	
		Série 02	116,08	128,7	140,94	24,86	0,132	0,128	0,2597	
Hf_17%.at		Série 01	97,69	103,9	149,97	52,28	0,322	2,392	2,714	
		Série 02	96,39	111,6	117,91	21,52	4,732	1,963	6,695	
Hf_20%.at		Série 01	130,63	163,9	196,41	65,78	6,696	6,544	13,24	
		Série 02	118,6	149,19	176,64	58,04	3,434	3,082	6,516	

A homogeneidade conjunta de uma série de ligas Ni-Ti-Hf com EMF também pode ser observada a partir da histerese térmica total [$\Delta T = A_f - M_s$] ou com a percentagem mássica das fases existentes nas várias composições, que neste caso são: Ni₂Ti, B19 e B19'. Segundo a Figura 46, que registra a ΔT das duas séries de dados (01 e 02), tanto as frações mássicas das 3 fases presentes quanto as histereses, consideradas individualmente, não podem ser expressas por uma função cujo R² seja estatisticamente significativo, ou seja, há uma flutuação desordenada que não se explica por uma correlação linear/não-linear entre os eixos X e Y. Da mesma forma, comparando ambas as variáveis sepadamente, não houve relação proporcional (direta ou inversa) constatada. Isso confirma ainda mais a heterogeneidade das TTs nessas ligas, consideradas no contexto coletivamente. Assim, partindo-se do geral para o particular, é possível entender que, se no conjunto, as TTs são distoantes, é porque cada uma das amostras têm TTs irregulares e, portanto, são heterogêneas em termos de composição.

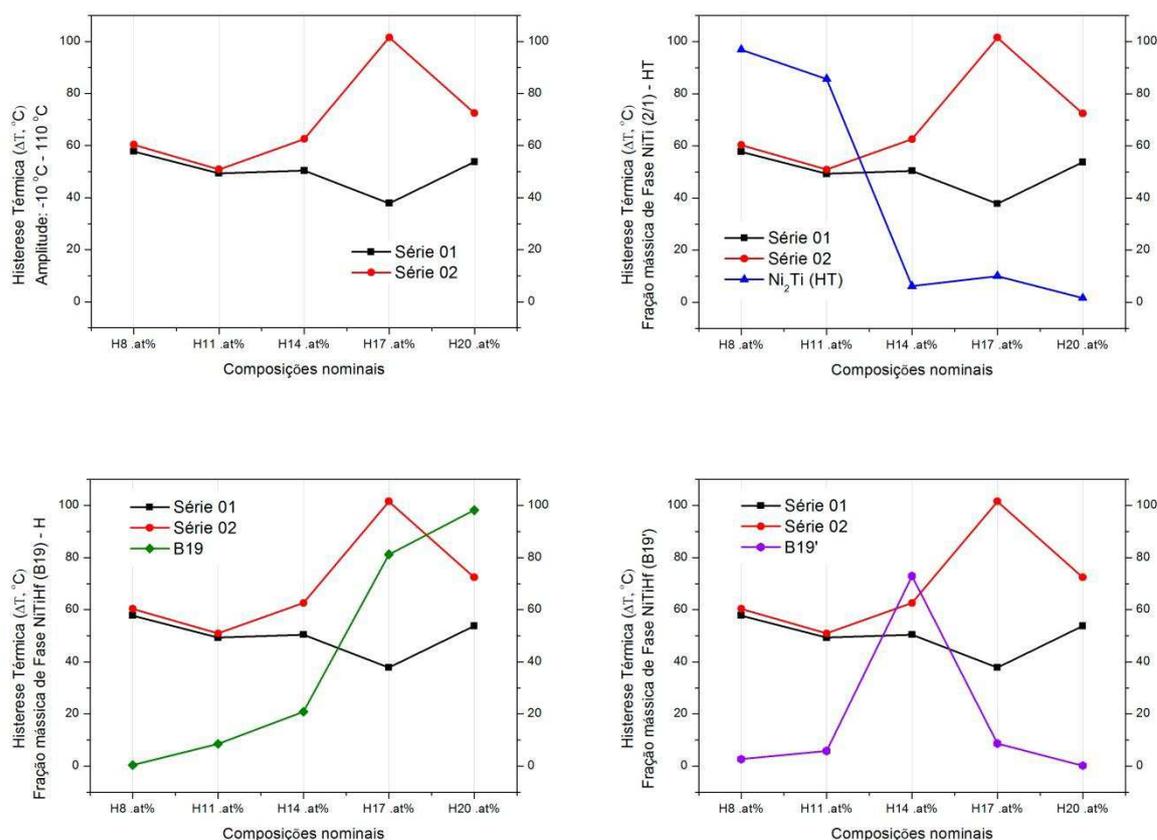


Figura 46 - Evolução das fases Ni₂Ti, B19 e B19' e sua disparidade com as histereses térmicas totais ($\Delta T = A_f - M_s$) nas duas séries de amostras: Série 01 e Série 02

Caracterização Estrutural (DRX)

Em temperatura ambiente, os dados difratométricos gerados por meio tão somente da 2ª série de amostras, comprovaram a ocorrência de 3 fases distintas: Ni-Ti-Hf B19' - monoclinica, Ni-Ti-Hf B19 - ortorrômbica (ortHorHombic – fase H) e um composto estequiométrico Ni₂Ti (fase HT – Hexagonal de eixo Trigonal). As duas primeiras fases são instáveis (martensíticas) enquanto que a terceira é um precipitado. A identificação foi feita com base em dois dados: alinhamento do ângulo 2θ e a intensidade relativa (%). A Figura 47 destaca com legendas específicas a análise qualitativa, considerando-se apenas as radiações Kα1.

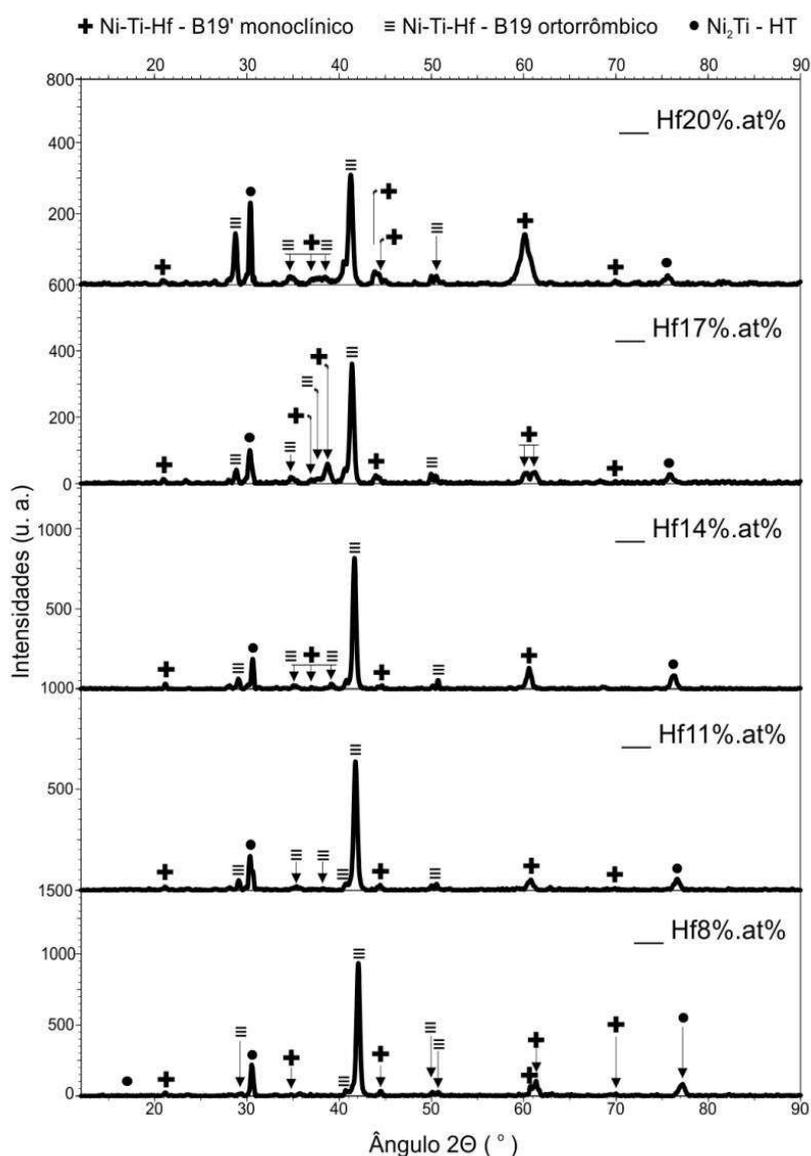


Figura 47 - Perfil difratométrico das 5 composições Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas ao arco de Plasma (método PSCP) na máquina *Discovery All Metal*, oriundas da 2ª série de amostras

Em relação à análise quantitativa, baseada na 2ª série de amostras, o método de Refinamento Rietveld possibilitou o cálculo do grau da cristalinidade relativa (X_c) de todas as ligas obtidas ao arco de plasma (método PSPP). Os resultados tabulados abaixo resumem uma média aritmética igual a 55,73 % e uma mediana igual a 55,31 % de cristalinidade. Esse valor ratifica que os tarugos obtidos foram cristalizados uniformemente, pois o desvio padrão é muito baixo: 1,59 %. Porém, não se garante uma homogeneidade da difusão dos elementos na liga. A variância é igual a 2,54 %. Assim, os valores X_c variam ligeiramente apenas em função do controle manual empregado na duração de cada uma das 5 fusões (± 15 segundos). A diferença entre os valores X_c máximo e mínimo foi de 4,36 %.

Geralmente, para medir o nível de precisão estatística do refinamento onde há dados ruidosos, o valor GOF (Goodness Of Fit) é a referência principal. Conforme Tabela 2, todos os valores obtidos nesta etapa do trabalho foram abaixo de 2, o que é considerado ideal pela união internacional de cristalografia (IUCr - <https://www.iucr.org>). Esse valor numérico é gerado juntamente com todas as variáveis globais atribuídas ao refinamento (R_{wp} – resíduo ponderado pela intensidade [%] e R_{exp} – resíduo mínimo teórico [%]).

Tabela 2 - Dados concernentes ao cálculo do grau relativo de cristalinidade - X_c

Composições	ΣI_{back} (integrada)	ΣI_{calc} (integrada)	Cristalinidade	Teor amorfo	GOF
Hf (.at%)	Baseline	Linha cristalina	X_c [%]	Fase [%]	R_{wp}/R_{exp}
8	3294,459625	4579,575152	58,16046388	41,83953612	1,45094
11	3496,866944	4072,787157	53,80413824	46,19586176	1,87892
14	3847,881496	4923,652376	56,13217081	43,86782919	1,58011
17	3478,974817	4299,000602	55,27146038	44,72853962	1,31880
20	4035,657293	4996,546045	55,31923782	44,68076218	1,79138

Para demonstrar a boa adequação entre as áreas das intensidades integradas e as áreas integradas da linha *baseline* (I_{calc} e I_{back} , respectivamente), são plotadas na Figura 48, as resultantes dos picos cristalinos e a curva *background*. Esta última representa o conteúdo amorfo. Nos cinco difratogramas apresentados a seguir, os perfis de posicionamento das linhas refinadas (calculadas) revelam um ótimo ajuste à linha experimental, oriunda dos ensaios laboratoriais.

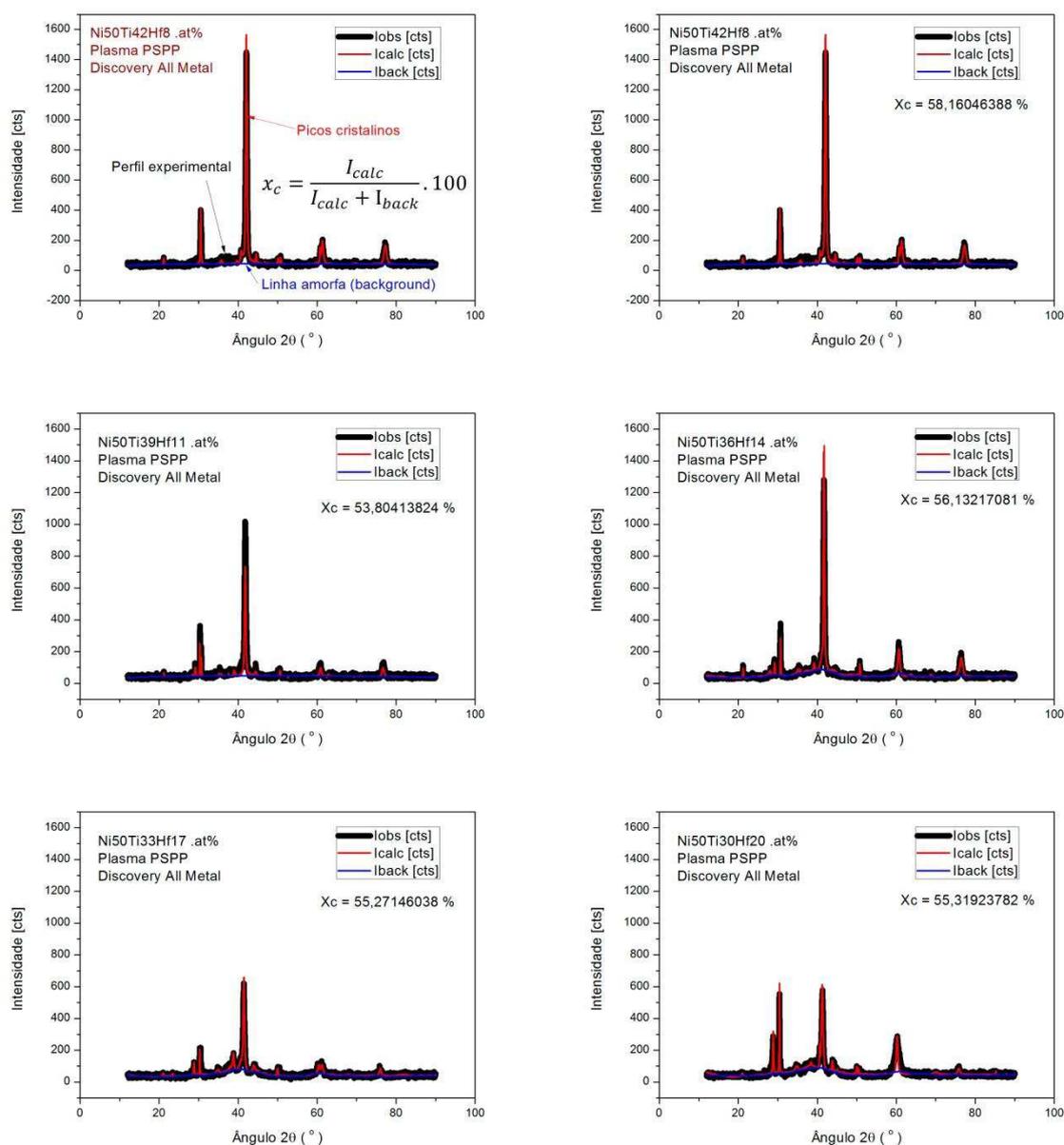


Figura 48 - Difratoграмas (radiações $\text{CuK}\alpha$) constando os Graus de Cristalinidades relativas nas 5 composições nominais $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at%: perfis observado, calculado e *baseline*

A fração máxima de cada fase foi também calculada e os resultados confirmaram que a adição gradual de háfnio na liga, no limite estudado (8 a 20 .at%), favorece a formação de fases instáveis, conforme é verificado visualmente na Figura 49. Contudo, percebe-se um crescimento gradativo (.wt%) mais acentuado na fase B19 do que na fase B19'. Além disso, observa-se uma diminuição na fração mássica da fase estequiométrica Ni-Ti (2/1), em face do aumento progressivo em 3% do elemento háfnio.

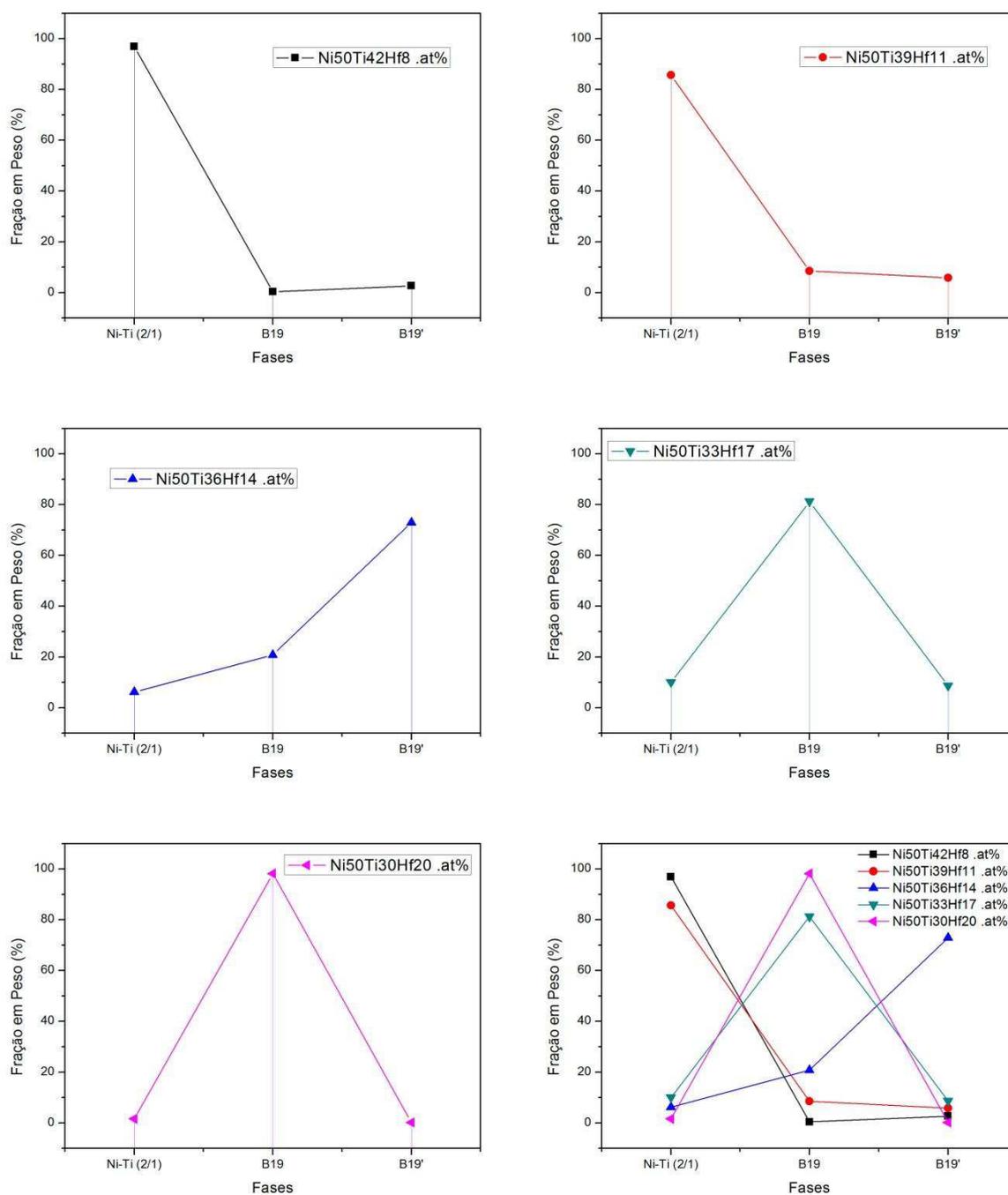


Figura 49 - Porcentagem mássica das fases presentes nas 5 composições de ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas ao arco de Plasma (*Discovery All*): oriundas da 2ª série de amostras

É importante perceber também que, de acordo com a Figura 49, a fração mássica de fase B19 aumenta conforme a fração mássica de Ni_2Ti diminui.

A estrutura ortorrômbica nas ligas Ni-Ti-Hf é geralmente denominada de fase H (Saghalian *et al.*, 2017). O precipitado da fase H é mais rico em Hf. Ao mesmo

tempo, é menos rico em Ti e um pouco mais rico em Ni, em comparação com a composição nominal da liga (Yang, F. *et al.*, 2013) (Santamarta *et al.*, 2013). Isso foi comprovado por intermédio do refinamento Rietveld, no que se refere à composição atômica calculada em cada fase, de acordo como demonstra a Tabela 3.

Tabela 3 - Percentuais dos elementos em cada fase (liga Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ .at%)

	Fases	Ni _{0,5} Ti _{0,167} Hf _{0,33} - B19'	Ni ₁ Ti _{0,9} Hf ₁ - B19'	Ni _{0,86} Ti _{0,89} Hf _{0,25} - B19	Ni ₂ Ti ₁ - HT
Lista	Totais (%)	98,21	0,12	0,07	1,61
Hf	60,38	60,34	0,02	0,02	
Ni	31,00	29,77	0,06	0,02	1,15
Ti	8,62	8,10	0,04	0,02	0,46

À medida que o teor de Ni aumenta, ou seja, na medida em que a liga se torna mais rica em Ni, a força motriz da precipitação H aumenta. (Saghaian *et al.*, 2016) (Santamarta *et al.*, 2013). Esse comportamento percentual se repetiu nas outras composições nominais.

A análise quantitativa possibilitou também a indexação de 2233 picos cristalinos nas 5 composições nominais estudadas, conforme resumo organizado na Tabela 4. O gráfico apresentado na Figura 50 demonstra a evolução da quantidade total de picos indexados, relacionando-a com o teor de háfnio e sua respectiva composição nominal rica em níquel. No geral, houve crescimento do número de picos indexados de acordo com o aumento gradual do Hf.

O detalhamento dos índices de Miller consta no Apêndice F deste trabalho. Tais resultados indicam que há um bom nível de regularidade na reflexão dos picos, o que se traduz em repetição significativa e ordenada das estruturas cristalinas no retículo.

Toda a análise quantitativa está representada na sequência da Figura 51 até a Figura 55 e da Tabela 5 até a Tabela 9. Para cada uma das 21 fases foram definidos, entre outros, os valores de densidades específicas (g/cm³), frações volumétricas e mássicas (%), parâmetros de rede (a, b, c), ângulos axiais (α, β e γ), volumes das estruturas cristalinas (Å³), além do grupo espacial resultante (N^o).

Dentre os dados coletados se destaca o Coeficiente de Atenuação em Massa (CAM) para raios X (Mcnaught e Mcnaught, 1997). O termo em inglês é conhecido por MAC (*Mass Absorption Coefficient*). Este caracteriza a facilidade com que um

material ou fase específica do material pode ser penetrado(a) por um feixe de fótons (Hubbell e Seltzer, 1995).

O Coeficiente de Atenuação em Massa entra na equação da redução de intensidade em função do caminho óptico, o que é explicado a partir equação exponencial de Beer (Swinehart, 1962), abaixo representada.

$$I_n = I_0 \exp(-(k_\alpha + k_g + k_{NO_2} + k_w + k_{O_3} + k_r)m) \quad (26)$$

Como o valor está no expoente, torna-se pouco difícil de enxergar linearmente. Nesse sentido, é aconselhável calculá-lo somente para 1% de radiação transmitida, que é a definição operacional da penetração analítica. Assim, o número expresso começa a fazer mais sentido. A unidade dele é estranha (cm^2/g) por razão matemática, mas geralmente o valor final é operado sendo multiplicado pelo caminho óptico (cm) e pela densidade (g/cm^3), gerando assim um número adimensional necessário na exponenciação.

Além do CAM, foi possível calcular o fator de estrutura $F(000)$ para cada fase encontrada. O fator de estrutura é o número de espalhadores percebidos através de uma certa reflexão. Ele é variável conforme composição química, ligação, geometria, posição dos átomos e reflexão considerada. O fator de estrutura $F(h\ k\ l)$ de ordem 0 é expresso pela equação

$$F(000) = \left[\left(\sum fr \right)^2 + \left(\sum fi \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (27)$$

na qual fr representa a real parte dos fatores de espalhamento em $\Theta = 0$, fi é a parte imaginária dos fatores de espalhamento em $\Theta = 0$ e a soma de ambos os termos é formada sobre cada átomo da célula unitária. Em fases estequiométricas o valor $F(000)$ não pode ser inteiro. O fator de estrutura 000 significa que todos os átomos estão espalhando em fase, ou seja, representa a soma de todos os fatores de espalhamento em 0. Assim, o valor final calculado representa o somatório de todos os elétrons na célula unitária.

O $F(000)$ é calculado por inversão de Fourier, sem os efeitos de dispersão no cálculo da densidade de elétrons. No geral, a fase ortorrômbica B19 possui o maior

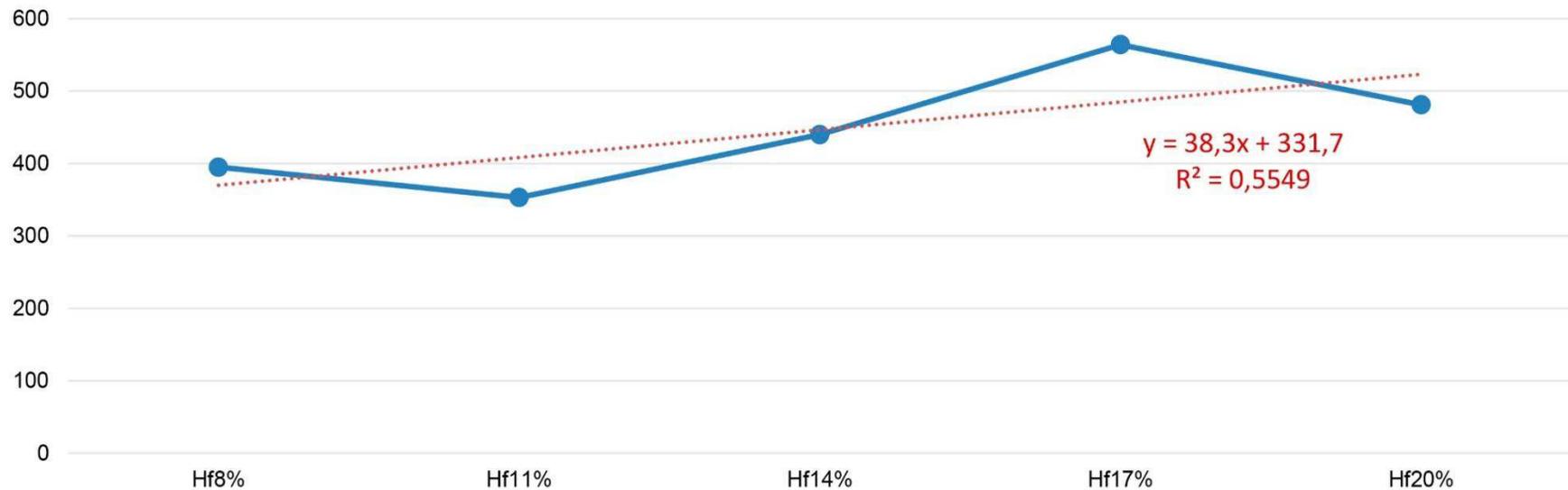
fator de estrutura, seguida da fase Ni_2Ti e da fase B19'. Assim, esta última foi a que registrou menor fator de estrutura a partir do ponto $h = 0$, $k = 0$ e $l = 0$.

Foi possível também calcular o parâmetro isotrópico de rede (B). Como é isotrópico, o átomo vibra igualmente em todas as direções. Caso contrário, seria parâmetro térmico anisotrópico, ou seja, o átomo estaria vibrando diferentemente para as várias direções.

Os valores de B derivam da largura dos picos e são a vibração dos átomos em torno de sua posição de equilíbrio. São valores positivos diferentes de zero porque os átomos estão sempre vibrando em torno de uma posição de equilíbrio. Além disso, possuem referências numéricas conforme o tipo de sistema de ligação e vizinhança ao qual o átomo está submetido. São difíceis de se obter via refinamento pelo método de Rietveld, razão pela qual em geral são registrados iguais a zero por efeito de simplificação ou por serem muito próximos de zero. Neste caso todas as larguras dos picos são refinadas através dos parâmetros de perfil.

Tabela 4 - Quantidade parcial e total de picos indexados por meio do Refinamento Rietveld (provenientes da 2ª série de amostras)

Estrutura	Hexagonal	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Ortorrômbica		
Código (referência)	99-004-0016	99-004-0351	99-004-0374	99-004-0350	99-003-0005	99-004-0352	99-004-0343	99-003-0006	99-004-0353	99-004-0356			
Ficha padrão (MOL)	(2/1)	(0.95/0.95/0.1)	(1/0.76/0.24)	(0.6/1/0.4)	(0.9/0.59/0.51)	(0.86/0.89/0.25)	(1/0.9/0.1)	(0.9/1/0.1)	(0.79/0.75/0.46)	(0.5/0.167/0.333)	somatório	Fases (Qtde)	
Fases indexadas →	Ni ₂ Ti - HT	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Σ	10				
Hf8%	46	43						54		252		395	4
Hf11%	39	42		58						214		353	4
Hf14%	42	34							58	306		440	4
Hf17%	46		40		55		79			344		564	5
Hf20%	55					41	39			346		481	4
												2233	

Figura 50 - Quantidade total de picos indexados nas composições de ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at% fundidas ao arco de plasma (2ª série de amostras)

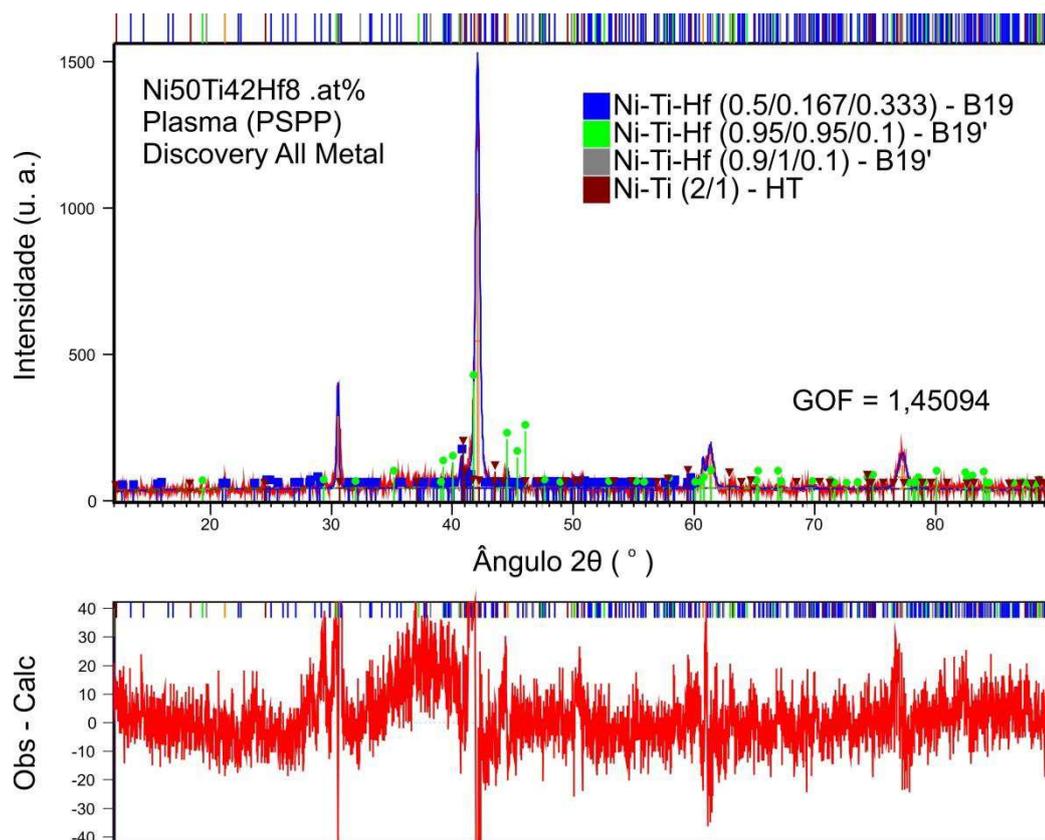


Figura 51 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina *Discovery All* (método PSPP): identificação de fases

Tabela 5 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida em forno *Discovery All Metal* (2ª série de amostras)

	Fase(s)	B19	B19'	B19'	HT
	Massa (g/mol)	18591,36	238,238	237,158	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	12,4898	9,2211	7,2145	7,8313
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	109,4	108,8	546,42
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	121,373	124,6866	90,8332
	Fração de Volume [%]	0,4114	0,0307	2,8864	96,6715
	Fração em Peso [%]	0,3857	0,036052	2,654051	96,9242
	Grupo espacial (N°)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
Hf8 .at%	a [Å]	8,380106	2,4328	3,008078	2,549159
	b [Å]	11,99912	3,828912	4,006609	2,549159
	c [Å]	24,57786	4,621628	4,657908	43,61988
	alpha [°]	90	90	90	90
	beta [°]	90	94,85787	103,5385	90
	gamma [°]	90	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	2471,399	42,89572	54,57808	245,4759

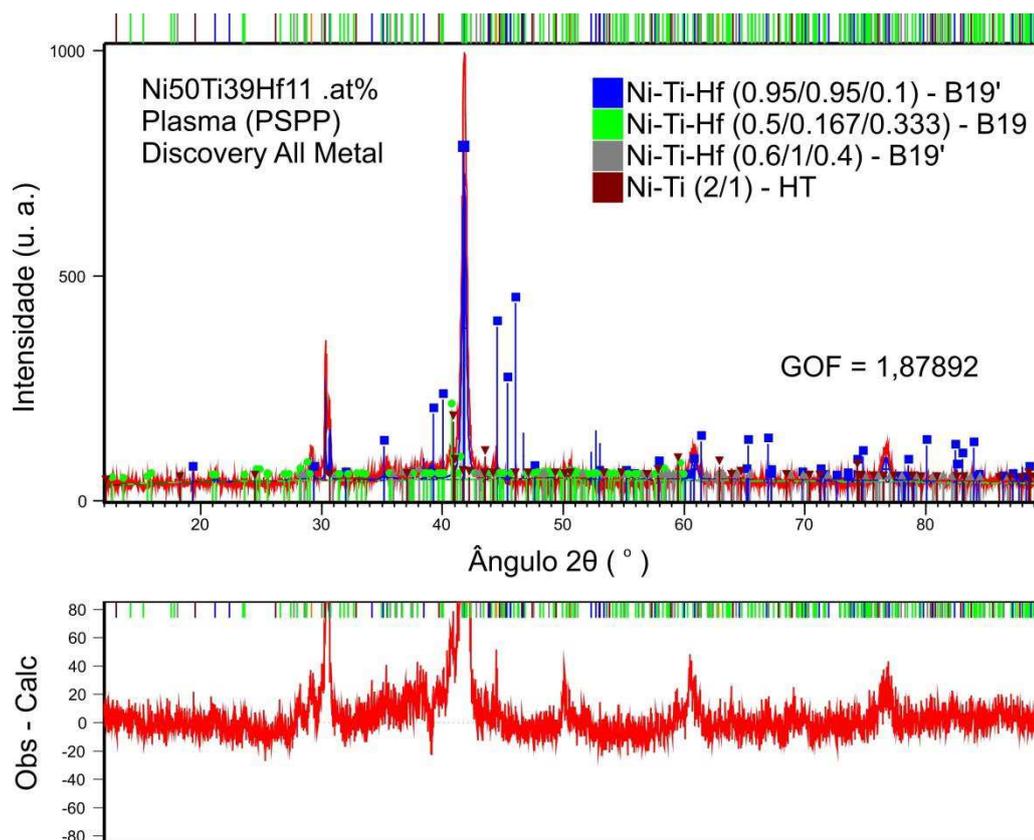


Figura 52 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina *Discovery All* (método PSPP): identificação de fases

Tabela 6 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida em forno *Discovery All Metal* (2ª série de amostras)

	Fase(s)	B19	B19'	B19'	HT
	Massa (g/mol)	18591,36	238,238	309,032	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	12,1291	8,6259	6,4472	7,7928
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	109,4	135,2	546,42
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	121,373	145,054	90,8332
	Fração de Volume [%]	11,4059	2,4727	4,5178	81,6036
	Fração em Peso [%]	8,509703	2,468245	3,370636	85,65142
	Grupo espacial (N°)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
Hf11 .at%	a [Å]	8,509429	2,78(2)	3,511992	2,553125
	b [Å]	12,01529	3,82(4)	4,314349	2,553125
	c [Å]	24,89058	4,39(5)	5,357475	43,69943
	alpha [°]	90	90	90	90
	beta [°]	90	79,8(2)	101,3714	90
	gamma [°]	90	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	2544,895	45,85564	79,58273	246,6894

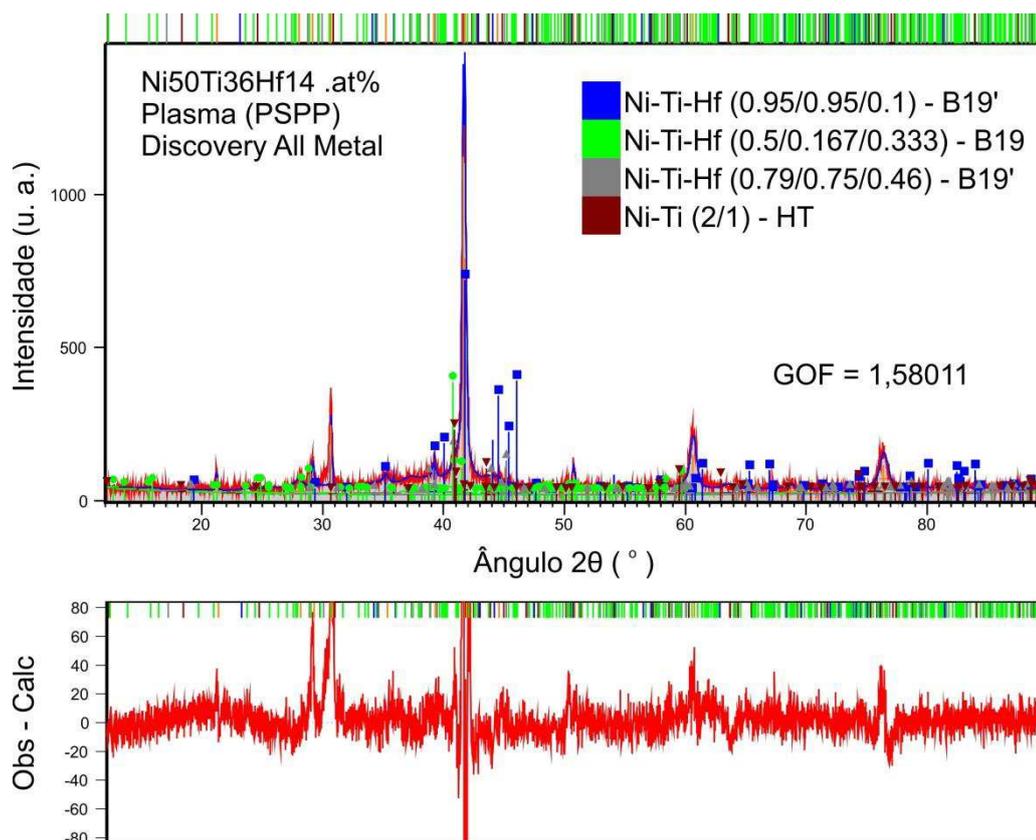


Figura 53 - Refinamento de estrutura realizado na liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina *Discovery All* (método PSPP): identificação de fases

Tabela 7 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% obtida em forno *Discovery All Metal* (2ª série de amostras)

	Fase(s)	B19	B19'	B19'	HT
	Massa (g/mol)	18591,36	238,238	328,8068	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	10,326	10,5864	9,0358	8,1238
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	109,4	143,48	546,42
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	121,373	135,6531	90,8332
	Fração de Volume [%]	18,6022	0,0599	74,3191	7,0188
	Fração em Peso [%]	20,84993	0,068869	72,89197	6,189224
Hf14 .at%	Grupo espacial (Nº)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
	a [Å]	9,646075	2,707561	3,199785	2,508972
	b [Å]	12,00731	3,59817	3,638098	2,508972
	c [Å]	25,80902	3,993874	5,356167	43,40688
	alpha [°]	90	90	90	90
	beta [°]	90	106,2032	104,3106	90
	gamma [°]	90	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	2989,289	37,36381	60,41705	236,6361

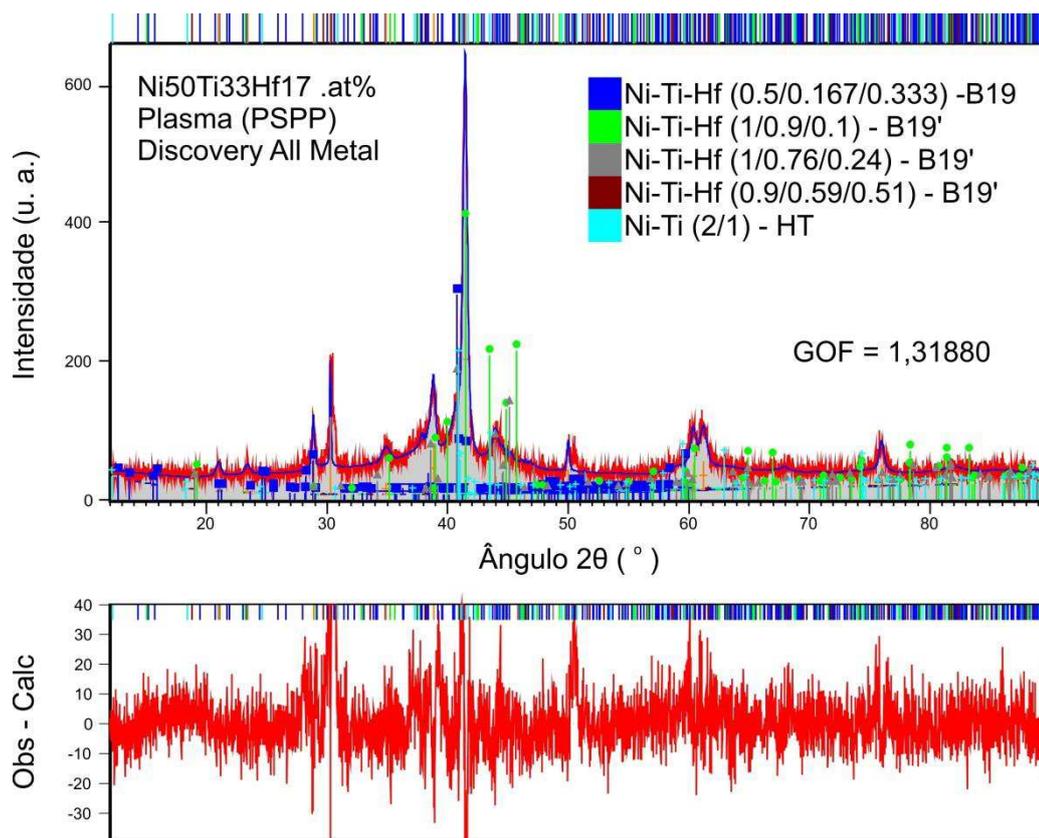


Figura 54 - Refinamento de estrutura realizado na liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇ .at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina *Discovery All* (método PSPP): identificação de fases

Tabela 8 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇ .at% obtida em forno *Discovery All Metal* (2ª série de amostras)

	Fase(s)	B19	B19'	B19'	B19'	HT
	Massa (g/mol)	18591,36	239,318	275,8832	344,2418	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	9,0884	4,3217	11,065	10,3584	7,7962
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	110	124	149,8	546,42
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	118,0893	121,5984	130,8704	90,8332
	Fração de Volume [%]	80,76911	0,0024	0,0804	7,4922	11,6659
	Fração em Peso [%]	81,2413	0,0035	0,098415	8,589961	10,06683
Hf17 .at%	Grupo espacial (N°)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
	a [Å]	9,9261	3,078009	2,406728	2,978599	2,557166
	b [Å]	14,61748	5,049196	4,077659	3,915501	2,557166
	c [Å]	23,40778	5,915827	4,248289	4,7771	43,54218
	alpha [°]	90	90	90	90	90
	beta [°]	90	90,13228	96,82844	97,95988	90
	gamma [°]	90	90	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	3396,342	91,9404	41,39618	55,17714	246,5804

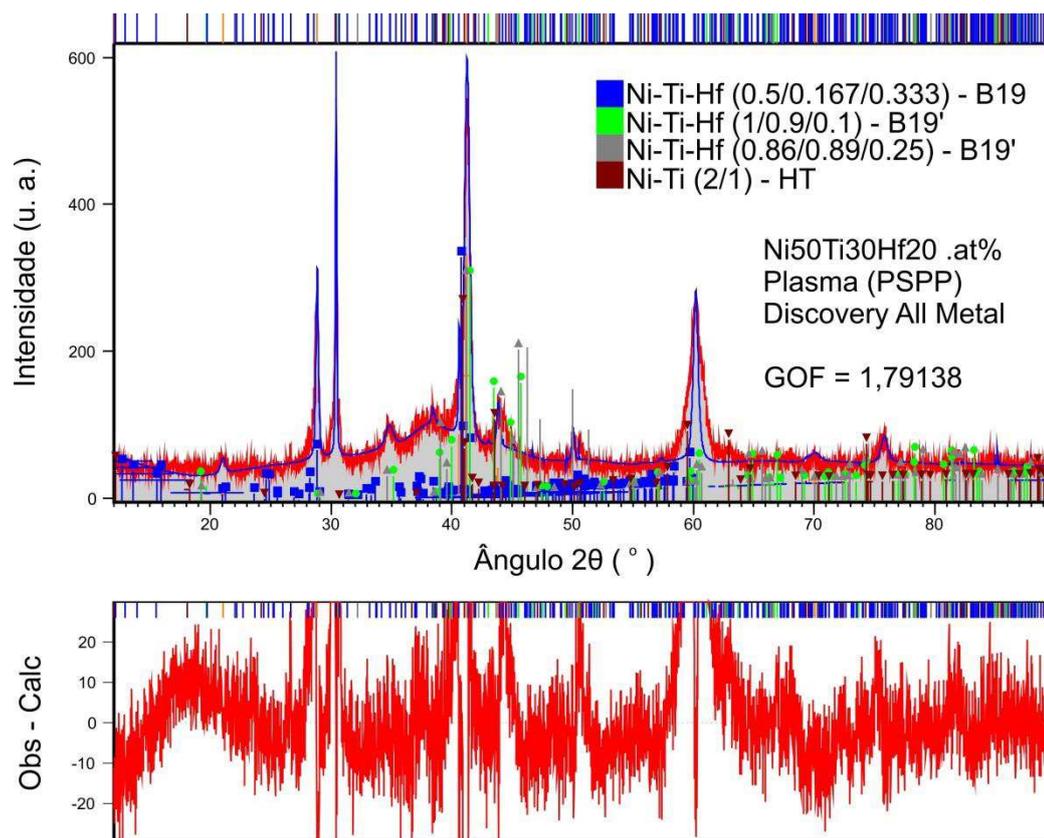


Figura 55 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma na Máquina *Discovery All* (método PSPP): identificação de fases

Tabela 9 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida em forno *Discovery All Metal* (2ª série de amostras)

	Fase(s)	B19	B19'	B19'	HT
	Massa (g/mol)	18591,36	239,318	275,471	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	9,1658	9,8088	11,3938	6,8351
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	110	123,32	546,42
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	118,0893	129,8064	90,8332
	Fração de Volume [%]	97,6899	0,1084	0,0544	2,1473
	Fração em Peso [%]	98,20566	0,116606	0,068006	1,609729
	Grupo espacial (Nº)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
Hf20 .at%	a [Å]	8,152696	2,339125	2,594191	2,711915
	b [Å]	14,13638	3,82712	3,847914	2,711915
	c [Å]	29,22045	4,527454	4,04389	44,15825
	alpha [°]	90	90	90	90
	beta [°]	90	91,8698	96,0561	90
	gamma [°]	90	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	3367,645	40,5087	40,14173	281,2513

Além dos dados numéricos, o refinamento Rietveld gerou os parâmetros estruturais capazes de estabelecer a modelagem tridimensional de cada uma das 21 fases em softwares tais quais o Vesta, o CaRIne Crystallography e o Crystallmaker: átomos típicos, Índices de Wyckoff (coordenadas de translação), fator de ocupação no sítio - S.O.F. (site occupancy fator), posições atômicas desde a posição 0 (x, y, z) e parâmetro térmico isotrópico B (geralmente iguais a 0 por efeito de simplificação). Para efeito de exemplificação, estão organizados na Tabela 10 até a Tabela 13 os parâmetros estruturais determinados para as fases encontradas na liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄.at%, após o término do refinamento. Um exemplo de visualização 3D está reopresentada na Figura 56. Além disso, foram geradas fichas cristalográficas que servem de referencial para futuros trabalhos. Uma dessas fichas está representada na Figura 57 (fase H) e na Tabela 14, onde foram gerados 953 picos com índices de Miller-Bravais, considerando o intervalo de varredura máxima ($0^\circ \leq 2\theta \leq 180^\circ$).

Tabela 10 - Ni-Ti-Hf (0.5/0.167/0.333) mol - fase B19 (ICSD 188214)

Átomos	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B (10 ⁴ pm ²)
Hf1	16g	1,0000	0,1250	0,1250	0,4580	0,0000
Hf2	16f	1,0000	0,1250	0,3750	0,1250	0,0000
Hf3	32h	1,0000	0,3750	0,1250	0,0420	0,0000
Ni1	32h	1,0000	0,1250	0,0000	0,0420	0,0000
Ni2	32h	1,0000	0,1250	0,5000	0,0420	0,0000
Ni3	32h	1,0000	0,1250	0,0000	0,3750	0,0000
Ti1	8a	1,0000	0,1250	0,1250	0,1250	0,0000
Ti2	8b	1,0000	0,1250	0,1250	0,6250	0,0000
Ti3	16g	1,0000	0,1250	0,1250	0,2920	0,0000

Tabela 11 - Ni-Ti-Hf (0.95/0.95/0.1) mol - fase B19' (ICSD 160491)

Átomos	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B (10 ⁴ pm ²)
Ni1	4f	0,4750	0,0300	0,2390	0,3100	0,0000
Hf1	4f	0,0250	0,0300	0,2390	0,3100	0,0000
Ti1	4f	0,4750	0,4800	0,7310	0,1500	0,0000
Hf2	4f	0,0250	0,4800	0,7310	0,1500	0,0000

Tabela 12 - Ni-Ti-Hf (0.79/0.75/0.46) mol - fase B19' (ICSD 160493)

Átomos	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B (10 ⁴ pm ²)
Ni1	4f	0,4500	0,0400	0,2440	0,2900	0,0000
Hf1	4f	0,0500	0,0400	0,2440	0,2900	0,0000
Ti1	4f	0,5000	0,4800	0,7340	0,1600	0,0000

Tabela 13 - Ni-Ti (2/1) mol - fase HT (ICSD 105421)

Átomos	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B (10 ⁴ pm ²)
Ni1	3a	0,6700	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
Ti1	3a	0,3300	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
Ni2	6c	0,6700	0,0000	0,0000	0,0476	0,0000
Ti2	6c	0,3300	0,0000	0,0000	0,0476	0,0000
Ni3	6c	0,6700	0,0000	0,0000	0,0952	0,0000
Ti3	6c	0,3300	0,0000	0,0000	0,0952	0,0000
Ni4	6c	0,6700	0,0000	0,0000	0,1429	0,0000
Ti4	6c	0,3300	0,0000	0,0000	0,1429	0,0000

Com os dados inseridos no software Mercury, foi possível visualizar, por exemplo, a estrutura ortorrômbica B19 (fase-H) presente na liga Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at%, conforme se apresenta na figura 51.

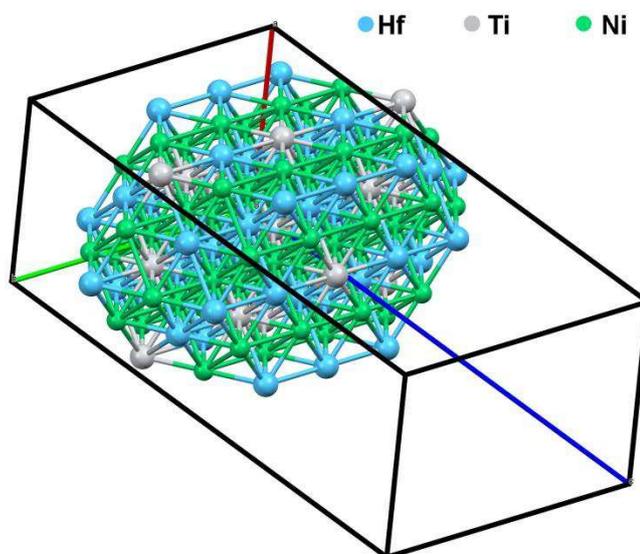


Figura 56 - Visualização do retículo na estrutura cristalina da Fase H (estrutura ortorrômbica)

Por fim, com base no processamento de fusão ao arco de plasma, pode-se afirmar que o háfnio é fundido, mas não é devidamente difundido na liga. Dessa forma é possível concluir que é necessária uma energia térmica maior para que haja uma difusão homogênea do Hf na liga. Esse fator interferiu também nos valores das TTs, que são mais baixos nessas ligas do que os valores que se observam na literatura, cujos autores adotam processamentos que atingem temperaturas de fusão maiores que 2500 °C.

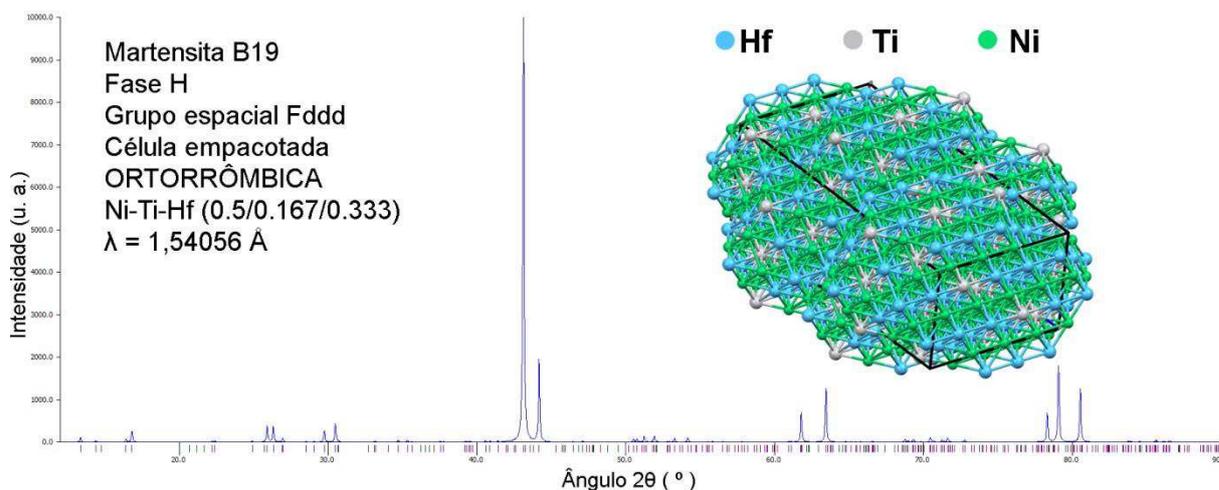


Figura 57 - Difratoograma da fase H presente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at%: carta cristalográfica gerada após o refinamento Rietveld, com 257 picos indexados ($12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$)

Tabela 14 – Demonstração de indexação de 27 picos da fase H na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% ($39,72^\circ \leq 2\theta \leq 50,76^\circ$): zona onde há maior intensidade relativa (unidades arbitrárias)

2θ	d	$1/d^2$	h	k	l
39,72709	2,26704	0,194573	2	4	4
40,59184	2,22071	0,202776	1	5	3
40,88255	2,20559	0,205566	3	3	3
41,42742	2,17783	0,210840	1	3	9
41,97729	2,15057	0,216218	3	1	7
42,06425	2,14632	0,217076	0	4	8
42,51065	2,12481	0,221493	1	1	11
42,61214	2,11998	0,222503	2	0	10
43,12979	2,09573	0,227682	2	4	6
43,14505	2,09503	0,227835	4	0	0
43,28673	2,0885	0,229261	1	5	5
43,56272	2,0759	0,232053	3	3	5
44,18375	2,04815	0,238384	0	0	12
45,33305	1,99886	0,250285	2	2	10
45,71784	1,98293	0,254323	4	0	4
45,9393	1,97389	0,256658	0	6	2
46,46499	1,95277	0,262239	4	2	2
47,09514	1,9281	0,268993	1	5	7
47,11374	1,92738	0,269194	3	1	9
47,35361	1,91818	0,271782	3	3	7
47,56136	1,91028	0,274035	2	4	8
47,83921	1,89983	0,277058	1	3	11
48,30054	1,88276	0,282105	4	2	4
49,995	1,82285	0,300953	1	1	13
50,21619	1,81534	0,303448	3	5	1
50,52924	1,80482	0,306996	2	6	0
50,7611	1,79712	0,309632	0	6	6

Mesmo sendo convencional o uso das variáveis 2θ (ângulo de Bragg) e das unidades arbitrárias (u. a. ou cps ou cts) para plotagem de gráficos DRX, existe uma tendência atual em substituir no eixo X o ângulo 2θ pela variável d (distância interplanar, [Å]) (Carl *et al.*, 2017), conforme ilustra a Figura 58. Isso ocorre porque o valor angular 2θ está diretamente associado ao valor d assim como imediatamente relacionado ao valor real do diâmetro (\emptyset) do cristalito num pico difratométrico. Além disso, o valor d tem significado físico do material enquanto o valor 2θ é apenas uma característica do difratômetro. Essa reciprocidade numérica sinaliza para uma caracterização matemática que demonstra o crescimento 2θ face ao decréscimo da distância interplanar (d).

Após considerar os 78 picos que atenderam as condições de reflexão peculiares ao difratômetro Shimadzu XRD-6000, com base em 6 iterações ($R^2 = 0,9979$), a equação geral que explica a relação entre d (Å) e 2θ ($^\circ$) em todas as ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas por fusão ao arco de plasma é expressa por $f(2\theta) = 1,1117 + 8,93061 \times 2,718^{-0,05158x} \rightarrow R^2 = 0,9979$. Essa função estabelece uma relação exponencial entre $d \times 2\theta$ nas 5 ligas. Mas além disso, também foi verificada essa mesma relação de forma individual, ou seja, em cada uma das 5 ligas estudadas (onde Hf = 8, 11, 14 17 e 20 .at%). As relações particulares estão expostas na Tabela 15 e nos gráficos da Figura 59. Ao final, foram registradas na(s) Tabela 16 e na Tabela 17 as análises de variâncias e o resumo dos dados estatísticos provenientes desses ajustes não-lineares.

Com essas funções definidas para cada composição, é possível plotar os difratogramas, em separado, com essa nova tendência de representação, conforme é exemplificado na Figura 58, adaptada de (Carl *et al.*, 2017).

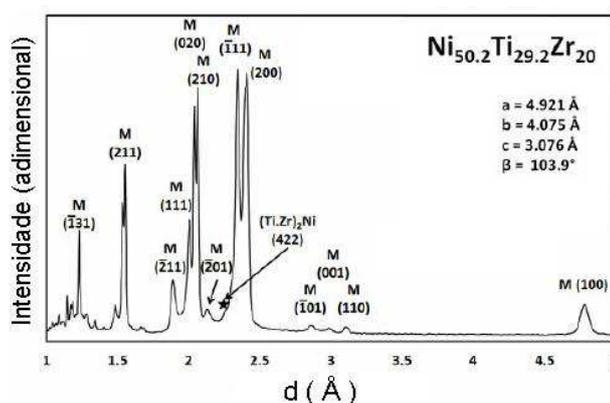


Figura 58 – Exemplo de difratograma com eixos X e Y representados por d versus I

Os resíduos estatísticos das funções individuais estão plotados na Figura 60.

Tabela 15 – Valores das funções exponenciais atribuídas a d em cada composição da liga

$f(x) = y_0 + Ae^{R_0 X}$										
	Hf8%.at		Hf11%.at		Hf14%.at		Hf17%.at		Hf20%.at	
	Valor	Erro	Valor	Erro	Valor	Erro	Valor	Erro	Valor	Erro
y_0	1,0187	0,0276	1,0045	0,0201	1,1452	0,0514	1,1650	0,0356	1,0971	0,0221
A	7,4245	0,2710	7,4806	0,1646	9,4122	0,4281	9,3740	0,2950	8,7814	0,2156
R_0	-0,045	0,0015	-0,0445	0,0010	-0,0539	0,0024	-0,0541	0,0016	-0,0508	0,0011

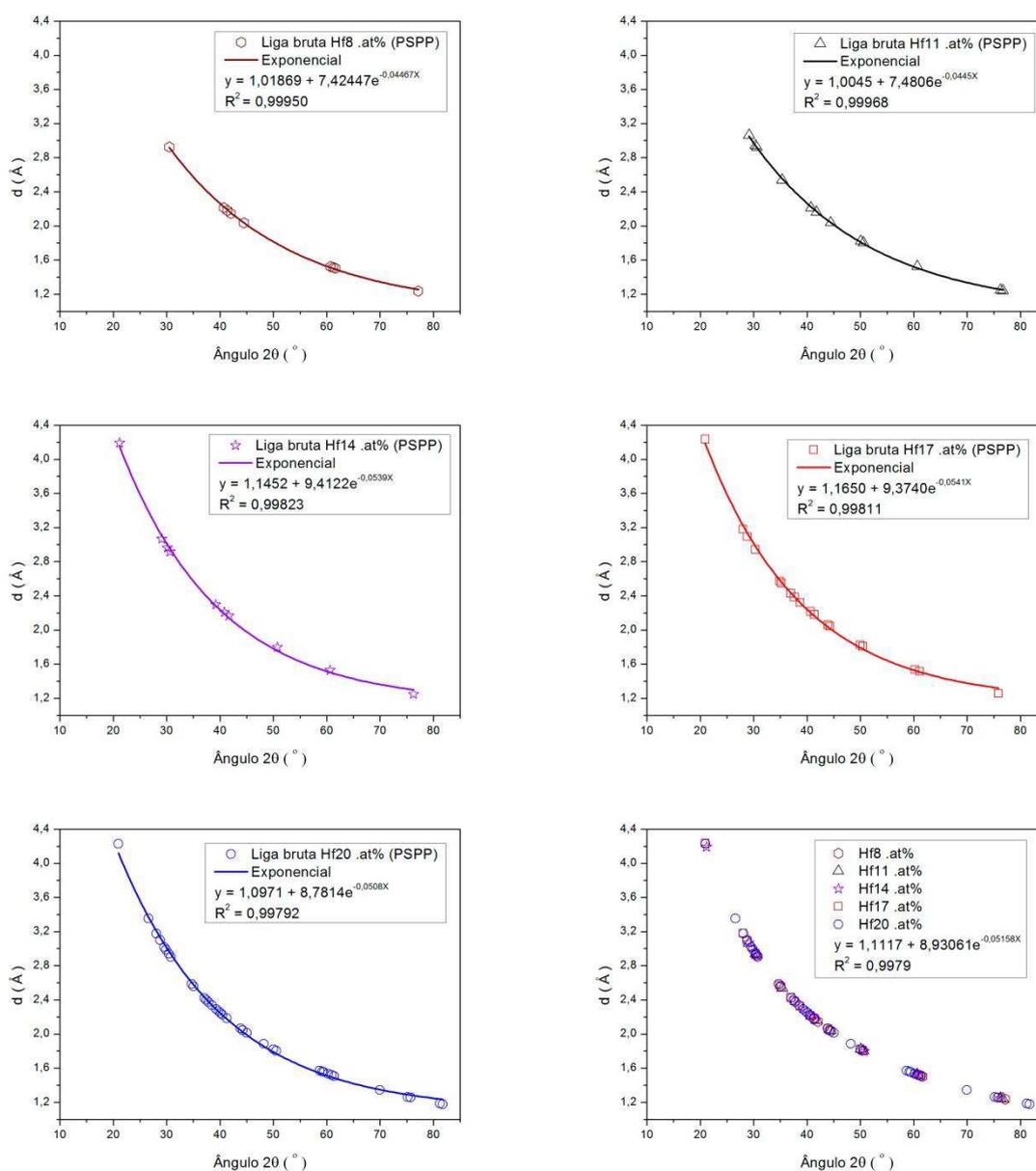


Figura 59 – Relação exponencial $f(x) = y_0 + Ae^{R_0 X}$ existente entre os ângulos 2θ (°) e as distâncias interplanares (d) em ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por fusão a plasma

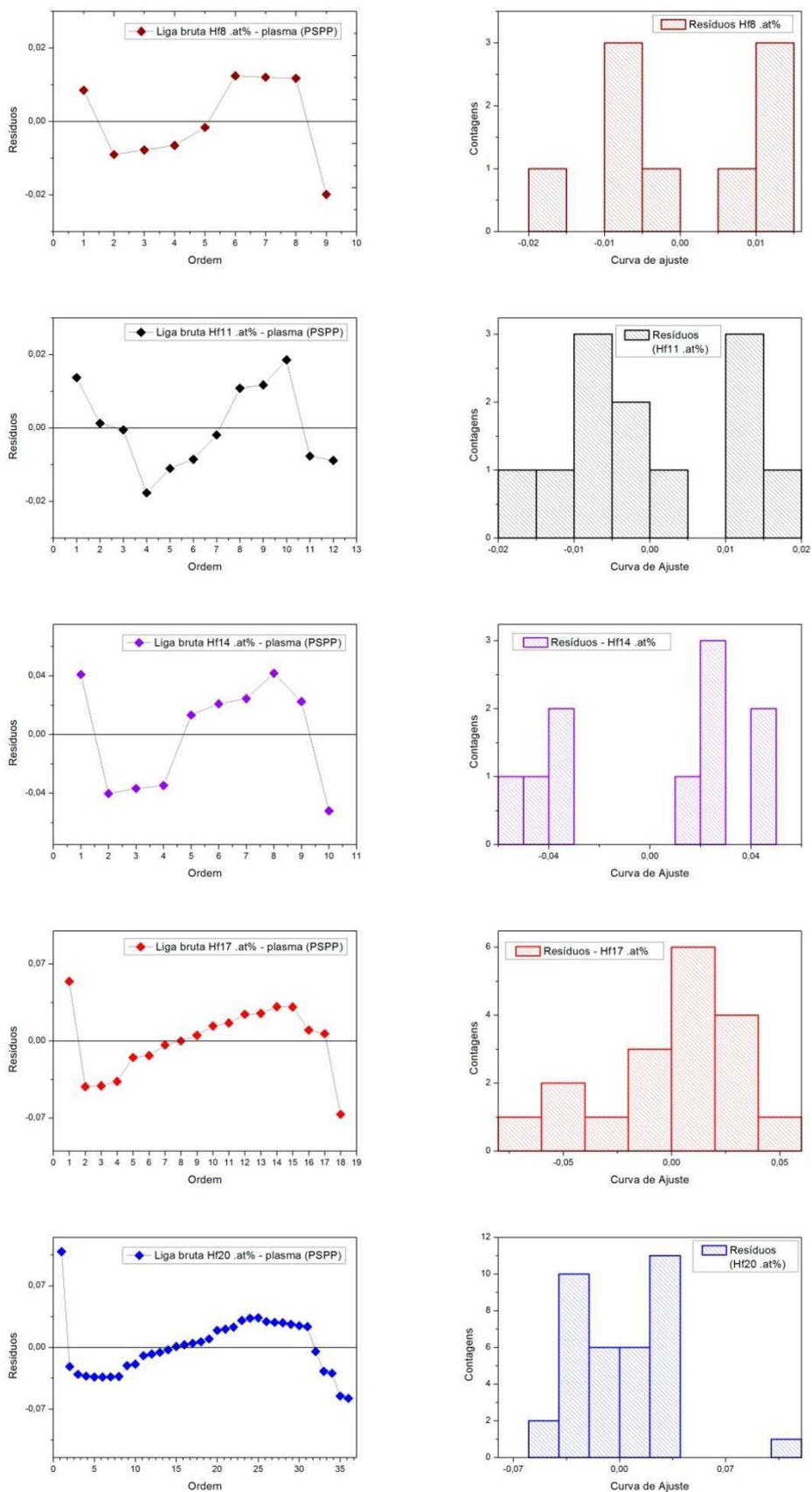


Figura 60 – Ordem de ocorrência dos resíduos e histogramas residuais de d nas funções $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R_0 X}$ referentes às ligas obtidas a plasma no forno *Discovery All Metal* (PSPP)

Tabela 16 – Análises de Variâncias dos ajustes exponenciais calculados para o valor de d nas 5 composições nominais de ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas a plasma (PSPP)

$f(x) = y_0 + Ae^{R_0x}$						
	ANOVAS	GL	SQ	QM	Valor F	Prob>F
Hf8 .at%	Regressão	3	35,36145	11,78715	64760,20243	9,94E-14
	Resíduos	6	0,00109	1,82E-04		
	Total	9	35,36254			
Hf11 .at%	Regressão	3	58,72809	19,57603	122548,0492	0
	Resíduos	9	0,00144	1,60E-04		
	Total	12	58,72953			
Hf14 .at%	Regressão	3	66,21319	22,07106	12869,50514	3,31E-13
	Resíduos	7	0,012	0,00171		
	Total	10	66,22519			
Hf17 .at%	Regressão	3	107,21685	35,73895	32971,23215	0
	Resíduos	15	0,01626	0,00108		
	Total	18	107,23311			
Hf20 .at%	Regressão	3	189,66333	63,22111	56791,72004	0
	Resíduos	33	0,03674	0,00111		
	Total	36	189,70007			

Tabela 17 – Resumo dos itens que validam os modelos $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R_0x}$ de ajuste em d

Plasma PSPP	Hf8 .at%	Hf11 .at%	Hf14 .at%	Hf17 .at%	Hf20 .at%
Número de Pontos	9	12	10	18	29
Graus de Liberdade	6	9	7	15	27
Soma dos Quadrados dos Resíduos	0,00109	0,00144	0,012	0,01626	0,03674
Valor R	0,99975	0,99984	0,99911	0,99905	0,99896
R ²	0,9995	0,99968	0,99823	0,99811	0,99792
R ² ajustado	0,99934	0,99961	0,99772	0,99786	0,99779
Iterações	5	5	6	6	6
Status de Ajuste	Bem sucedido				

De acordo com os resultados DRX, há ainda uma relação quadrática entre a fração $1/d^2$ e o ângulo 2θ (°). O valor $1/d^2$ identifica as estruturas cristalinas em cada pico difratado. De acordo com a Figura 61 essa relação pode ser geral, ou seja, pode ser concebida como única para todas as composições nominais das 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% PSPP (8, 11, 14, 17 e 20 .at%), de acordo com os 78 dados experimentais, mas também pode ser individual para cada uma das composições.

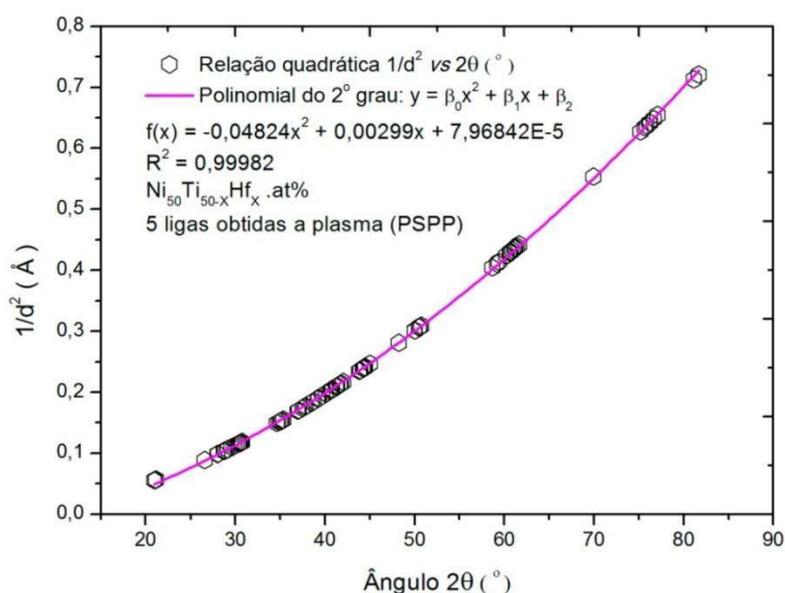


Figura 61 – Relação polinomial (grau 2) da relação $1/d^2 \times 2\theta$ (°) nas 5 ligas PSPP

Quando consideradas individualmente, as curvas parabólicas se expressam de acordo com os ajustes elencados na Tabela 18. Para todos eles, o coeficiente R^2 foi maior do que 0.999, ou seja, tiveram quase 100% de adequação matemática. As ANOVAS e resumos de tais modelos estão expostos(as) na(s) Tabela 19 e na Tabela 20.

Tabela 18 – Relações polinomiais de 2º grau em cada uma 5 ligas obtidas ao arco de plasma - método PSPP: $f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 + \epsilon$ (baseadas na 2ª série de amostras)

Ligas	Intercepto β_0		β_1		β_2		Ajuste
	Valor	Erro \pm	Valor	Erro \pm	Valor	Erro \pm	R^2
Hf8 .at%	-0,0673	0,01023	0,00369	3,99E-04	7,39E-05	3,69E-06	0,99989
Hf11 .at%	-0,05406	0,00486	0,0032	1,98E-04	7,78E-05	1,85E-06	0,99995
Hf14 .at%	-0,03836	0,00656	0,00257	2,93E-04	8,37E-05	2,97E-06	0,99985
Hf17 .at%	-0,03891	0,00489	0,00255	2,14E-04	8,44E-05	2,21E-06	0,99981
Hf20 .at%	-0,05233	0,00419	0,00318	1,74E-04	7,77E-05	1,65E-06	0,99981

Tabela 19 - Análises de Variâncias dos ajustes quadráticos calculados para o valor de $1/d^2$ nas 5 composições nominais de ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas a plasma (PSPP)

$f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 \pm \varepsilon$						
	ANOVAS	GL	SQ	QM	Valor F	Prob>F
Hf_8 .at%	Regressão	2	0,23604	0,11802	27341,4336	1,32E-12
	Resíduos	6	2,59E-05	4,32E-06		
	Total	8	0,23607			
Hf_11 .at%	Regressão	2	0,40016	0,20008	94928,42444	0
	Resíduos	9	1,90E-05	2,11E-06		
	Total	11	0,40018			
Hf_14 .at%	Regressão	2	0,28922	0,14461	23265,07965	4,17E-14
	Resíduos	7	4,35E-05	6,22E-06		
	Total	9	0,28926			
Hf_17 .at%	Regressão	2	0,35479	0,17739	39662,08007	0
	Resíduos	15	6,71E-05	4,47E-06		
	Total	17	0,35485			
Hf_20 .at%	Regressão	2	1,19925	0,59963	87363,49047	0
	Resíduos	33	2,26E-04	6,86E-06		
	Total	35	1,19948			

Tabela 20 - Resumo estatístico-descritivo dos principais itens que validam os modelos de ajustes $f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 + \varepsilon$ em $1/d^2$ nas ligas de composição nominal Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas a plasma no forno Discovery All Metal (método PSPP)

Resumo estatístico	Hf_8 .at%	Hf_11 .at%	Hf_14 .at%	Hf_17 .at%	Hf_20 .at%
Número de Pontos	9	12	10	18	36
Graus de Liberdade	6	9	7	15	33
Soma dos Quadrados dos Resíduos	2,59E-05	1,90E-05	4,35E-05	6,71E-05	2,26E-04
Valor R	0,99995	0,99998	0,99992	0,99991	0,99991
R ²	0,99989	0,99995	0,99985	0,99981	0,99981
R ² ajustado	0,99985	0,99994	0,99981	0,99979	0,9998

Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)

Para as ligas obtidas pelo método a plasma PSPP foi aplicado o composto químico constituído por 50 ml H₂O + 30 ml de HNO₃ + 20 ml de HF, preparado e aplicado sob temperatura ambiente, assim como foi estipulado o mesmo tempo médio de exposição (\pm 5 segundos). As imagens feitas por microscópio óptico, organizadas da Figura 62 até a Figura 66, também demonstram algumas irregularidades/diversidades dos contornos de grãos, dependendo da área que foi analisada. Isso mostra que as ligas têm um grau considerável de heterogeneidade.

Esse heterogeneidade pode ser exemplificada de forma mais nítida na composição da liga substitucional Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁ .at%, conforme ilustra a Figura 63. Na primeira micrografia temos um grão homogêneo, com formas regulares e de tamanhos semelhantes. Entretanto, nas últimas duas micrografias da mesma liga, considerando uma outra área, vemos contornos que se diferenciam muito, morfologicamente e dimensionalmente, em relação à primeira microfotografia.

Essa variabilidade no tamanho do grão é constatada em todas as cinco composições nominais das ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%, mesmo levando em consideração que houve a fusão repetida, igualmente, por 5 vezes em cada amostra.

A explicação mais plausível para ocorrência dessas disparidades morfológica e dimensional no grão são: (i) energia térmica considerada baixa para ligas tidas como de altas temperaturas de transformação. No caso do háfnio, elemento terciário da liga, o ponto de fusão é igual a 2.232,85 °C. O forno *Discovery All Metal* produz uma temperatura média da tocha em torno de 2.500 °C, o que satisfaz a fusão, mas não satisfaz uma difusão eficiente do háfnio no interior da liga.

Para efeito de coleta de dados, enfatizou-se as áreas com grãos mais regulares. O tamanho do grão (matriz) foi medido considerando quatro variáveis: largura, comprimento, perímetro e área. Para cada uma das variáveis foram coletados 30 dados amostrais. Os resultados estão apresentados na Tabela 21, revelando uma proximidade nos valores comparados. Isso evidencia que não há influência do teor de háfnio na grandeza dos grãos. Na Figura 67 até a Figura 71 foram representados os blox-plots, além das relações L/C e P/A, onde uma função linear foi estabelecida em todos os gráficos gerados, com valores $R \geq 0,94$ (Coeficientes de Pearson). As imagens obtidas por MEV estão sequenciadas da Figura 72 até a Figura 76. Nelas a não-homogeneidade dos grãos se apresenta ainda de forma mais evidente.

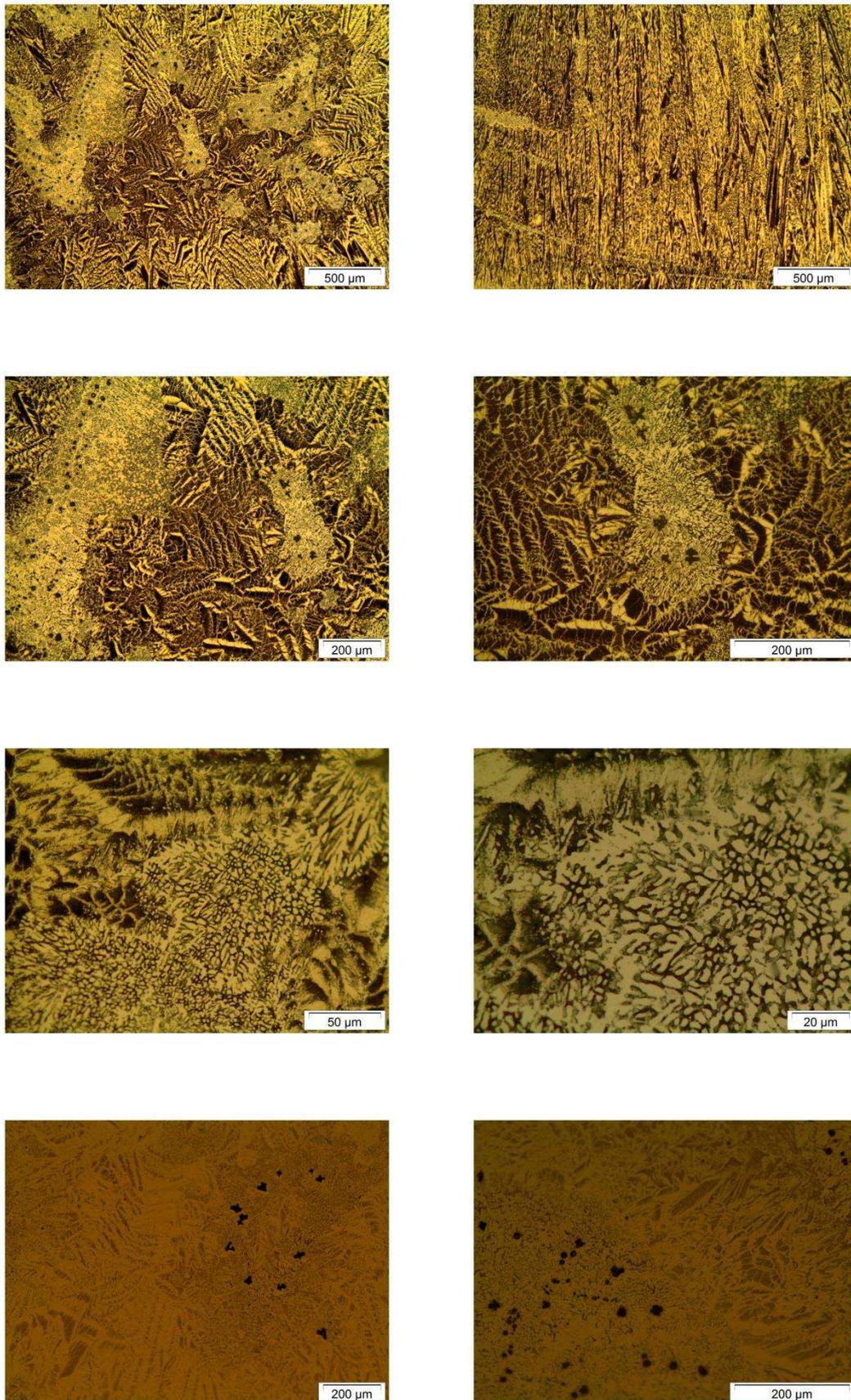


Figura 62 – Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara *Discovery All Metal*

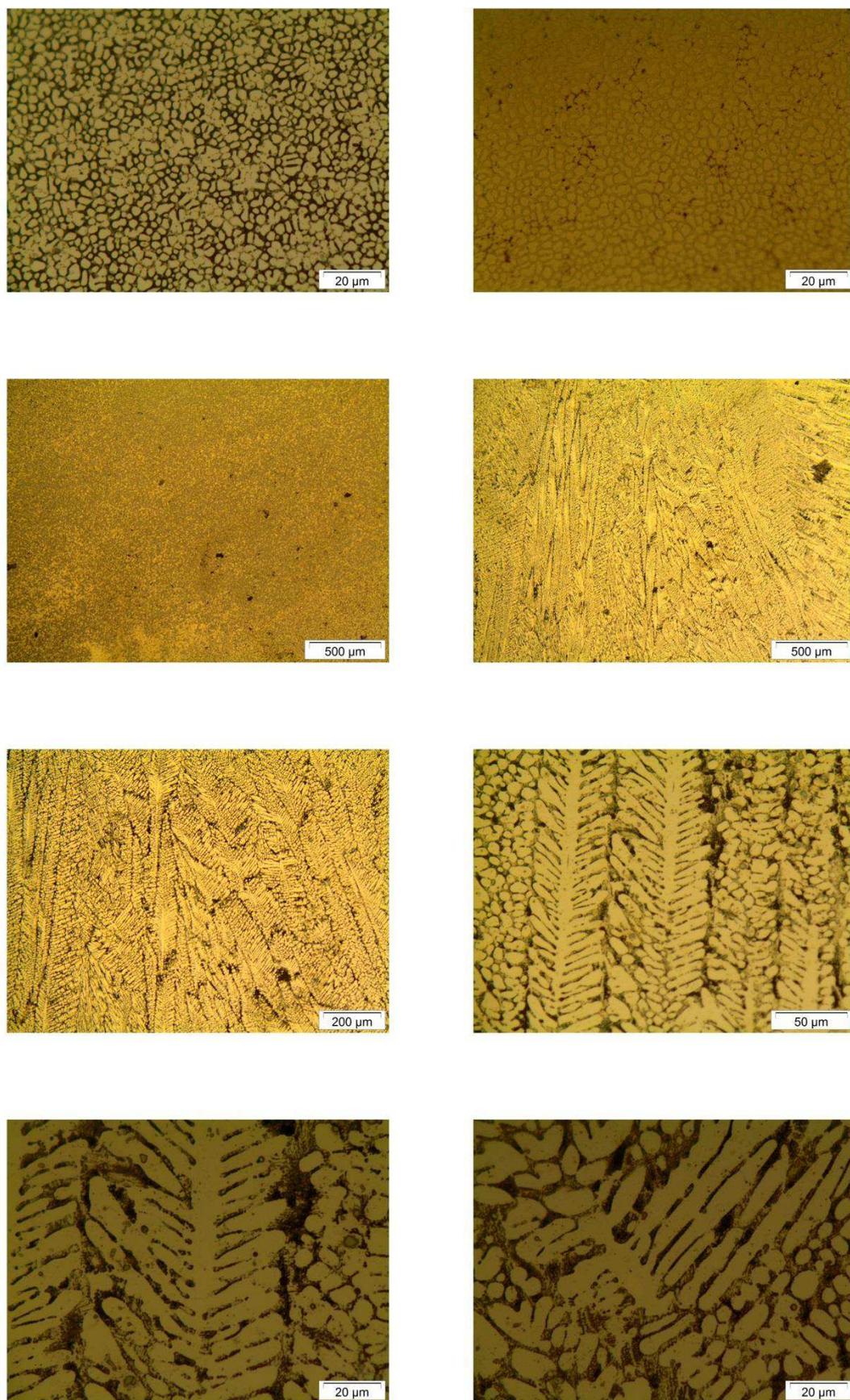


Figura 63 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara *Discovery All Metal*

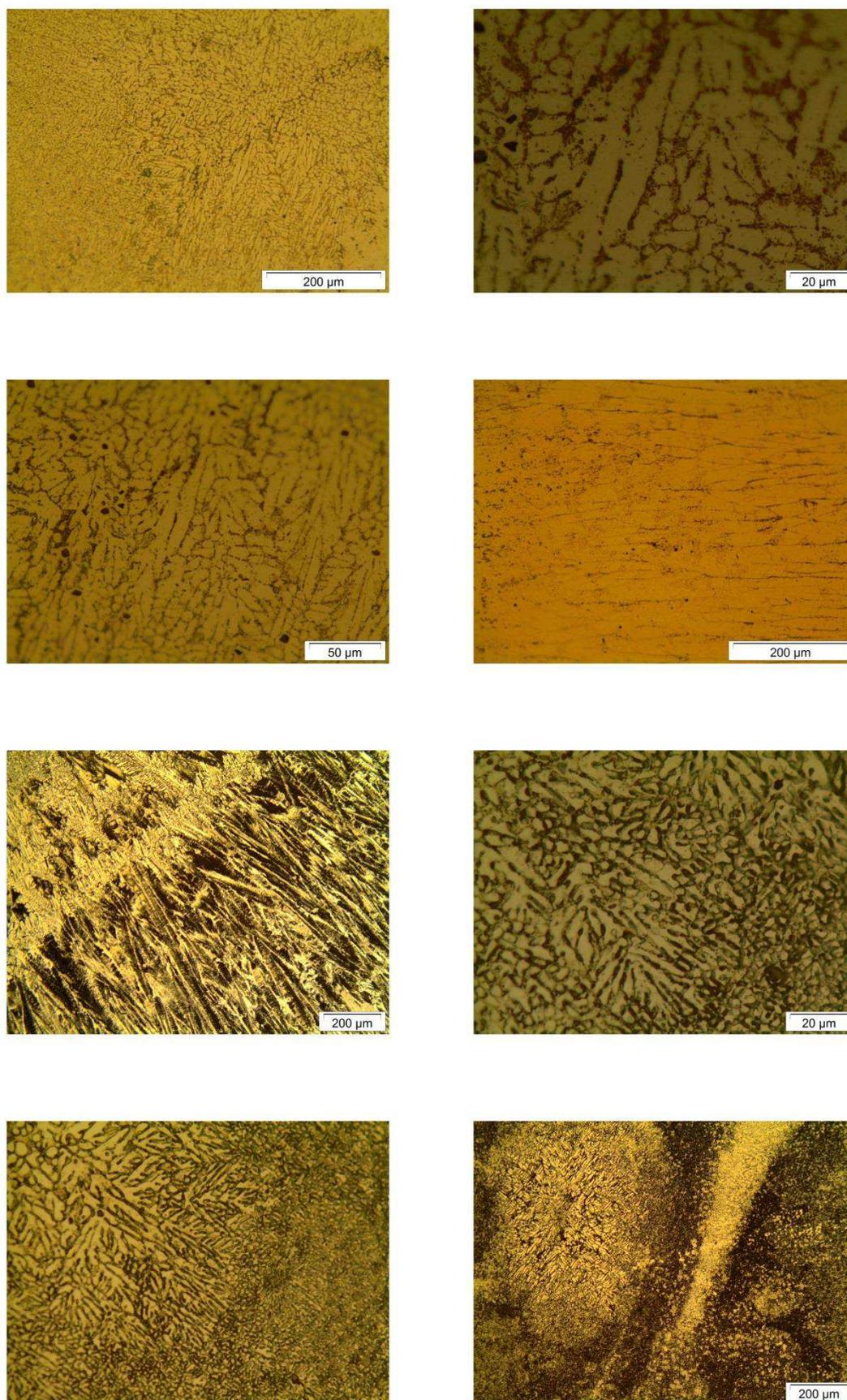


Figura 64 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara *Discovery All Metal*

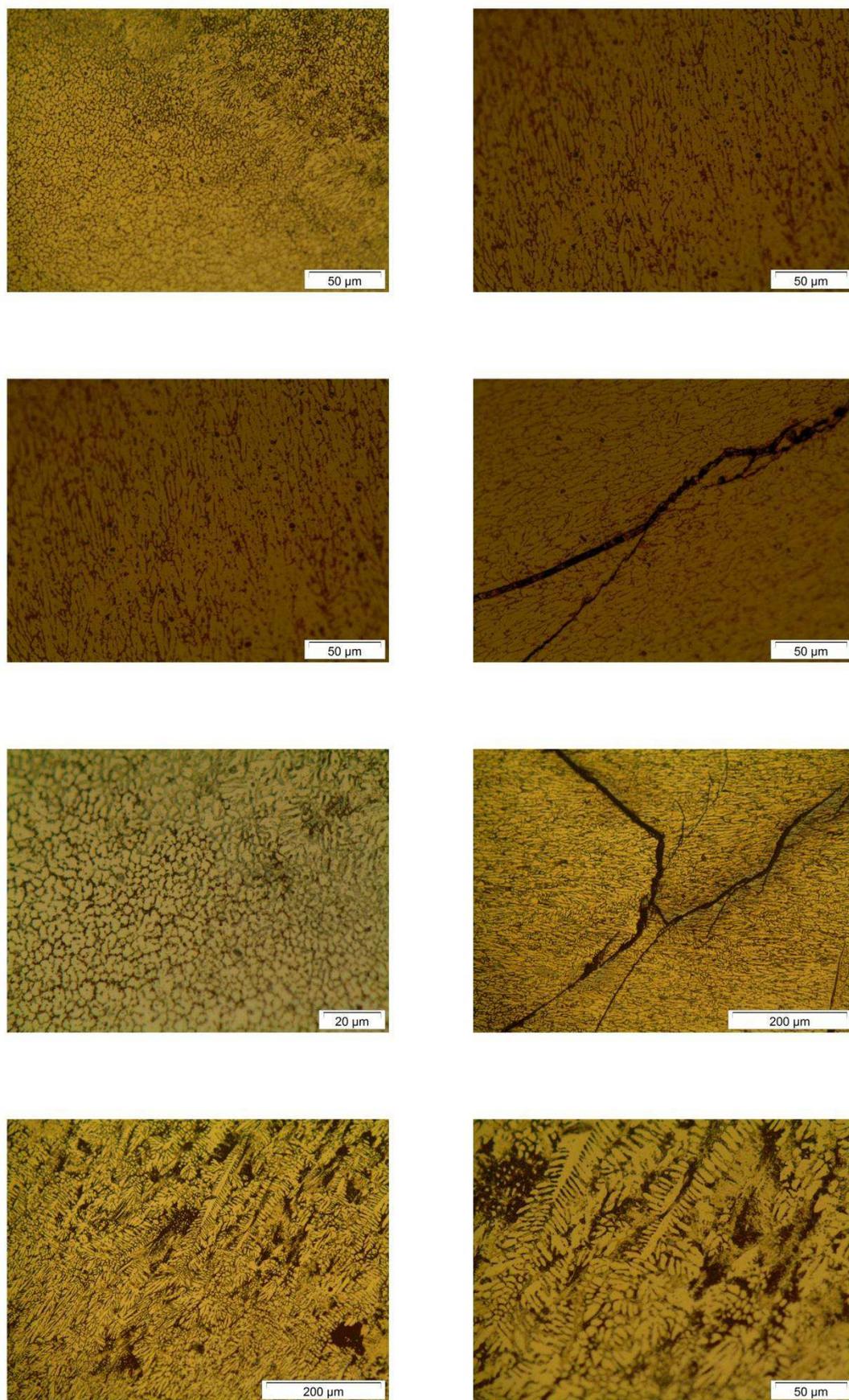


Figura 65 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara *Discovery All Metal*

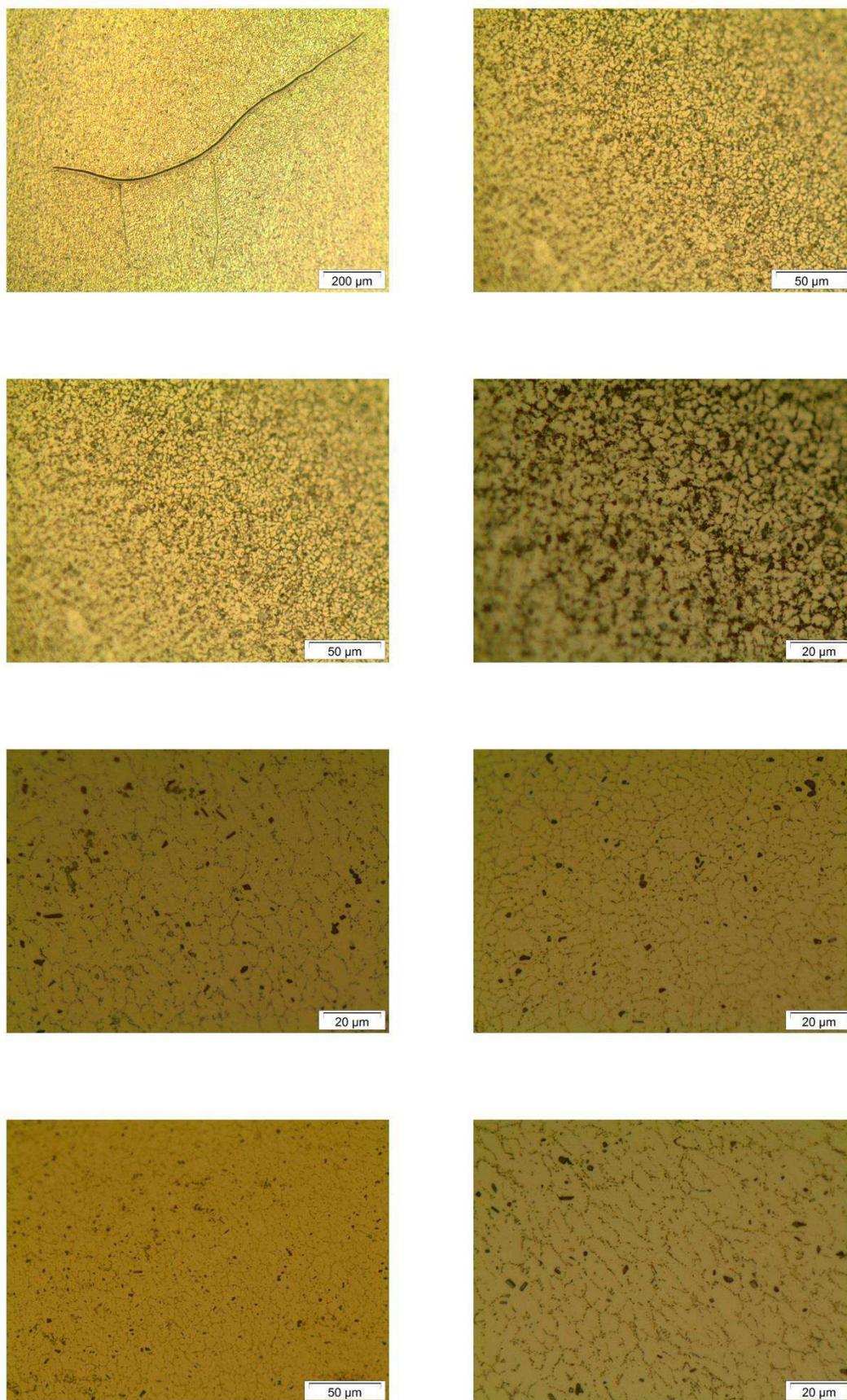


Figura 66 - Imagens resultantes da observação feita por microscopia óptica nas ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% atacadas obtidas a plasma (Método PSPP) na câmara *Discovery All Metal*

Tabela 21 - Estatística descritiva do tamanho do grão nas 5 ligas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at%

X	Variáveis	Média	Mediana	Desvio padrão	Variância	Mínimo	Máximo	Amplitude
Hf8 .at%	largura (μm)	2,83	2,77	0,58	0,34	1,68	4,00	2,32
	comprimento (μm)	5,36	4,96	1,00	1,00	4,01	7,39	3,38
	perímetro (μm)	14,29	13,47	2,37	5,62	11,01	19,15	8,14
	área (μm ²)	11,26	10,22	3,63	13,15	7,17	21,06	13,89
Hf11 .at%	largura (μm)	2,89	2,75	0,52	0,27	1,91	4,11	2,20
	comprimento (μm)	5,09	4,99	0,69	0,47	3,35	6,81	3,46
	perímetro (μm)	13,59	13,57	1,54	2,36	10,60	16,81	6,21
	área (μm ²)	10,93	10,63	1,91	3,67	6,50	14,81	8,31
Hf14 .at%	largura (μm)	2,14	2,01	0,48	0,23	1,38	3,27	1,89
	comprimento (μm)	4,26	4,22	0,93	0,87	3,06	7,18	4,12
	perímetro (μm)	10,85	10,71	2,06	4,25	7,80	16,54	8,73
	área (μm ²)	6,64	6,37	1,89	3,58	3,97	11,14	7,17
Hf17 .at%	largura (μm)	3,21	3,13	0,73	0,54	2,08	5,21	3,13
	comprimento (μm)	4,90	5,02	0,88	0,77	3,28	6,50	3,22
	perímetro (μm)	14,41	14,37	2,73	7,44	10,34	19,60	9,26
	área (μm ²)	11,52	10,46	3,26	10,60	7,06	20,04	12,98
Hf20 .at%	largura (μm)	2,22	2,18	0,40	0,16	1,62	3,16	1,54
	comprimento (μm)	3,27	3,34	0,63	0,40	2,38	4,71	2,32
	perímetro (μm)	9,20	9,41	1,61	2,59	6,51	12,39	5,88
	área (μm ²)	5,82	6,13	1,67	2,80	3,05	8,20	5,14

O fato de se ter analisado o tamanho do grão considerando a largura (menor dimensão linear) e o comprimento (maior dimensão linear) foi uma tentativa de se encontrar uma diferença numérica expressiva em relação a ambas as subvariáveis, o que não foi concretizado na prática devido à aproximação mútua dos referidos valores em todas as composições. A tentativa se deu em virtude da irregularidade das formas geométricas que linearizam os contornos de grão.

Se fosse considerar apenas a variável tamanho do grão sem diferenciações entre a menor e a maior dimensão lineares, ou seja, como termo único, fazendo-se uma média das médias dessas subvariáveis (largura e comprimento, respectivamente), teria-se a anotação dos seguintes valores resumidos (μm): 4,10 (na liga Hf₈ .at%), 3,99 (na liga Hf₁₁ .at%), 3,20 (na liga Hf₁₄ .at%), 4,06 (na liga Hf₁₇ .at%) e 2,75 (na liga Hf₂₀ .at%). São dimensões que indicam que o tamanho do grão não está associado diretamente ao teor percentual do háfnio na liga.

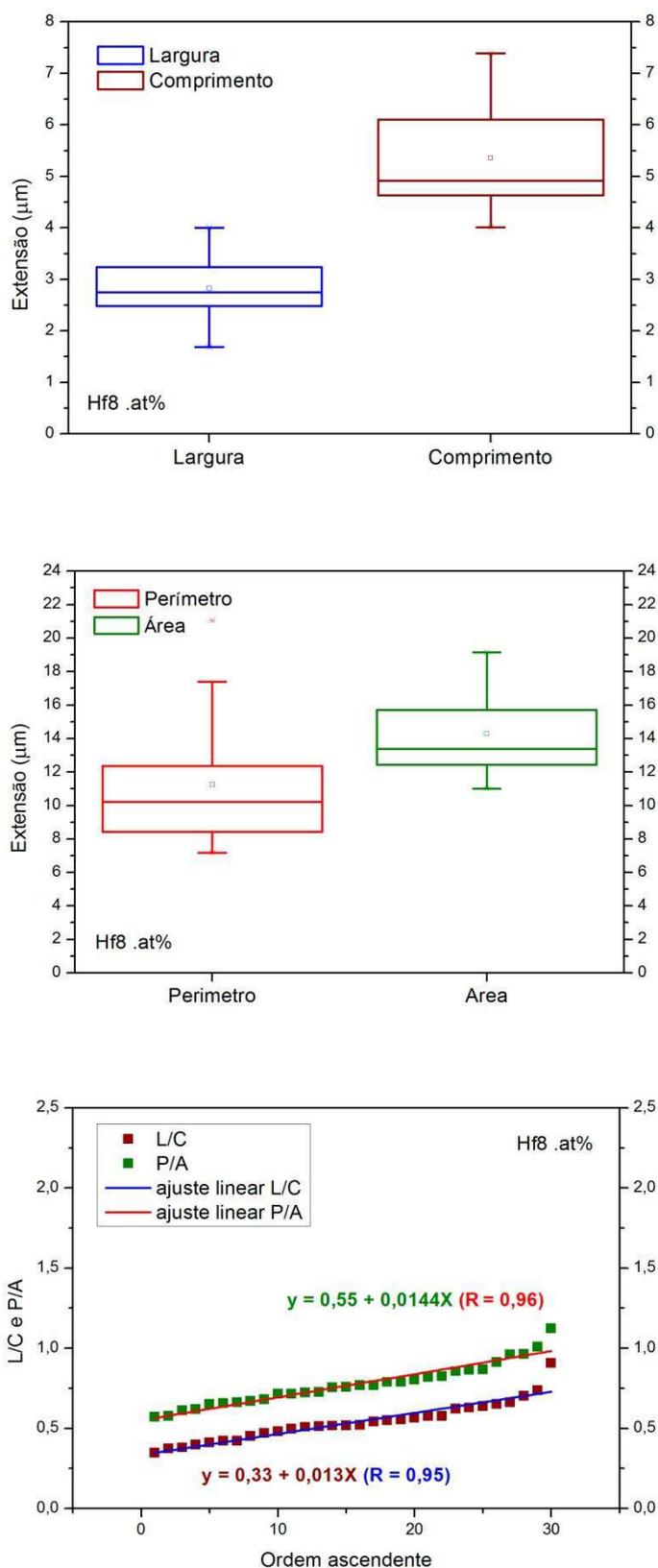


Figura 67 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão ao arco de plasma

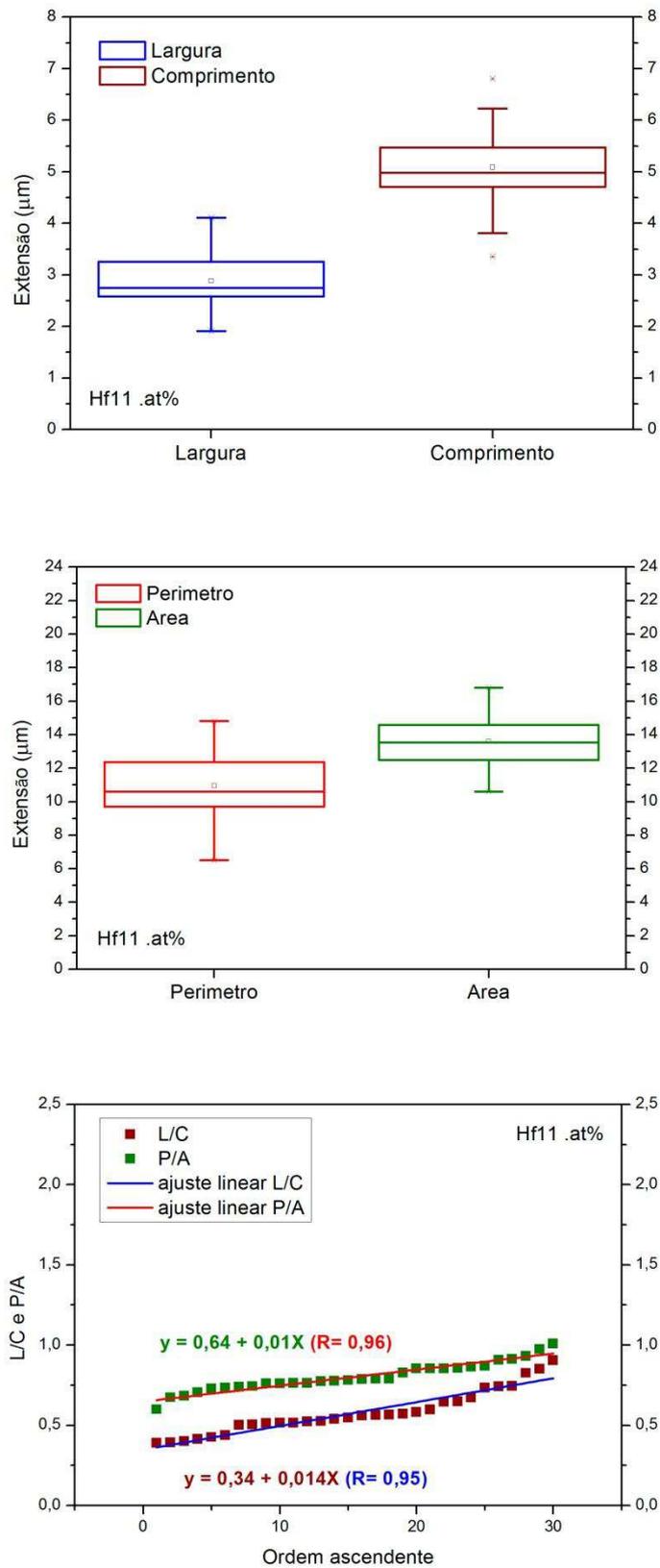


Figura 68 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma

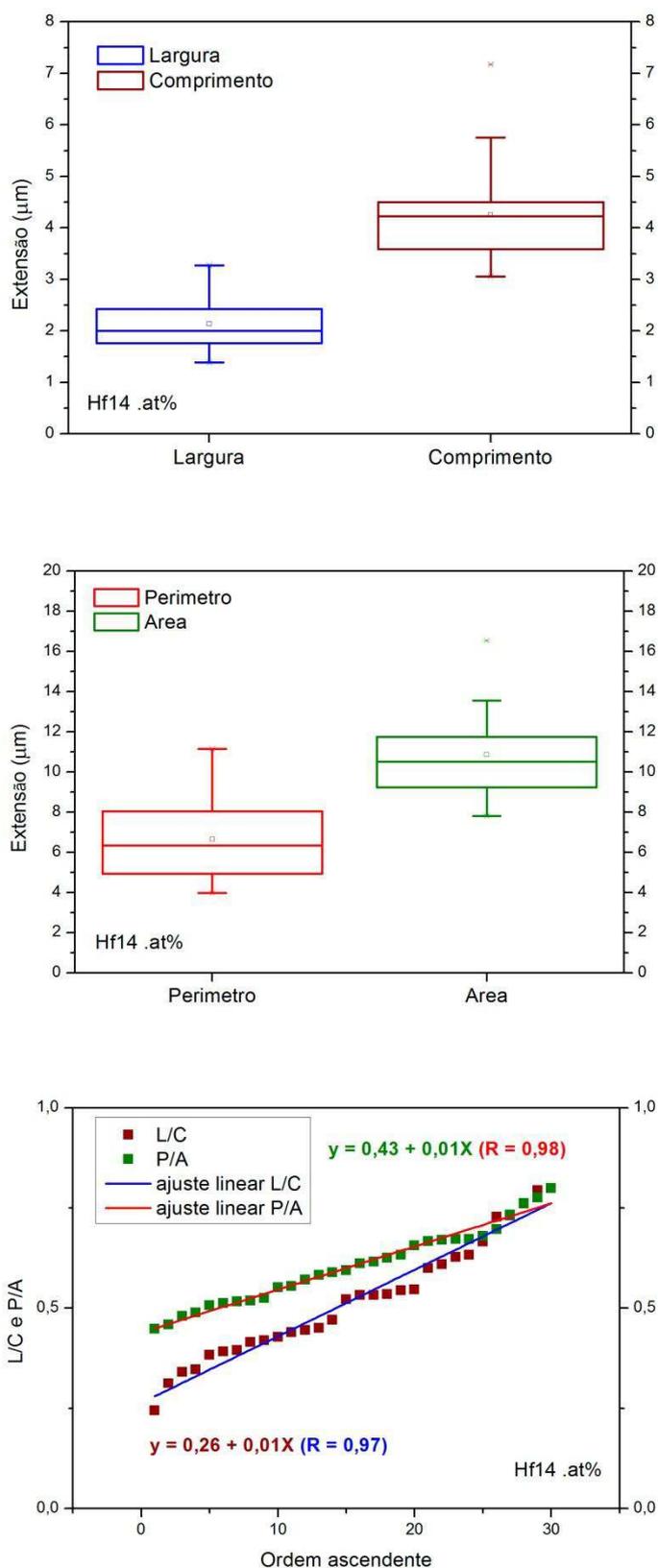


Figura 69 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga Ni50Ti36Hf14 .at% obtida por fusão ao arco de plasma

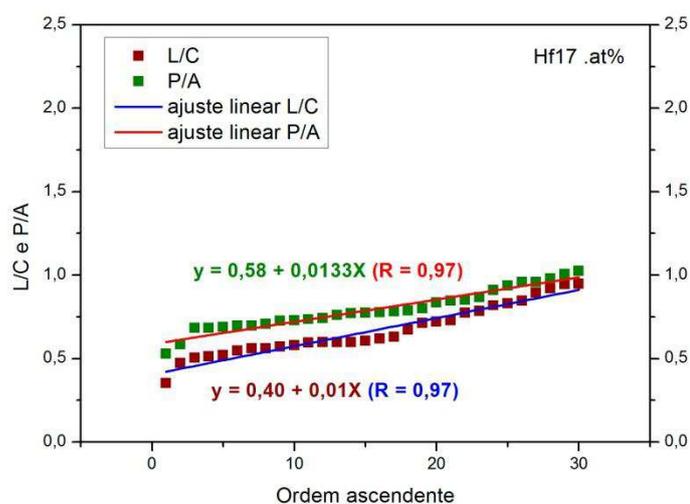
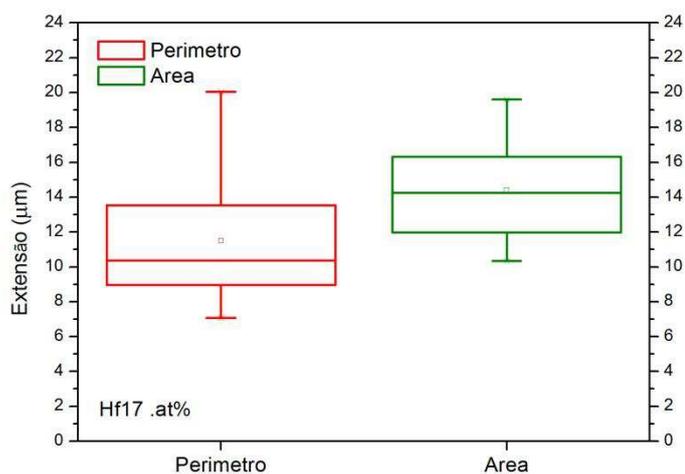
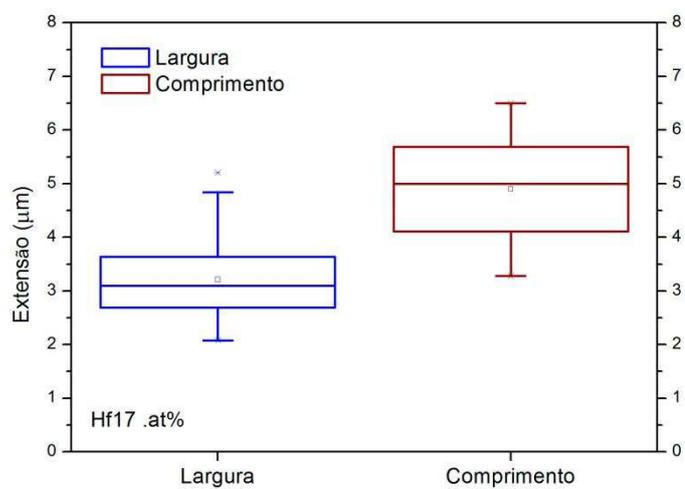


Figura 70 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma

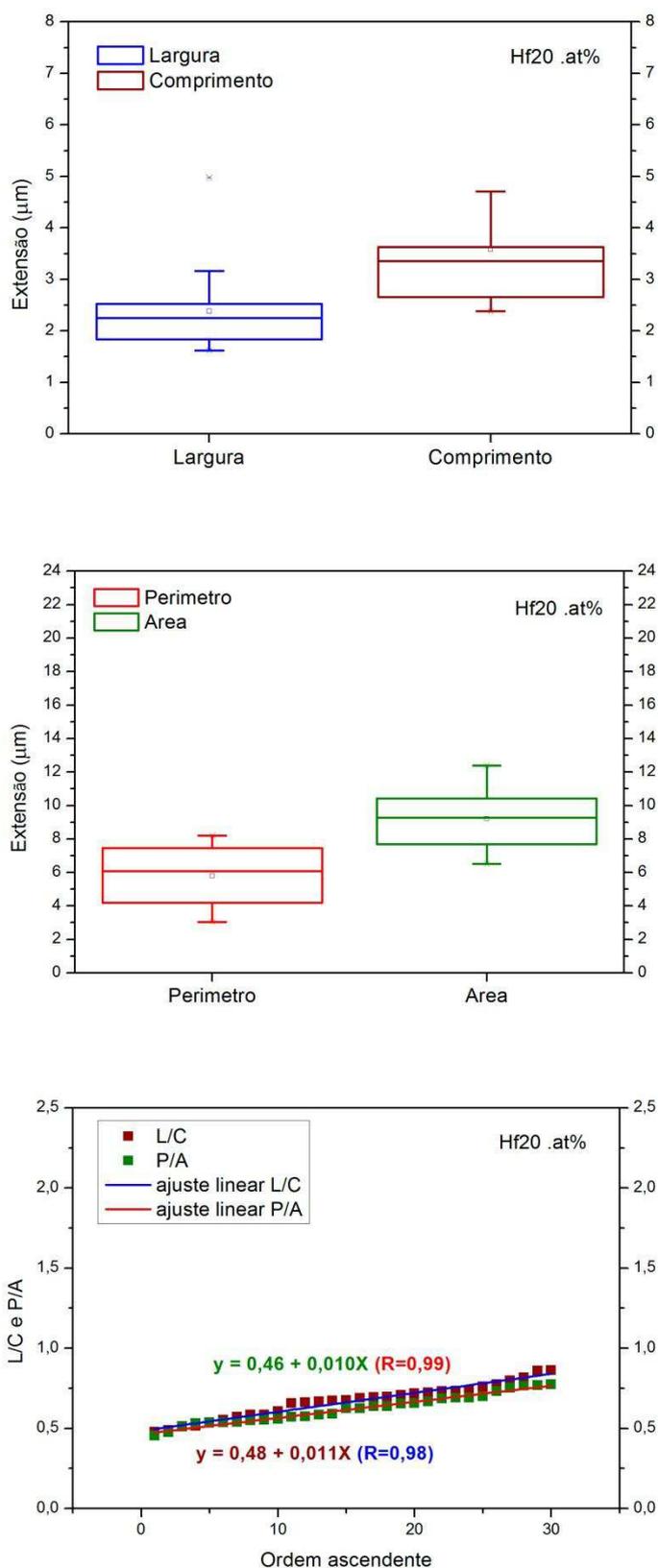


Figura 71 - Blox-plots da estatística descritiva relativa aos tamanhos dos grãos na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por fusão ao arco de plasma

Na sequência, em relação às 5 composições nominais obtidas por fusão ao arco plasma – PSPP, têm-se registradas microfotografias MEV usadas apenas para medição/mensuração do tamanho do grão nas pastilhas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at%. As amostras foram embutidas à frio e atacadas quimicamente. As fotografias estão ordenadas da Figura 72 até a Figura 76. Essas fotos MEV ajudaram no cômputo das dimensões dos grãos porque a MO não foi suficiente para tanto. O aspecto morfológico que se revela como particular em cada composição sugere uma variação de fases e ocorrência de frações mássicas diferenciadas dessas fases. Ademais, a heterogeneidade superficial de determinadas áreas sugere por vezes uma solidificação defeituosa, onde há tensões residuais implícitas.

Em seguida, por auxílio de exames EDS, tem-se as fotos com as quais se fez as medições dos percentuais atômicos dos três metais ocorrentes. Essas fotografias estão organizadas desde a Figura 77 até a Figura 81, enquanto que na(s) correlatas Tabela 22 até a Tabela 26 estão contidos os valores derivados dessa observação microscópica. Os valores médios resultantes mostram uma aproximação satisfatória a das medições feitas aos percentuais nominalmente pré-estabelecidos.

Nota-se também os valores das densidades específicas calculadas evoluem na medida em que o teor de háfnio é aumentado paulatinamente. Isso ocorre devido ao fato do Hf ter raio atômico e massa molar superiores aos elementos Ni e Ti.

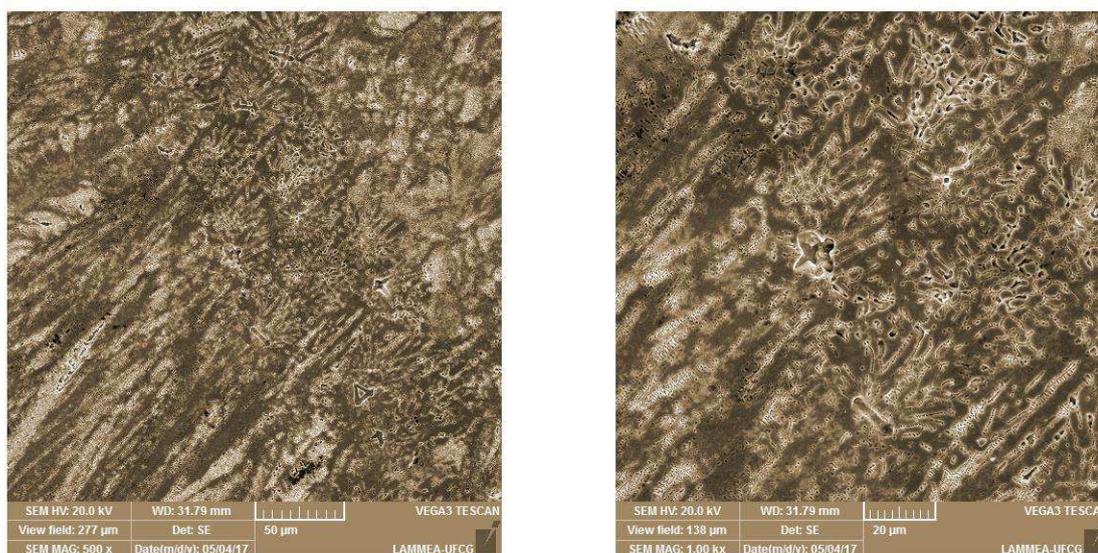


Figura 72 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina *Discovery All Metal*

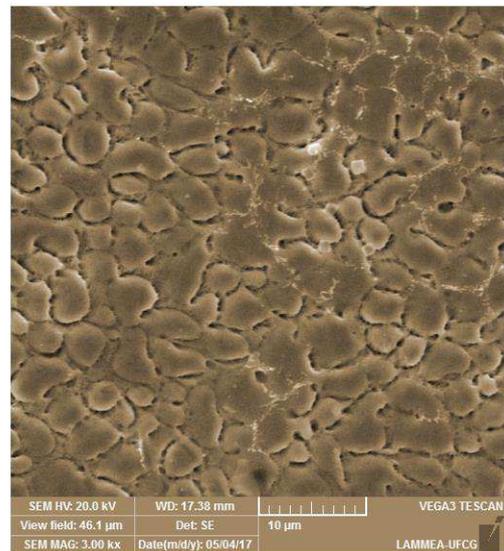
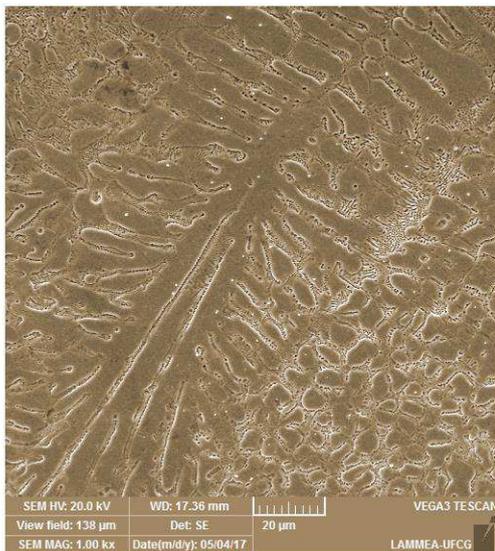
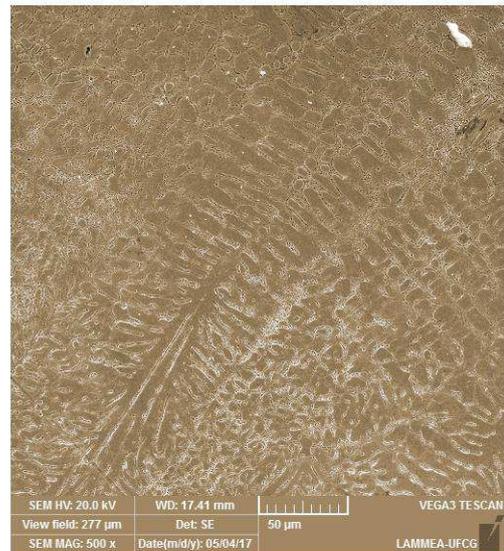
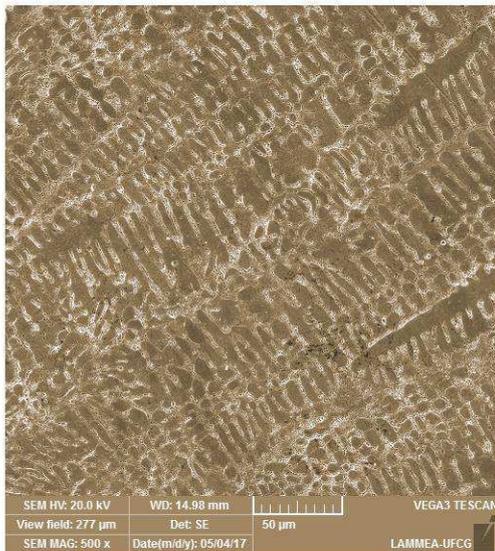


Figura 73 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina *Discovery All Metal*

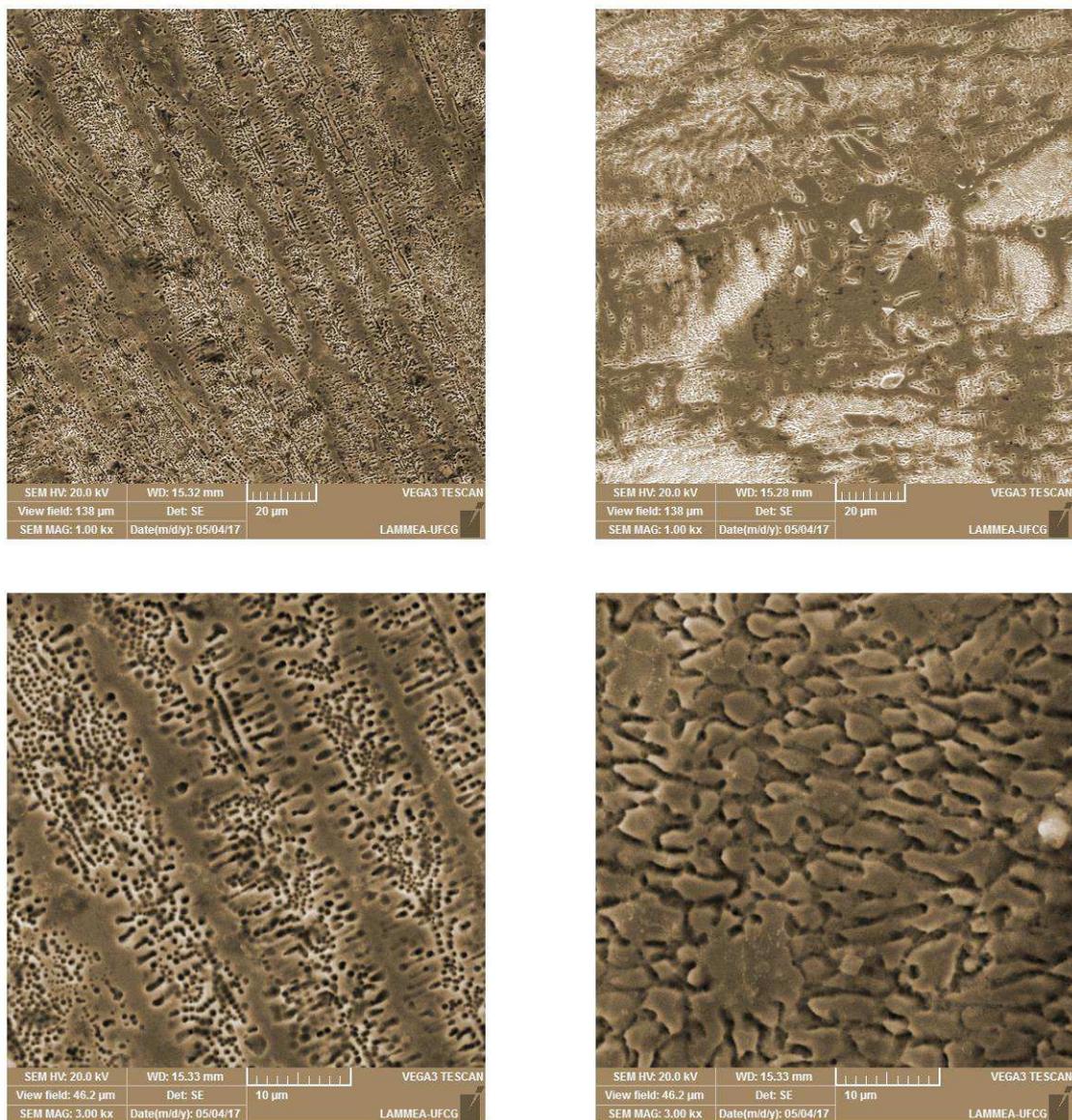


Figura 74 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina *Discovery All Metal*

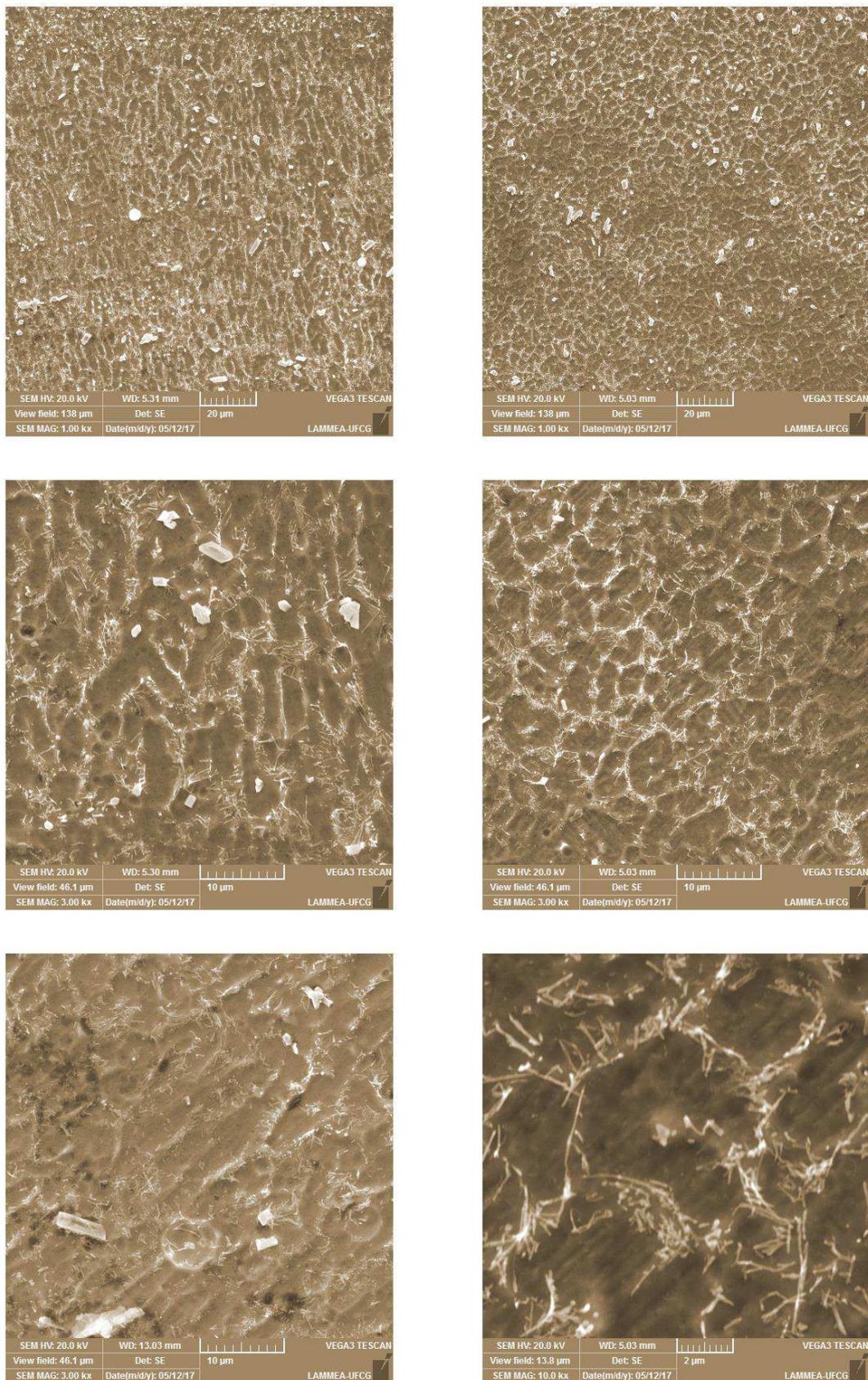


Figura 75 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina *Discovery All Metal*

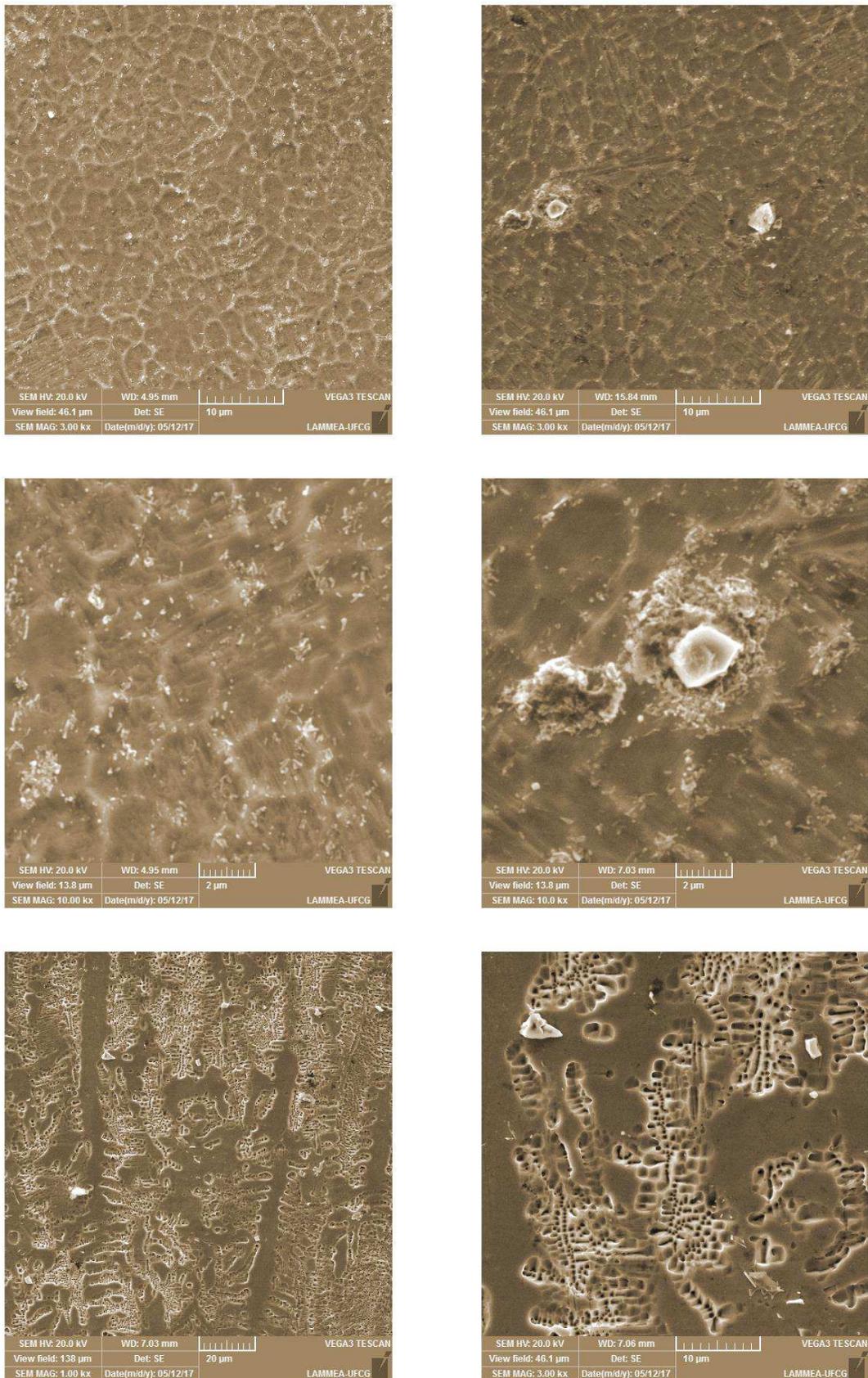


Figura 76 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% solidificada por fusão a plasma PSPP na máquina *Discovery All Metal*

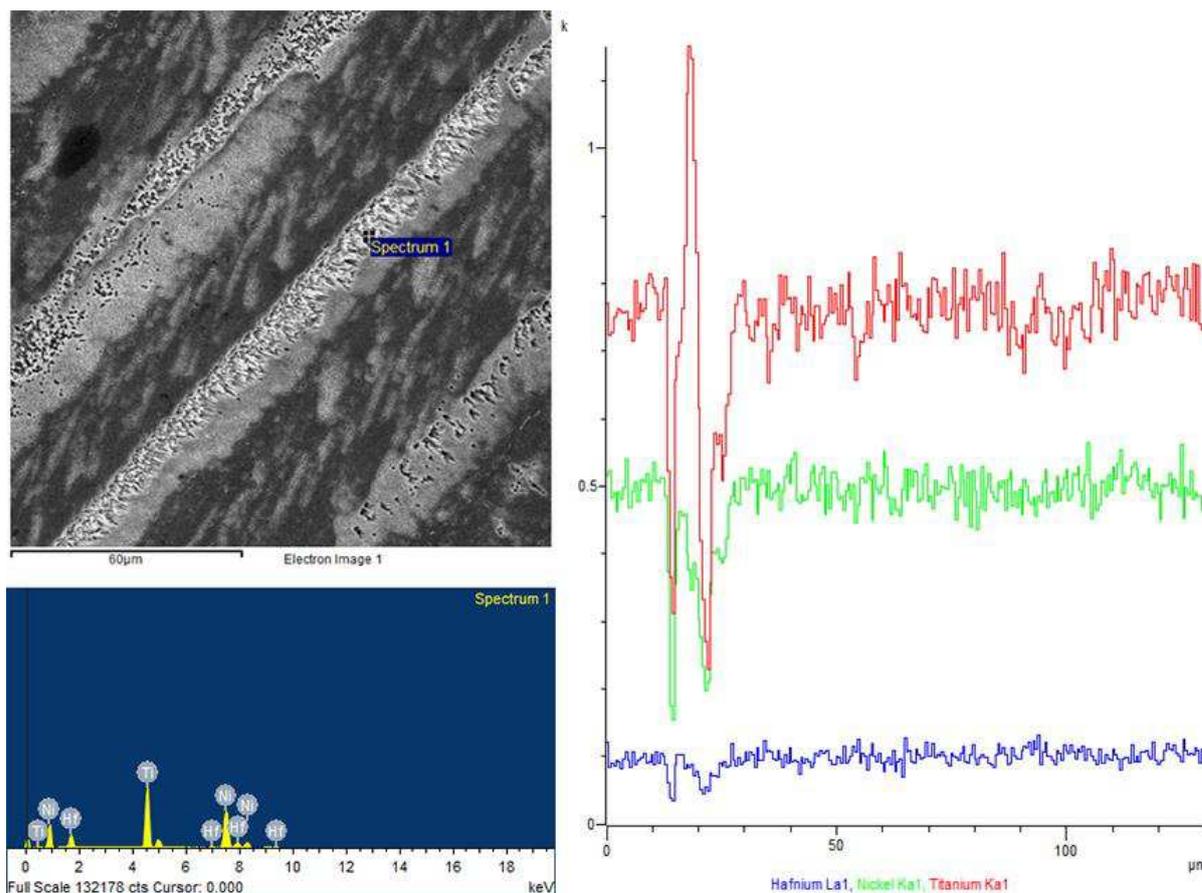


Figura 77 – Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno *Discovery All Metal*: micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura para os três elementos

Tabela 22 – Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno *Discovery All Metal EDG* (UFCG/CCT/UAEMec/Lammea)

Hf8 .at% - PLASMA	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	42	8
	Percentuais medidos (.at%)	52,89	39,21	7,90
		48,69	43,97	7,34
		49,13	43,72	7,16
	Média (.at%)	50,18	42,23	7,60
	Média (.wt%)	46,58	31,97	21,45
	Fração molar	1	0,598464994	0,401535006
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	4,1493464	1,4408879	2,854995
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	8,44523 g/cm ³			

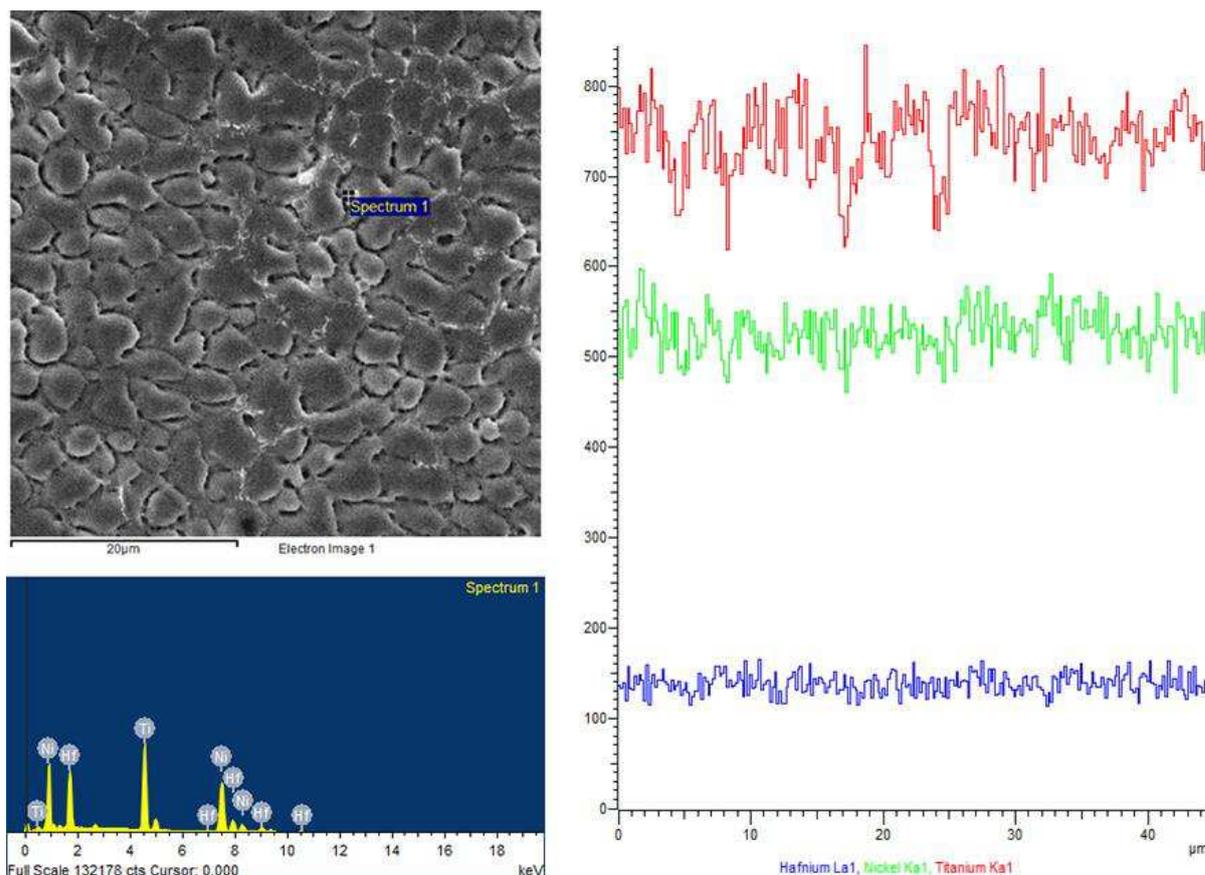


Figura 78 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno *Discovery All Metal*: micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 23 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno *Discovery All Metal EDG* (UFCG/CCT/UAEMec/Lammea)

Hf11 .at% - PLASMA	EDS			Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)			50	39	11
	Percentuais medidos (.at%)			48,96	40,75	10,29
				48,48	40,28	11,24
				48,60	40,74	10,66
	Média (.at%)			49,01	40,19	10,80
	Média (.wt%)			42,76	28,59	28,65
	Fração molar			1	0,499475891	0,500524109
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)			3,8090608	1,2885513	3,813315
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)			8,9109271 g/cm ³			

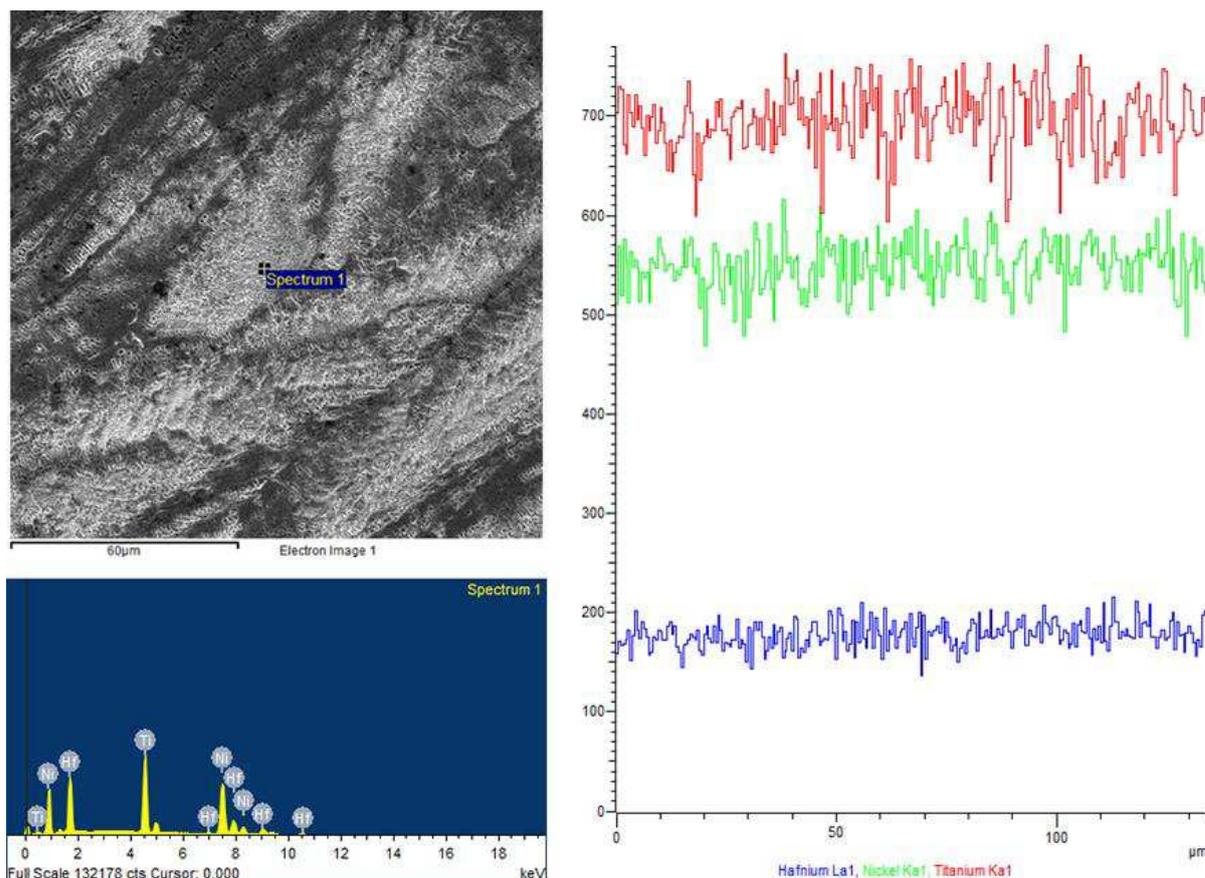


Figura 79 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno *Discovery All Metal*: micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 24 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno *Discovery All Metal EDG* (UFCG/CCT/UAEMec/Lammea)

Hf14 .at% - PLASMA	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	36	14
	Percentuais medidos (.at%)	48,79	37,78	13,43
		48,86	37,08	14,06
		49,12	37,20	13,68
	Média (.at%)	49,19	37,02	13,79
	Média (.wt%)	40,55	24,88	34,57
	Fração molar	1	0,418502944	0,581497056
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,612194	1,1213416	4,601267
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	9,3348026 g/cm ³			

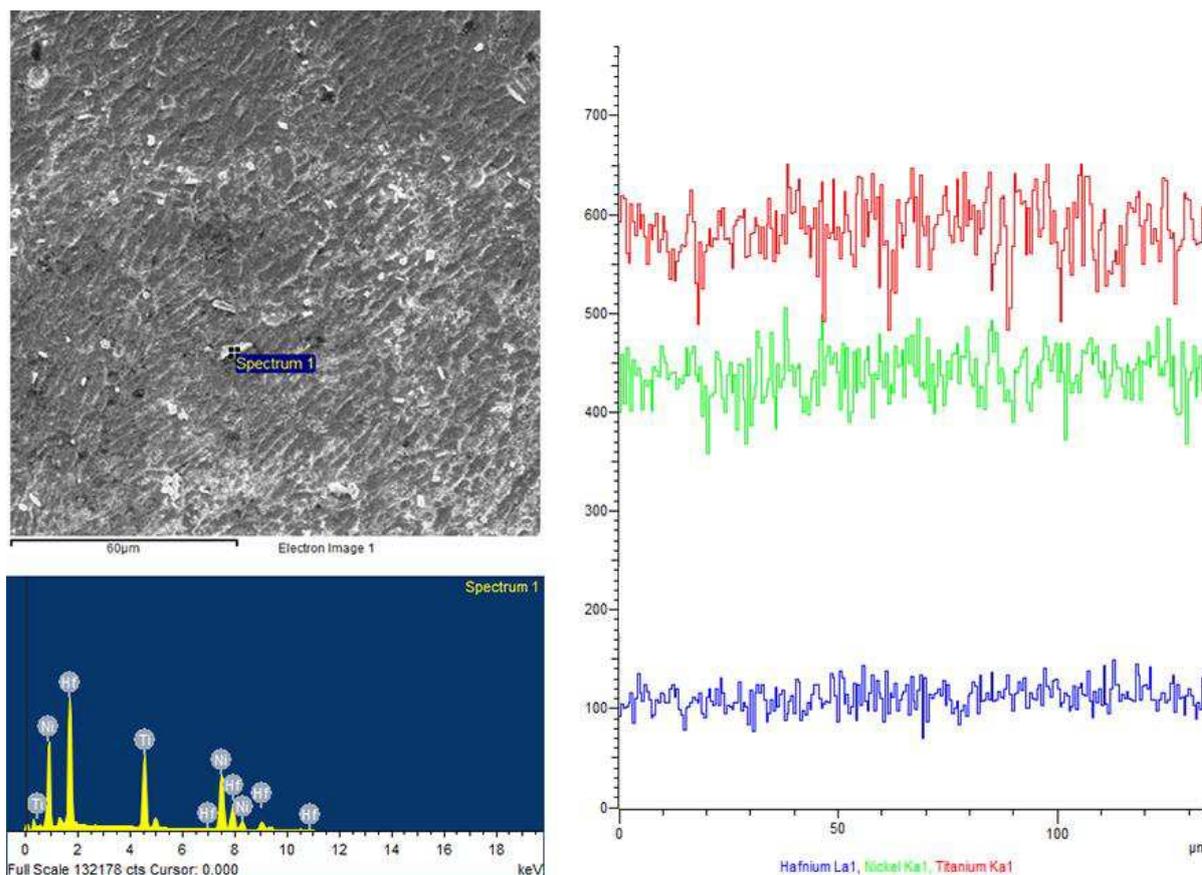


Figura 80 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno *Discovery All Metal*: micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 25 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno *Discovery All Metal EDG* (UFCG/CCT/UAEMec/Lammea)

Hf17 .at% - PLASMA	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	33	17
	Percentuais medidos (.at%)	49,41	31,88	18,71
		49,84	29,31	20,86
		49,53	32,67	17,80
	Média (.at%)	49,70	31,72	18,59
	Média (.wt%)	37,62	19,58	42,80
	Fração molar	1	0,313882655	0,686117345
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,3511896	0,8824706	5,69668
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	9,9303402 g/cm ³			

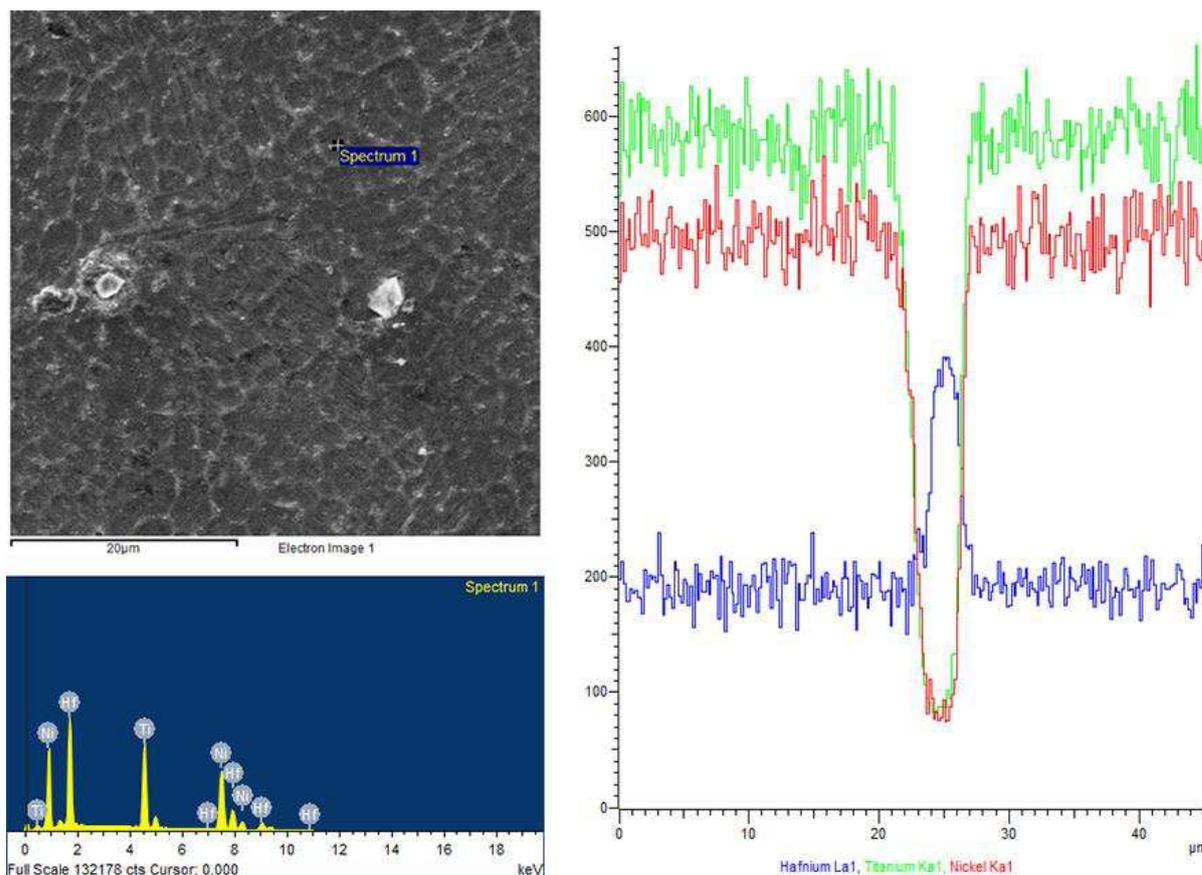


Figura 81 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por fusão a plasma PSPP no forno *Discovery All Metal*: micrografia, picos keV x contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 26 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS na pastilha atacada da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por fusão a plasma, com o método PSPP, sob atmosfera inerte de argônio, no forno *Discovery All Metal EDG* (UFCG/CCT/UAEMec/Lammea)

Hf20 .at% - PLASMA	EDS		Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)		50	30	20
	Percentuais medidos (.at%)		49,70	33,91	16,39
			49,91	33,81	16,28
			50,02	31,36	18,62
	Média (.at%)		49,91	32,27	17,82
	Média (.wt%)		38,27	20,18	41,55
	Fração molar		1	0,3269075	0,6730925
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)		3,4090916	0,9095126	5,530305
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)		9,8489092 g/cm ³			

4.2 Fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% solidificadas rapidamente por *Melt Spinning*

Caracterização Térmica (DSC)

Analisando-se os termogramas da Figura 82, observou-se a presença de dois picos de transformação em 3 fitas: $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - 40 Hz (Figura 82(e)), $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% - 30 Hz (Figura 82(f)) e $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - 40 Hz (Figura 82(h)). Caso houvesse um teor mássico considerável da fase R, poder-se-ia indicar a presença de picos de transformação relacionados especificamente a essa fase, o que é normalmente referenciado na literatura que discorre sobre ligas com EMF. Contudo, o refinamento de estrutura mostra que não há presença de fases Ni-Ti-Hf – R e que os baixos teores da fase NiTi – R presente (< 6 .wt%) é insuficiente para associá-los individualmente a uma fase R. Assim, o progresso da transformação martensita $\text{B2} \rightarrow \text{B19}'$ ou da transformação austenita $\text{B19}' \rightarrow \text{B2}$ se inicia no primeiro pico e termina no segundo. Ou seja, não há fase romboédrica nas fitas Ni-Ti-Hf.

No geral, os picos de transformação ficaram bem mais definidos nos gráficos das fitas obtidas por uma velocidade menor da volante giratória (1.800 rpm): 18,84 m/s ou frequência de 30 Hz. Isso pode ser constatado na Figura 82(a), Figura 82(d), Figura 82(f) e Figura 82(g), as quais se referem, nesta ordem, às composições nominais $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at%, $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at%, $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% e $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at%. Essa particularidade na acentuação das curvas calorimétricas está associada aos altos teores mássicos da fase martensítica B19' nas amostras citadas. Esses teores foram calculados iguais a, respectivamente, 53.45 %, 76.30 %, 96.93 % e 81,74 %. Nesse caso, pode-se concluir que o aumento de velocidade da roda de cobre, além dos 20 m/s, inibe substancialmente os teores mássicos (%.wt) das fases instáveis na matriz das fitas *melt spinning*.

O detalhamento das temperaturas de transformação assim como das histereses parciais e energias entálpicas (parciais e totais) está contido na Tabela 27. Dividiu-se a mesma em dois períodos: austenítico (aquecimento) e martensítico (arrefecimento). Notificou-se também as TTs de pico (A_p e M_p) para ambos os períodos, além das TTs inicial (A_s e M_s) e final (A_f e M_f).

Verificou-se ainda uma relação proporcional entre o teor de háfnio na liga e as temperaturas de transformação de fase. Conforme se aumenta paulatinamente o teor de háfnio na composição nominal, observa-se um aumento gradual das TTs. Isso

geralmente independe do processamento usado. Porém, comparando-se com as TTs registradas na literatura, esse processo de fabricação é o que mais tem diminuído essa variável. As baixas entalpias refletem uma baixa demanda de energia devido ao pequeno tamanho do grão que compõe a matriz.

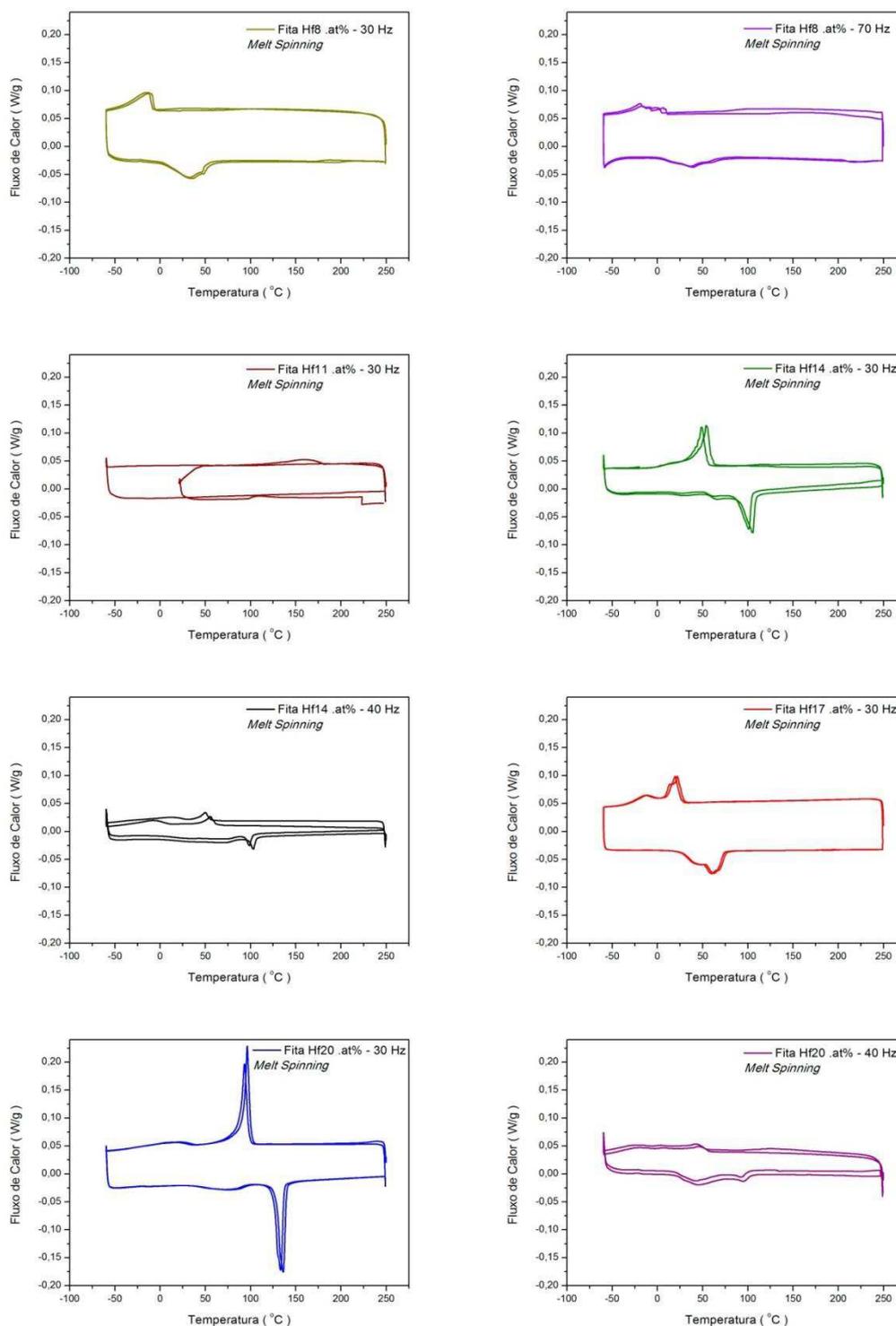


Figura 82 – Gráficos DSC das fitas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas pelo método de solidificação rápida *Melt Spinning* (no laboratório da UFSCar, São Carlos-SP)

Tabela 27 - Temperaturas de Transformação (TTs) de fases registradas em exames DSC para as fitas brutas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente pelo método *Melt Spinning* (Laboratório de Fundição e Solidificação da Universidade Federal de São Carlos, SP)

	Fitas brutas		Fases	Ms	Mp	Mf	Histerese Parcial (ΔP)	Entalpias parciais (J/g)		Entalpia Total - ET
	Hf .at%	Vel (Hz)		(°C)				(Ms→Mp)	(Mp→Mf)	
Período Martensítico	8	30	B2→B19'	-8,77	-11,42	-40,09	31,32	0,347	3,759	4,106
	8	70	B2→B19'	-6,41	-17,26	-30,26	23,85	1,077	1,29	2,367
	14	30	B2→B19'	54,18	48,76	44,48	9,70	2,351	1,856	4,207
	14	40	B2→B19'	22,47	22,00	-34,35	56,82	0,057	6,851	6,908
	17	30	B2→B19'	54,44	49,44	-17,37	71,81	0,259	3,454	3,713
	20	30	B2→B19'	100,8	96,31	86,89	13,91	2,233	4,685	6,918
	20	40	B2→B19'	57,19	45,00	-28,19	85,38	0,764	4,585	5,349
Período Austenítico	Fitas brutas		Fases	As	Ap	Af	Histerese Parcial (ΔP)	Entalpias parciais (J/g)		Entalpia Total - ET
	Hf .at%	Vel (Hz)		(°C)				(As→Ap)	(Ap→Af)	
	8	30	B19'→B2	2,56	33,05	54,05	51,49	3,401	2,342	5,743
	8	70	B19'→B2	5,11	36,82	57,56	52,45	2,142	1,401	3,543
	14	30	B19'→B2	87,59	101,15	104,25	16,66	3,293	0,753	4,046
	14	40	B19'→B2	26,38	60,41	75,93	49,55	5,720	2,609	8,329
	17	30	B19'→B2	94,59	98,91	102,30	7,71	2,583	2,027	4,610
	20	30	B19'→B2	129,19	136,18	139,65	10,46	4,815	2,390	7,205
20	40	B19'→B2	20,73	45,24	103,94	83,21	1,699	4,070	5,769	

A histerese total ($\Delta T = A_f - M_s$) é um referencial para averiguação da homogeneidade coletiva das ligas no processo (Suresh, 2014). Como as 8 fitas foram obtidas em velocidades giratórias diferenciadas, a comparação equitativa entre as composições seria ponderável mediante a escolha de uma velocidade fixa que seja predominante entre as 8 amostras: 18,84 m/s (ou 30 Hz). Essa frequência (30 cps) ocorre na metade das fitas: Hf₈, Hf₁₄, Hf₁₇ e Hf₂₀ .at%. Assim, para o cálculo da histerese térmica total (ΔT) considerou-se, a priori, apenas essas 4 composições cujas velocidades de obtenção foram iguais, pois elas são maioria.

A Figura 83 mostra essas fitas consideradas à parte. A fita Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at% - 70 Hz foi dispensada dessa análise porque foi a única obtida com essa velocidade: 43,98 m/s. As fitas Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% - 40 Hz e Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ .at% - 40 Hz são as únicas obtidas com essa mesma velocidade (25,13 m/s). Por serem minoritárias, não foram consideradas em separado.

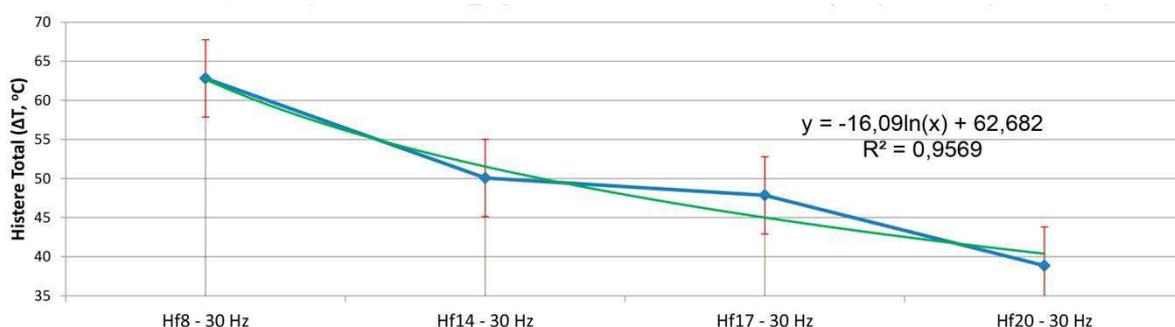


Figura 83 - Histerese total das ligas obtidas sob a velocidade de 18,84 m/s

De acordo com a Figura 83, as histereses totais das fitas obtidas com a frequência de 30 Hz (18,84 m/s) correspondem a uma função logarítmica decrescente de ótimo ajuste não-linear ($R^2 > 0,95$). Isso indica uma relação inversamente proporcional com o teor mássico de fase martensítica B19' nestas composições. Ou seja, quanto maior é a fração de fase B19', menor é a histerese total (ΔT , °C). Ademais, é importante salientar que o crescimento no teor da fase B19' (monoclínica) está associado a uma diminuição no teor da fase Ni-Ti. Portanto, a influência da fase instável B19' varia na histerese total de acordo com o teor flutuante da fase Ni-Ti.

Contudo, conforme é mostrado na Figura 84, mesmo considerando amostras de composições nominais obtidas em velocidades diferenciadas, ainda se obtém um bom ajuste polinomial ($R^2 > 0,80$). Isso indica uma boa homogeneidade das composições resultantes, o que é consequência do processamento *Melt Spinning*. Ou seja, o processo viabiliza boa difusão do háfnio no interior da liga. Por isso, não houve necessidade de se usar, para efeito de registro das TTs, duas ou mais séries de amostras.

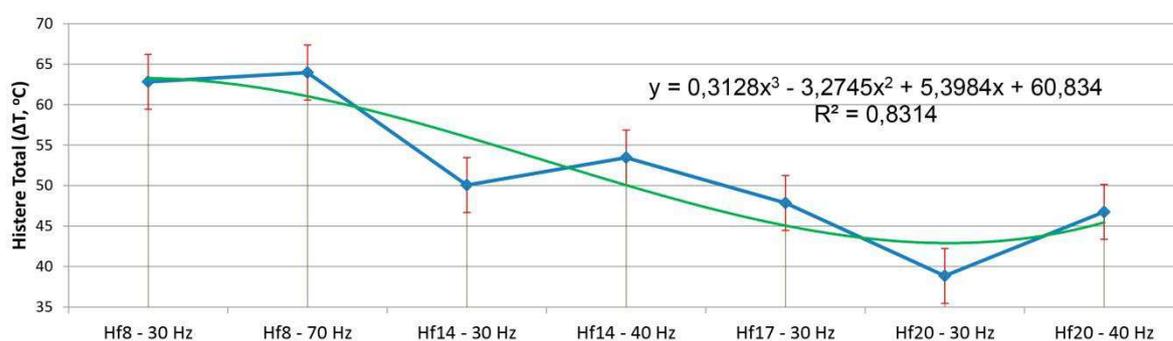


Figura 84 - Histerese total das 7 fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com EMF em quaisquer velocidades

Dessa forma, ao considerar conjuntamente ligas de composições diferentes, percebe-se uma histerese térmica total (ΔT) que tem uma relação matemática descrita por um R^2 estatisticamente significativo. Por isso, pode-se concluir, partindo-se de uma situação geral para uma particular, que há também uma regularidade composicional sugerindo, por consequência, uma homogeneidade composicional em cada amostra.

Caracterização Estrutural (DRX)

Os exames de raios X foram feitos nas 8 fitas brutas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas pelo processo de solidificação rápida *melt spinning*. A partir deles, foi possível calcular o grau de cristalinidade relativa (X_c , %). Por consequência desse cálculo, foi possível também saber o grau amorfo (*background*) presente em cada amostra, de acordo como ilustra a Figura 85, de forma exemplificativa. Igualmente foi feito em todas as outras composições nominais e velocidades diferenciadas. Os dados usados para o referido cálculo estão postos na Tabela 28, além do valor Goodness Of Fit (GOF) – qualidade do ajuste.

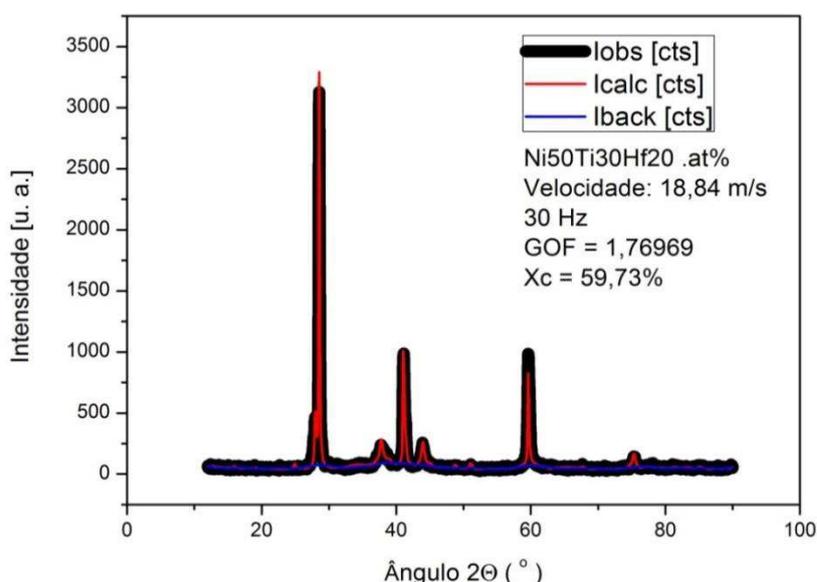


Figura 85 - Exemplo dos perfis difratométricos por meio dos quais foi feito o cálculo da cristalinidade relativa (X_c , %) na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - 30 Hz [velocidade de 18,84 m/s]

Tabela 28 - Resultados finais da cristalinidade X_c nas oito amostras de fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at%

Composições	I_{back} (integrada)	I_{calc} (integrada)	Cristalinidade	Fase amorfa	GOF
Hf (.at%)	Baseline	Linha cristalina	X_c [%]	[%]	Rwp/Rexp
Hf08%_30Hz	3304,848926	4681,522905	58,61889484	41,38110516	2,11003
Hf08%_70Hz	3798,376597	5926,287348	60,94079324	39,05920676	1,85785
Hf11%_30Hz	4875,994631	12046,41407	71,18616671	28,81383329	5,75202
Hf14%_30Hz	4243,734421	6252,355357	59,5684249	40,4315751	2,44347
Hf14%_40Hz	3578,037716	5112,560136	58,82863553	41,17136447	2,06634
Hf17%_30Hz	4509,278686	6154,748593	57,71504922	42,28495078	2,16279
Hf20%_30Hz	4256,681605	6314,967685	59,73493361	40,26506639	1,76969
Hf20%_40Hz	2870,755283	4058,518686	58,57061944	41,42938056	2,62318

Fazendo-se uma análise estatística descritiva desses valores X_c , percebe-se que a média igual a 60,64 %, a mediana igual a 59,19 % e o desvio padrão igual a 4,36 % fazem do *melt spinning* um processamento que uniformizou a cristalinidade relativa dentre as amostras de fitas Ni-Ti-Hf analisadas. Isso é ratificado pelo baixo valor do erro padrão: $X_c = 1,54\%$.

Em seguida, os 8 difratogramas das fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas pelo processo *Melt Spinning* foram submetidos ao refinamento Rietveld para análise qualitativa e quantitativa. A análise qualitativa comprovou a existência de 5 fases distintas: Ni_2Ti (fase HT – Hexagonal de eixo Trigonal), NiTi (1/1) – fase R, Ni-Ti (B19'), Ni-Ti-Hf - B19 (ortHorHombic – fase H) e Ni-Ti-Hf - B19' (monoclínica). Essas fases estão identificadas por simbologia na Figura 86.

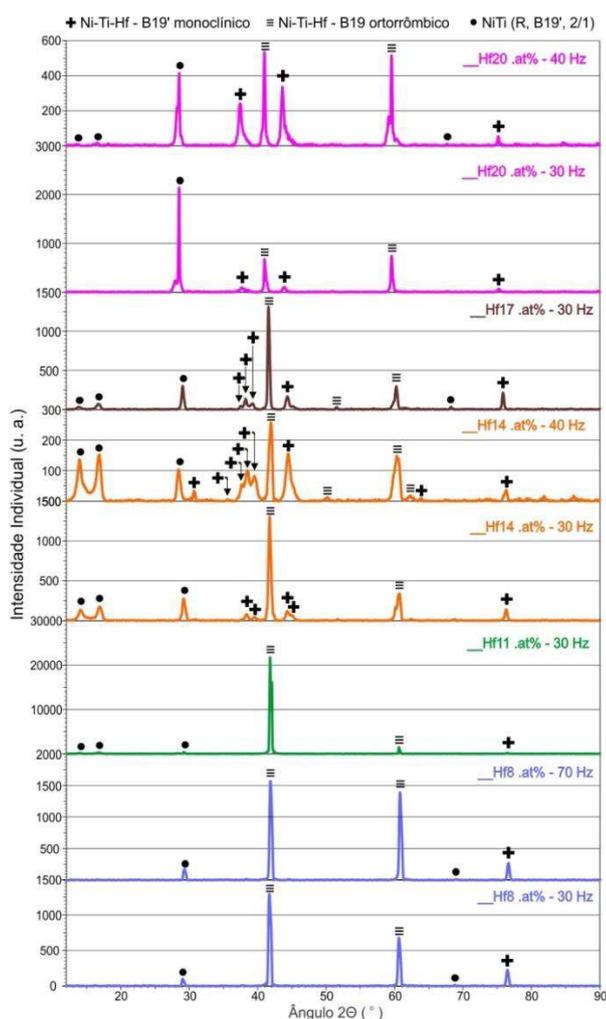


Figura 86 - Identificação das fases presentes nos difratogramas das 8 amostras de fitas brutas solidificadas rapidamente por *melt spinning* (apenas radiações $K\alpha_1$)

As três primeiras fases são compostos binários de nitinol enquanto que as últimas fases são formações ternárias de caráter estável (B19) e instável (B19'). Assim, foi possível resumir/juntar as três primeiras citadas apenas numa fase NiTi (com suas 3 modulações na composição química) e as outras 2 fases foram consideradas individualmente. Considerando a porção cristalina calculada, a fração mássica de cada fase presente em todas as 8 amostras foi representada num único gráfico bidimensional, de acordo com a Figura 87.

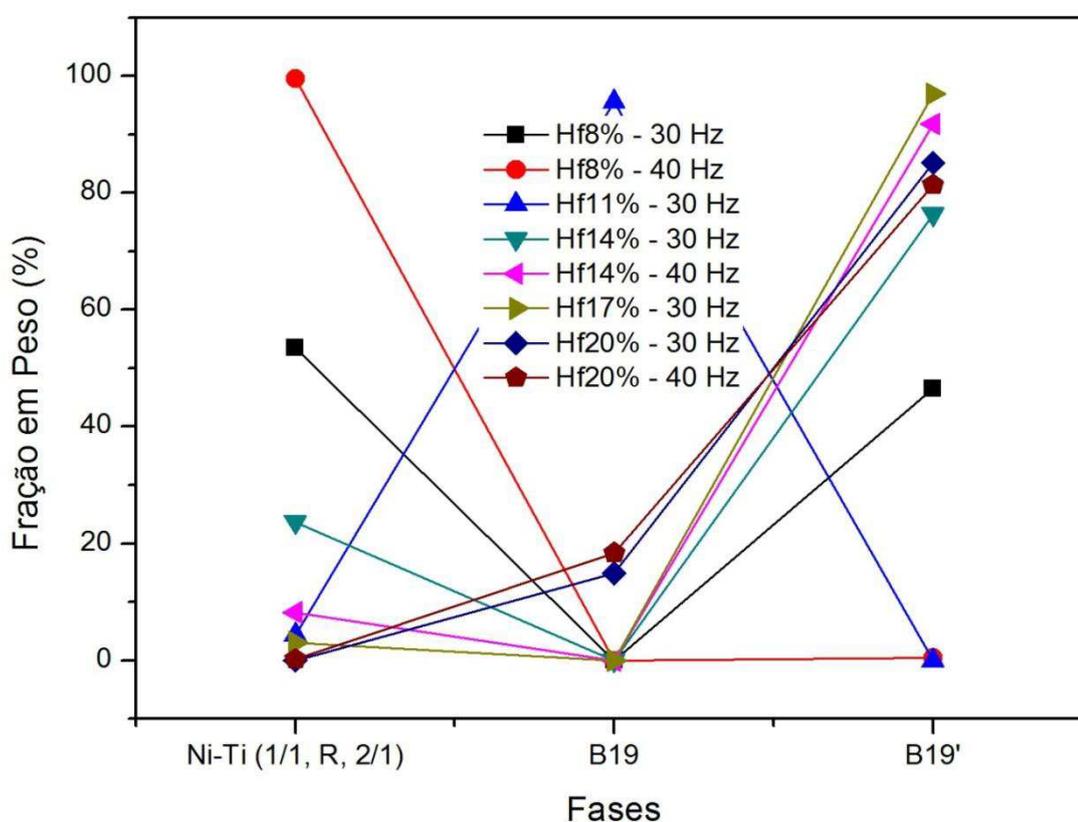


Figura 87 - Percentual mássico das fases encontradas nas fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% brutas solidificadas rapidamente por *Melt Spinning* (gráficos juntos)

Tais gráficos podem ser visualizados ainda de forma individual na Figura 88, de acordo com a composição nominal e frequência usada na volante giratória de cobre. A fita $Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% foi a amostra na qual foi registrada o maior percentual mássico de fase B19 (estrutura ortorrômbica). Como nessa amostra não houve mudança de fase, segundo o gráfico DSC presentes na Figura 82(c), concluiu-se que esta fase não poderia ser matensítica, ou seja, instável.

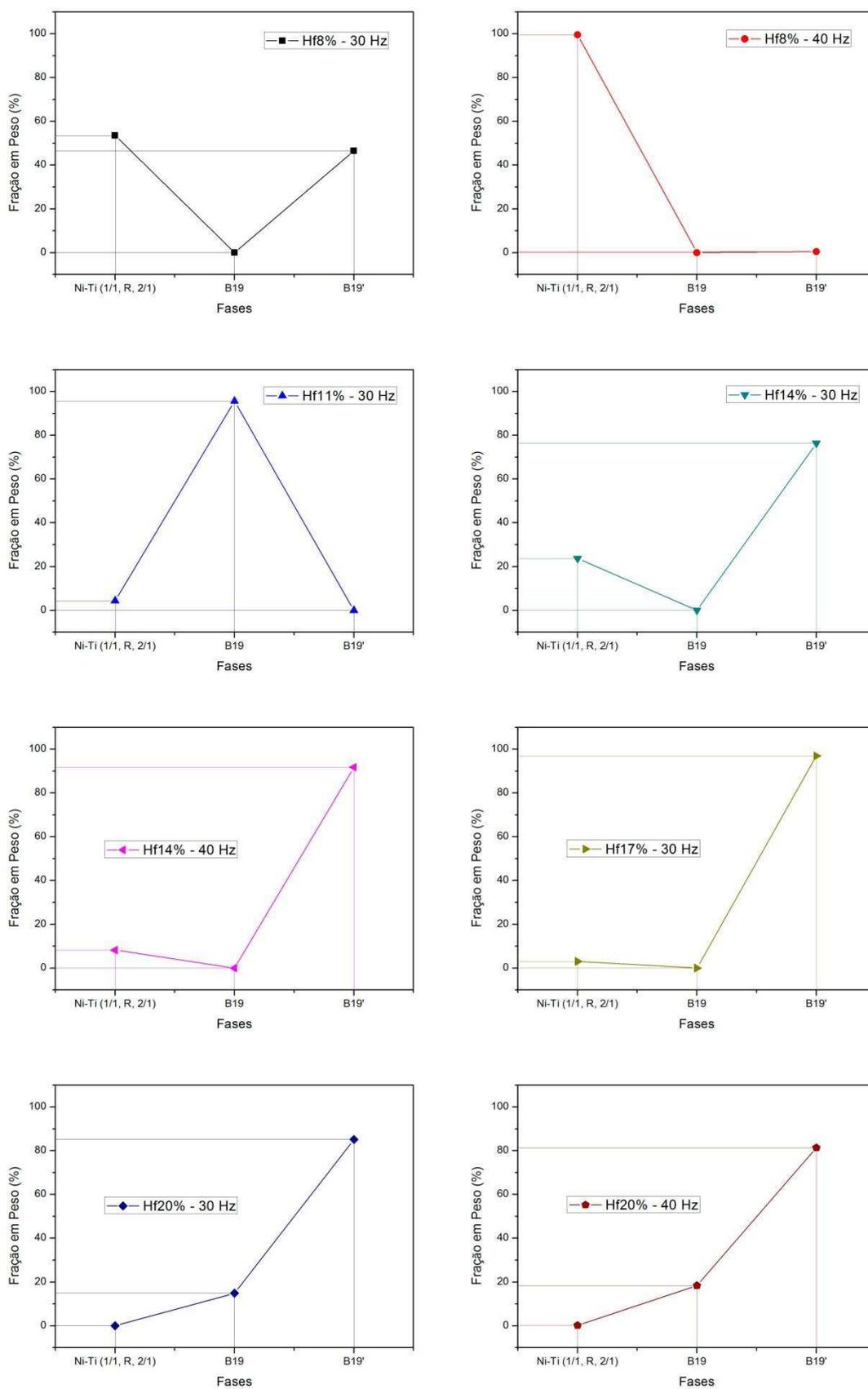


Figura 88 - Percentual mássico das fases presentes nas oito fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por *Melt Spinning* (gráficos separados)

A análise quantitativa gerou várias informações numéricas relativas aos atributos geométricos e físicos das fitas solidificadas por *melt spinning*. Foram 14 (quatorze) as variáveis que foram definidas para cada fase. Os resultados gráficos do refinamento de estrutura constam na Figura 91 até a Figura 98 e os dados numéricos estão organizados na(s) Tabela 30 até a Tabela 37.

Considerando-se apenas as fases metaestáveis B19', tão somente nas fitas obtidas a 30 Hz, por serem mais ocorrentes entre as demais fases, é possível fazer uma observação variante dos valores obtidos em cada composição nominal, de acordo como é mostrado na Figura 89. Por suceder em 11 versões, há uma variação dos valores em virtude das particularidades estruturais de cada estrutura.

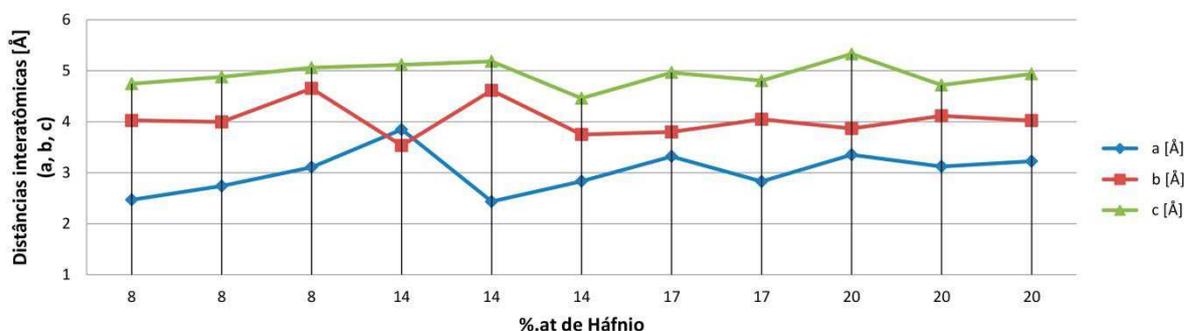


Figura 89 - Valores dos parâmetros cristalinos na fase martensita B19' em 4 amostras NiTiHf

Além disso, foi possível plotar os valores do volume da célula unitária e do ângulo β , sendo este último um item caracterizador presente obrigatoriamente nas células monoclinicas da fase B19'. Conforme é mostrada na Figura 90, a variação aqui também ocorre em função das particularidades geométricas dos parâmetros (a, b, c), principalmente no volume ($Vol = a \cdot b \cdot c \cdot \sin\beta$).

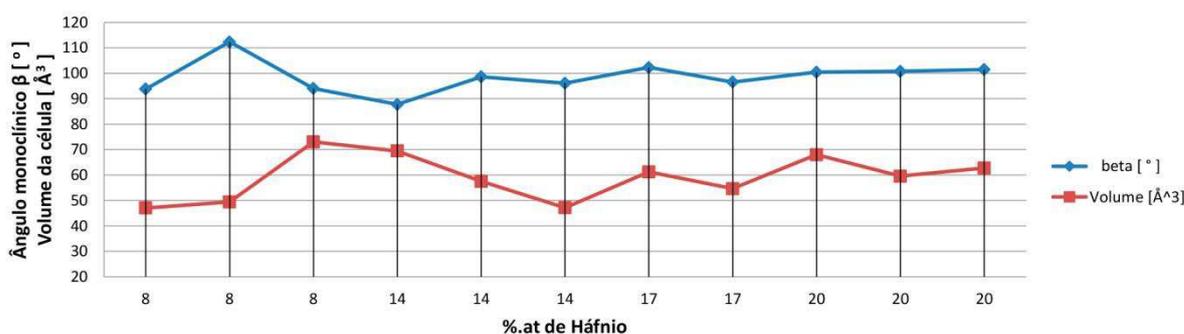


Figura 90 - Valores do ângulo β e do volume encontrados nas 11 fases B19' das quatro fitas NiTiHf obtidas sob a velocidade giratória de 18,84 m/s (30 cps)

No geral, os valores encontrados nesse trabalho são muito semelhantes aos documentados na literatura (Potapov, 1997). Na Tabela 29 consta o resumo estatístico dos 11 valores de cada um dos parâmetros (a, b, c, β e Vol) encontrados nas fitas obtidas sob a velocidade de 1800 rpm (30 Hz): Hf₈, Hf₁₁, Hf₁₄ e Hf₂₀ .at%. A média é próxima dos valores contidos nas cartas cristalográficas (Zarinejad, 2008).

Tabela 29 - Estatística descritiva das 11 variações da fase B19' ocorrente apenas nas 4 fitas obtidas a uma velocidade giratória de 18,84 m/s (frequência de 30 Hz)

Variáveis	a [Å]	b [Å]	c [Å]	Beta [°]	Volume [Å ³]
Média	3,0249	4,0388	4,9277	98,5550	59,0693
Erro padrão	0,1258	0,1020	0,0734	1,8818	2,6989
Mediana	3,1073	4,0223	4,9383	98,6050	59,5489
Desvio padrão	0,4173	0,3384	0,2435	6,2411	8,9512
Variância da amostra	0,1741	0,1145	0,0593	38,9510	80,1245
Curtose	0,0910	0,4538	0,1335	1,9695	-1,1414
Assimetria	0,3517	0,7960	-0,2287	0,6085	0,0276
Intervalo	1,4128	1,1217	0,8686	24,5754	25,9433
Mínimo	2,4341	3,5329	4,4620	87,7372	47,0517
Máximo	3,8469	4,6546	5,3305	112,3126	72,9951
Nível de confiança para a média (95,0%)	0,2803	0,2273	0,1636	4,1928	6,0135

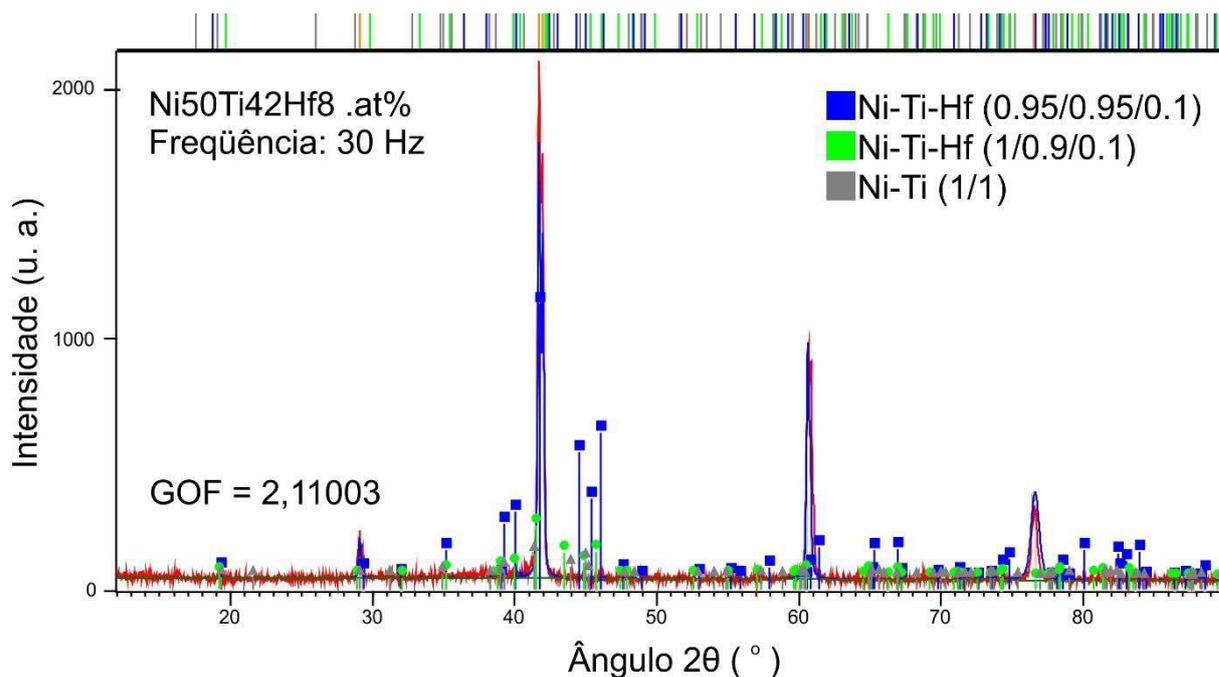


Figura 91 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)

Tabela 30 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)

Hf8 .at% - 30 Hz	Fase(s)	Ni-Ti - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'
	Massa (g/mol)	238,238	239,318	213,2
	Densidade (calculada), g/cm ³	8,4066	8,0423	4,8493
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	109,4	110	100
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	121,373	118,0893	114,8459
	Fração de Volume [%]	44,8383	19,0146	36,1471
	Fração em Peso [%]	53,45534	21,68625	24,85841
	Grupo espacial (N°)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 m 1 (6)
	a [Å]	2,468904	2,738509	3,107314
	b [Å]	4,025244	3,997378	4,654578
	c [Å]	4,745039	4,878578	5,059653
	alpha [°]	90	90	90
	beta [°]	93,80922	112,3126	94,06311
	gamma [°]	90	90	90
Volume [10 ⁶ pm ³]	47,05174	49,40648	72,99505	

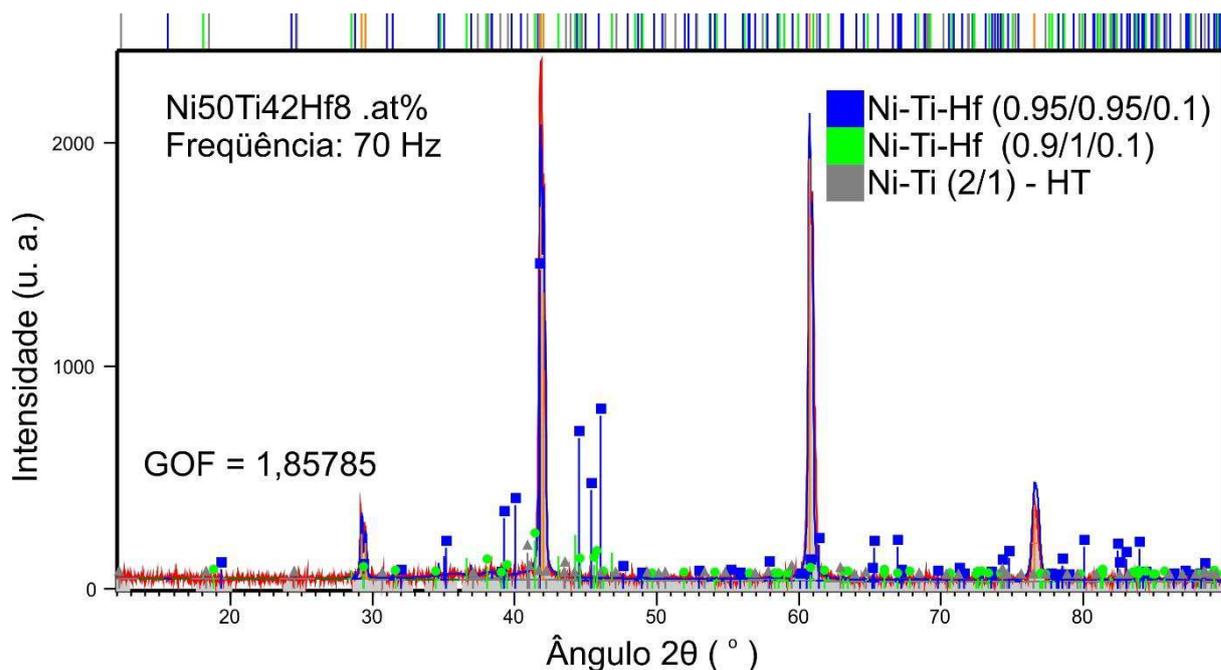


Figura 92 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 43,98 m/s (4.200 rpm)

Tabela 31 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - 70 cps (velocidade: 43,98 m/s)

	Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni_2Ti - HT
Hf8 .at% - 70 Hz	Massa (g/mol)	238,238	237,158	1157,856
	Densidade (calculada), g/cm ³	4,0562	7,6478	6,9089
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	109,4	108,8	546,42
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	121,373	124,6866	90,8332
	Fração de Volume [%]	0,1631	0,2948	99,5421
	Fração em Peso [%]	0,095791	0,326476	99,57773
	Grupo espacial (N°)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	R -3 m (166)
	a [Å]	3,658508	2,586007	2,725681
	b [Å]	4,686512	4,060061	2,725681
	c [Å]	5,688325	4,921632	43,24687
	alpha [°]	90	90	90
	beta [°]	89,08896	94,8848	90
	gamma [°]	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	97,51763	51,48624	278,2501

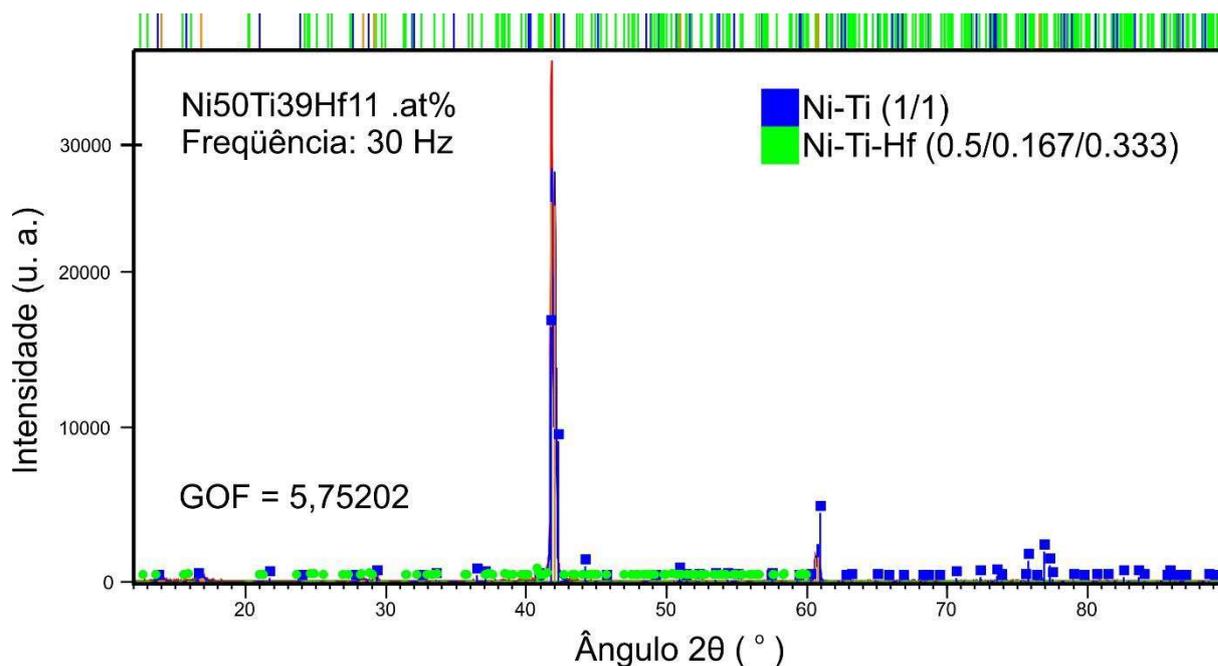


Figura 93 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)

Tabela 32 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)

Hf11 .at% - 30 Hz	Fase(s)	Ni-Ti – R	Ni-Ti-Hf - B19 (ortorrômbica)
	Massa (g/mol)	959,4	18591,36
	Densidade (calculada), g/cm ³	5,9029	10,1362
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	450	8000
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	114,8459	128,2063
	Fração de Volume [%]	7,2977	92,7023
	Fração em Peso [%]	4,383503	95,6165
	Grupo espacial (N ^o)	P -3 (147)	F d d d (70)
	a [Å]	7,447414	9,291247
	b [Å]	7,447414	12,02386
	c [Å]	5,617957	27,25861
	alpha [°]	90	90
	beta [°]	90	90
	gamma [°]	120	90
	Volume [10 ⁶ pm ³]	269,8485	3045,24

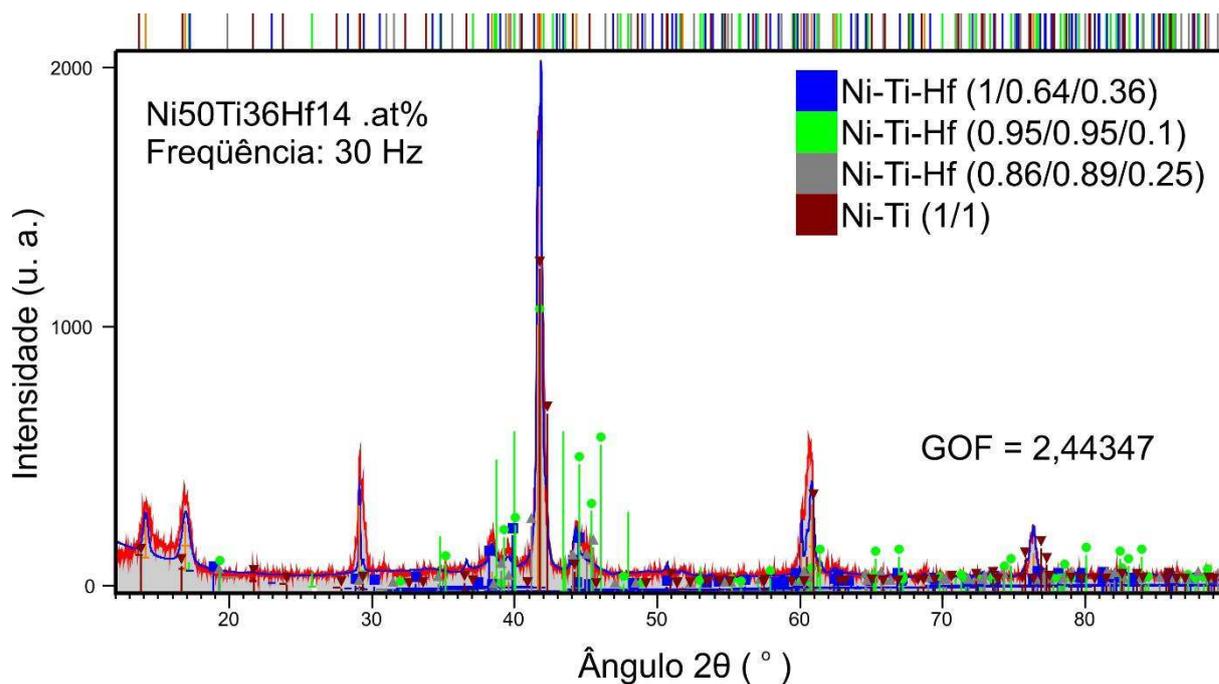


Figura 94 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)

Tabela 33 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)

Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti - R
Massa (g/mol)	307,2248	238,238	275,471	959,4
Densidade (calculada), g/cm ³	7,3431	6,8711	9,7022	6,3087
Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	136	109,4	123,32	450
Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	123,9414	121,373	129,8064	114,8459
Fração de Volume [%]	68,6573	0,0996	4,3399	26,9031
Fração em Peso [%]	70,34693	0,095498	5,875344	23,68223
Grupo espacial (N ^o)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P -3 (147)
a [Å]	3,846876	2,434064	2,833205	7,440918
b [Å]	3,532875	4,614593	3,750148	7,440918
c [Å]	5,115234	5,183463	4,461961	5,265762
alpha [°]	90	90	90	90
beta [°]	87,73716	98,60503	96,09216	90
gamma [°]	90	90	90	120
Volume [10 ⁶ pm ³]	69,46454	57,56636	47,14032	252,4904

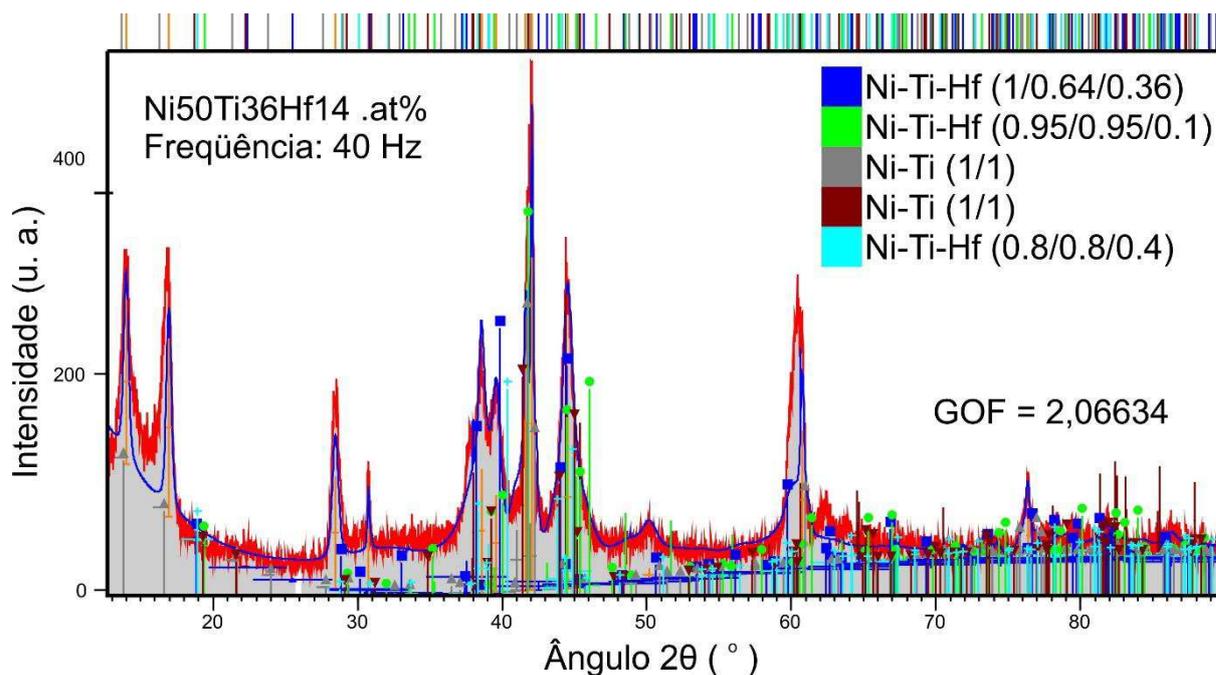


Figura 95 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 25,13 m/s (2.400 rpm)

Tabela 34 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% - 40 cps (velocidade: 25,13 m/s)

	Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-H - B19'	Ni-Ti - R	Ni-Ti - B19'	Ni-Ti-Hf -B19'
	Massa (g/mol)	307,2248	238,238	959,4	213,2	313,352
	Densidade (calculada), g/cm ³	8,614	9,8695	6,1521	6,5393	9,0161
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	136	109,4	450	100	137,6
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	123,9414	121,373	114,845	114,845	134,696
	Fração de Volume [%]	83,8149	0,0647	8,2265	0,0955	7,7985
	Fração em Peso [%]	85,52588	0,075653	5,99532	0,07395	8,32918
	Grupo espacial (N ^o)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P -3 (147)	P 1 m 1 (6)	P 1 21/m 1 (11)
Hf14 .at% - 40 Hz	a [Å]	3,535886	2,69253	7,42803	2,88602	3,022764
	b [Å]	4,234304	3,271044	7,42803	3,97766	4,084873
	c [Å]	4,022996	4,662455	5,41853	4,7345	4,777498
	alpha [°]	90	90	90	90	90
	beta [°]	100,5401	102,5828	90	95,1527	101,9932
	gamma [°]	90	90	120	90	90
	Volume [10 ⁶ pm ³]	59,21606	40,07776	258,916	54,1307	57,70302

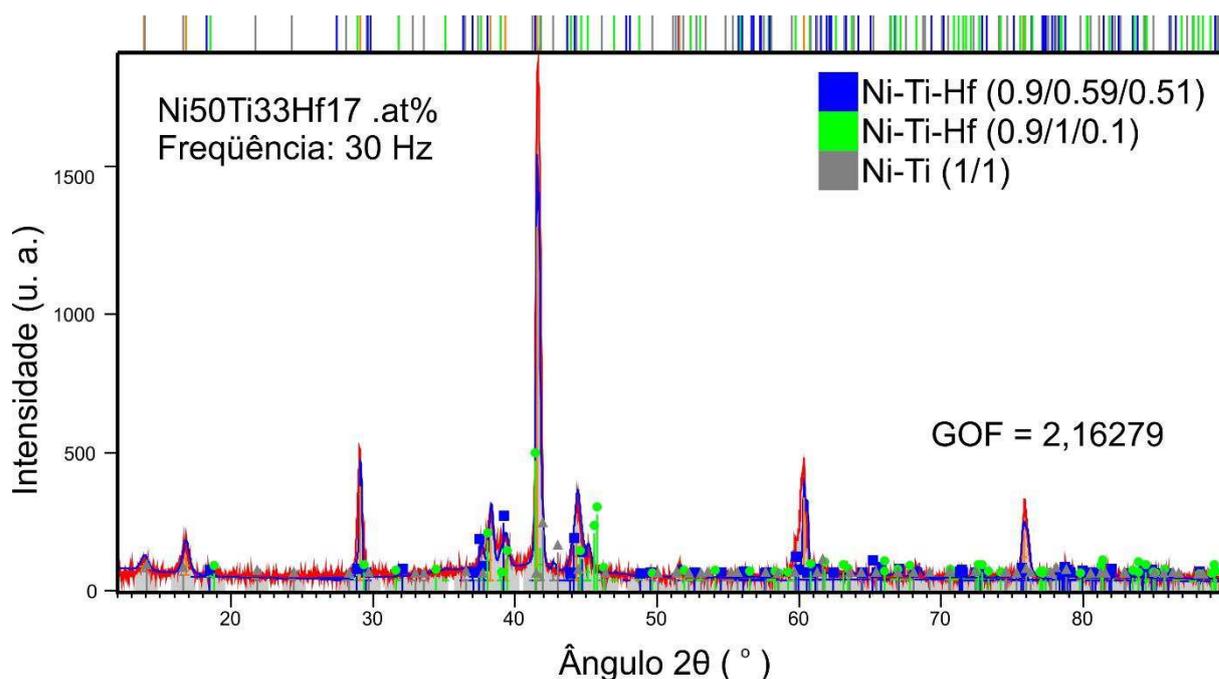


Figura 96 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)

Tabela 35 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)

	Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti - R
Hf17 .at% - 30 Hz	Massa (g/mol)	344,2418	237,158	959,4
	Densidade (calculada), g/cm ³	9,3382	7,2038	6,4235
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	149,8	108,8	450
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	130,8704	124,6866	114,8459
	Fração de Volume [%]	60,7567	35,21	4,0333
	Fração em Peso [%]	66,99145	29,94948	3,05907
	Grupo espacial (N°)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P -3 (147)
	a [Å]	3,319671	2,82731	7,327682
	b [Å]	3,799191	4,049072	7,327682
	c [Å]	4,966256	4,80615	5,332784
	alpha [°]	90	90	90
	beta [°]	102,2663	96,57378	90
	gamma [°]	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	61,20482	54,65898	247,9807

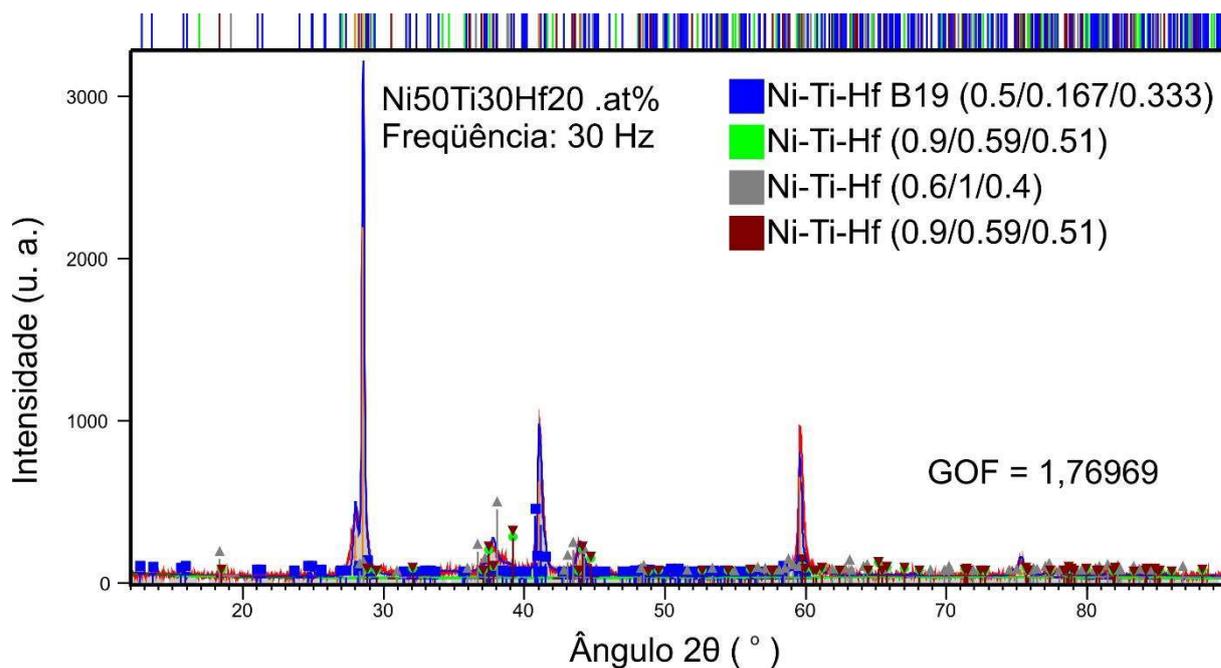


Figura 97 - Refinamento de estrutura realizado na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 18,84 m/s (1.800 rpm)

Tabela 36 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% - 30 cps (velocidade: 18,84 m/s)

Hf20 .at% - 30 Hz	Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'
	Massa (g/mol)	18591,36	344,2418	309,032	344,2418
	Densidade (calculada), g/cm ³	10,8379	8,4105	8,6162	9,1056
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	149,8	135,2	149,8
	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	130,8704	145,054	130,8704
	Fração de Volume [%]	14,8534	61,9779	21,832	1,3367
	Fração em Peso [%]	18,24077	59,06511	21,31493	1,379187
	Grupo espacial (N°)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)	P 1 21/m 1 (11)
	a [Å]	8,773419	3,3521	3,121758	3,223946
	b [Å]	12,42506	3,867287	4,114513	4,022305
	c [Å]	26,12681	5,330514	4,719182	4,938345
	alpha [°]	90	90	90	90
	beta [°]	90	100,4489	100,7651	101,4316
	gamma [°]	90	90	90	90
Volume [10 ⁶ pm ³]	2848,091	67,95638	59,54887	62,76854	

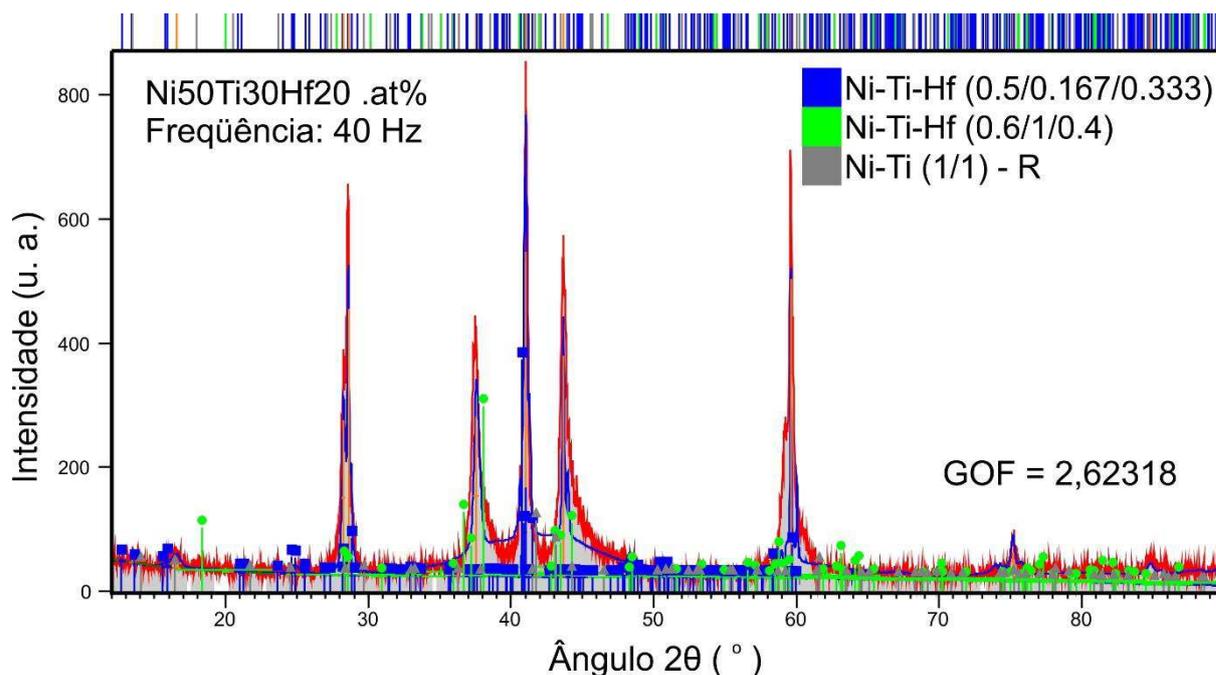


Figura 98 - Refinamento de estrutura realizado na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por *Melt Spinning* sob velocidade giratória igual a 25,13 m/s (2.400 rpm)

Tabela 37 - Resultados quantitativos obtidos por meio do Refinamento de estrutura realizado na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - 40 cps (velocidade: 25,13 m/s)

	Fase(s)	Ni-Ti-Hf - B19	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti - R
Hf20 .at% - 40 Hz	Massa (g/mol)	18591,36	309,032	959,4
	Densidade (calculada), g/cm ³	10,7874	9,1566	3,7819
	Fator de estrutura (Qtde elétrons) - F(000)	8000	135,2	450
	Coeficiente de atenuação em massa [cm ² /g]	128,2063	145,054	114,8459
	Fração de Volume [%]	16,0484	83,5089	0,4427
	Fração em Peso [%]	18,42777	81,39401	0,178223
	Grupo espacial (N ^o)	F d d d (70)	P 1 21/m 1 (11)	P 3 (143)
	a [Å]	8,820548	3,198162	8,621424
	b [Å]	12,33571	3,960055	8,621424
	c [Å]	26,29788	4,42752	6,543184
	alpha [°]	90	90	90
	beta [°]	90	92,15803	90
	gamma [°]	90	90	120
	Volume [10 ⁶ pm ³]	2861,412	56,03432	421,1897

Considerando as 8 amostras de fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at%, na análise quantitativa foi possível fazer a indexação de 2780 picos cristalinos. Essa parte complementar do refinamento se refere aos posicionamentos dos planos cristalográficos na rede.

As menores e maiores indexações ocorreram nas fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% – 30 Hz e $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% – 40 Hz com a quantidade de, respectivamente, 164 e 571 picos. A média foi igual a 347,5 picos indexados e a mediana foi igual a 332 picos. O desvio padrão foi 142,61. O erro padrão foi de 50,42 e o nível de confiança para a média, em termos de 95% ($\alpha = 0,05$), foi de 119,23.

Os resultados numéricos estão organizados na Tabela 38. Foram contabilizadas 12 fases diferentes, as quais sintetizam estruturas, composições e parâmetros de rede diferenciados. Conforme é mostrado na Figura 99, há uma tendência em se ter mais picos identificados conforme se aumenta o teor de Hf na composição, porém essas duas variáveis são insuficientes por si mesmas para explicar essa relação. Por isso o valor $R^2 = 0,54$ da função linear é baixo.

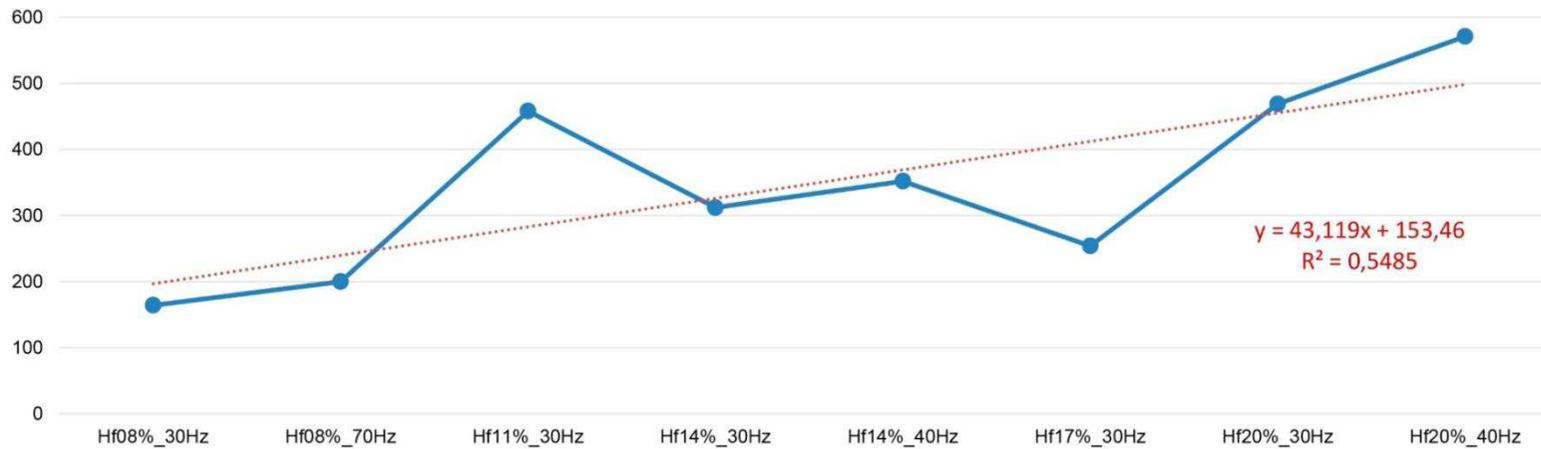
A discriminação dos índices de Miller está contida nas tabelas do Apêndice G deste trabalho. As mesmas foram organizadas por fase. Considerando-se o grau de cristalinidade relativa (X_c) calculado para cada amostra, os resultados demonstram um alto grau de repetição dos cristalitos no retículo cristalino.

A determinação dos índices ($h\ k\ \ell$) é muito importante porque torna possível o cálculo do ângulo ϕ (phi) entre os planos cristalográficos subsequentes de uma mesma fase. Embora não seja objetivo deste trabalho, as direções cristalográficas permitem também o cálculo das densidades linear e planar.

Observou-se que a quantidade de picos de uma determinada fase não indica, necessariamente, alto teor mássico da mesma. A interferência construtiva, portanto, é o parâmetro definidor de fração (mássica ou volumétrica) das fases. Isso é possível de ser exemplificado na fita de composição $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% – 40 Hz (velocidade de obtenção: 25,13 m/s). Foi demonstrado na Tabela 38 que embora a fase B19 (célula ortorrômbica) tenha 295 picos indexados no difratograma, o percentual mássico relativo à esta fase é igual a 18,42 %. Por outro lado, a fase Ni-Ti (R) tem expressivos 224 picos com índices de Miller e só representa 0,18 .wt% enquanto que a fase B19' (estrutura ortorrômbica) tem apenas 52 picos indexados e resume 81,40 .wt%. Da mesma forma ocorre com várias outras fases comparadas.

Tabela 38 - Quantidade parcial e total de picos indexados por meio do Refinamento Rietveld (nas várias composições nominais)

Estrutura	Monoclínico	Hexagonal	Hexagonal	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Monoclínico	Ortorrômbica		
Código (referência)	99-004-0046	99-004-0273	99-004-0262	99-004-0351	99-004-0379	99-004-0354	99-004-0350	99-001-0004	99-001-0010	99-004-0343	99-001-0005	99-005-0002			
Ficha padrão (MOL)	(1/1)	(1/1)	(2/1)	(0.95/0.95/0.1)	(1/0.64/0.36)	(0.8/0.8/0.4)	(0.6/1/0.4)	(0.9/0.59/0.51)	(0.86/0.89/0.25)	(1/0.9/0.1)	(0.9/1/0.1)	(0.5/0.167/0.333)	somatório	Fases (Qtde)	
Fases indexadas	NiTi - B19'	Ni-Ti - R	Ni ₂ Ti - HT	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Ni-Ti-Hf - B19'	Σ	12					
Hf08%_30Hz	70			45							49			164	3
Hf08%_70Hz			54	96								50		200	3
Hf11%_30Hz		149											309	458	2
Hf14%_30Hz		140		54	70				48					312	4
Hf14%_40Hz	55	142		40	59	56								352	5
Hf17%_30Hz		140						59				55		254	3
Hf20%_30Hz							57	121					291	469	3
Hf20%_40Hz		224					52						295	571	3
														2780	

Figura 99 - Quantidade de picos indexados nas várias composições de fitas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x.at% solidificadas rapidamente

O método Rietveld também foi utilizado para determinar os parâmetros estruturais de cada uma das fases identificadas nas várias composições nominais de fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at%. Para exemplificação, adotamos aqui apenas as fases binárias NiTi encontradas em algumas das oito amostras brutas. Na(s) Tabela 39, Tabela 40 e Tabela 41 foram discriminados os índices de Wyckoff (Müller, 2004), s.o.f. (frações de ocupação no sítio), posições atômicas (x, y, z) e o parâmetro térmico isotrópico (B). Este último tem valores próximos a zero e descreve o grau máximo de ordem estática nas estruturas. Suas representações 3D estão nos gráficos da Figura 100.

Tabela 39 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica $\text{Ni}_1\text{Ti}_1 - \text{B19}'$ resultantes do refinamento de estrutura feito na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - 30 Hz

NiTi (1/1) - B19' - grupo espacial P 1 21/m 1 (11): soma da fórmula química = Ni_2Ti_2						
Atom	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B [10^4 pm^2]
Ti1	1a	1,000000	0,000000	0,000000	0,000000	0,000000
Ti2	1b	1,000000	0,000000	0,500000	0,625000	0,000000
Ni1	1a	1,000000	0,500000	0,000000	0,500000	0,000000
Ni2	1b	1,000000	0,500000	0,500000	0,125000	0,000000

Tabela 40 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica $\text{Ni}_2\text{Ti}_1 - \text{HT}$ resultantes do refinamento de estrutura feito na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - 70 Hz

NiTi (2/1) - HT - grupo espacial R -3 m (166): soma da fórmula química = $\text{Ni}_{14,07}\text{Ti}_{6,93}$						
Atom	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B [10^4 pm^2]
Ni1	3a	0,670000	0,000000	0,000000	0,000000	0,000000
Ti1	3a	0,330000	0,000000	0,000000	0,000000	0,000000
Ni2	6c	0,670000	0,000000	0,000000	0,047600	0,000000
Ti2	6c	0,330000	0,000000	0,000000	0,047600	0,000000
Ni3	6c	0,670000	0,000000	0,000000	0,095200	0,000000
Ti3	6c	0,330000	0,000000	0,000000	0,095200	0,000000
Ni4	6c	0,670000	0,000000	0,000000	0,142900	0,000000
Ti4	6c	0,330000	0,000000	0,000000	0,142900	0,000000

Tabela 41 - Parâmetros estruturais dos átomos na fase estequiométrica $\text{Ni}_1\text{Ti}_1 - \text{R}$ resultantes do refinamento de estrutura feito na fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% - 30 Hz

NiTi (1/1) - R - grupo espacial P -3 (147): soma da fórmula química = $\text{Ni}_{9,0}\text{Ti}_{9,0}$						
Atom	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B [10^4 pm^2]
Ti1	1b	1,000000	0,000000	0,000000	0,500000	0,000000
Ti2	2d	1,000000	0,333333	0,666667	0,541000	0,000000
Ti3	6g	1,000000	0,342000	0,012000	0,156000	0,000000
Ni1	1a	1,000000	0,000000	0,000000	0,000000	0,000000
Ni2	2d	1,000000	0,333333	0,666667	0,075000	0,000000
Ni3	6g	1,000000	0,317000	0,345000	0,359000	0,000000

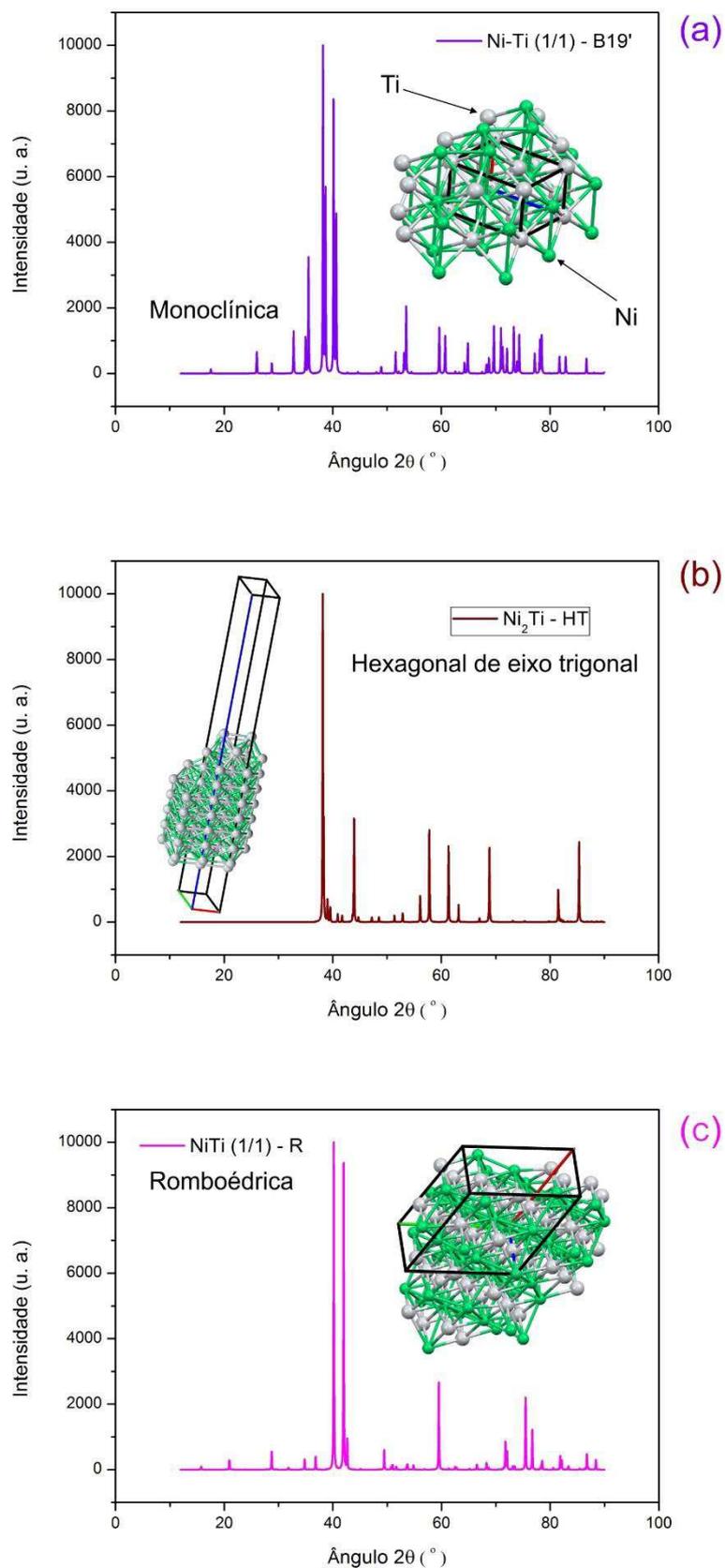


Figura 100 - Padrão DRX criado em função das cartas geradas por meio dos refinamentos de estruturas realizados nas fitas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas por *melt spinning*

Todas as cartas geradas com extensão .CIF (arquivo de informação cristalográfica), em função dos refinamentos oriundos deste trabalho, podem ser enviados/armazenados para o banco de dados da união internacional de cristalografia (IUCr - International Union of Crystallography) a fim de serem disponibilizados gratuitamente na rede mundial de computadores. O único requisito a ser preenchido é que a referida carta seja associada a um trabalho publicado em periódico com alto fator de impacto. Isso possibilita a menção do número da carta que estará sempre associada a uma referência bibliográfica.

Esses arquivos .cif (Crystallographic Information File) determinados para as fases binárias mencionadas na Figura 100 (a, b, c) foram usados para extrair os dados de indexação (h k l) e visualização espacial no software Mercury 3.10.3 (Build 206425) - Copyright CCDC 2001-2018, Todos os direitos reservados - <http://www.ccdc.cam.ac.uk/mercury>. Além de se poder calcular o difratograma padrão, em temperatura ambiente, para o intervalo máximo de varredura $0^\circ \leq 2\theta \leq 180^\circ$, fez-se neste caso apenas o referente cálculo para o intervalo adotado nos experimentos laboratoriais da difração de raios x: $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$.

As ferramentas interativas do aplicativo Mercury não se restringem apenas à visualização da estrutura no espaço, para geração de imagens 2D em altas resoluções. Com elas é possível gerar animações ou vídeos, mas também possibilitam uma impressão tridimensional com a geração de arquivos VRML (colorido) e STL (monocromático). Para tanto, basta ter um hardware conectado ao sistema operacional e filamentos PLA (plástico de poliácido láctico) comercial. A escala de saída de dados está sempre atrelada ao angstrom (Å). Assim, é possível determinar a escala de ampliação pela relação mm/Å, ou seja, o estabelecimento da quantidade de mm indica a saída de uma real distância.

Os resultados da indexação dessas cartas criadas por meio desse estudo estão expostos na Tabela 42, na qual é possível perceber 70 índices para a fase NiTi (B19'), 54 índices para a fase Ni₂Ti (HT) e 149 índices para a fase NiTi (R). De forma semelhante foi feito também para as fases Ni-Ti-Hf B19 (fase H – estrutura ortorrômbica) e Ni-Ti-Hf B19' (fase martensita – estrutura monoclinica). Ou seja, tratando-se de fitas solidificadas rapidamente, o mesmo processo de otimização estrutural foi adotado em todas as 12 fases encontradas e suas 26 modulações. Nessa instância se descreveu apenas 3 fases típicas para efeito de simplificação demonstrativa.

Tabela 42 - Índices dos planos cristalográficos associados a cada um dos 273 picos das 3 fases binárias Ni-Ti encontradas nas fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% *melt spinning*. Os valores aqui descritos estão contidos nas novas cartas cristalográficas criadas em função dos refinamentos de estrutura Rietveld realizados nas amostras aqui estudadas

$Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - 30 Hz					$Ni_{50}Ti_{42}Hf_8$.at% - 70 Hz					$Ni_{50}Ti_{39}Hf_{11}$.at% - 30 Hz									
NiTi (1/1) - B19'					NiTi (2/1) - HT					NiTi (1/1) - R									
Picos	h	k	l	d	Picos	h	k	l	d	Picos	h	k	l	d	Picos	h	k	l	d
1	0	0	1	5,04694	1	0	0	6	7,20781	1	1	0	0	6,44965	76	1	0	-4	1,37233
2	0	1	0	4,65458	2	0	0	9	4,80521	2	0	0	1	5,61796	77	5	-1	1	1,36524
3	0	1	1	3,4216	3	0	0	12	3,60391	3	1	0	1	4,23623	78	5	-1	-1	1,36524
4	1	0	0	3,0995	4	0	0	15	2,88312	4	1	0	-1	4,23623	79	5	-4	1	1,36524
5	1	0	-1	2,72882	5	0	0	18	2,4026	5	2	-1	0	3,72371	80	5	-4	-1	1,36524
6	1	1	0	2,57985	6	1	0	1	2,357	6	2	0	0	3,22482	81	4	-2	3	1,32033
7	1	0	1	2,56149	7	1	0	-2	2,34657	7	2	-1	1	3,10381	82	4	-2	-3	1,32033
8	0	0	2	2,52347	8	1	0	4	2,30618	8	2	-1	-1	3,10381	83	2	-1	4	1,31412
9	1	1	-1	2,35409	9	1	0	-5	2,27723	9	0	0	2	2,80898	84	2	-1	-4	1,31412
10	0	2	0	2,32729	10	1	0	7	2,20504	10	2	0	1	2,7968	85	5	-2	2	1,30913
11	1	1	1	2,24412	11	1	0	-8	2,16327	11	2	0	-1	2,7968	86	5	-2	-2	1,30913
12	0	1	2	2,21842	12	1	0	10	2,07196	12	1	0	2	2,57533	87	5	-3	2	1,30913
13	0	2	1	2,11341	13	0	0	21	2,05937	13	1	0	-2	2,57533	88	5	-3	-2	1,30913
14	1	0	-2	2,02855	14	1	0	-11	2,02376	14	3	-1	0	2,43774	89	4	-1	3	1,2935
15	1	0	2	1,89237	15	1	0	13	1,92511	15	3	-2	0	2,43774	90	4	-1	-3	1,2935
16	1	2	0	1,86106	16	1	0	-14	1,87559	16	2	-1	2	2,24249	91	4	-3	3	1,2935
17	1	1	-2	1,85962	17	0	0	24	1,80195	17	2	-1	-2	2,24249	92	4	-3	-3	1,2935
18	1	2	-1	1,77076	18	1	0	16	1,77795	18	3	-1	1	2,23628	93	5	0	0	1,28993
19	1	1	2	1,75302	19	1	0	-17	1,73035	19	3	-1	-1	2,23628	94	2	0	4	1,28767
20	1	2	1	1,7225	20	1	0	19	1,63849	20	3	-2	1	2,23628	95	2	0	-4	1,28767
21	0	2	2	1,7108	21	0	0	27	1,60174	21	3	-2	-1	2,23628	96	5	-1	2	1,25832
22	0	0	3	1,68231	22	1	0	-20	1,59447	22	3	0	0	2,14988	97	5	-1	-2	1,25832
23	0	1	3	1,58214	23	1	0	22	1,51056	23	2	0	2	2,11811	98	5	-4	2	1,25832
24	0	3	0	1,55153	24	1	0	-23	1,47073	24	2	0	-2	2,11811	99	5	-4	-2	1,25832
25	2	0	0	1,54975	25	0	0	30	1,44156	25	3	0	1	2,00788	100	5	0	1	1,25722
26	1	2	-2	1,52919	26	1	0	25	1,39531	26	3	0	-1	2,00788	101	5	0	-1	1,25722
27	1	0	-3	1,52454	27	2	-1	0	1,36284	27	0	0	3	1,87265	102	6	-3	0	1,24124
28	2	0	-1	1,51184	28	1	0	-26	1,35968	28	4	-2	0	1,86185	103	4	0	3	1,22188
29	0	3	1	1,48303	29	2	-1	3	1,35679	29	3	-1	2	1,8411	104	4	0	-3	1,22188
30	2	1	0	1,47039	30	2	-1	6	1,33911	30	3	-1	-2	1,8411	105	6	-2	0	1,21887
31	1	2	2	1,46825	31	2	-1	9	1,31113	31	3	-2	2	1,8411	106	6	-4	0	1,21887
32	2	0	1	1,45287	32	0	0	33	1,31051	32	3	-2	-2	1,8411	107	3	-1	4	1,21696
33	1	1	-3	1,44881	33	1	0	28	1,29244	33	1	0	3	1,79838	108	3	-1	-4	1,21696
34	2	1	-1	1,4379	34	2	-1	12	1,27474	34	1	0	-3	1,79838	109	3	-2	4	1,21696
35	1	0	3	1,4365	35	1	0	-29	1,26075	35	4	-1	0	1,78881	110	3	-2	-4	1,21696
36	1	3	0	1,38741	36	2	-1	15	1,23212	36	4	-3	0	1,78881	111	6	-3	1	1,21201
37	2	1	1	1,38688	37	0	0	36	1,2013	37	4	-2	1	1,76733	112	6	-3	-1	1,21201
38	1	1	3	1,37262	38	1	0	31	1,201	38	4	-2	-1	1,76733	113	6	-2	1	1,19116
39	2	0	-2	1,36441	39	2	-1	18	1,18541	39	3	0	2	1,70724	114	6	-2	-1	1,19116
40	0	2	3	1,3634	40	2	0	-1	1,17982	40	3	0	-2	1,70724	115	6	-4	1	1,19116
41	1	3	-1	1,34876	41	2	0	2	1,1785	41	4	-1	1	1,70449	116	6	-4	-1	1,19116
42	1	3	1	1,32707	42	2	0	-4	1,17328	42	4	-1	-1	1,70449	117	3	0	4	1,17582
43	0	3	2	1,32169	43	1	0	-32	1,17284	43	4	-3	1	1,70449	118	3	0	-4	1,17582
44	2	1	-2	1,30932	44	2	0	5	1,16942	44	4	-3	-1	1,70449	119	5	0	2	1,17224
45	2	2	0	1,28993	45	2	0	-7	1,15929	45	2	-1	3	1,67301	120	5	0	-2	1,17224

46	2	0	2	1,28075	46	2	0	8	1,15309	46	2	-1	-3	1,67301	121	5	-2	3	1,16098
47	1	2	-3	1,27528	47	2	0	-10	1,13861	47	2	0	3	1,61941	122	5	-2	-3	1,16098
48	2	2	-1	1,26782	48	2	-1	21	1,13651	48	2	0	-3	1,61941	123	5	-3	3	1,16098
49	0	0	4	1,26173	49	2	0	11	1,13042	49	4	0	0	1,61241	124	5	-3	-3	1,16098
50	2	1	2	1,23485	50	1	0	34	1,11975	50	4	-2	2	1,5519	125	6	-1	0	1,15839
51	2	2	1	1,23244	51	2	0	-13	1,11232	51	4	-2	-2	1,5519	126	6	-5	0	1,15839
52	1	3	-2	1,23239	52	0	0	39	1,10889	52	4	0	1	1,54984	127	6	-3	2	1,13533
53	1	2	3	1,22239	53	2	0	14	1,10252	53	4	0	-1	1,54984	128	6	-3	-2	1,13533
54	0	1	4	1,21779	54	1	0	-35	1,09471	54	4	-1	2	1,50884	129	6	-1	1	1,13452
55	1	3	2	1,19981						55	4	-1	-2	1,50884	130	6	-1	-1	1,13452
56	1	0	-4	1,19865						56	4	-3	2	1,50884	131	6	-5	1	1,13452
57	2	0	-3	1,18234						57	4	-3	-2	1,50884	132	6	-5	-1	1,13452
58	2	2	-2	1,17704						58	3	-1	3	1,48505	133	5	-1	3	1,12509
59	0	4	0	1,16364						59	3	-1	-3	1,48505	134	5	-1	-3	1,12509
60	1	1	-4	1,16078						60	3	-2	3	1,48505	135	5	-4	3	1,12509
61	2	1	-3	1,14594						61	3	-2	-3	1,48505	136	5	-4	-3	1,12509
62	1	0	4	1,14073						62	5	-2	0	1,47965	137	0	0	5	1,12359
63	0	3	3	1,14053						63	5	-3	0	1,47965	138	4	-2	4	1,12125
64	0	4	1	1,1339						64	5	-2	1	1,43086	139	4	-2	-4	1,12125
65	2	2	2	1,12206						65	5	-2	-1	1,43086	140	6	-2	2	1,11814
66	0	2	4	1,10921						66	5	-3	1	1,43086	141	6	-2	-2	1,11814
67	1	1	4	1,10794						67	5	-3	-1	1,43086	142	6	-4	2	1,11814
68	2	0	3	1,10159						68	3	0	3	1,41208	143	6	-4	-2	1,11814
69	2	3	0	1,09647						69	3	0	-3	1,41208	144	1	0	5	1,10692
70	1	4	0	1,0894						70	5	-1	0	1,40743	145	1	0	-5	1,10692
										71	5	-4	0	1,40743	146	4	-1	4	1,10468
										72	0	0	4	1,40449	147	4	-1	-4	1,10468
										73	4	0	2	1,3984	148	4	-3	4	1,10468
										74	4	0	-2	1,3984	149	4	-3	-4	1,10468
										75	1	0	4	1,37233					

Em relação à caracterização matemática, a equação genérica que relaciona os valores d (Å) *versus* 2θ (°) nas oito fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas pelo método de solidificação rápida *melt spinning* é representada por $f(x) = 1,22438 + 11,76312e^{-0,06197x}$ ($R^2 = 0,99606$) assim como os valores $1/d^2$ vs 2θ são representados pela função $f(X) = -0,03312X^2 + 0,00248X + 8,33037^{-5}$ ($R^2 = 0,99954$). Ambas as funções representam todas as composições simultaneamente. As correspondentes equações exponenciais e polinomiais que tratam as fitas de forma individual estão representadas nos gráficos da Figura 101 e também notificadas na(s) Tabela 43 até a Tabela 46. Além disso, as ANOVAS derivadas de tais funções estão organizadas, respectivamente, na(s) Tabela 45 e Tabela 48. Ademais, os resumos estatísticos estão, ainda nesta ordem, contidos na(s) Tabela 44 e Tabela 47. Todos os modelos aqui descritos possibilitam o traçado gráfico de difratogramas que podem apresentar a distância interplanar (d , [Å]) no eixo X e as intensidades (I , [u. a.]) no eixo Y.

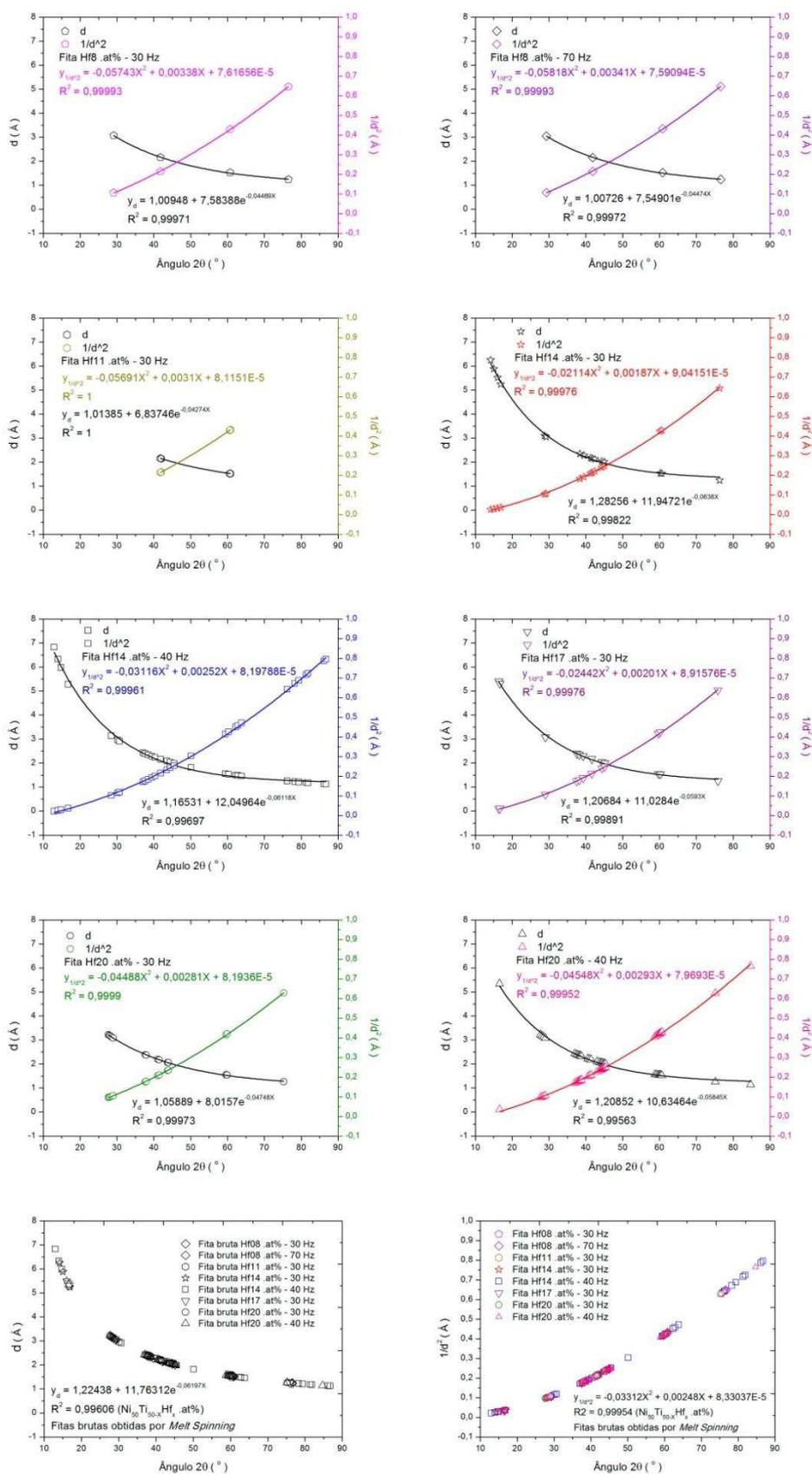


Figura 101 – Ajustes não-lineares da distância interplanar (d) e relação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo de Bragg 2θ (°) nas 8 fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$ at% solidificadas rapidamente por MS

Tabela 43 - Valores dos parâmetros nos modelos de ajuste exponencial calculados para a distância interplanar d nas 8 fitas amostras de composições substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por meio do processo *melt spinning*

$$f(x) = y_0 + Ae^{R_0x}$$

Modelos para d		y_0		A		R_0		Ajuste
Teor	Veloc	Valor	Erro	Valor	Erro	Valor	Erro	R^2 ajustado
Hf8%.at	30 Hz	1,00948	0,05759	7,5839	0,5301	-0,04489	0,00308	0,99914
Hf8%.at	70 Hz	1,00726	0,05726	7,5490	0,5289	-0,04474	0,00307	0,99915
Hf11%.at	30 Hz	1,01385	0,03205	6,8375	0,3363	-0,04274	0,00184	1
Hf14%.at	30 Hz	1,28256	0,06287	11,9472	0,3718	-0,0638	0,00257	0,99795
Hf14%.at	40 Hz	1,16531	0,03641	12,0496	0,2778	-0,06118	0,00162	0,99673
Hf17%.at	30 Hz	1,20684	0,04807	11,0284	0,2894	-0,0593	0,00192	0,99867
Hf20%.at	30 Hz	1,05889	0,02001	8,0157	0,1436	-0,04748	8,92E-04	0,99968
Hf20%.at	40 Hz	1,20852	0,03213	10,6346	0,2981	-0,05845	0,00148	0,99532

Tabela 44 - Resumo estatísticos dos itens que validam os modelos de ajuste não-linear exponencial $f(2\theta) = y_0 + Ae^{R_0x}$ calculados para a variável dependente d (distância interplanar) nas 8 fitas de composições substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%

d	Hf8%.at		Hf11%.at	Hf14%.at		Hf17%.at	Hf20%.at	
	30 Hz	70 Hz	30 Hz	30 Hz	40 Hz	30 Hz	30 Hz	40 Hz
Pontos	4	4	4	16	29	12	14	32
GL	1	1	1	13	26	9	11	29
Soma dos quadrados dos resíduos	5,61E-4	5,43E-4	1,62E-08	0,07575	0,21963	0,02236	0,00163	0,08282
Valor R	0,99986	0,99986	1	0,99911	0,99848	0,99945	0,99986	0,99781
R^2	0,99971	0,99972	1	0,99822	0,99697	0,99891	0,99973	0,99563
R^2 Ajustado	0,99914	0,99915	1	0,99795	0,99673	0,99867	0,99968	0,99532
Iterações	6	6	24	6	6	5	5	6
Status	Bem sucedido							

Tabela 45 – Análise de Variância dos modelos de ajuste exponencial adotados para a variável dependente d (distância interplanar) nas 8 fitas solidificadas rapidamente pelo método *melt spinning* na UFSCar

$f(x) = y_0 + Ae^{R_0x}$						
Fita bruta	d	GL	SM	QM	F-Valor	Prob>F
Hf8 .at% - 30 Hz	Regressão	3	17,95102	5,98367	10661,31749	0,00685
	Resíduos	1	5,61E-04	5,61E-04		
	Total	4	17,95158			
Hf8 .at% - 70 Hz	Regressão	3	17,79031	5,9301	10915,69861	0,00677
	Resíduos	1	5,43E-04	5,43E-04		
	Total	4	17,79085			
Hf11 .at% - 30 Hz	Regressão	3	13,92585	4,64195	2,86E+08	4,18E-05
	Resíduos	1	1,62E-08	1,62E-08		
	Total	4	13,92585			
Hf14 .at% - 30 Hz	Regressão	3	189,77142	63,25714	10855,49419	0
	Resíduos	13	0,07575	0,00583		
	Total	16	189,84717			
Hf14 .at% - 40 Hz	Regressão	3	245,69269	81,89756	9695,08857	0
	Resíduos	26	0,21963	0,00845		
	Total	29	245,91232			
Hf17 .at% - 30 Hz	Regressão	3	102,52985	34,17662	13756,21174	2,22E-16
	Resíduos	9	0,02236	0,00248		
	Total	12	102,55221			
Hf20 .at% - 30 Hz	Regressão	3	85,65804	28,55268	192591,2492	0
	Resíduos	11	0,00163	1,48E-04		
	Total	14	85,65967			
Hf20 .at% - 40 Hz	Regressão	3	174,84951	58,28317	20407,04453	0
	Resíduos	29	0,08282	0,00286		
	Total	32	174,93234			

Tabela 46 – Valores dos parâmetros nos modelos de ajuste polinomial quadráticos calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente *por melt spinning* (ou *melt spun*): $f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 + \varepsilon$

1/d ² Fitas	Intercepto β_0		β_1		β_2		Ajuste
	Valor	Erro	Valor	Erro	Valor	Erro	R ²
Hf08.at% 30 Hz	-0,05743	0,01838	0,00338	7,62E-04	7,62E-05	7,15E-06	0,99993
Hf08.at% 70 Hz	-0,05818	0,01852	0,00341	7,65E-04	7,59E-05	7,16E-06	0,99993
Hf11.at% 30 Hz	-0,05691	0,01334	0,0031	5,38E-04	8,12E-05	5,24E-06	1
Hf14.at% 30 Hz	-0,02114	0,00328	0,00187	1,70E-04	9,04E-05	1,99E-06	0,99976
Hf14.at% 40 Hz	-0,03116	0,0047	0,00252	2,05E-04	8,20E-05	1,97E-06	0,99961
Hf17.at% 30 Hz	-0,02442	0,00487	0,00201	2,31E-04	8,92E-05	2,54E-06	0,99976
Hf20.at% 30 Hz	-0,04488	0,0048	0,00281	2,13E-04	8,19E-05	2,17E-06	0,9999
Hf20.at% 40 Hz	-0,04548	0,00546	0,00293	2,24E-04	7,97E-05	2,18E-06	0,99952

Tabela 47 – Resumo estatístico dos itens que validam os modelos de ajuste não-linear polinomial $f(2\theta) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2$ calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%

1/d ²	Hf8.at%		Hf11.at%	Hf14.at%		Hf17.at%	Hf20.at%	
	30Hz	70Hz	30Hz	30Hz	40Hz	30Hz	30Hz	40Hz
Pontos	4	4	4	16	29	12	14	32
GL	1	1	1	13	26	9	11	29
SQ resíduos	1,14E-05	1,13E-05	3,9E-10	1,0E-4	6,92E-4	8,17E-5	3,08E-5	3,72E-4
Valor R	0,99997	0,99997	1	0,9998	0,9998	0,99988	0,99995	0,9997
R ²	0,99993	0,99993	1	0,9997	0,9996	0,99976	0,9999	0,9995
R ² Ajustado	0,9998	0,9998	1	0,99972	0,9995	0,9997	0,99989	0,9994

Tabela 48 - Análise de Variância dos modelos de ajuste polinomial (quadráticos) calculados para a variável dependente $1/d^2$ (fração de identificação da estrutura cristalina) nas 8 fitas substitucionais $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente pelo método *melt spinning*

$f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 \pm \varepsilon$						
Fita bruta	$1/d^2$	GL	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	F-Valor	Prob>F
Hf8 .at% 30 Hz	Modelo	2	0,17201	0,08601	7535,88845	0,00815
	Erro	1	1,14E-05	1,14E-05		
	Total	3	0,17202			
Hf8 .at% 70 Hz	Modelo	2	0,17199	0,086	7612,00119	0,0081
	Erro	1	1,13E-05	1,13E-05		
	Total	3	0,17201			
Hf11 .at% 30 Hz	Modelo	2	0,04617	0,02308	5,81E+07	9,28E-05
	Erro	1	3,97E-10	3,97E-10		
	Total	3	0,04617			
Hf14 .at% 30 Hz	Modelo	2	0,4347	0,21735	26543,69058	0
	Erro	13	1,06E-04	8,19E-06		
	Total	15	0,43481			
Hf14 .at% 40 Hz	Modelo	2	1,78732	0,89366	33593,9761	0
	Erro	26	6,92E-04	2,66E-05		
	Total	28	1,78801			
Hf17 .at% 30 Hz	Modelo	2	0,33607	0,16803	18508,2172	0
	Erro	9	8,17E-05	9,08E-06		
	Total	11	0,33615			
Hf20 .at% 30 Hz	Modelo	2	0,3202	0,1601	57222,63062	0
	Erro	11	3,08E-05	2,80E-06		
	Total	13	0,32023			
Hf20 .at% 40 Hz	Modelo	2	0,77494	0,38747	30199,19734	0
	Erro	29	3,72E-04	1,28E-05		
	Total	31	0,77531			

Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)

Antes de se analisar os contornos e grãos em fitas Ni-Ti-Hf .at%, fez-se inspeções dimensionais em cada uma das 8 amostras brutas por meio das quais foram coletados 30 dados para as duas variáveis consideradas: espessura (μm) e largura (mm). Para tanto se usou um paquímetro digital de precisão. Os dados numéricos foram plotados nos formatos de histogramas, curvas de normalidade e *box-plots* (diagramas de caixas), conforme são mostrados da Figura 104 até a Figura 111, bem como também sintetizados na Tabela 50.

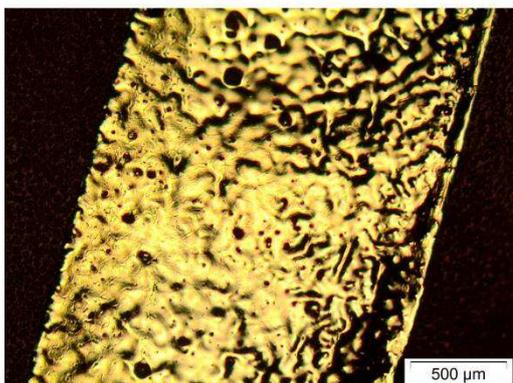
Observou-se que geralmente, sob as mesmas condições de ensaios (composição nominal, diâmetro do furo no *container* de quartzo, distância do furo à volante giratória, uso do Nitreto de Boro (BN) no interior do *container* de quartzo para evitar contaminação da amostra, etc), a espessura das fitas, bem como a largura, diminuem conforme se aumenta a velocidade giratória da volante cilíndrica de cobre. Esse efeito se repete nas áreas de secção transversal. Houve apenas uma discrepância em relação a isso na fita Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at% - 70 Hz em diante porque a partir dela se usou, e em todas as subsequentes, o BN no interior do *container* de quartzo, diferentemente da primeira fita, de acordo como é mostrado na Tabela 49.

Tabela 49 – Área transversal média calculada a partir da coleta de 30 dados para cada fita

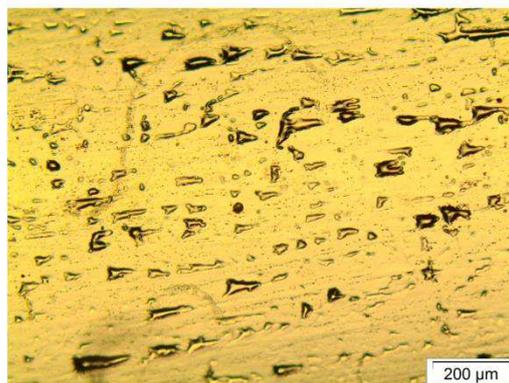
Área	Hf08 .at% 30 Hz	Hf08 .at% 70 Hz	Hf11 .at% 30 Hz	Hf14 .at% 30 Hz	Hf14 .at% 40 Hz	Hf17 .at% 30 Hz	Hf20 .at% 30 Hz	Hf20 .at% 40 Hz
mm ²	0,07977	0,24668	0,08739	0,26789	0,09537	0,26137	0,1243	0,08679
μm^2	79,767	246,684	87,392	267,887	95,37	261,371	124,301	86,793

Nas micrografias organizadas na Figura 102 e Figura 103, as fitas brutas não-atacadas apresentam duas superfícies horizontais distintas: uma porosa, a qual não teve contato com a roda volante; a outra lisa, a qual apresenta sulcos (ou baixos-relevos), resultante do contato imediato da liga fundida com a superfície curva cilíndrica da volante giratória. Estes sulcos são, na realidade, cópias inversas (negativos) dos microdefeitos acumulados ao longo do tempo na superfície cúprica da roda. As dezesseis fotos representadas na Figura 102 e Figura 103 possuem duas escalas gráficas de referência: 200 μm e 500 μm .

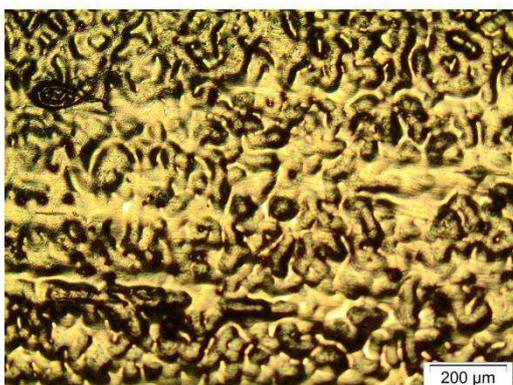
(a) Hf_08.at% - Vel 30 Hz - superfície porosa



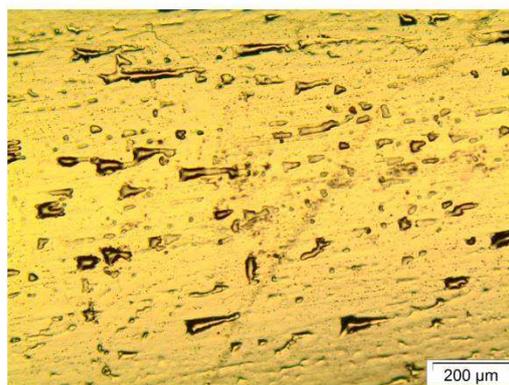
(a') Hf_08.at% - Vel 30 Hz - superfície lisa



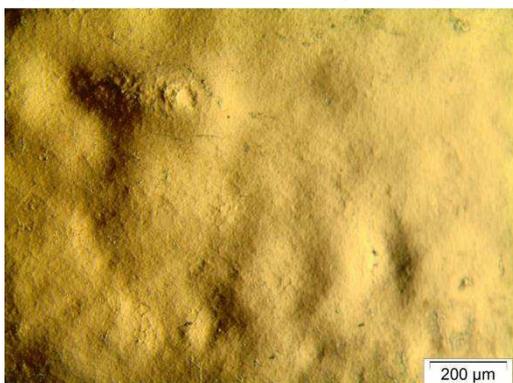
(b) Hf_08.at% - Vel 70 Hz - superfície porosa



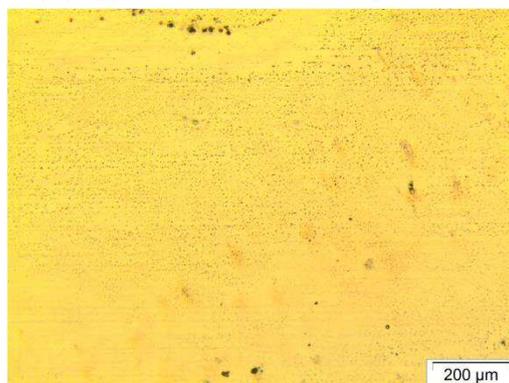
(b') Hf_08.at% - Vel 70 Hz - superfície lisa



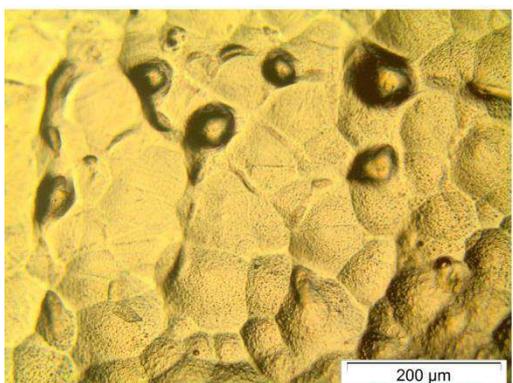
(c) Hf_11.at% - Vel 30 Hz - superfície porosa



(c') Hf_11.at% - Vel 30 Hz - superfície lisa



(d) Hf_14.at% - Vel 30 Hz - superfície porosa



(d') Hf_14.at% - Vel 30 Hz - superfície lisa

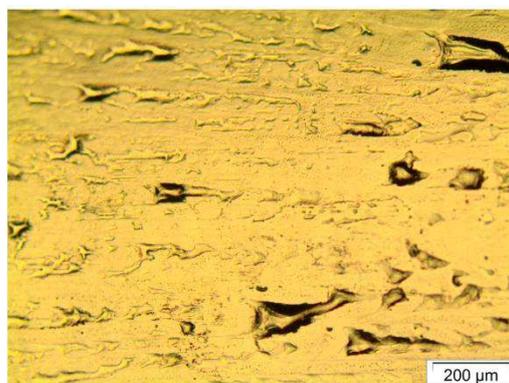
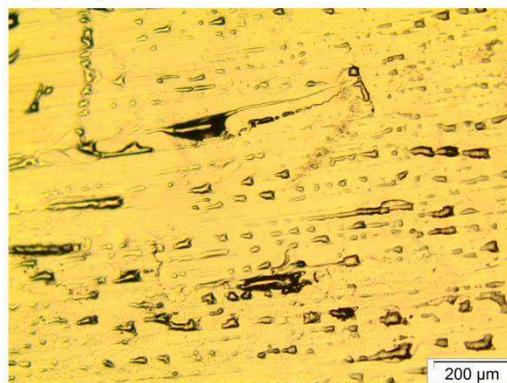


Figura 102 – Fotografias de 4 amostras das fitas brutas, feitas por meio de Microscopia Óptica, sem nenhum tipo de lixamento/polimento ou ataque químico: superfície porosa (não-resultante do contato da volante giratória) e lisa (resultante do contato da volante giratória)

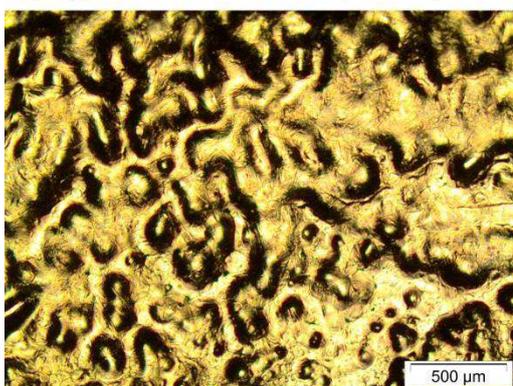
(e) Hf_14.at% - Vel 40 Hz - superfície porosa



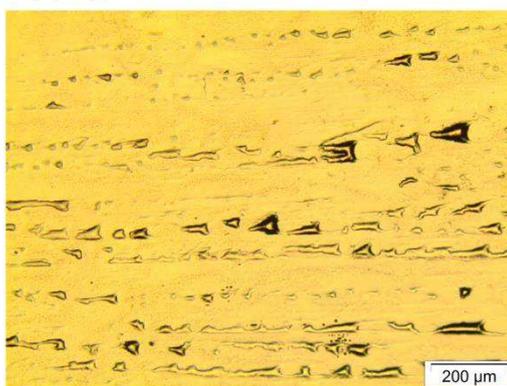
(e') Hf_14.at% - Vel 40 Hz - superfície lisa



(f) Hf_17.at% - Vel 30 Hz - superfície porosa



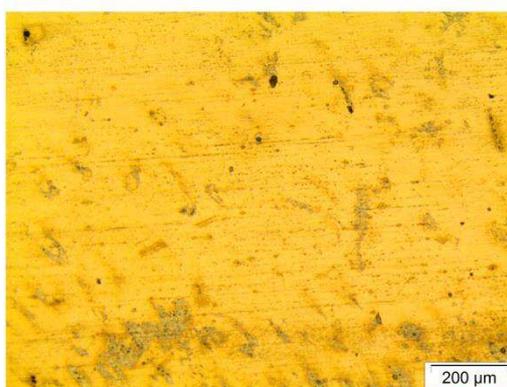
(f') Hf_17.at% - Vel 30 Hz - superfície lisa



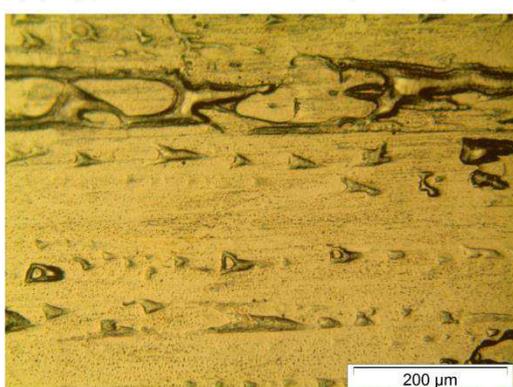
(g) Hf_20.at% - Vel 30 Hz - superfície porosa



(g') Hf_20.at% - Vel 30 Hz - superfície lisa



(h) Hf_20.at% - Vel 40 Hz - superfície porosa



(h') Hf_20.at% - Vel 40 Hz - superfície lisa

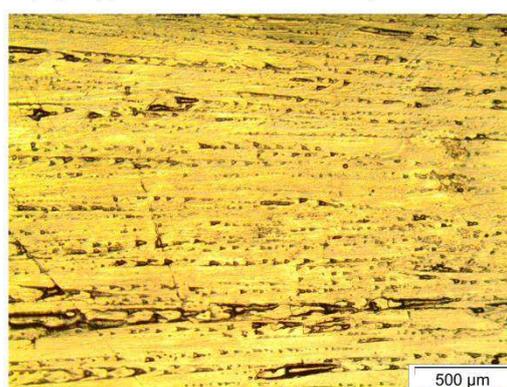


Figura 103 - 4 amostras de fitas brutas, fotografadas por meio de Microscopia Óptica, sem nenhum tipo de lixamento/polimento ou ataque químico: superfície porosa (não-resultante do contato da volante giratória) e lisa (resultante do contato da volante giratória)

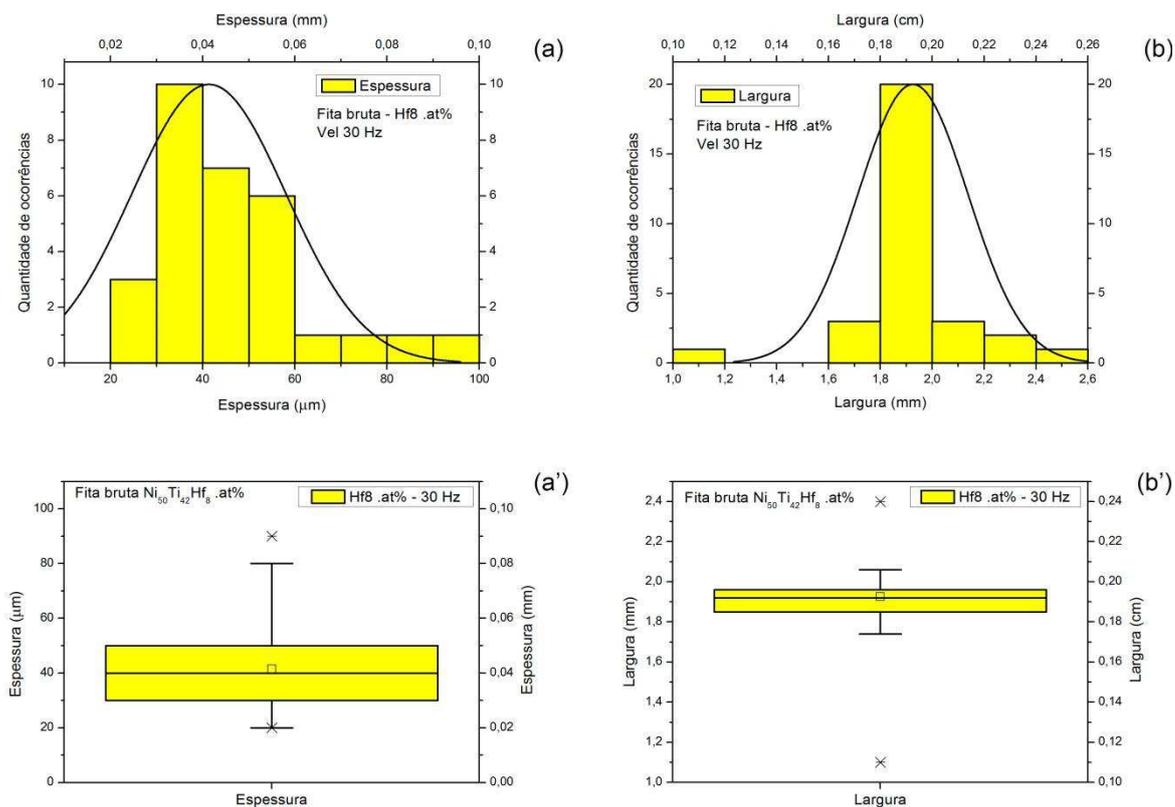


Figura 104 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf8.at% - 30Hz)

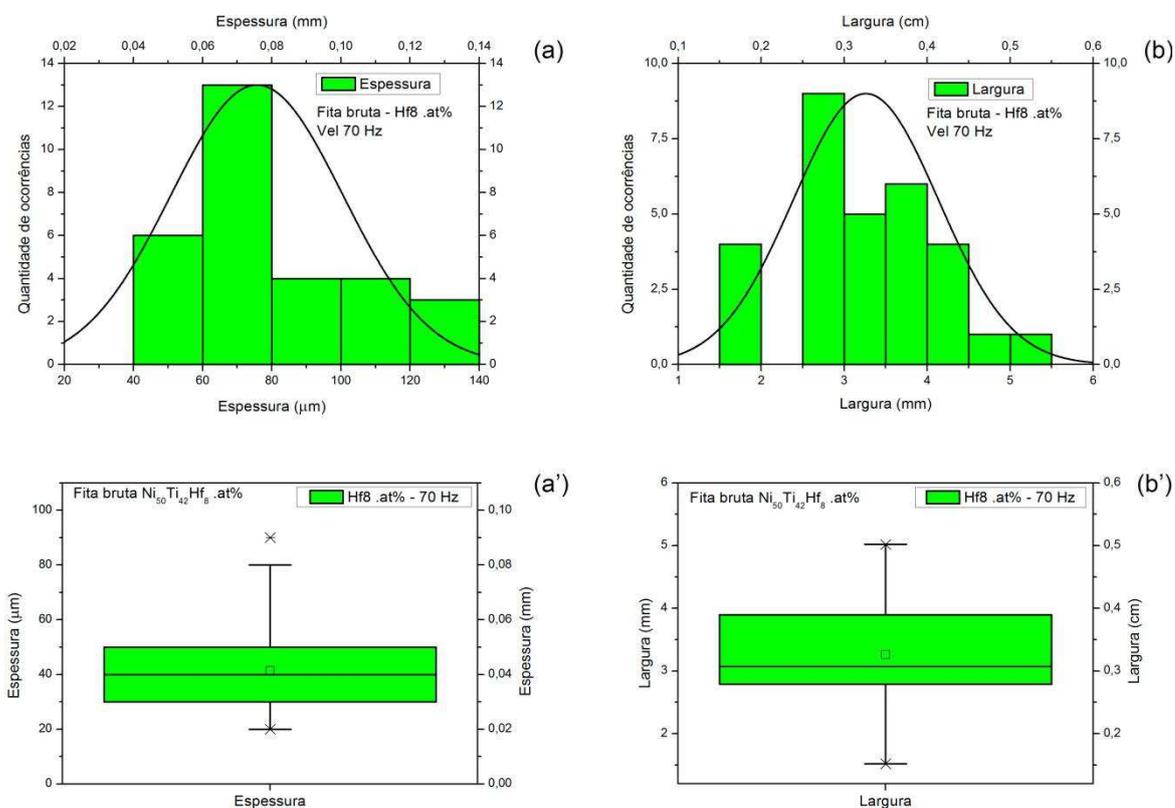


Figura 105 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf8.at% - 70Hz)

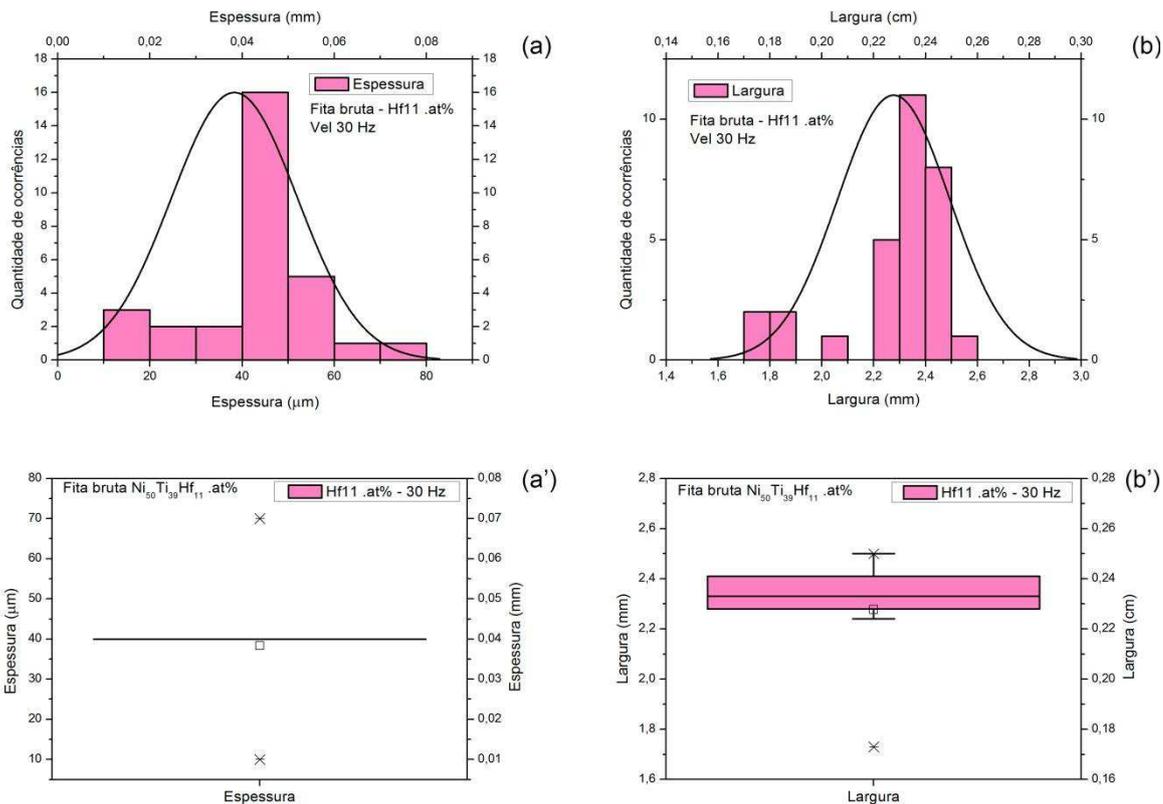


Figura 106 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf11.at% - 30Hz)

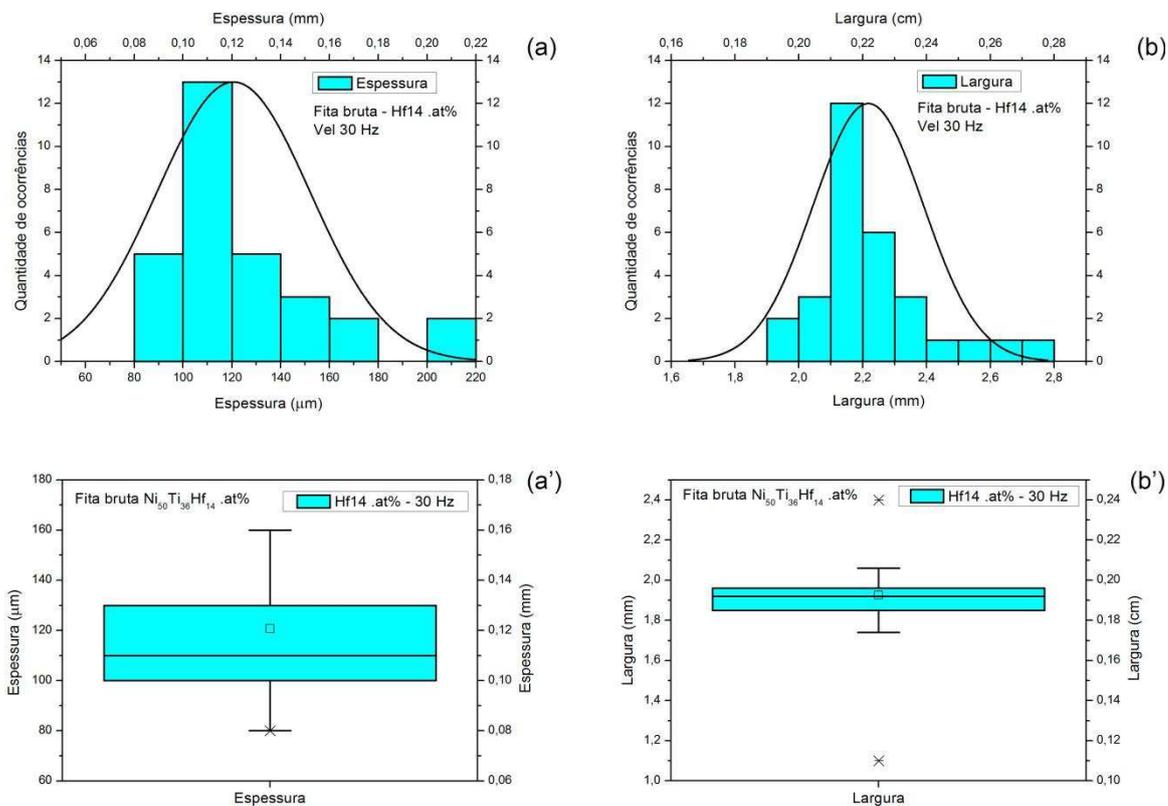


Figura 107 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf14.at% - 30Hz)

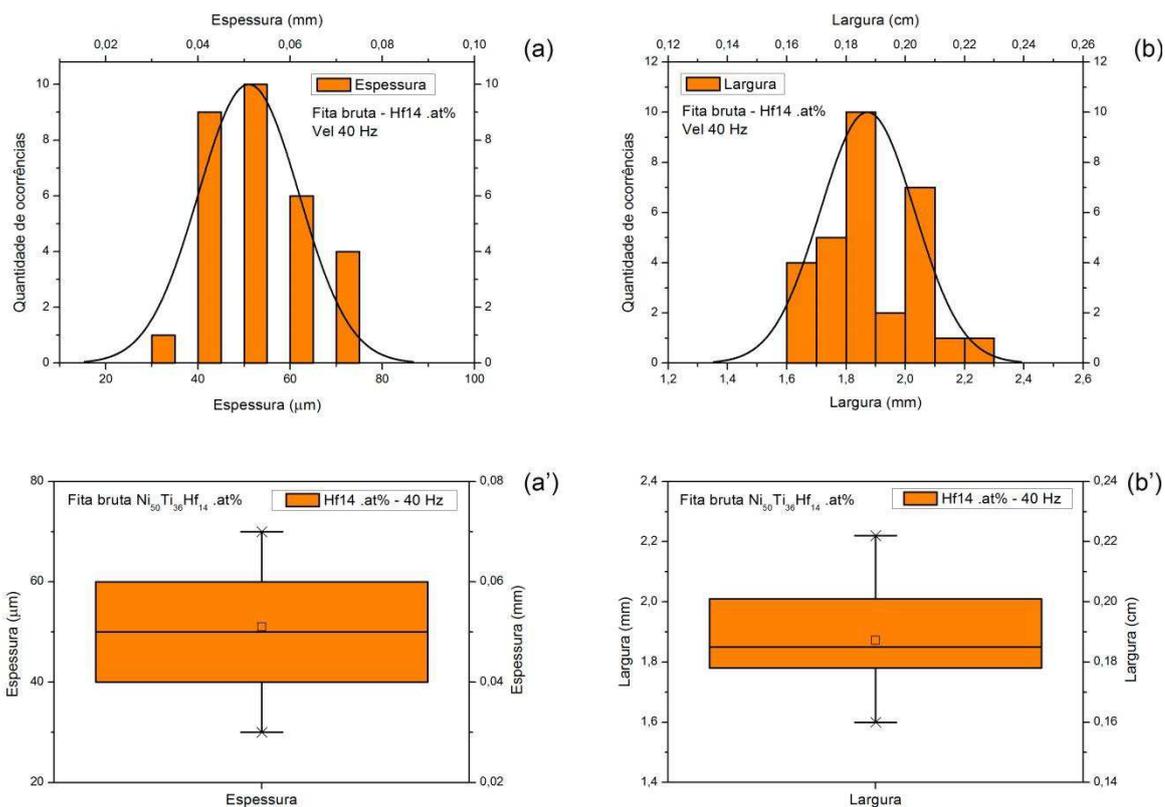


Figura 108 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf14.at% - 40Hz)

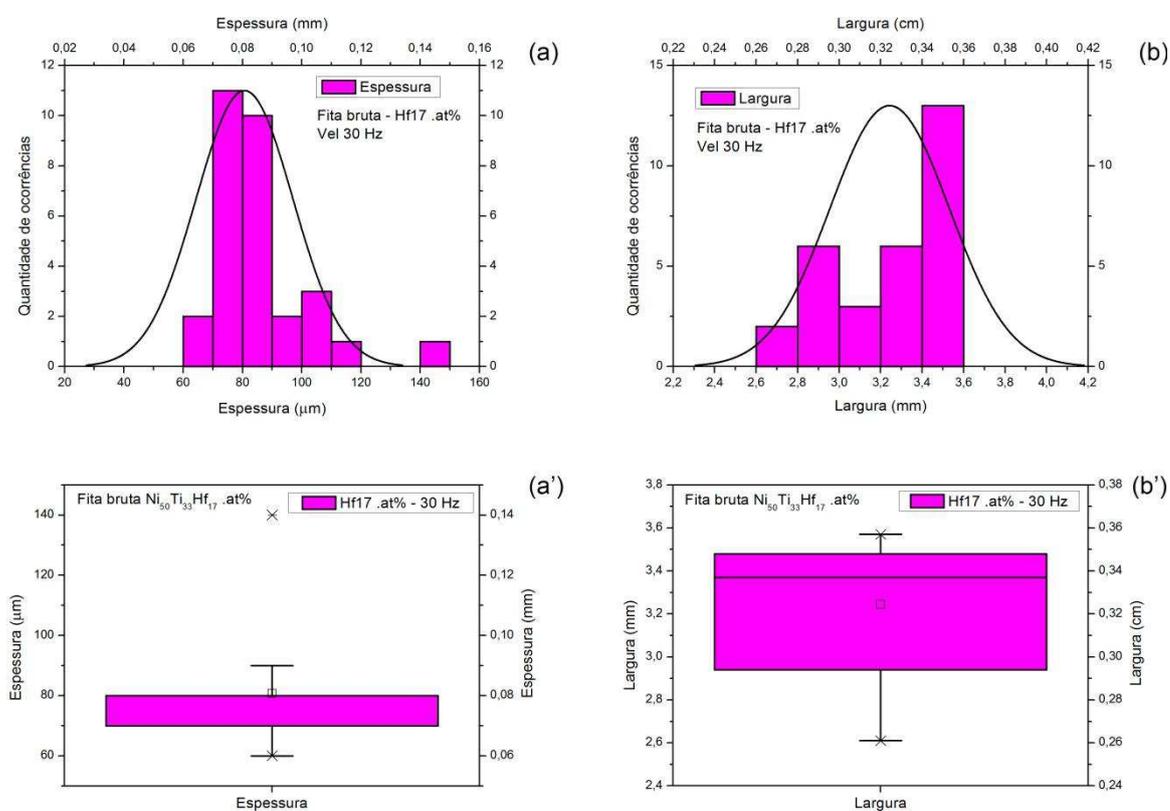


Figura 109 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf17.at% - 30Hz)

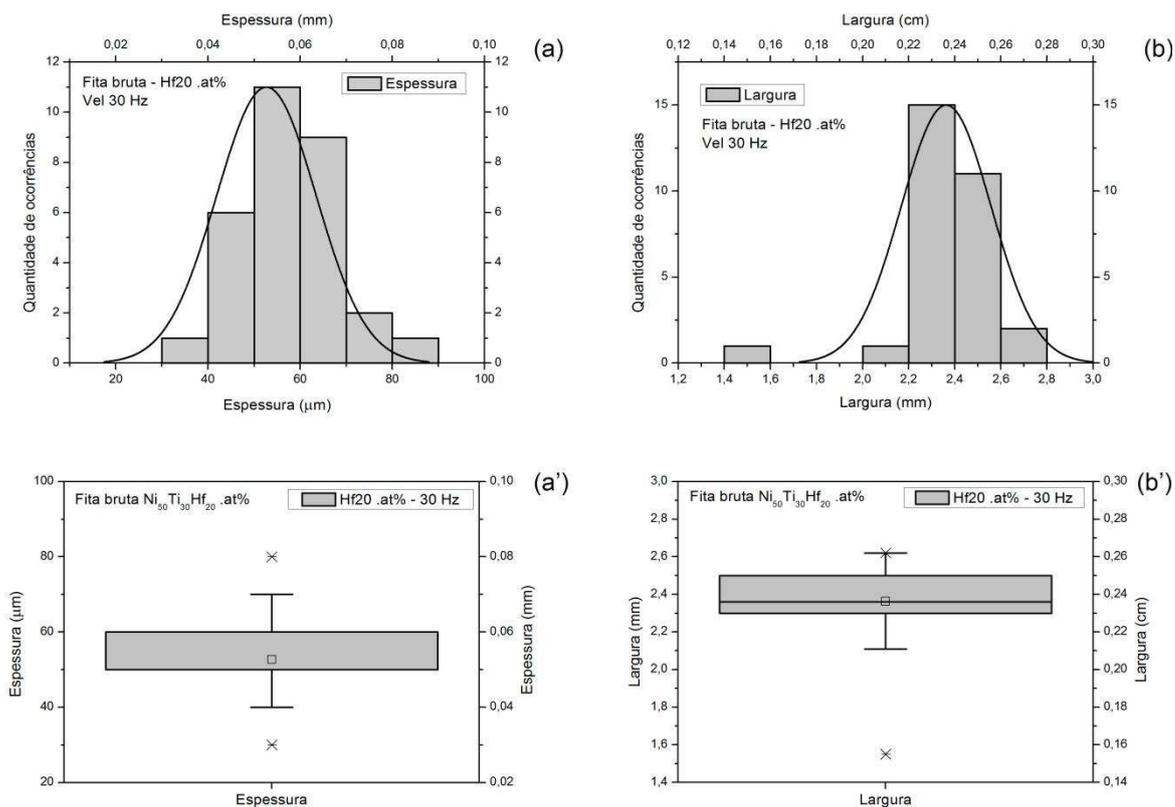


Figura 110 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf20.at% - 30Hz)

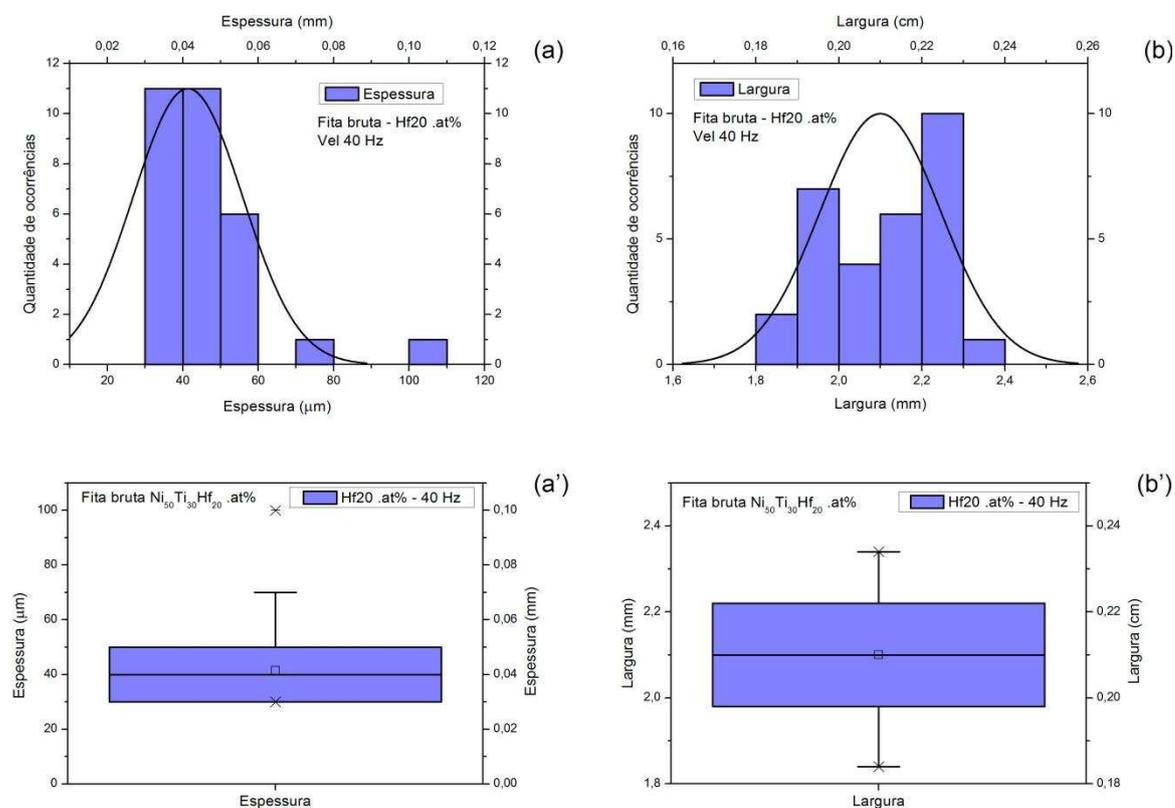


Figura 111 - (a) e (b): histogramas e curvas normais da espessura e largura; (a') e (b'): Box-Plots das respectivas medidas de espessura e largura (Fita bruta Hf20.at% - 40Hz)

Tabela 50 – Resumo dos valores descritivos relativos às medidas de espessura (μm) e largura (mm) medidos a partir das fitas solidificadas rapidamente pelo método *Melt Spinning* nos laboratórios de fundição da Universidade Federal de São Carlos-SP

Fitas	Medidas	Estimadores estatísticos pontuais resultantes de 30 dados amostrais (em cada fita)										Nível de confiança para a média
		Média	Erro padrão	Mediana	Moda	Desvio padrão	Variância	Curtose	Assimetria	Mínimo	Máximo	
Corpos de prova	Dimensões											95,00%
Hf8 .at% 30 Hz	Espessura (μm)	41,33	3,06	40	30	16,76	280,92	1,75	1,28	20	90	6,26
	Largura (mm)	1,93	0,04	1,93	1,94	0,21	0,05	7,83	-1,55	1,1	2,4	0,08
Hf8 .at% 70 Hz	Espessura (μm)	75,67	4,54	70	70	24,87	618,51	-0,52	0,65	40	130	9,29
	Largura (mm)	3,26	0,16	3,08	2,95	0,88	0,77	-0,37	-0,07	1,52	5,02	0,33
Hf11 .at% 30 Hz	Espessura (μm)	38,33	2,50	40	40	13,67	186,78	0,90	-0,46	10	70	5,10
	Largura (mm)	2,28	0,04	2,34	2,43	0,22	0,05	1,65	-1,61	1,73	2,5	0,08
Hf14 .at% 30 Hz	Espessura (μm)	120,67	5,73	110	110	31,40	985,75	1,84	1,35	80	210	11,72
	Largura (mm)	2,22	0,03	2,17	2,1	0,17	0,03	1,57	1,19	1,96	2,71	0,06
Hf14 .at% 40 Hz	Espessura (μm)	51,00	2,00	50	50	10,94	119,66	-0,71	0,30	30	70	4,08
	Largura (mm)	1,87	0,03	1,86	1,81	0,16	0,03	-0,57	0,19	1,6	2,22	0,06
Hf17 .at% 30 Hz	Espessura (μm)	80,67	2,99	80	70	16,39	268,51	4,94	1,90	60	140	6,12
	Largura (mm)	3,24	0,05	3,38	3,48	0,29	0,08	-0,95	-0,63	2,61	3,57	0,11
Hf20 .at% 30 Hz	Espessura (μm)	52,67	1,97	50	50	10,81	116,78	0,34	0,30	30	80	4,04
	Largura (mm)	2,36	0,04	2,37	2,31	0,20	0,04	9,86	-2,48	1,55	2,62	0,07
Hf20 .at% 40 Hz	Espessura (μm)	41,33	2,66	40	30	14,56	211,95	8,69	2,55	30	100	5,44
	Largura (mm)	2,10	0,03	2,12	2,26	0,15	0,02	-1,36	-0,19	1,84	2,34	0,05

No caso das fitas solidificadas rapidamente nos laboratórios da UFSCar, é importante salientar que a bomba mecânica de vácuo acoplada à câmara *melt spun* chega inicialmente a $9,7 \times 10^{-2}$ mbar. No entanto, após atingir esse patamar, é acionado automaticamente o turbo-eletro para que possa ser atingido um nível de vácuo na ordem de 5×10^{-4} mbar ou 5×10^{-5} mbar. Além disso, são feitas três purgas sucessivas com gás argônio para que o ambiente interno do equipamento *Bühler* seja o mais inerte possível. Essa peculiaridade do processo *melt spinning* proporciona uma atmosfera que inviabiliza qualquer tipo de oxidação.

O resultado final proporcionado pelas condições da câmara interna é uma fita brilhosa com um bom acabamento e de comprimento longo (Figura 195: Apêndice I).

No que se refere à preparação das amostras submersas em polímero concentrado nos tubos de PVC, deve-se ressaltar a dificuldade de posicioná-las por causa da maleabilidade que dificultou o posicionamento horizontal e, principalmente o posicionamento vertical, tanto no embutimento a frio (tentativa feita com sucesso) quanto no embutimento a quente (tentativa feita sem sucesso).

No caso das fitas, não se referiu sobre aos diâmetros lineares dos grãos quanto à largura, o comprimento, o perímetro e a área. Isso se deu dessa forma devido às dificuldades tais quais: imprecisão em focar corretamente áreas contáveis; variabilidade do paralelismo das áreas observadas em relação à lente do microscópio; eficácia indeterminada do ataque químico apenas em áreas pequenas; imprecisão dos contrastes entre o contorno e o grão, etc. Assim, resumiu-se essa contagem unidimensional apenas ao tamanho do grão.

Fez-se algumas microfotografias dessas fitas atacadas quimicamente, embutidas a frio, conforme ilustram a(s): Figura 112, Figura 115, Figura 117, Figura 119, Figura 121 (posição horizontal: largura) e a Figura 124 (posição vertical: espessura). Não se considerou aqui a amostra de composição $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% porque não houve mudança de fase detectado em testes DSC.

Os grãos observados no sentido da largura são mais retilíneos e expansivos, atingindo os maiores valores de tamanho, considerando os três processamentos. Enquanto isso, no sentido da espessura (Figura 124) os grãos se tornam curvilíneos e regulares/uniformes e, atingem, ao mesmo tempo, o menor tamanho observado em todas as 18 amostras (considerando os três processamentos).

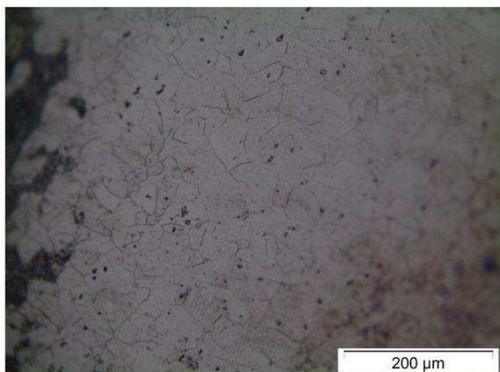
Nas duas últimas imagens da Figura 124 é possível perceber que há, ao meio da espessura, uma divisão que sugere um contorno menor ainda na área que é

solidificada diretamente ao toque na volante giratória de cobre. A outra metade sugere um contorno um pouco maior do que o ocorrente na área vizinha (área de não-contato). Assim, pode-se concluir que as fitas solidificadas por *melt spinning* apresentam dois tipos de contornos de grãos, tanto quanto à forma quanto às dimensões. Essa diferença se dá em torno da posição a partir da qual a amostra ataca é observada: horizontalmente (largura) e verticalmente (espessura). Nessa última há, portanto, duas zonas de tamanhos de grãos (no sentido da espessura).

Os box-plots, os gráficos de colunas e as tabelas que resumem os valores estatísticos calculados em função dos 30 dados colhidos para cada amostra, segundo a posição horizontal (no sentido da largura da fita), estão expostos de acordo com a composição nominal e a frequência da volante giratória (em Hz), nas: Figura 113 e Tabela 51 (para a composição Hf₈ .at% - 30 Hz); Figura 114 e Tabela 52 (para a composição Hf₈ .at% - 70 Hz); Figura 116 e Tabela 53 (para a composição Hf₁₄ .at% - 30 Hz); Figura 118 e Tabela 54 (para a composição Hf₁₄ .at% - 40 Hz); Figura 120 e Tabela 55 (para a composição Hf₁₇ .at% - 30 Hz); Figura 122 e Tabela 56 (para a composição Hf₂₀ .at% - 30 Hz); e Figura 123 e Tabela 57 (para a composição Hf₂₀ .at% - 40 Hz). No geral, os maiores valores médios dos tamanhos dos grãos foram encontrados nas fitas analisadas sob posição horizontal, considerando os três processos. Isso se deve provavelmente à forma peculiar de como a liga foi vertida em volante giratória, em função da força centrífuga, o que propicia o espalhamento mássico pela tangente do toque/contato, num plano imaginário tido como horizontal normal. O valor médio geral registrado foi de 27,61 µm enquanto que os valores mínimos e máximos foram, respectivamente, 19,35 µm e 50,33 µm.

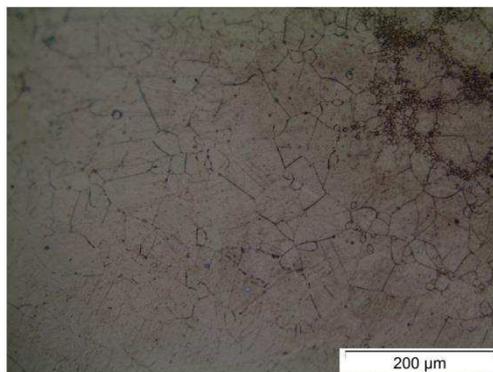
De forma semelhante, na Figura 125 e na Tabela 58, segundo a posição vertical (no sentido da espessura), os gráficos com curvas de probabilidade normal e histogramas exprimem a estatística descritiva calculada em função dos 30 dados colhidos em cada uma das fitas *melt spun* atacadas quimicamente. Foi excluída dessa análise do tamanho de grão a fita Hf₁₁ .at% por não ter apresentado mudança de fase. Segundo essa análise vertical, foram registrados aqui os menores tamanhos de grãos, considerando-se os três processos adotados. A média geral registrada para o tamanho do grão, em todas as 7 amostras, foi de 2,97 microns.

Hf8 .at%



Velocidade 30 Hz

Hf8 .at%



Velocidade 70 Hz

Figura 112 - Microfotografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas quimicamente $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - Velocidades de 18,84 m/s e 43,98 m/s, obtidas por meio do processo de solidificação rápida *Melt Spinning* (ou *mel spun*)

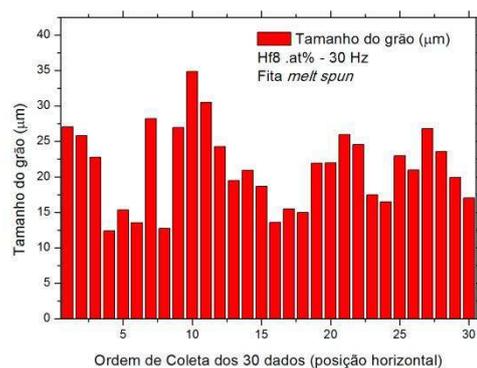
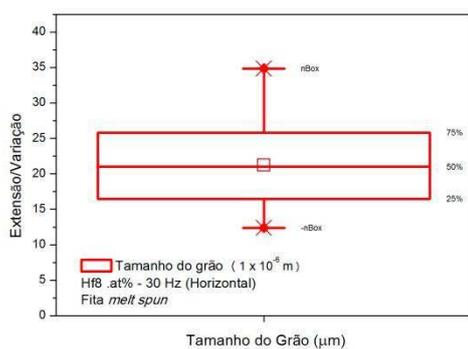


Figura 113 – Gráfico-caixa e gráfico de coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - 30 Hz (18,84 m/s)

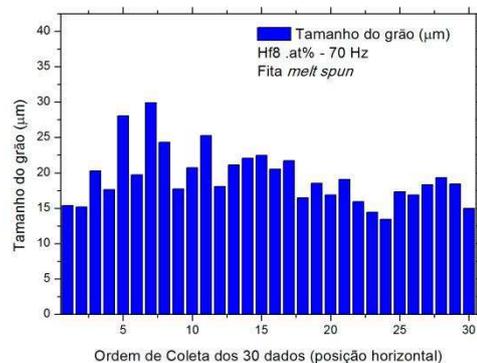
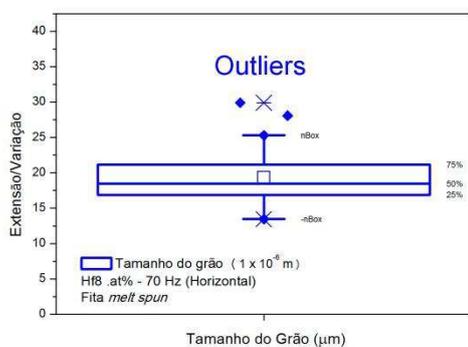


Figura 114 - Gráfico-caixa e gráfico de coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - 70 Hz (43,98 m/s)

Tabela 51 – Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ %.at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Hf8 %.at - 30 Hz	Tamanho do grão, μm
Média	21,2487
Erro padrão (±)	1,0361
Mediana	21,4469
Desvio padrão	5,6749
Variância da amostra	32,2042
Curtose	-0,4028
Assimetria	0,2816
Intervalo	22,4720
Mínimo	12,4065
Máximo	34,8785
Contagem	30
Nível de confiança (95,0%)	2,1190

Tabela 52 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ %.at - 70 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Hf8 %.at - 70 Hz	Tamanho do grão, μm
Média	19,3536
Erro padrão (±)	0,7066
Mediana	18,5022
Desvio padrão	3,8704
Variância da amostra	14,9800
Curtose	1,0472
Assimetria	1,0111
Intervalo	16,4418
Mínimo	13,4565
Máximo	29,8982
Contagem	30
Nível de confiança(95,0%)	1,4452

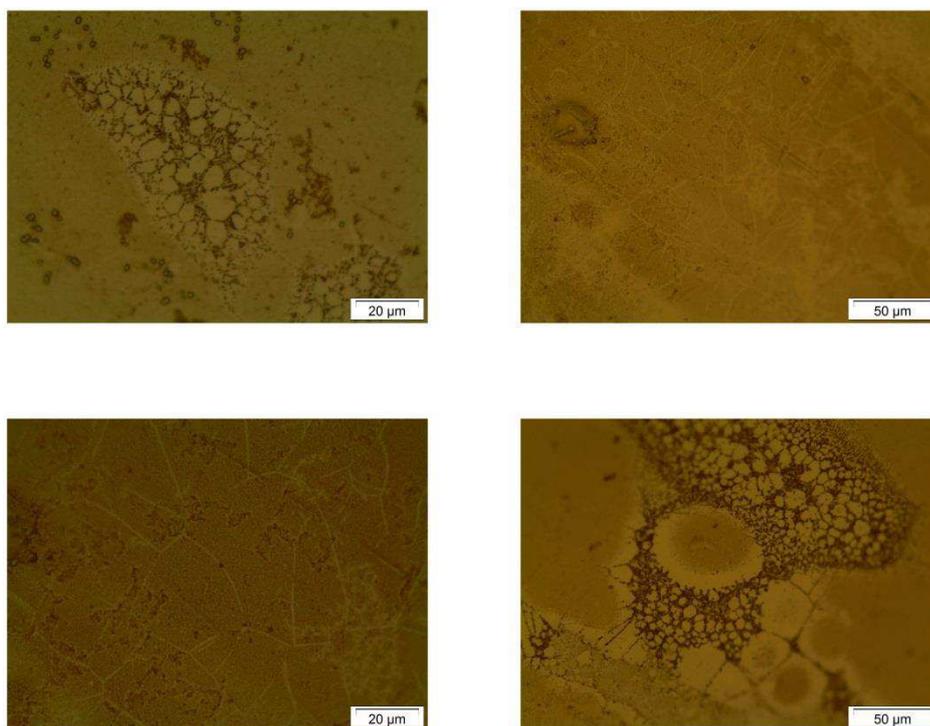


Figura 115 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - Vel 18,84 m/s obtidas por meio do método de solidificação rápida *Melt Spinning*

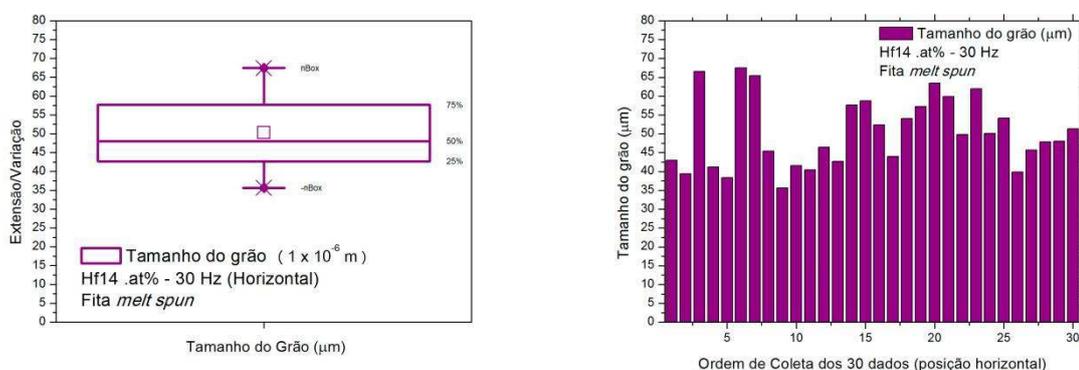


Figura 116 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - 30 Hz (18,84 m/s)

Tabela 53 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$ %at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Média →	50,3316	Assimetria →	0,3691
Erro padrão →	1,6799	Intervalo →	31,7754
Mediana →	48,9581	Mínimo →	35,6640
Desvio padrão →	9,2013	Máximo →	67,4394
Variância da amostra →	84,6645	Contagem →	30
Curtose →	-0,9794	Confiança (95,0%) →	3,4358

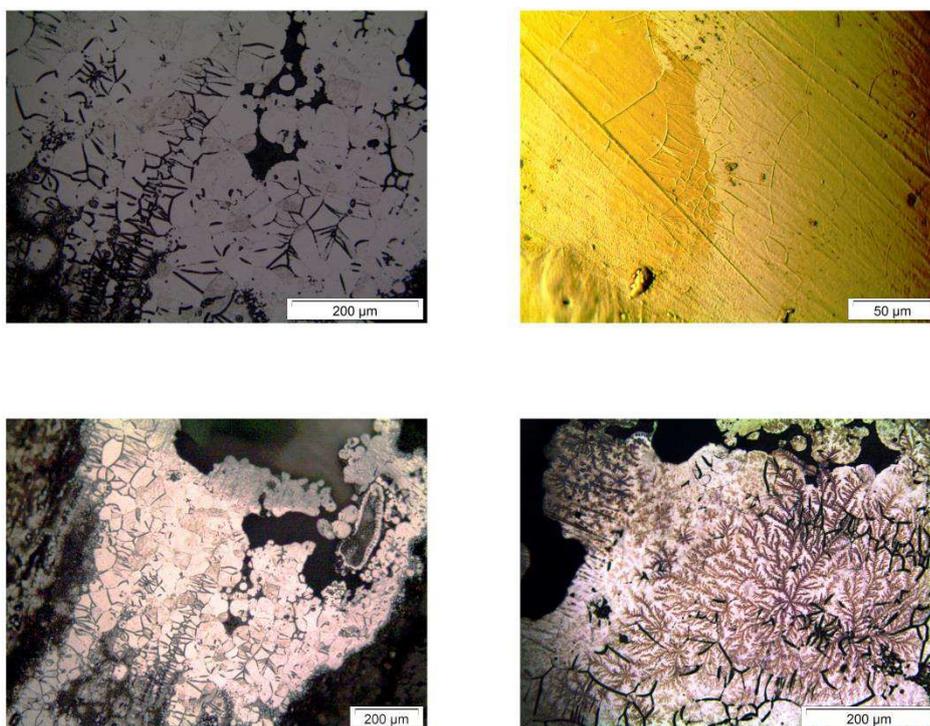


Figura 117 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - velocidade de 25,13 m/s, obtidas por meio do método de solidificação rápida *Melt Spinning*

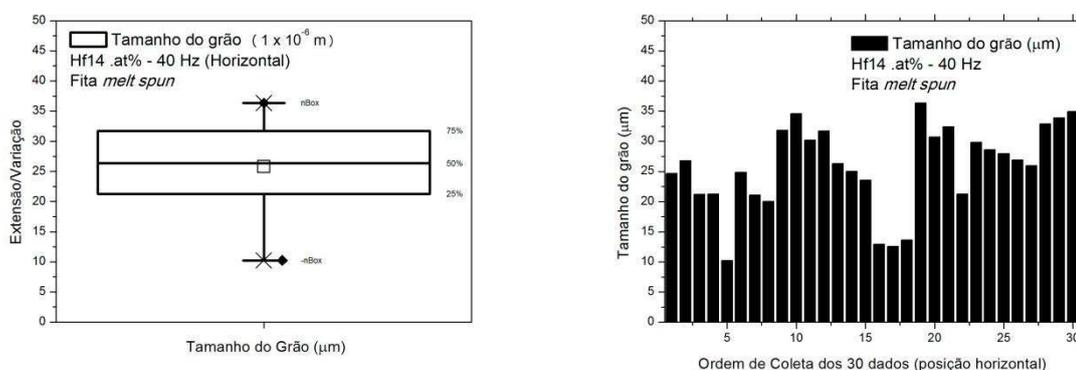


Figura 118 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - 40 Hz (25,13 m/s)

Tabela 54 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$ % .at - 40 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Média →	25,8215	Assimetria →	-0,6507
Erro padrão →	1,2836	Intervalo →	26,1071
Mediana →	26,5564	Mínimo →	10,2440
Desvio padrão →	7,0307	Máximo →	36,3511
Variância da amostra →	49,4305	Contagem →	30
Curtose →	-0,2220	Confiança (95,0%) →	2,6253

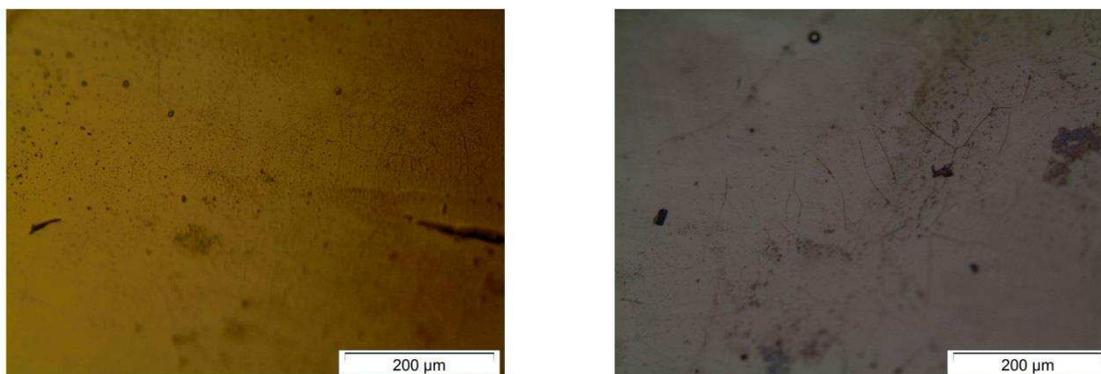


Figura 119 - Micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% - velocidade de 18,84 m/s, obtidas por meio do método de solidificação rápida *Melt Spinning*

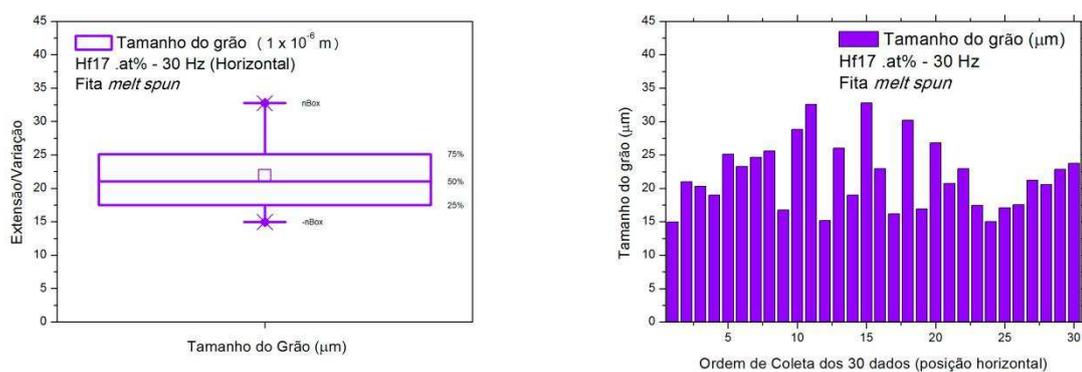
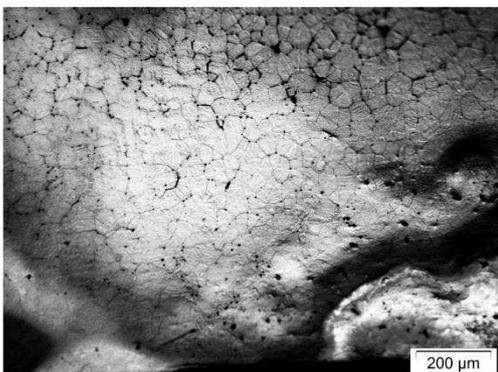


Figura 120 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% - 30 Hz (18,84 m/s)

Tabela 55 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$ %.at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

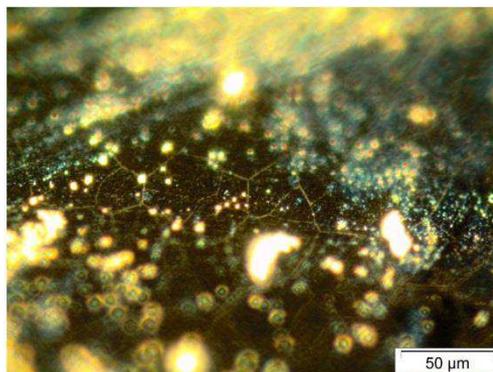
Média	21,9090
Erro padrão	0,9219
Mediana	21,1225
Desvio padrão	5,0496
Variância da amostra	25,4980
Curtose	-0,3718
Assimetria	0,5534
Intervalo	17,7963
Mínimo	14,9627
Máximo	32,7590
Contagem	30
Nível de confiança (95,0%)	1,8855

Hf20 .at%



Velocidade: 30 Hz

Hf20 .at%



Velocidade: 40 Hz

Figura 121 - Microfotografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas quimicamente $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - velocidades de 18,84 m/s e 25,13 m/s, obtidas por meio do processo de solidificação rápida *Melt Spinning* (ou *melt spun*)

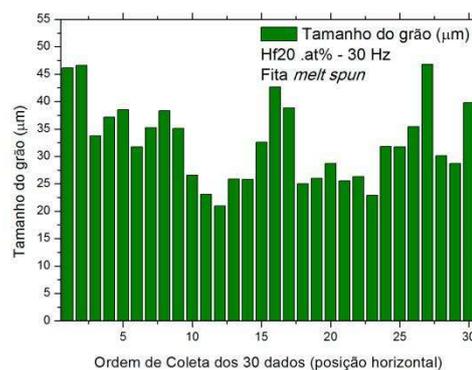
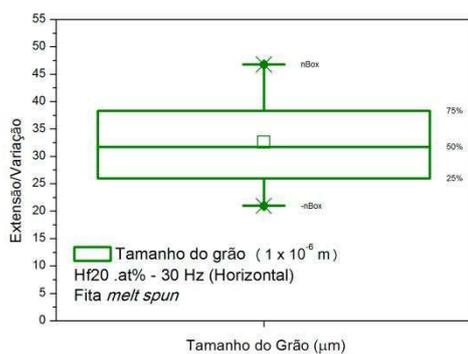


Figura 122 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - 30 Hz (18,84 m/s)

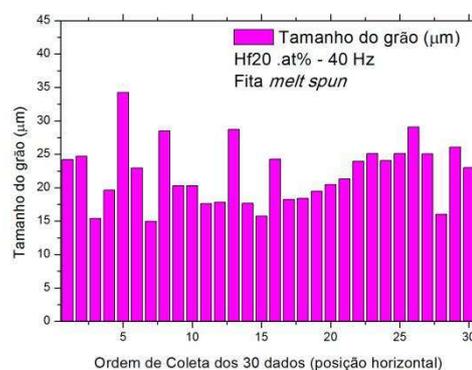
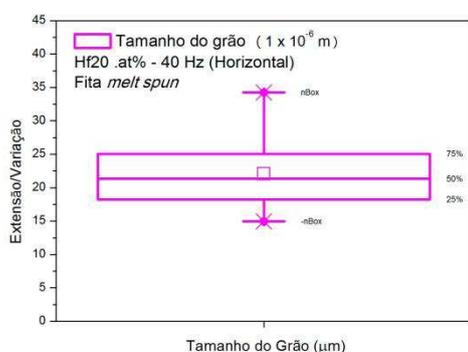


Figura 123 - Gráfico-caixa e gráfico-coluna para a fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - 40 Hz (25,13 m/s)

Tabela 56 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ %.at - 30 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Medidas (Hf20 .at% - 30 Hz)	Tamanho [μm]
Média amostral	32,5892
Erro padrão (\pm)	1,3388
Mediana	31,7630
Desvio padrão	7,3331
Variância da amostra	53,7739
Curtose	-0,6896
Assimetria	0,4373
Intervalo (amplitude)	25,8020
Mínimo	20,9670
Máximo	46,7690
Contagem de dados	30
Nível de confiança (95,0%)	2,7382

Tabela 57 - Estatística descritiva gerada para o tamanho do grão na fita *melt spinning* Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ %.at - 40 Hz, em posição horizontal, com base nos 30 dados coletados por MO

Medidas (Hf20 .at% - 40 Hz)	Tamanho [μm]
Média amostral	22,0848
Erro padrão (\pm)	0,8517
Mediana	22,1522
Desvio padrão	4,6650
Variância da amostra	21,7624
Curtose	0,0468
Assimetria	0,4956
Intervalo (amplitude)	19,3027
Mínimo	14,9553
Máximo	34,2580
Contagem de dados	30
Nível de confiança (95,0%)	1,7419

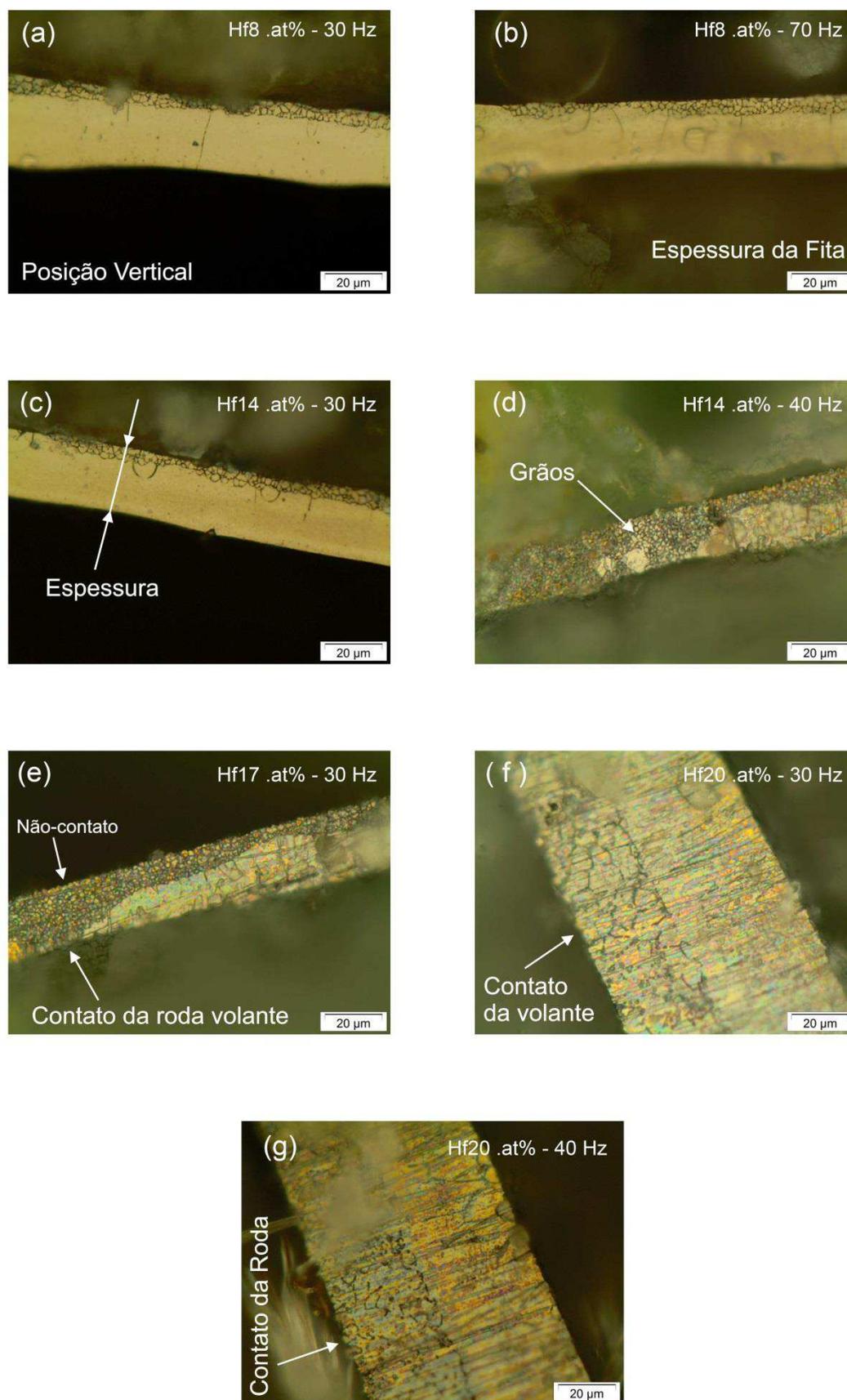


Figura 124 – Visualização das espessuras (posição vertical) através das micrografias feitas por microscopia óptica nas fitas atacadas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por meio do método de solidificação rápida *Melt Spinning*, nos laboratórios da UFSCar

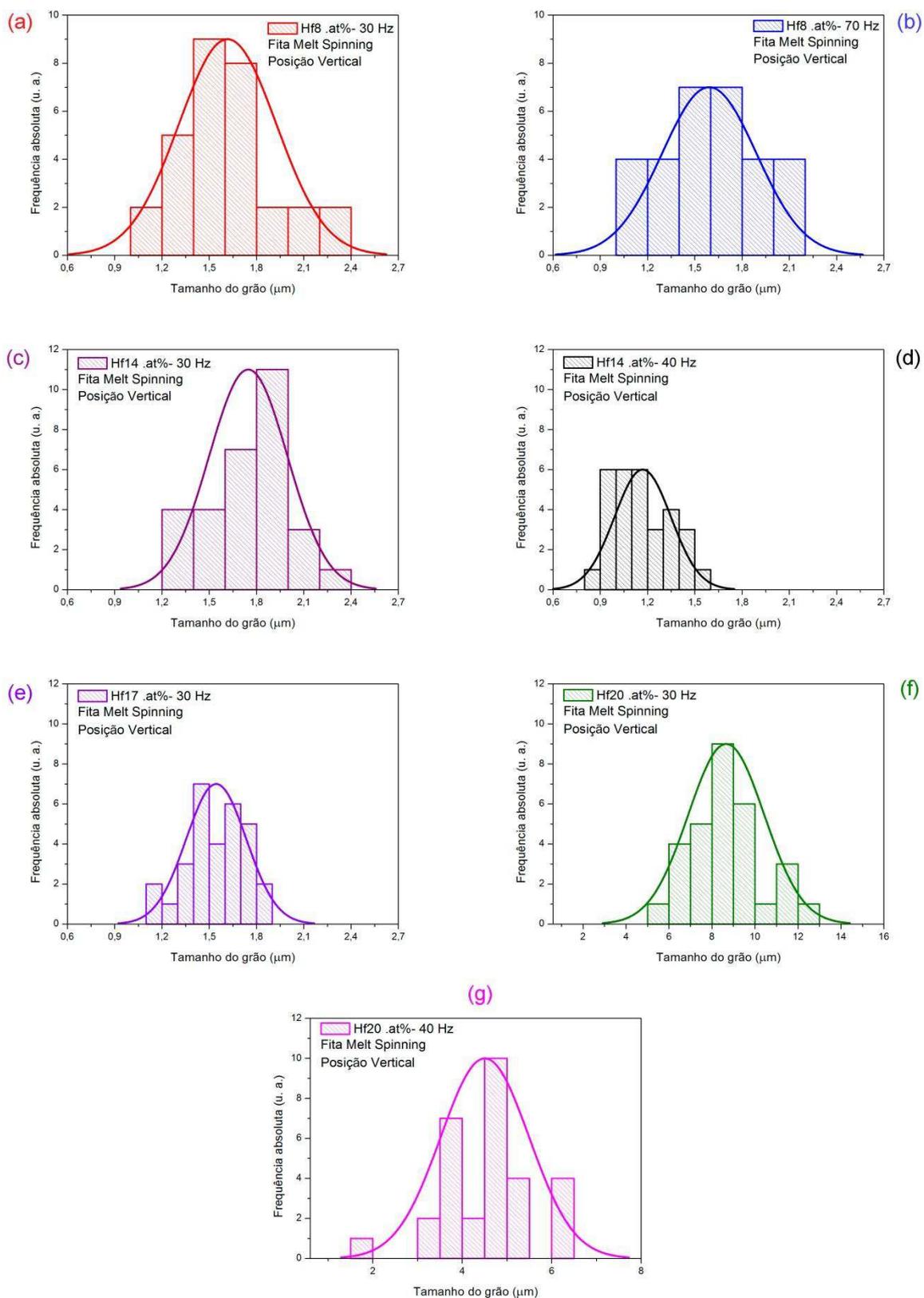


Figura 125 – Histogramas das frequências dos tamanhos dos grãos e suas respectivas curvas probabilidade normal em cada uma das fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% *melt spun* observadas por microscopia óptica na posição vertical, de acordo com a ordem da Figura 124

Tabela 58 – Estatística descritiva das 7 amostras brutas de fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% com efeito memória de forma obtidas por *melt spinning*, considerando-se o tamanho do grão [\varnothing , μm] na posição vertical em relação ao microscópio óptico (MO)

Medidas	Hf8%.at	Hf8%.at	Hf14%.at	Hf14%.at	Hf17%.at	Hf20%.at	Hf20%.at
Freqüências (Hz)	30	70	30	40	30	30	40
Velocidades (m/s)	18,84	43,98	18,84	25,13	18,84	18,84	25,13
Média amostral	1,6164	1,5915	1,7475	1,1694	1,5442	8,6597	4,5048
Erro padrão (\pm)	0,0565	0,0547	0,0454	0,0327	0,0349	0,3233	0,1805
Mediana (Md)	1,5866	1,5966	1,7848	1,1465	1,5253	8,5619	4,5806
Desvio padrão	0,3097	0,2995	0,2487	0,1790	0,1910	1,7707	0,9889
Variância	0,0959	0,0897	0,0619	0,0320	0,0365	3,1354	0,9779
Curtose (k)	0,2492	-0,8476	0,0510	-0,8872	-0,5862	0,0143	0,4659
Assimetria	0,7401	0,0856	0,0540	0,3308	-0,2640	0,3903	-0,2111
Intervalo (amplitude)	1,2530	1,0505	1,0837	0,6649	0,7347	7,5324	4,3401
Mínimo (Mín)	1,1286	1,0793	1,2706	0,8543	1,1227	5,4019	1,8938
Máximo (Máx)	2,3816	2,1298	2,3543	1,5192	1,8574	12,9343	6,2339
Confiança (95,0%)	0,1156	0,1118	0,0929	0,0668	0,0713	0,6612	0,3693

Foram feitas ainda fotos superficiais com o MEV (microscópio eletrônico de varredura), de acordo com a Figura 126 até a Figura 130, apenas para registro do aspecto microporoso e defeitos pontuais de solidificação rápida, pois para os exames MEV/EDS, nenhuma das fitas foram atacadas por substâncias químicas.

A análise feita por meio de *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) serviu para calcular os percentuais atômicos dos 3 elementos químicos contidos nas 8 fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at%. Foram feitas 3 análises dos seguintes tipos: pontual, linear e superficial (ou de área). As médias de cada análise foram anotadas e comparadas entre si a partir da composição nominal adotada inicialmente. Nota-se que, embora os valores medidos tenham erros menores que ± 2 .%at, em relação ao teor teoricamente adotado, as diferenças são consideradas pequenas, pois estão nesse cômputo as impurezas ínfimas dos metais usados. Isso comprova a precisão do método adotado para preparação das cargas.

Para as fitas obtidas por *melt spinning*, os valores experimentais EDS foram organizados na(s) Tabela 59 e Tabela 60, contendo as médias de: percentual atômico (.at%), percentual mássico (.wt%) e fração molar. Como os elementos Ti e Hf são substitutivos, a soma de ambas as frações molares é sempre igual a 1. Assim, a soma das três frações molares é igual a 2. As microfotos e gráficos que serviram de base para a detecções percentuais citadas nesse parágrafo estão sequenciados a partir da Figura 131 até a Figura 154.

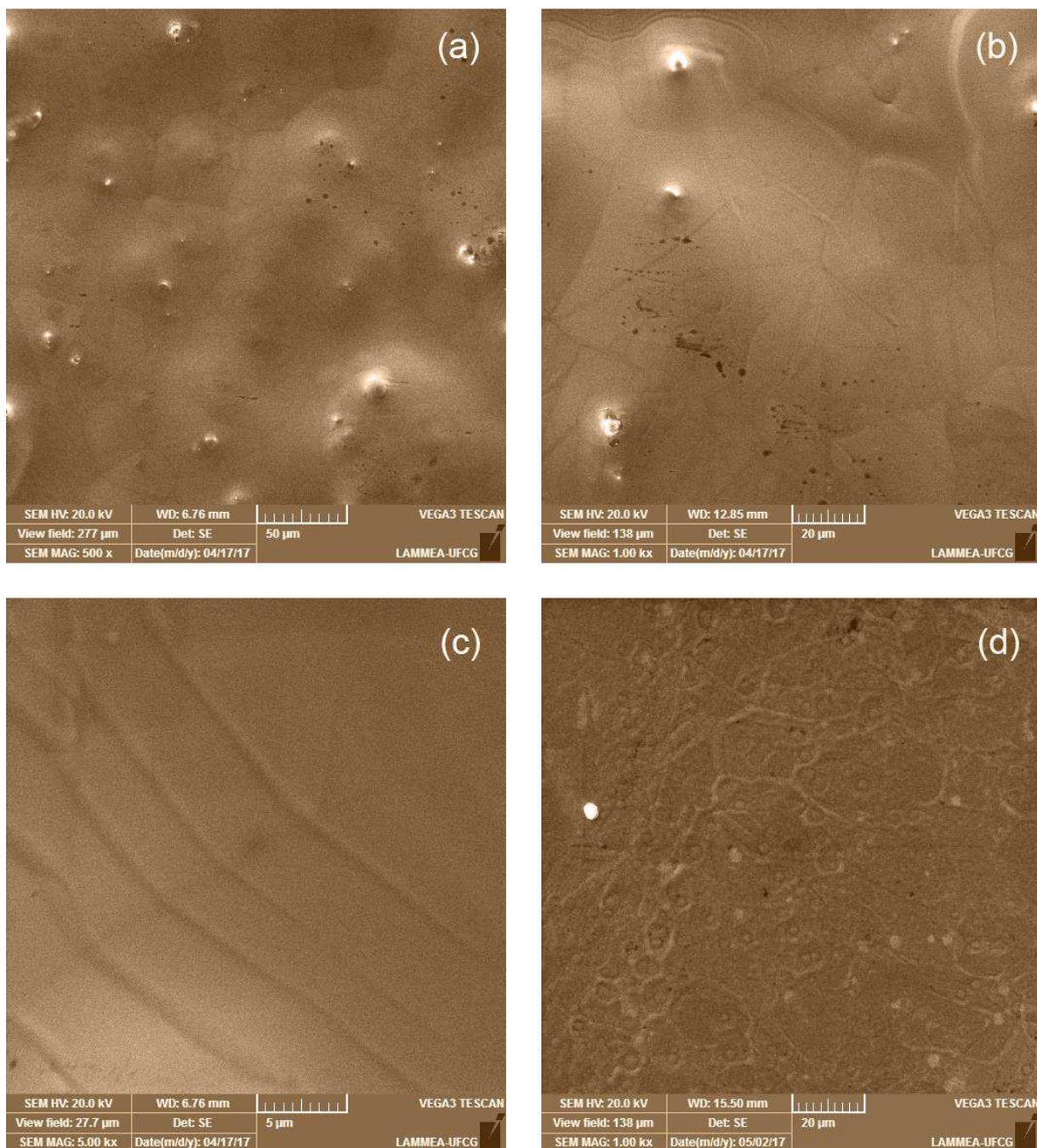


Figura 126 – Microfotografias feitas em duas amostras de fitas solidificadas rapidamente por *melt-spinning*: (a) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:500); (b) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (c) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:5000); (d) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% - velocidade de 43,98 m/s (escala 1:1000). As fitas brutas fotografadas não tiveram qualquer tipo de ataque químico feito para eventuais contrastes ou destaques dos contornos de grão

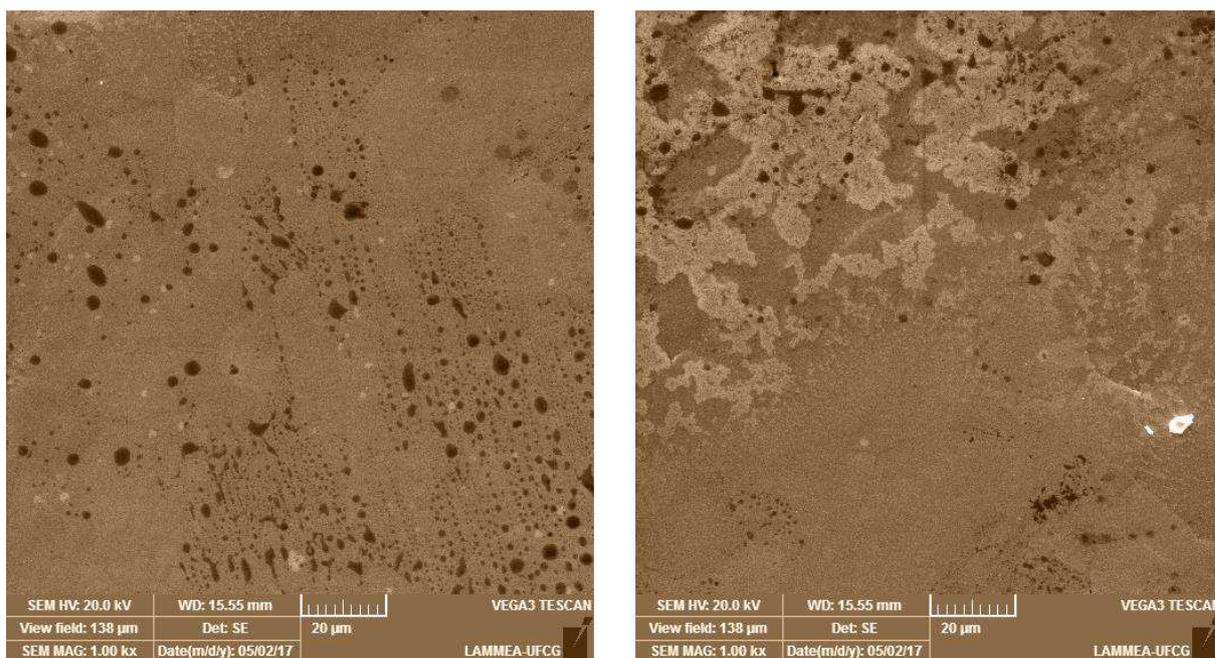


Figura 127 - Microfotografias feitas em uma amostra bruta de fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% solidificada rapidamente por *melt-spinning* sob velocidade de 18,84 m/s. A fita fotografada não teve qualquer tipo de ataque químico para destaque de contornos de grão

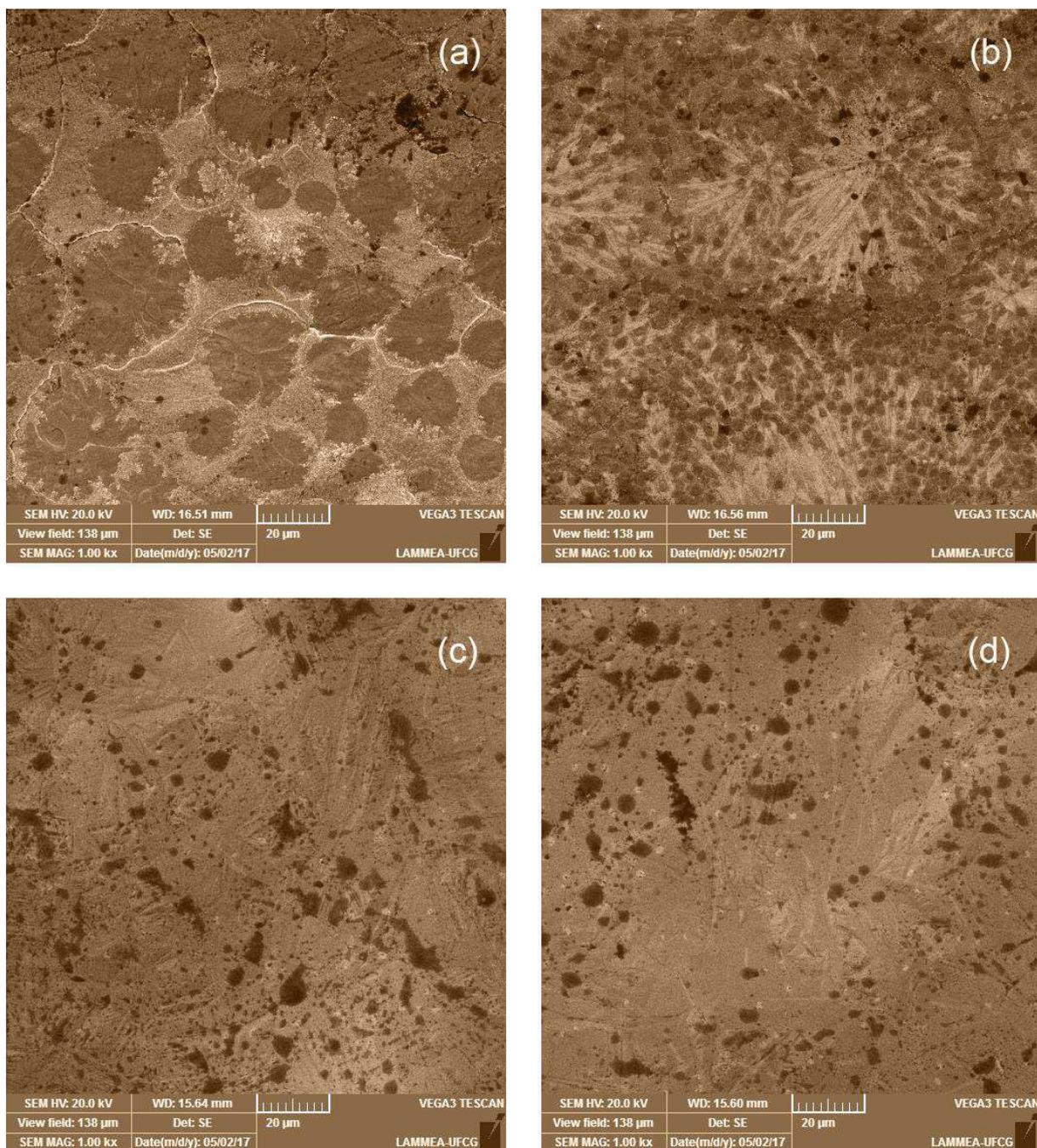


Figura 128 - Microfotografias feitas em duas amostras de fitas solidificadas rapidamente por *melt-spinning*: (a) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (b) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (c) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - velocidade de 25,13 m/s (escala 1:1000); (d) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% - velocidade de 25,13 m/s (escala 1:1000). As fitas brutas fotografadas não tiveram qualquer tipo de ataque químico feito para eventuais contrastes ou destaques dos contornos de grão

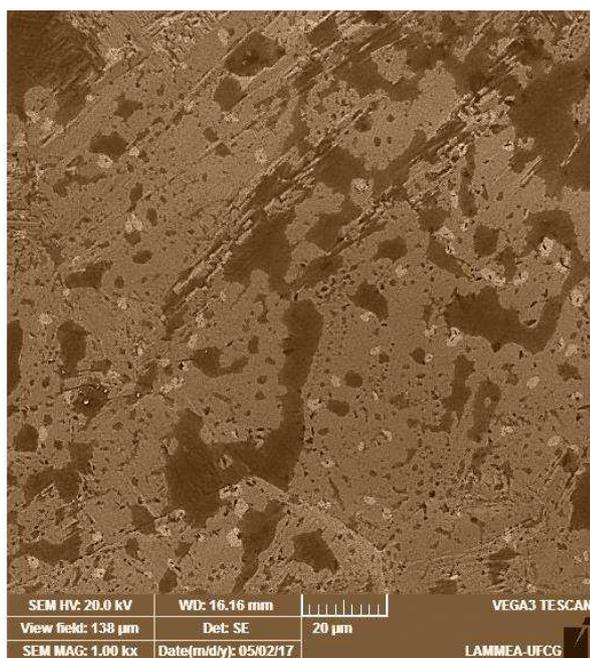


Figura 129 - Microfotografia feita em uma amostra de fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% solidificada rapidamente por *melt-spinning* sob velocidade de 18,84 m/s. A fita bruta fotografada não teve qualquer tipo de ataque químico para eventuais destaques dos contornos de grão

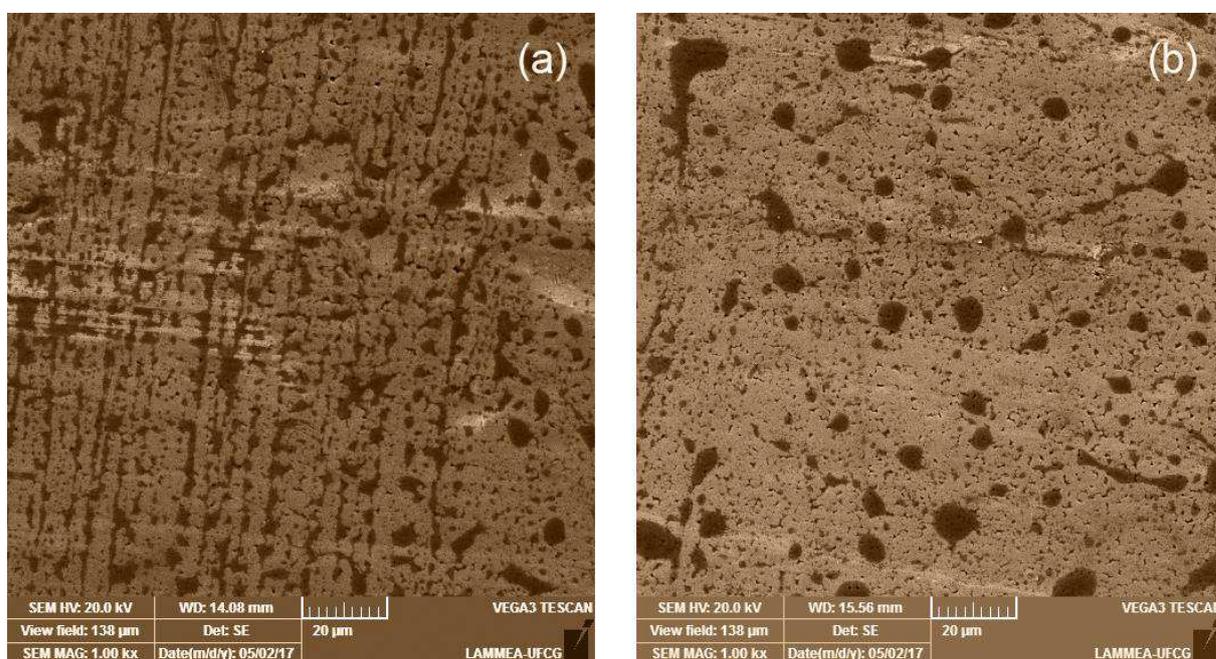


Figura 130 - Microfotografias feitas em duas amostras de fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% solidificada rapidamente por *melt-spinning*: (a) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - velocidade de 18,84 m/s (escala 1:1000); (b) fita $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% - velocidade de 25,13 m/s

Tabela 59 – Resultados da composição química feita por meio de EDS nas 4 amostras brutas de fitas solidificadas por *melt spinning* (3 tipos de medidas)

Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf8 .at% - 30 Hz	Fração nominal (.at%)	50	42	8
	EDS pontual (.)	48,81	43,77	7,42
	EDS linear (-)	48,94	43,83	7,23
	EDS superficial (□)	46,37	46,58	7,05
	Média (.at%)	48,530	44,045	7,425
	Média (.wt%)	45,81	32,44	21,75
	Fração molar	1	0,59863	0,40137
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	4,08075	1,46207	2,89493
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	8,437 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf8 .at% - 70 Hz	Fração nominal (.at%)	50	42	8
	EDS pontual (.)	48,9	43,85	7,25
	EDS linear (-)	48,79	43,83	7,38
	EDS superficial (□)	48,21	43,8	7,99
	Média (.at%)	48,975	43,37	7,655
	Média (.wt%)	45,5	32,87	21,63
	Fração molar	1	0,60312	0,39688
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	4,05314	1,48145	2,87895
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	8,413 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf11 .at% - 30 Hz	Fração nominal (.at%)	50	39	11
	EDS pontual (.)	48,92	40,86	10,22
	EDS linear (-)	48,87	40,54	10,59
	EDS superficial (□)	48,76	40,68	10,56
	Média (.at%)	49,14	40,27	10,59
	Média (.wt%)	43,03	28,77	28,20
	Fração molar	1	0,505	0,495
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,83311	1,29666	3,75342
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	8,883 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf14 .at% - 30 Hz	Fração nominal (.at%)	50	36	14
	EDS pontual (.)	49,06	37,82	13,12
	EDS linear (-)	49,36	37,24	13,40
	EDS superficial (□)	49,42	37,55	13,03
	Média (.at%)	49,46	37,1525	13,3875
	Média (.wt%)	41,05	25,16	33,79
	Fração molar	1	0,4268	0,5732
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,65673	1,13396	4,49745
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	9,288 g/cm ³		

Tabela 60 - Resultados da composição química feita por meio de EDS nas 4 amostras brutas de fitas solidificadas por *melt spinning* (3 tipos de medidas)

Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf14 .at% - 40 Hz	Fração nominal (.at%)	50	36	14
	EDS pontual (·)	49,06	37,82	13,12
	EDS linear (-)	49,36	37,24	13,40
	EDS superficial (□)	49,21	37,47	13,32
	Média (.at%)	49,41	37,13	13,46
	Média (.wt%)	40,96	25,11	33,93
	Fração molar	1	0,4253	0,5747
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,64872	1,13171	4,51608
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	9,296 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf17 .at% - 30 Hz	Fração nominal (.at%)	50	33	17
	EDS pontual (·)	49,29	34,74	15,97
	EDS linear (-)	49,36	34,92	15,72
	EDS superficial (□)	49,56	34,36	16,08
	Média (.at%)	49,55	34,26	16,19
	Média (.wt%)	39,1	22,05	38,85
	Fração molar	1	0,36207	0,63793
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,48303	0,99379	5,17094
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	9,647 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf20 .at% - 30 Hz	Fração nominal (.at%)	50	30	20
	EDS pontual (·)	49,81	31,37	18,82
	EDS linear (-)	49,84	31,69	18,48
	EDS superficial (□)	49,78	31,39	18,83
	Média (.at%)	49,86	31,11	19,03
	Média (.wt%)	37,46	19,07	43,48
	Fração molar	1	0,30488	0,69512
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,33694	0,85948	5,78719
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	9,983 g/cm ³		
Energy Dispersive Spectroscopy		Ni	Ti	Hf
Hf20 .at% - 40 Hz	Fração nominal (.at%)	50	30	20
	EDS pontual (·)	49,60	31,49	18,91
	EDS linear (-)	49,77	31,54	18,69
	EDS superficial (□)	49,81	31,62	18,57
	Média (.at%)	49,80	31,16	19,04
	Média (.wt%)	37,41	19,10	43,49
	Fração molar	1	0,30516	0,69484
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,33248	0,86084	5,78852
	Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{Ni} + \rho_{Ti} + \rho_{Hf}$)	9,981 g/cm ³		

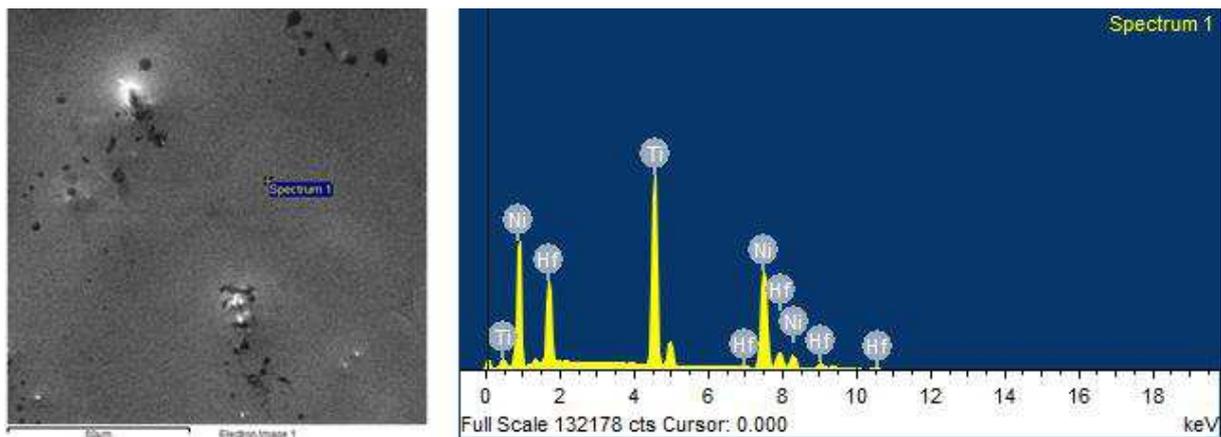


Figura 131 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) versus Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

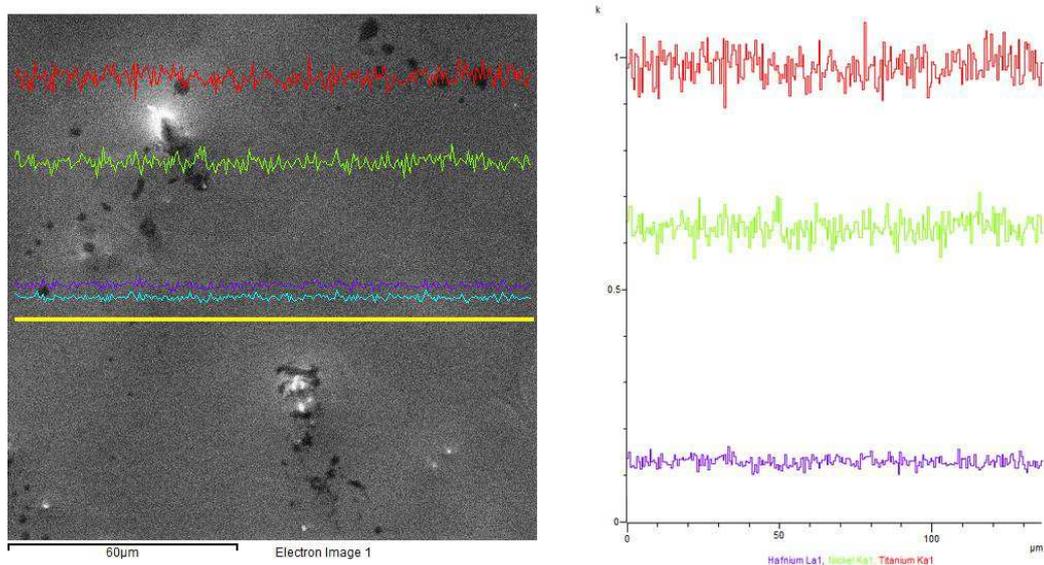


Figura 132 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

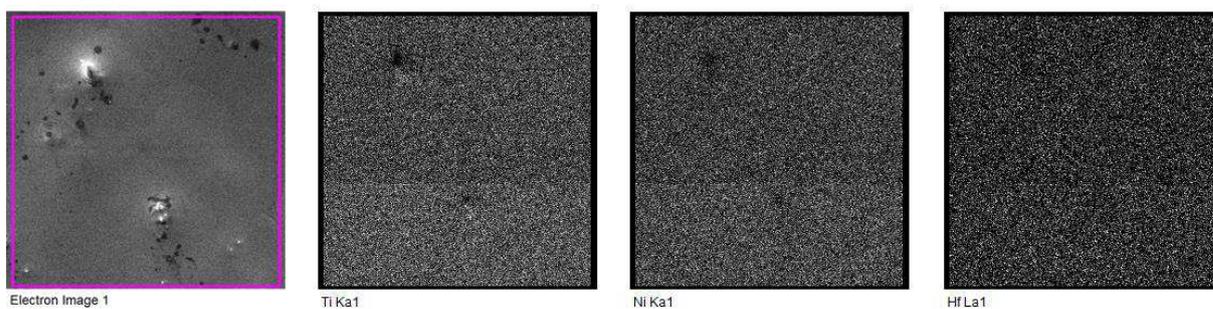


Figura 133 – Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

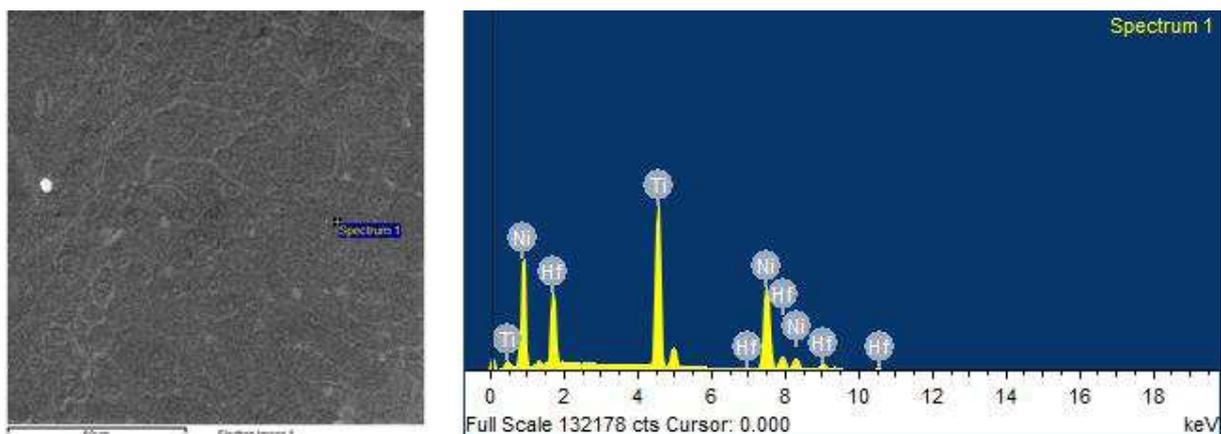


Figura 134 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 70 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) versus Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

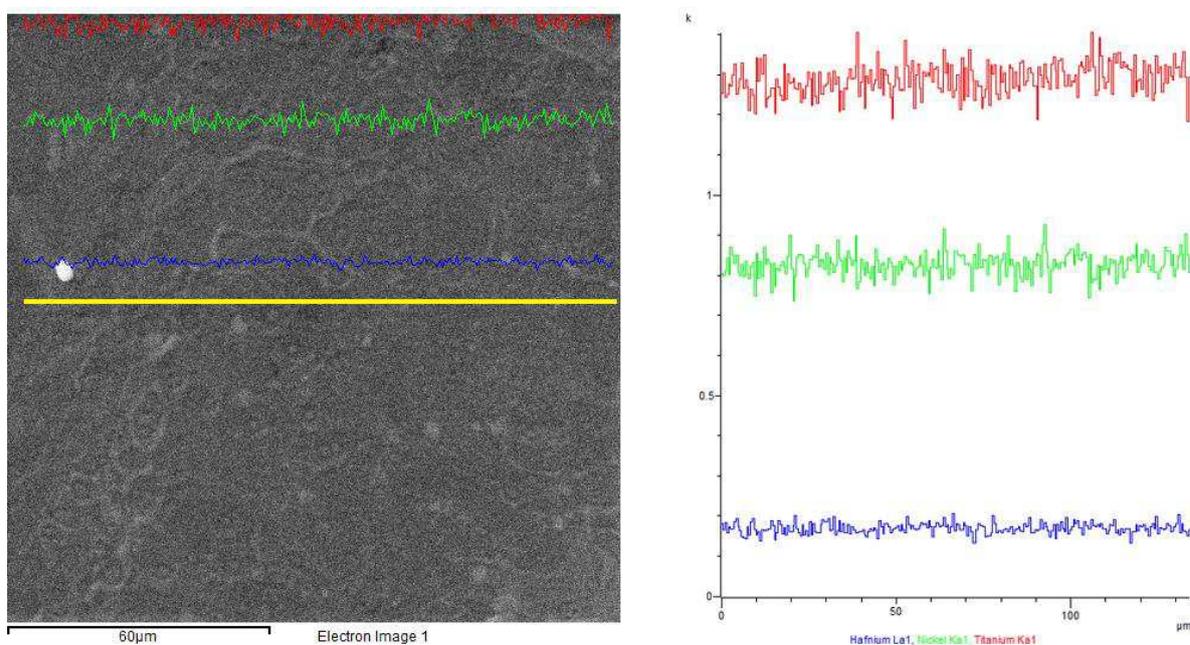


Figura 135 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 70 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

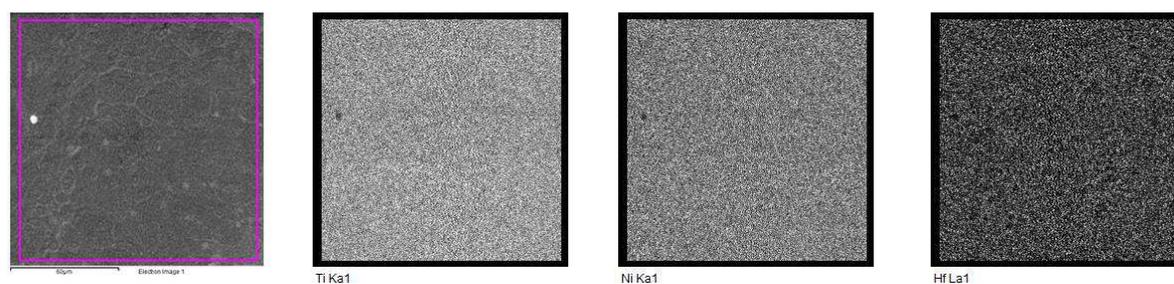


Figura 136 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8\%$.at - 70 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

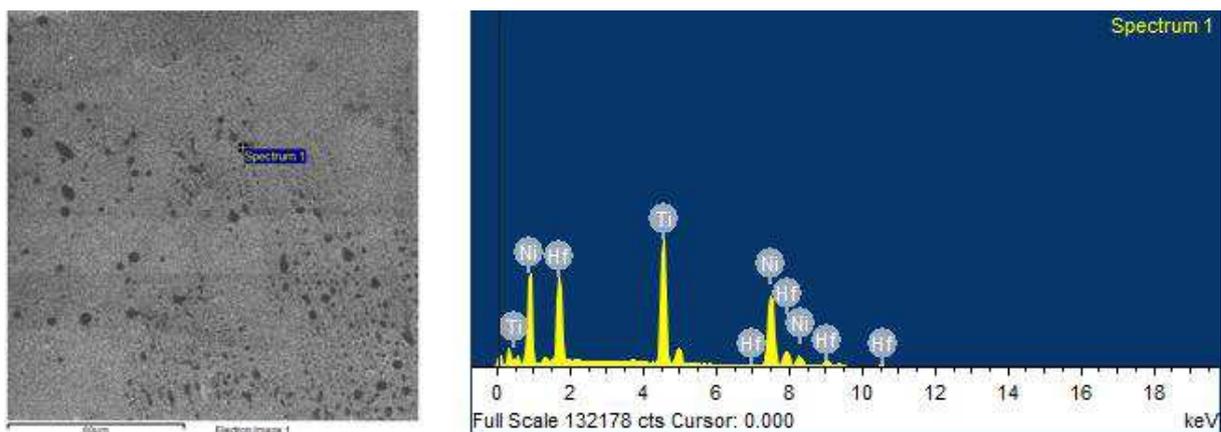


Figura 137 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}\%.\text{at}$ - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

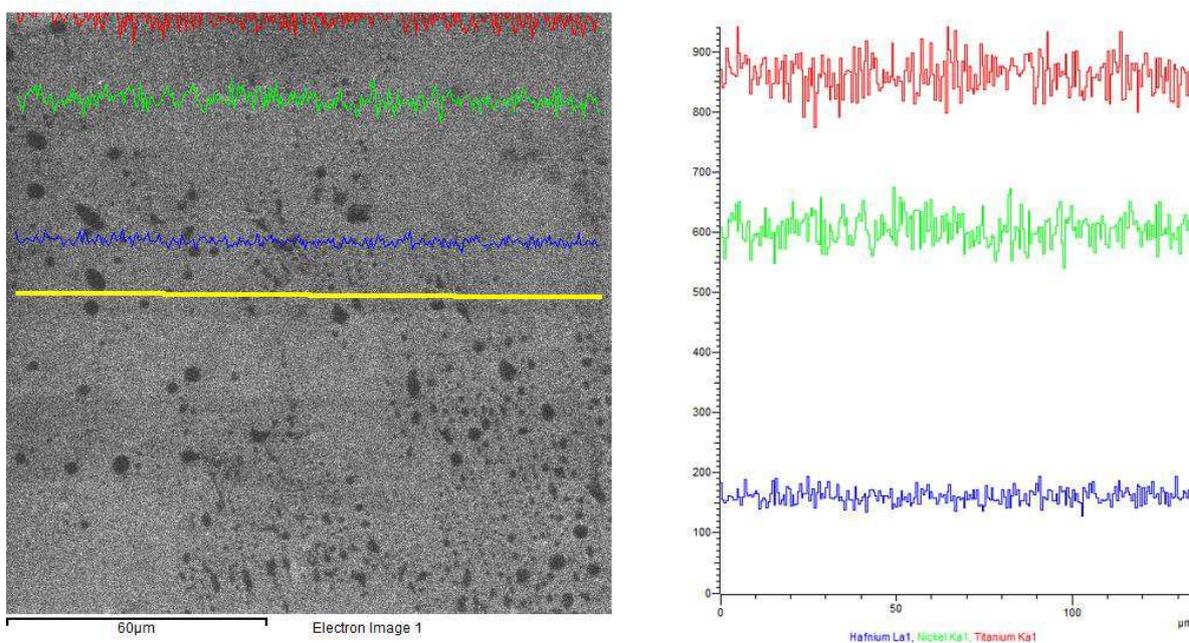


Figura 138 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}\%.\text{at}$ - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

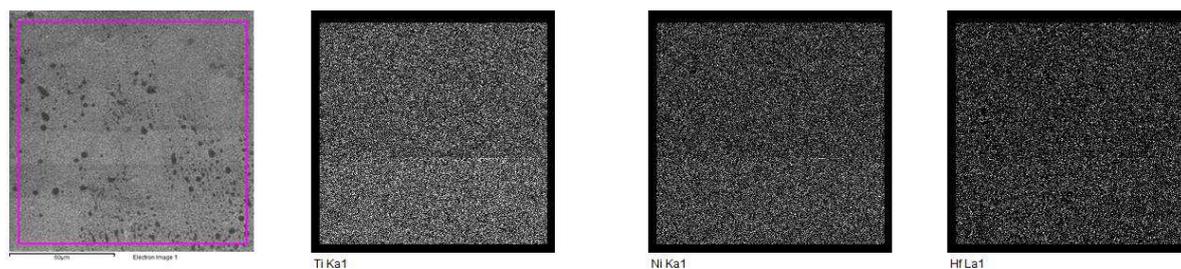


Figura 139 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}\%.\text{at}$ - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

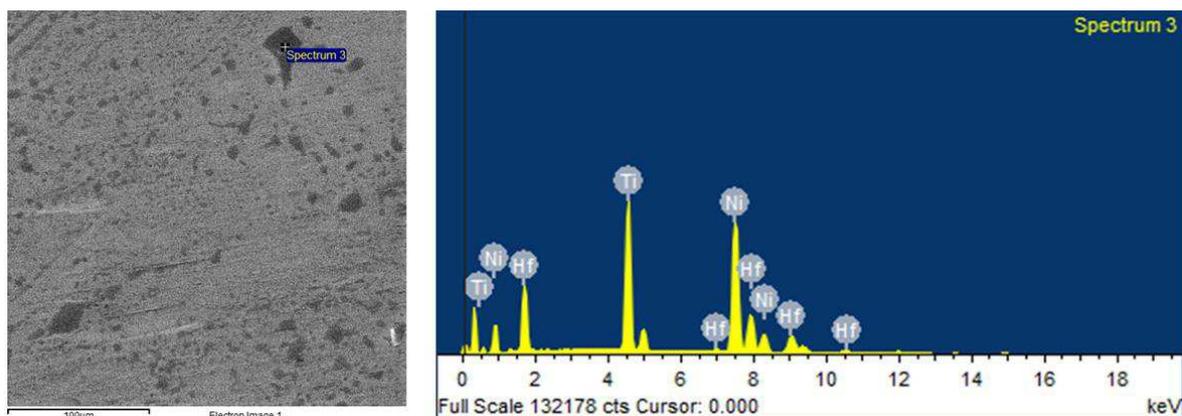


Figura 140 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

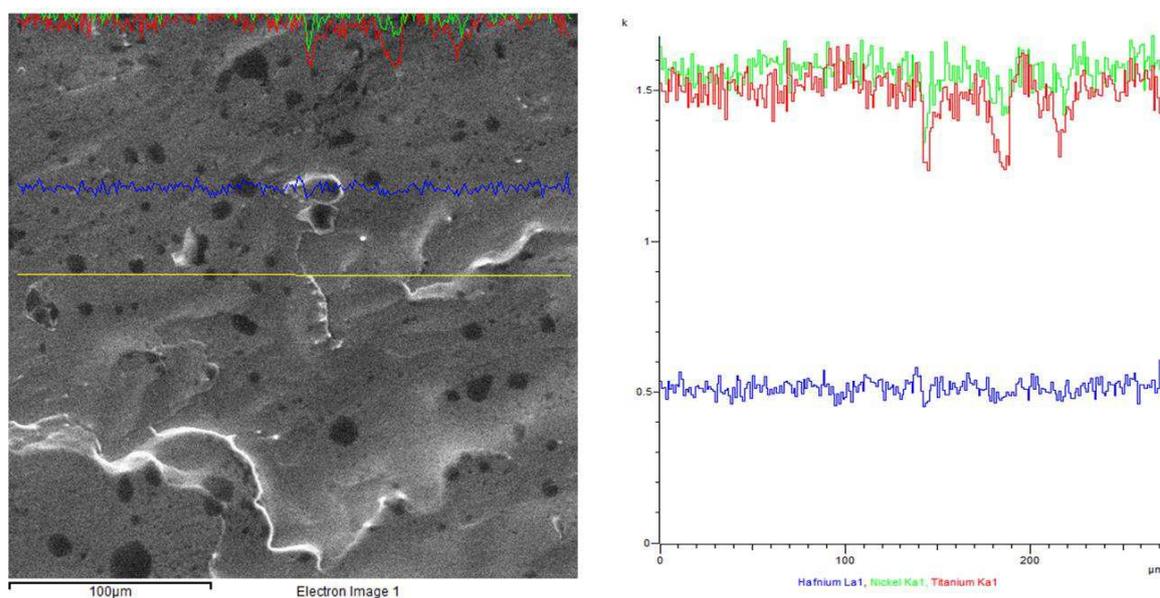


Figura 141 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

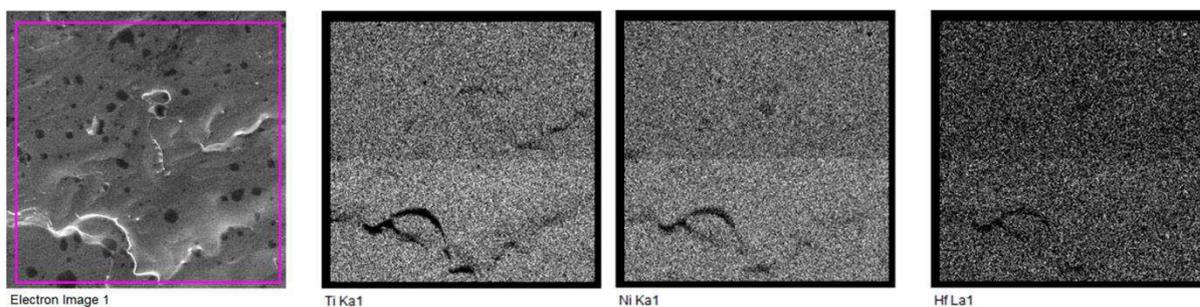


Figura 142 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

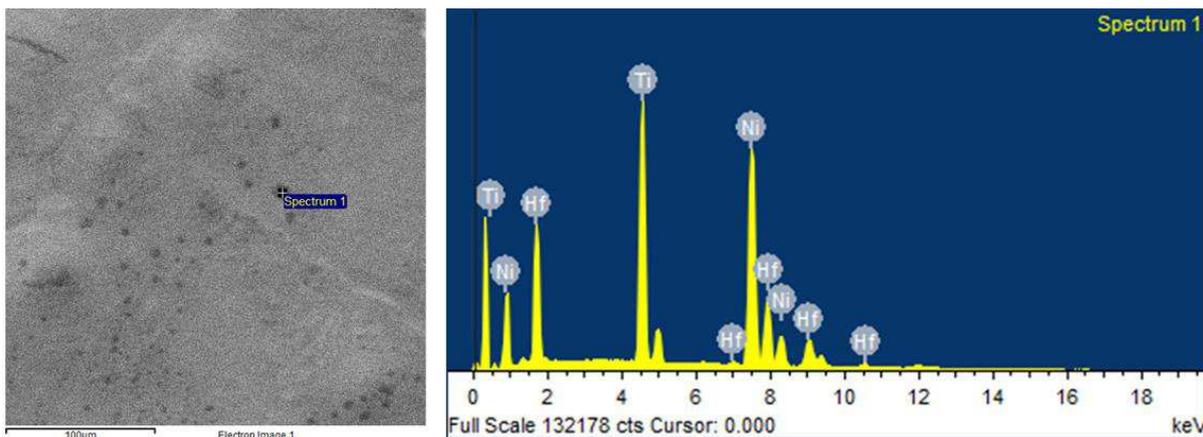


Figura 143 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

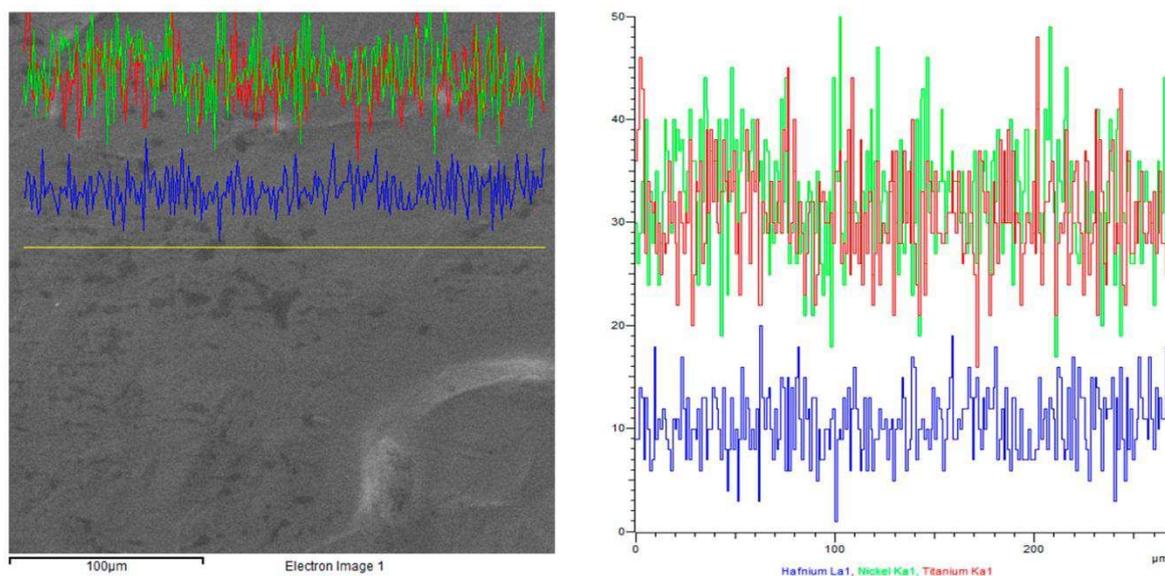


Figura 144 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

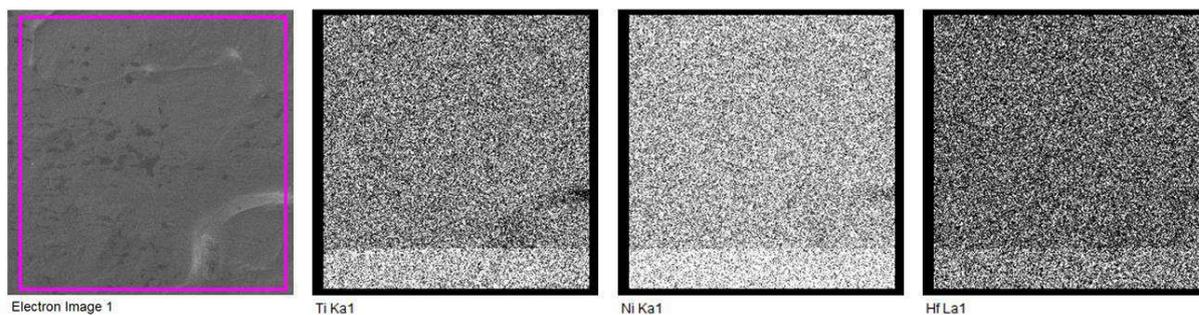


Figura 145 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

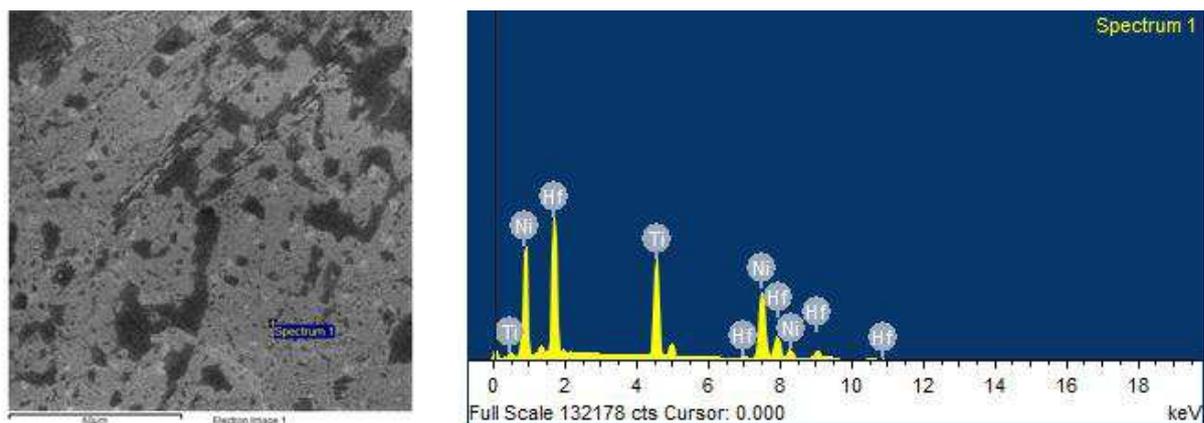


Figura 146 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

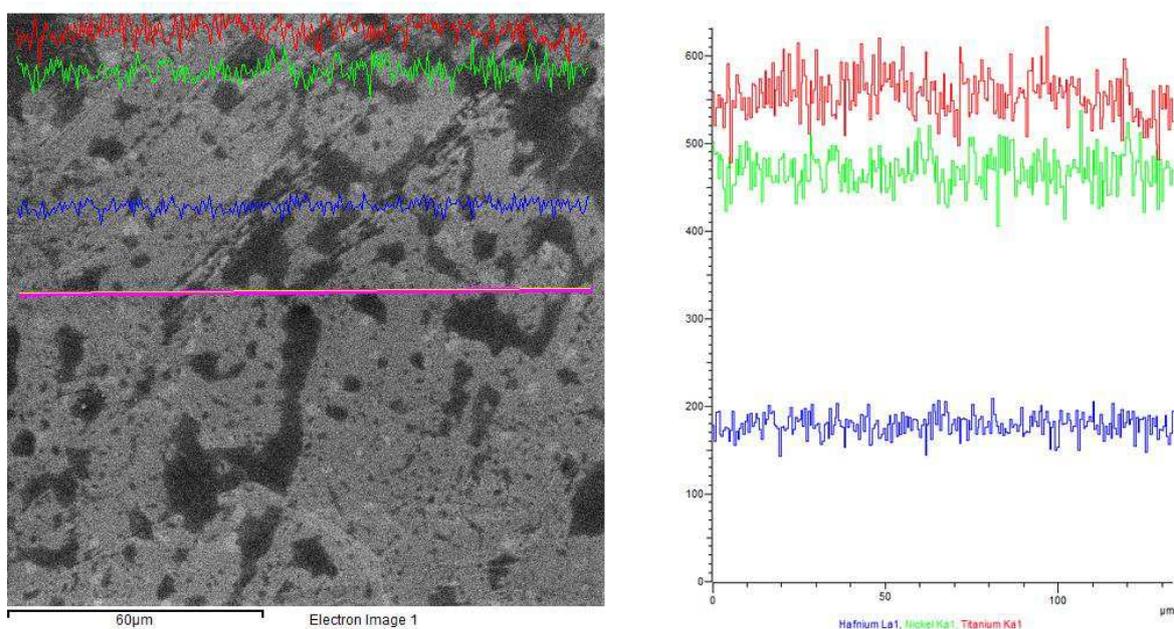


Figura 147 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

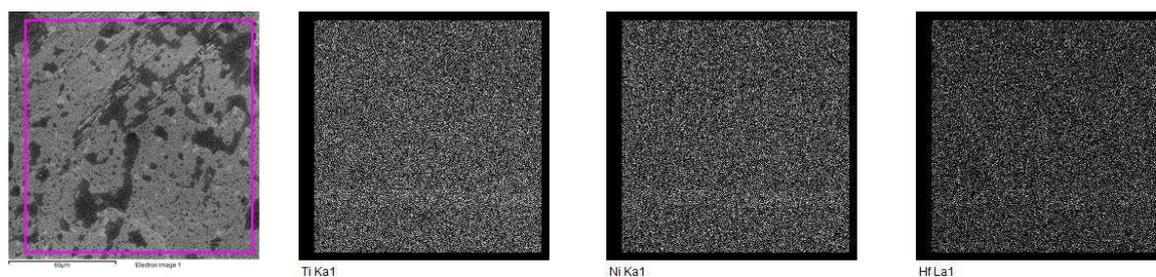


Figura 148 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

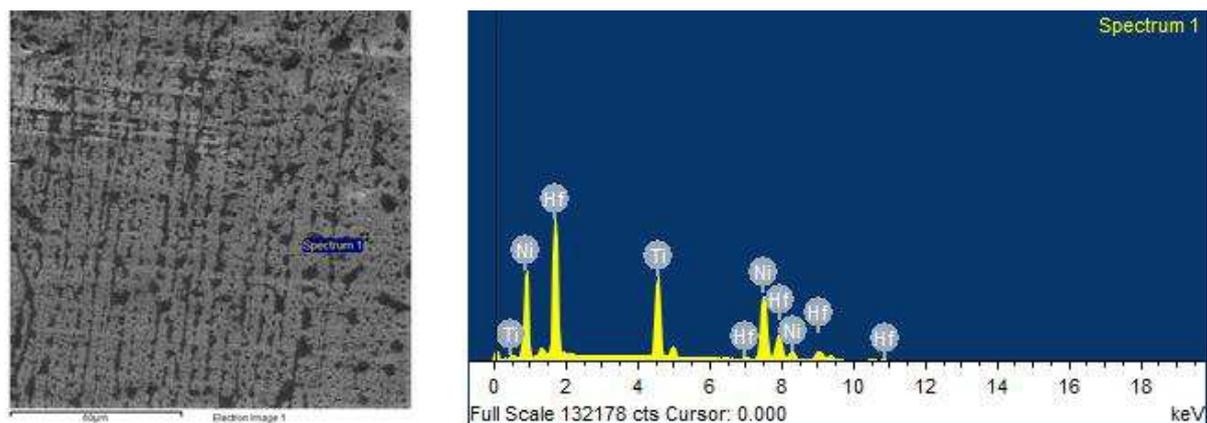


Figura 149 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

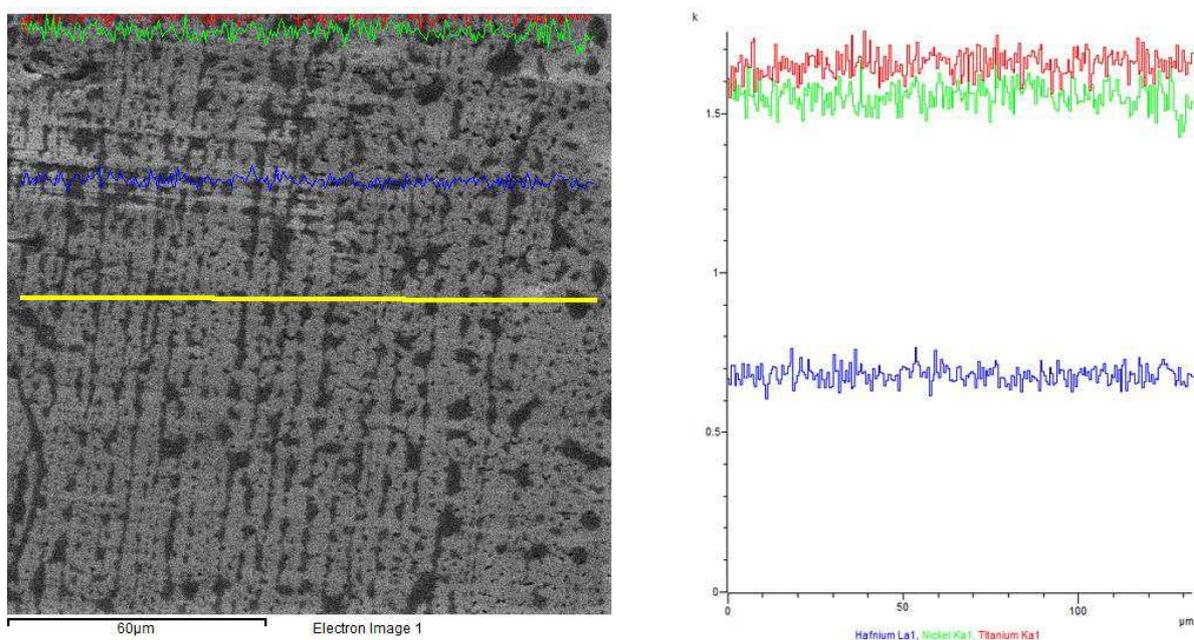


Figura 150 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

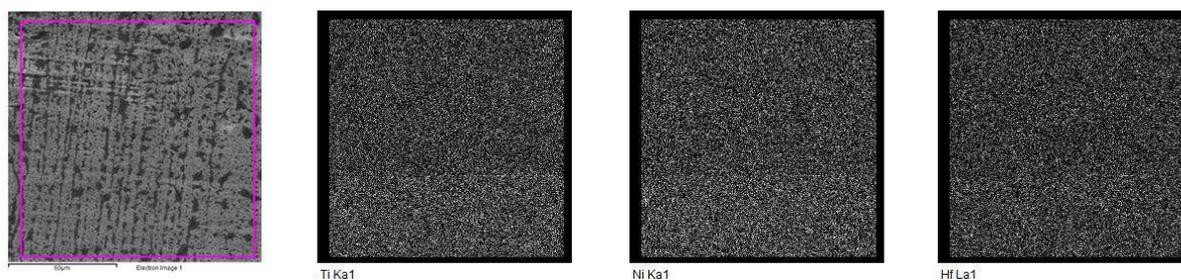


Figura 151 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}\%$.at - 30 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

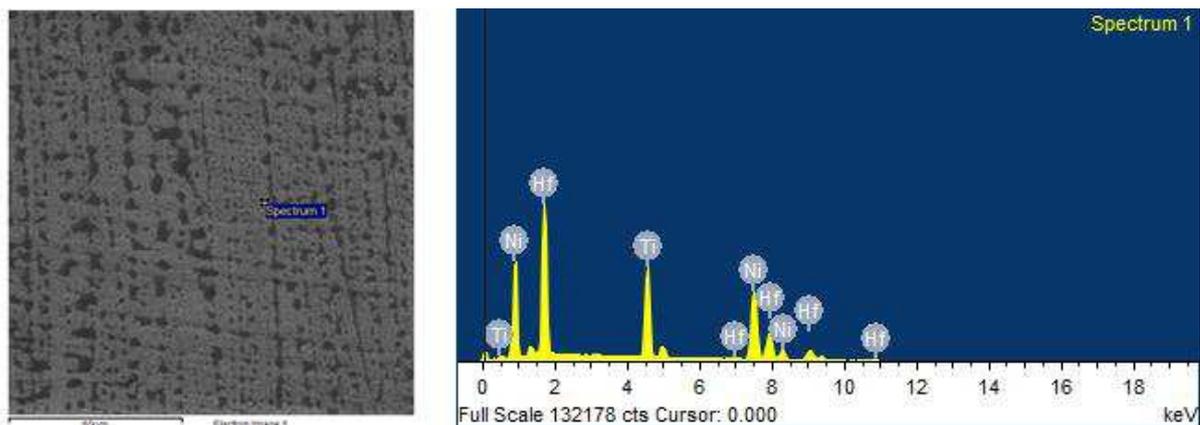


Figura 152 - Análise pontual feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) e Gráfico Tensão (keV) vs Contagens (unidades arbitrárias) do ponto Spectrum 1

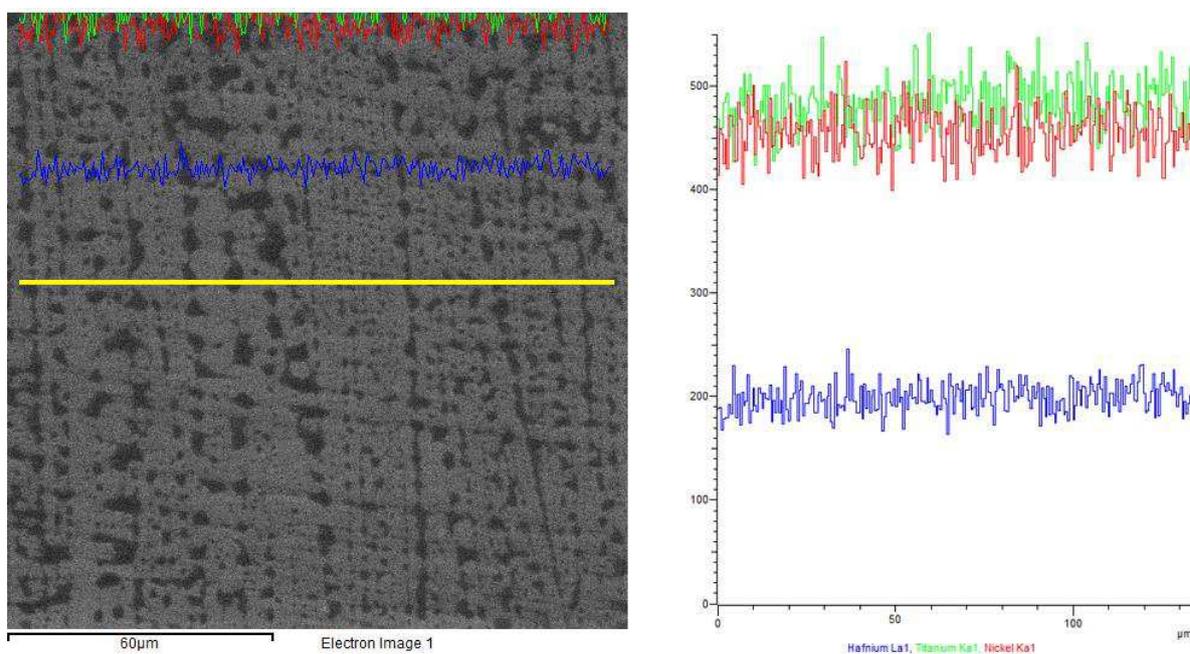


Figura 153 - Análise linear feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning* e gráfico de varredura unidimensional

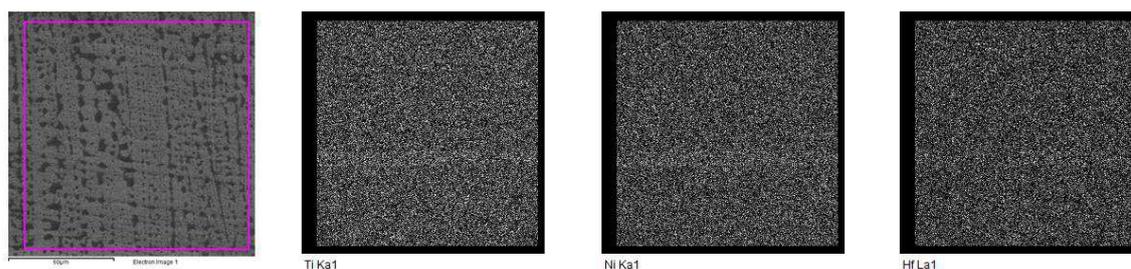


Figura 154 - Análise superficial (área quadrada) feita por EDS na fita bruta $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}\%$.at - 40 Hz (não-atacada) obtida por solidificação rápida *melt spinning*

4.3 Ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% fundidas por Arco Elétrico (*Arc Melting*)

Caracterização Térmica (DSC)

A Figura 155 apresenta os termogramas de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) para as ligas em estudo. A forma pela qual as composições são ordenadas mostra que as TTs são diretamente proporcionais ao acréscimo gradual de Hf_3 .at%, em substituição ao Ti.

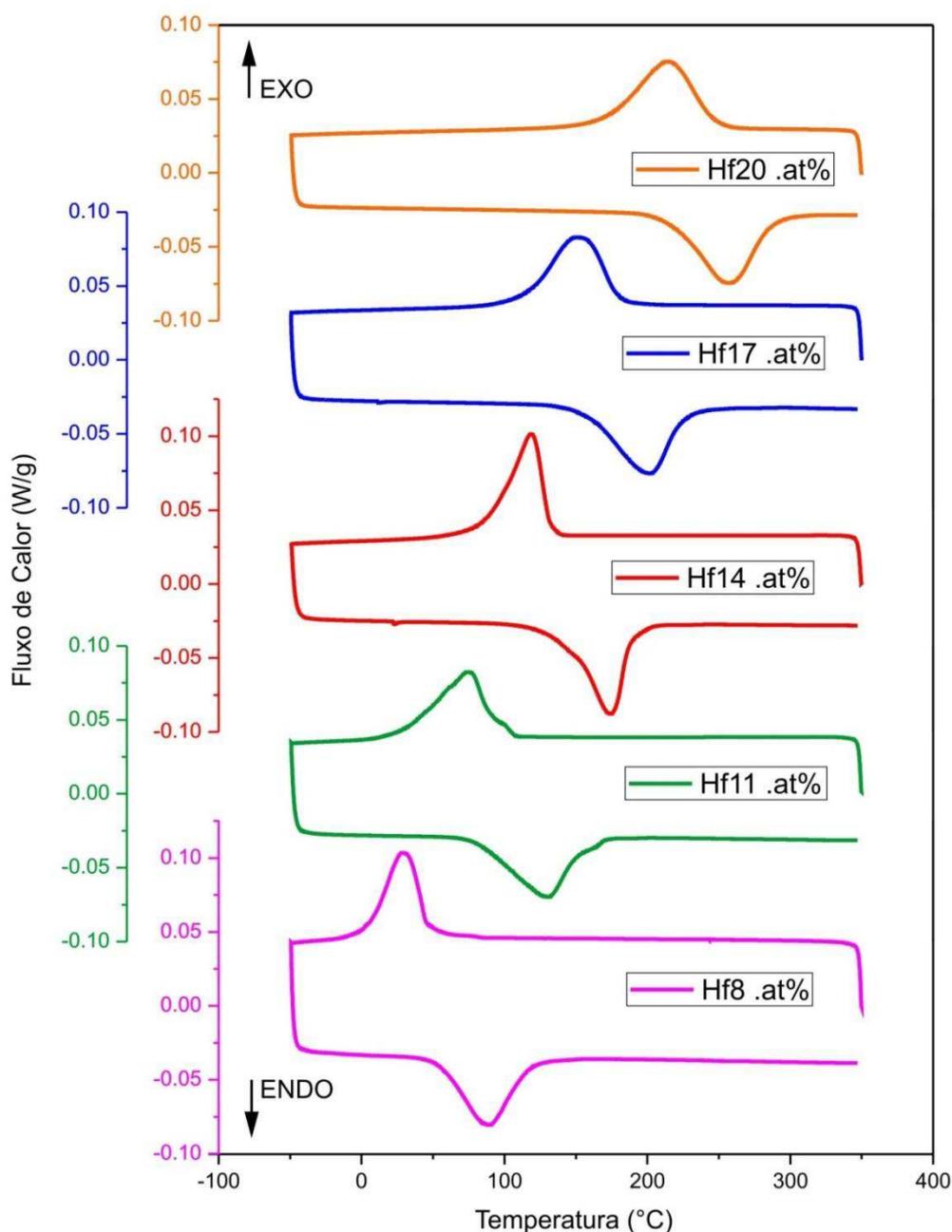


Figura 155 – Termogramas gerados para as 5 composições nominais de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas por fusão ao arco elétrico (*arc melting*)

Apesar dos resultados DSC apresentarem apenas um pico de transformação no aquecimento e também no resfriamento, os baixos valores de histerese total ($\Delta T = A_f - M_s$), adjuntos aos difratogramas, revelam que há forte indício de que existam duas etapas de transformação nas ligas Ni-Ti-Hf, as quais são: $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ (Suresh *et al.*, 2014).

Considerando-se apenas a matriz martensítica ($R + B19'$), de acordo como mostra a Figura 156, os valores percentuais de ambas as fases instáveis são inversamente proporcionais e estabelecem relações logarítmicas. Os valores decrescentes das histereses térmicas totais estabelecem uma função linear e indicam que a fase R (romboédrica) é mais instável que a fase $B19'$ (monoclínica).

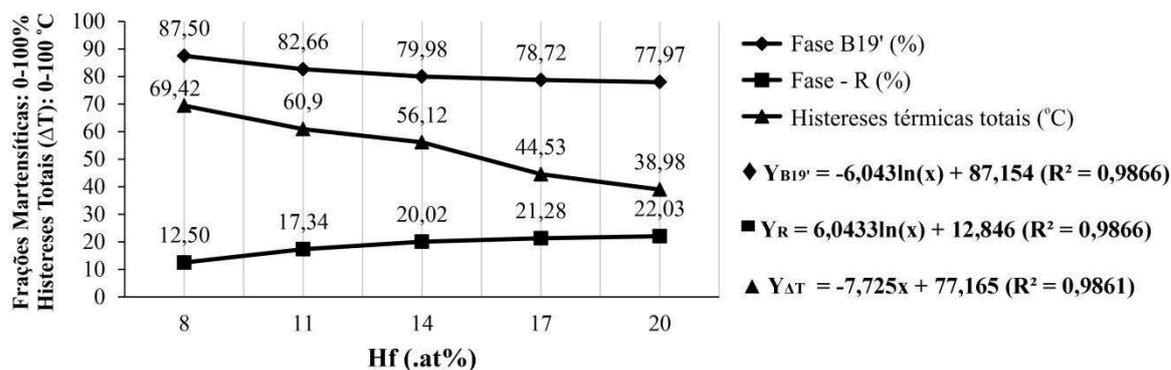


Figura 156 - Porção martensítica ($R + B19'$) e sua relação com a histerese total (ΔT)

A presença dos precipitados produz uma maior resistência para que aconteça a transformação $B2 \rightarrow B19'$ enquanto tem uma menor resistência à transformação $B2 \rightarrow R$ (Moshref-Javadi *et al.*, 2013). Na medida em que se aumenta a quantidade de Hf, as ligas vão se enriquecendo de níquel e conseqüentemente diminuindo a formação de precipitados nos contornos de grão, de acordo como é verificado nos difratogramas. Diante disso é possível concluir que nas ligas à base de Ni-Ti-Hf, a transformação $B2 \rightarrow R$ é mais influenciada pela quantidade de níquel na liga do que pelo efeito dos precipitados (Moshref-Javadi *et al.*, 2013).

Os valores das temperaturas de transformação estão resumidos na Tabela 61. A elevação das TTs em ligas HSTMA de sistemas Ni-Ti estão provavelmente, também, relacionadas em função de o terceiro elemento ter o raio atômico e ponto de fusão maiores do que no Ni e no Ti. Em nosso caso isso é observado, pois o

háfínio tem o raio atômico igual a 1,55 Å e tem o ponto de fusão igual a 2.232,85 °C, enquanto que o Ni que possui $r = 1,24$ Å e $T_m = 1454,85$ °C, da mesma forma que o Ti tem $r = 1,40$ Å e $T_m = 1667,85$ °C (Lide, 1999). Além disso, alguns autores (Potapov *et al.*, 1997), (Firstov *et al.*, 2004) e (Evirgen *et al.*, 2015) atribuem o aumento das temperaturas de transformação nas ligas Ni-Ti-Hf associadas ao aumento no volume da célula unitária da transformação martensítica B19', o que provoca um aumento da energia elástica armazenada.

Tabela 61 – Resumo das TTs medidas para as ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% *arc melting*

Composições	Temperaturas de Transformação (°C)				Af – Ms (°C)	Enthalpias (J/g)	
	Ms	Mf	As	Af	Histerese Total	Ms → Mf	As → Af
Hf _x .at%							
Hf ₈ .at%	45,58	5,77	55,30	115,00	69,42	10,36	10,75
Hf ₁₁ .at%	93,55	31,08	80,30	154,45	60,90	11,63	11,40
Hf ₁₄ .at%	131,98	90,35	145,32	188,10	56,12	11,85	12,21
Hf ₁₇ .at%	179,78	115,68	157,29	224,31	44,53	12,76	12,38
Hf ₂₀ .at%	247,17	171,54	216,46	286,15	38,98	13,41	13,18

As entalpias totais ($\mu = 12$ J/g), relacionadas na última coluna da Tabela 61, têm valores muito próximos que indicam densidades energéticas coerentes com as que normalmente são demandadas no cisalhamento de blocos atômicos da rede cristalina (>10 J/g).

Caracterização Estrutural (DRX)

A Figura 157 apresenta os difratogramas padronizados para as ligas estudadas, em temperatura ambiente ($23 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$). Os picos difratados revelam a presença da matriz Ni-Ti-Hf formada pelas fases B19' (estrutura monoclinica) e R (romboédrica), além da fase $(\text{Ti, Hf})_2\text{Ni}$ precipitada (cúbica).

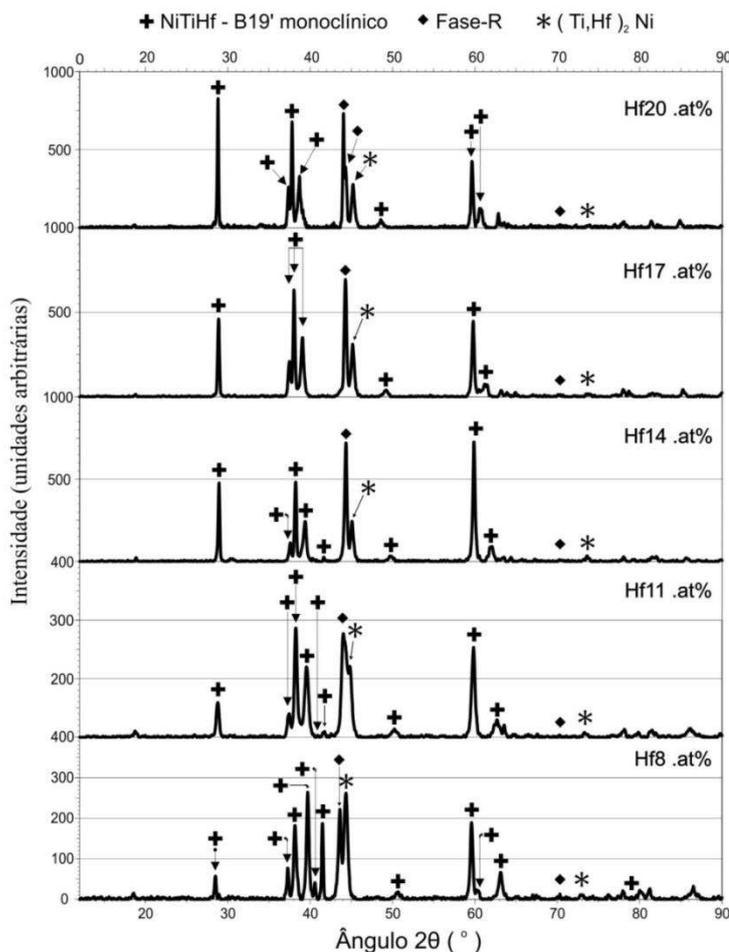


Figura 157 - Difratogramas das 5 ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$ at.% (apenas com radiações $\text{CuK}\alpha 1$)

A fase B19' é predominante em toda a matriz martensítica. Os parâmetros de rede dessa estrutura monoclinica foram calculados por meio de refinamento Rietveld (Rietveld, 1969). Os resultados estão expostos na Tabela 62 e demonstram que o volume da referida célula cristalina (grupo espacial $P 1 21/m 1$) evolui conforme o teor de Hf aumenta. A fase B19' cuja fórmula molar é $\text{Ni}_{0,86}\text{Ti}_{0,89}\text{Hf}_{0,25}$ – presente na liga Hf₁₇.at% como um das 5 estruturas – foi excluída da Tabela 62 para simplificar os dados, mas ela está indexada na Tabela 121 do Apêndice H.

Tabela 62 - Parâmetros de rede das várias fases B19' presentes em ligas Ni₅₀Ti_{50-X}Hf_X .at%

Fases B19'	Hf8 .at%	Hf11 .at%	Hf14 .at%	Hf17 .at%				Hf20 .at%		
Ni/Ti/Hf mol	1/0.64/0.36	1/0.64/0.36	1/0.64/0.36	0.9/0.59/0.51	1/0.64/0.36	0.79/0.75/0.46	0.6/1/0.4	0.67/0.91/0.42	1/0.64/0.36	0.79/0.75/0.46
a [Å]	2,9767	3,0017	3,0137	3,615	3,15	3,2094	3,2111	3,2800 (2)	3,5428	2,8872
b [Å]	4,1235	4,1059	4,0923	4,1768	4,0232	4,0362	4,0944	3,7300 (2)	4,0075	4,1084
c [Å]	4,7587	4,7663	4,8008	4,917	4,7079	4,7445	4,8418	5,2700 (2)	5,1107	4,6912
β [°]	99,3566	99,55	101,278	115,277	100,505	105,3204	101,761	104,2900 (6)	112,0121	98,443
Volume [Å ³]	57,6313	57,929	58,0649	67,1347	58,6629	59,2758	62,3218	62,5972	67,2703	55,0421
GOF (X ²)	2,00	1,69	1,09	1,96				2,47		

A caracterização da fase majoritária B19', refinada em grande parte por meio da Ficha 99-003-0004, possibilitou o cálculo dos índices de Miller (h k l), de acordo como consta na Tabela 63. A quantidade de picos indexados, somente com fases martensita B19', foi de: 77 picos (na liga Hf8 .at%), 73 (na liga Hf11 .at%), 20 (na liga Hf14 .at%), 233 (na liga Hf17 .at%) e 194 (na liga Hf20 .at%). Para exemplificar, escolheu-se a liga de Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% para mostrar a indexação dos 20 planos.

Tabela 63 - Indexação de 20 picos da fase B19' na liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% *arc melting*

2θ [°]	FWHM [°2θ]	Índices			Area [cts*°2θ]	d [Å]	Altura [cts]	Int relativa [%]	Largura integral [°2θ]
		h	k	l					
18,87	0,1442	0	0	1	3,53	4,69938	23,72	3,13	0,148749
28,93	0,2047	0	1	1	140,39	3,08386	526,82	69,52	0,266489
30,5	0,6554	1	0	0	15,52	2,92831	17,77	2,34	0,87338
37,58	0,2923	1	1	0	57,22	2,39177	117,66	15,53	0,486335
38,23	0,2401	0	0	2	162,64	2,35241	515,05	67,97	0,315776
39,35	0,4647	1	1	-1	186,14	2,28775	256,68	33,87	0,725185
44,33	0,3063	0	1	2	337,81	2,04167	757,78	100	0,445784
45,11	0,388	1	1	1	115,64	2,00826	226,3	29,86	0,510999
49,79	0,7931	1	1	-2	27,44	1,8298	31,21	4,12	0,879182
59,89	0,3125	0	2	2	338,74	1,54313	755,79	99,74	0,448191
61,99	0,7052	2	0	-1	100,42	1,49592	105,41	13,91	0,952691
63,36	0,8196	0	1	-3	34,16	1,4668	31,44	4,15	1,086674
64,38	0,3846	1	2	-2	10,69	1,44599	26,04	3,44	0,410604
65,65	0,7134	1	1	-3	11,28	1,42101	10,5	1,39	1,074187
70,27	0,1112	2	0	1	3,72	1,33855	16,25	2,14	0,229179
73,64	0,5942	1	0	3	14,75	1,28529	24,07	3,18	0,612757
78,05	0,3785	1	3	-1	20,48	1,2233	31,05	4,1	0,659502
79,28	0,6652	2	2	-1	17,98	1,20741	14,89	1,97	1,207022
81,79	0,9219	0	0	4	24,72	1,17661	26,01	3,43	0,950725
85,82	1,3669	0	1	4	49,44	1,13135	17,55	2,32	2,817182

A indexação completa de todas as fases B19' presentes nas 5 amostras consta no Apêndice H. A cristalinidade relativa calculada foi de 58.16% (Hf8 .at%), 63.88% (Hf11 .at%), 63.58% (Hf14 .at%), 67.47% (Hf17 .at%) e 65.08% (Hf20 .at%). Esses valores próximos mostram que o processo de fusão usado homogeneizou uniformemente as 5 composições, além de expressar um bom nível de cristalização do processamento. Como exemplo, a Figura 158 apresenta em detalhes a forma pela qual se calculou os valores X_c (%) na liga cujo teor de háfnio é 11 .at%.

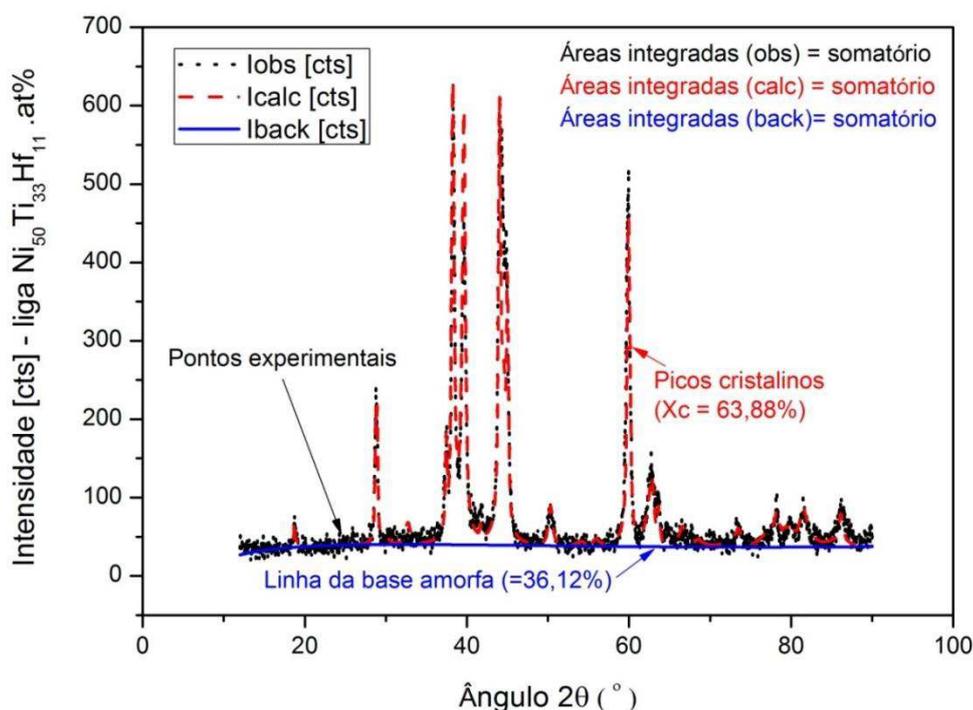


Figura 158 - Separação visual das 3 Intensidades: experimentais, calculadas e *background*

Em relação às fases minoritárias, a nucleação da fase R nas ligas de Ni-Ti tem sido associada com a presença da fase precipitada Ni₄Ti₃ (Khalil Allafi *et al.*, 2002), (Khalil-Allafi *et al.*, 2002) e (Wu *et al.*, 2010). Também foi observado por (Wu *et al.*, 2010) que o precipitado Ti₂Ni pode também induzir a formação de fase R. No presente trabalho, a formação da fase R está relacionada com a presença da fase (Ti, Hf)₂Ni precipitada (Yi *et al.*, 2017). A Figura 157 apresenta um padrão de difração de raios X distintamente legendado mostrando a coexistência da fase-R junto com (Ti, Hf)₂Ni. Isso indica que a precipitação da fase (Ti, Hf)₂Ni pode desempenhar um papel preponderante na sequência de transformação em ligas Ni-

Ti-Hf. Segundo a literatura (Suresh *et al.*, 2014), o aumento da quantidade de Hf na liga favorece a diminuição da quantidade da fase $(\text{Ti, Hf})_2\text{Ni}$, de acordo como mostra a Figura 159. Essa precipitação no contorno de grão forma uma interface coerente/semicoerente entre o precipitado $(\text{Ti, Hf})_2\text{Ni}$ e a fase matriz, o que pode intensificar uma força motriz para a formação da fase R. De acordo com a Figura 159, considerando-se apenas a cristalinidade relativa (X_c) de cada composição, esse aumento da fase R foi observado experimentalmente e está relacionado com o aumento de Hf e também com o enriquecimento da liga por Ni (Karaca *et al.*, 2011).

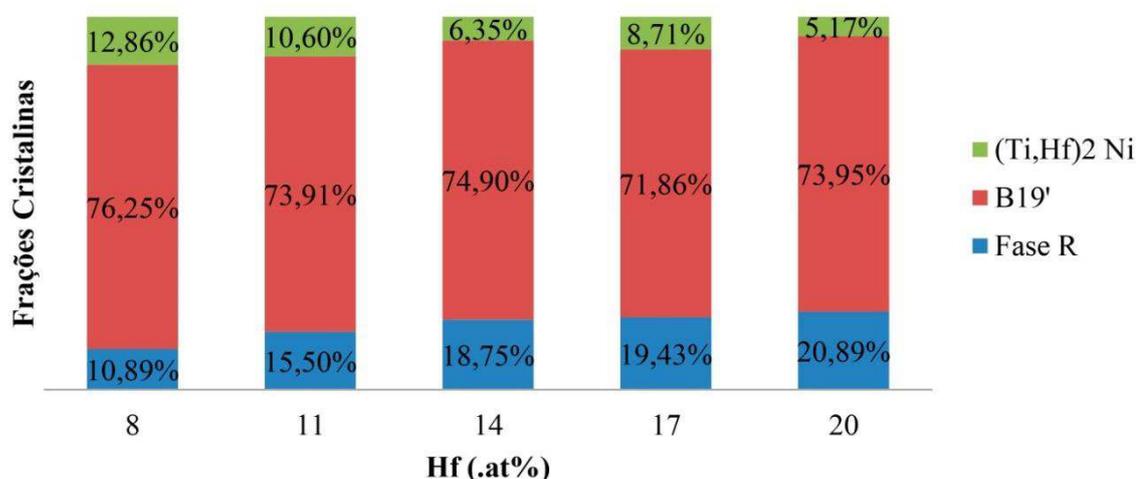


Figura 159 - Frações cristalinas das três fases identificadas

O refinamento Rietveld possibilitou a criação de várias cartas cristalográficas com extensão CIF que podem ser disponibilizadas posteriormente no banco de dados COD, ICDD ou ICSD. Nestas cartas estão descritos, segundo resultados obtidos para a liga Hf17 .at%, os dados contidos na Tabela 64: átomos típicos, índices de Wyckoff, fatores de ocupação no sítio (s.o.f.), posições atômicas (x y z) e parâmetros isotrópicos de rede (B). Com base nesses dados cristalográficos, além dos parâmetros de rede, é possível calcular os difratogramas no intervalo máximo da ficha ($0^\circ \leq 2\theta \leq 180^\circ$), o que pode ser referência para futuros trabalhos. Aqui restringiu-se ao intervalo $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$, conforme é mostrado da Figura 160 até à Figura 163. Outros dados foram obtidos, conforme Tabela 65, mediante análise dos ensaios laboratoriais via DRX. Além disso é possível indexar todos os picos onde há uma intensidade significativa da mesma fase, de acordo como mostra a Tabela 66.

Tabela 64 – Parâmetros estruturais de 4 das 5 fases B19' ocorrentes em Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇ .at%

Átomo	Wyckoff	s.o.f.	x	y	z	B [10 ⁴ pm ²]
Código ICSD 160486 - Fórmula estrutural Ni _{0,9} Ti _{0,59} Hf _{0,51}						
Ni1	4f	0,45000	0,05000	0,24100	0,27000	0,00000
Hf1	4f	0,05000	0,05000	0,24100	0,27000	0,00000
Ti1	4f	0,29500	0,43000	0,73500	0,24000	0,00000
Hf2	4f	0,20500	0,43000	0,73500	0,24000	0,00000
Código ICSD 160485 - Fórmula estrutural Ni ₁ Ti _{0,64} Hf _{0,36}						
Ni1	4f	0,50000	0,49000	0,73900	0,26000	0,00000
Ti1	4f	0,32000	0,05000	0,24000	0,22000	0,00000
Hf1	4f	0,18000	0,05000	0,24000	0,22000	0,00000
Código ICSD 160493 - Fórmula estrutural Ni _{0,79} Ti _{0,75} Hf _{0,46}						
Ni1	4f	0,39500	0,00000	0,23400	0,19000	0,00000
Hf1	4f	0,10500	0,00000	0,23400	0,19000	0,00000
Ti1	4f	0,37500	0,48000	0,22600	0,71000	0,00000
Hf2	4f	0,12500	0,49000	0,22600	0,71000	0,00000
Código ICSD 160490 - Fórmula estrutural Ni _{0,6} Ti ₁ Hf _{0,4}						
Ni1	4f	0,30000	0,08000	0,23100	0,34000	0,00000
Hf1	4f	0,20000	0,08000	0,23100	0,34000	0,00000
Ti1	4f	0,50000	0,42000	0,74700	0,21000	0,00000

Tabela 65 – Cálculo feito pelo software X'Pert HighScore Plus sobre os atributos relativos à maioria das fases martensitas B19' presentes nas ligas brutas Ni₅₀Ti_{50-x}Hf_x .at% obtidas por fusão ao arco elétrico (*arc melting*), em temperatura ambiente: ≈ 23-25 °C

HfX .at%	Soma da fórmula (mol)	Massa (g/mol)	Densidade (calculada), g/cm ³	F(000)	Coefficiente de atenuação em massa [cm ² /g]
8	Ni _{2,00} Ti _{1,28} Hf _{0,72}	307,2248	8,8508	136,00	123,9414
11	Ni _{2,00} Ti _{1,28} Hf _{0,72}	307,2248	8,8054	136,00	123,9416
14	Ni _{2,00} Ti _{1,28} Hf _{0,73}	308,2367	8,8166	136,00	123,9522
17	Ni _{1,80} Hf _{1,02} Ti _{1,18}	344,2418	8,5134	149,80	130,8704
	Ni _{2,00} Ti _{1,28} Hf _{0,72}	307,2248	8,6952	136,00	123,9414
	Ni _{1,58} Hf _{0,92} Ti _{1,50}	328,8068	9,2098	143,48	135,6531
	Ni _{1,20} Hf _{0,80} Ti _{2,00}	309,032	8,2329	135,20	145,054
20	Ni _{1,34} Hf _{0,84} Ti _{1,82}	315,7676	8,3753	138,04	141,4483
	Ni _{2,00} Ti _{1,28} Hf _{0,72}	307,2248	7,5826	136,00	123,9414
	Ni _{1,58} Hf _{0,92} Ti _{1,50}	328,8068	9,9182	143,48	135,6531

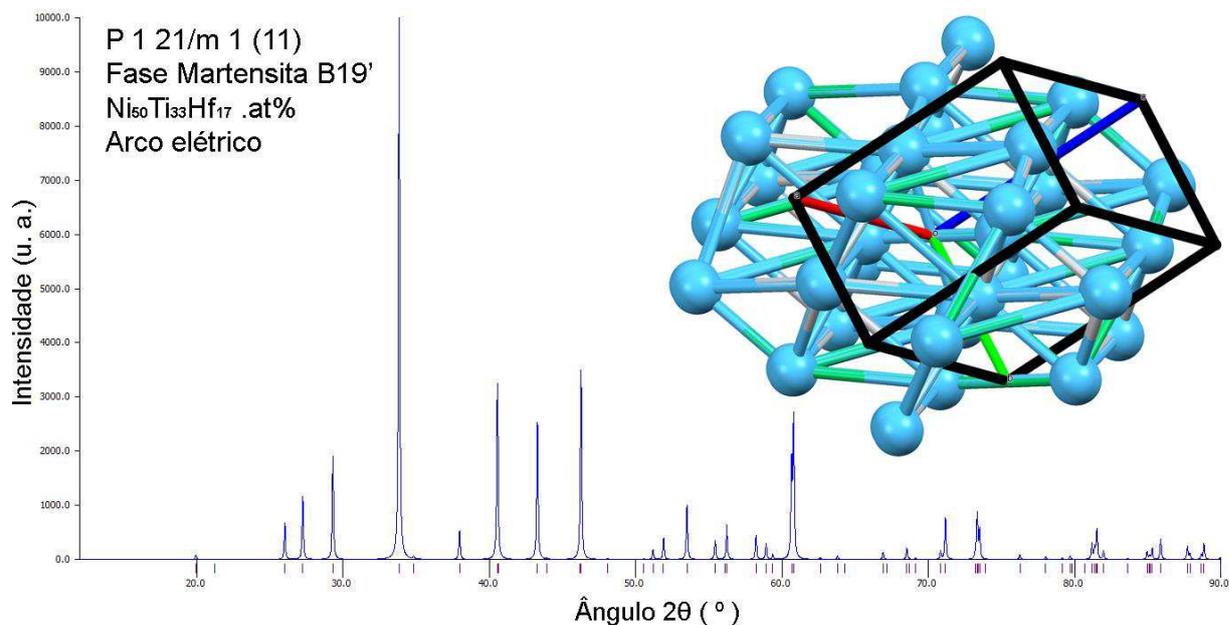


Figura 160 - Difratoograma $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 65 posições de Bragg para a fase B19' (0.9/0.59/0.51) – monoclinica

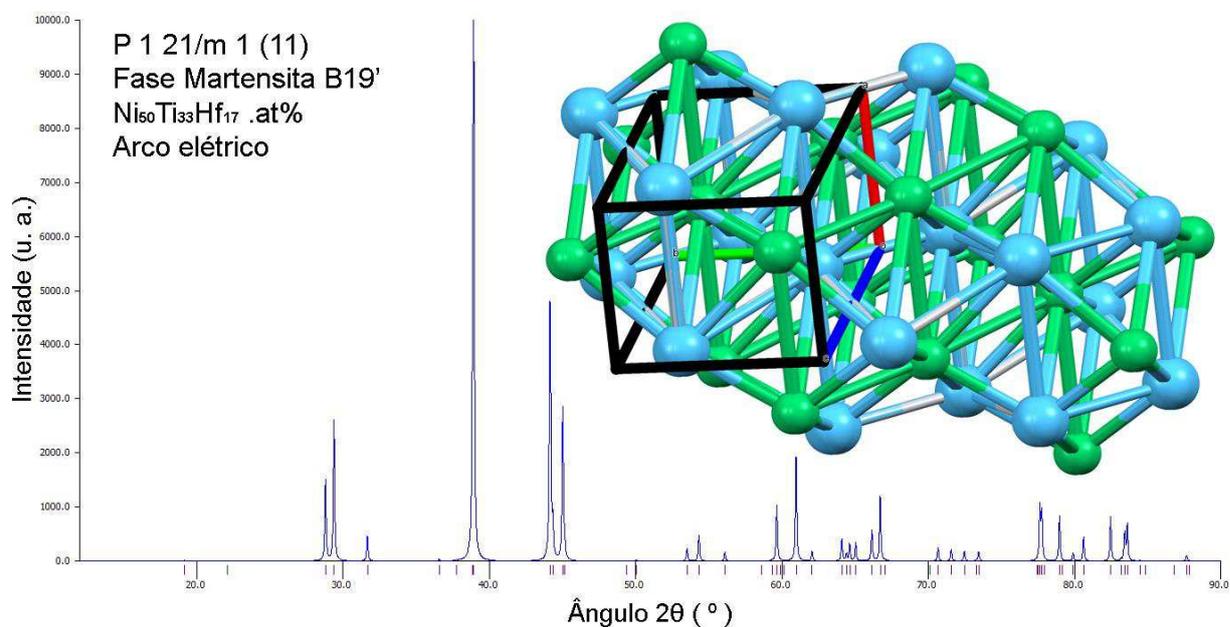


Figura 161 - Difratoograma $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 56 posições de Bragg para a fase B19' (1/0.64/0.36) - monoclinica

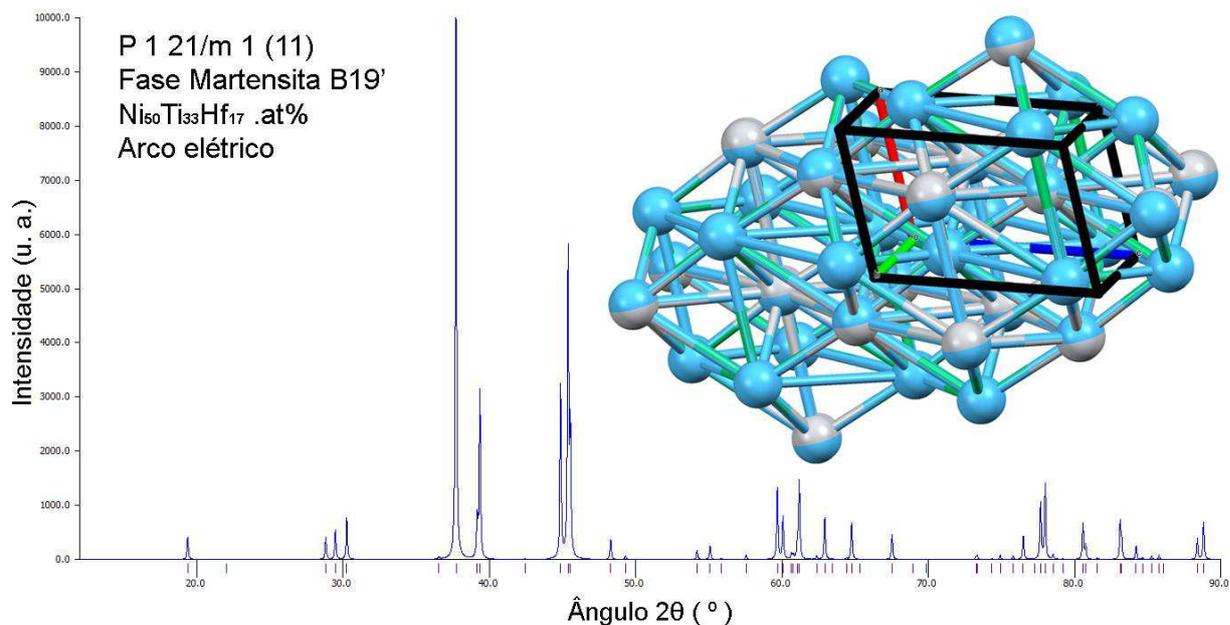


Figura 162 - Difratoograma $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 56 posições de Bragg para a fase B19' (0.79/0.75/0.46) - monoclinica

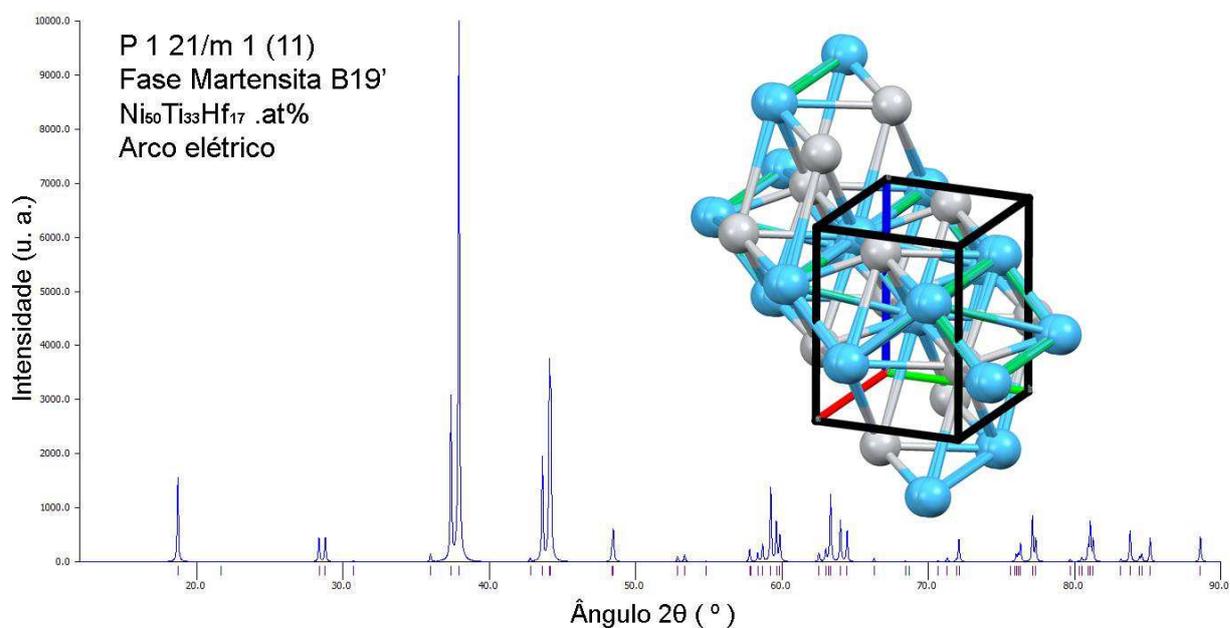


Figura 163 - Difratoograma $12^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ gerado por meio do refinamento de estrutura Rietveld feito na liga bruta de composição nominal $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico, com 57 posições de Bragg para a fase B19' (0.6/1/0.4) - monoclinica

Com base nos resultados dos experimentos de difração de raios X, os modelos exponenciais usados para descrever a relação entre o ângulo 2θ (°) e a distância interplanar d (Å) estão plotados nos gráficos da Figura 164. Considerando-se as composições nominais individualmente, os modelos matemáticos $f(d)$ são decrescentes e estão representados na(s) Figura 164(a), Figura 164(b), Figura 164(c), Figura 164(d) e Figura 164(e). Considerando todos os pontos experimentais das 5 ligas, o modelo geral é plotado na Figura 164 (f).

Da mesma forma, estão representados nesses gráficos os modelos não-lineares quadráticos que descrevem a relação entre o ângulo 2θ (°) e a fração $1/d^2$. Na Figura 164(a)(b)(c)(d)(e) estão expostas as funções quadráticas crescentes relativas às 5 amostras individuais ($H_f = 8, 11, 14, 17$ e 20 .at%), respectivamente. Em separado, na Figura 164(f) está plotado o gráfico relativo à função geral $f(1/d^2)$ relativa às 5 ligas simultaneamente.

Tanto na função $f(d)$ quanto na função $f(1/d^2)$ é notória a adequação dos pontos experimentais à mesma linha curva resultante do ajuste matemático. Isso é evidenciado pela geração de equações individuais que têm valores numéricos praticamente iguais à função geral. Os parâmetros de tais funções estão elencados na Tabela 67. O parâmetro e é constante porque representa o número de Euler, ou seja, 2,71828. As Análises de Variâncias e os Resumos Estatísticos das funções criadas para a variável d estão expostas na(s) Tabela 68 e Tabela 69. Da mesma maneira, as ANOVAS e os Resumos Estatísticos concernentes às funções geradas para a variável $1/d^2$ estão organizadas na(s) Tabela 70 e Tabela 71. Em ambos os casos houve a evidência numérica que comprova um ajuste final próximo de 100%.

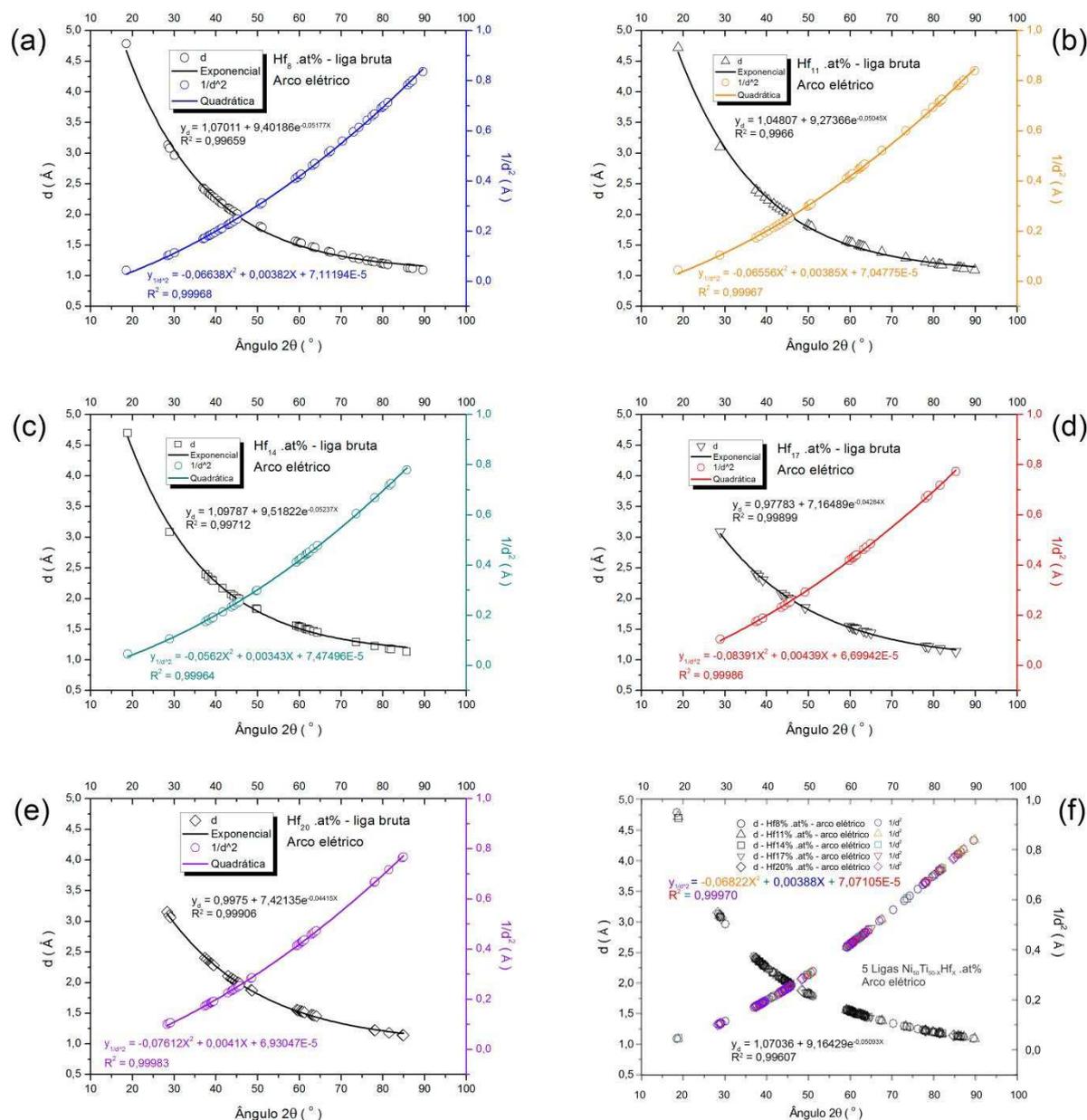


Figura 164 – Modelos estatísticos de ajustes não-lineares da distância interplanar (d) e fração de identificação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo 2θ ($^\circ$) em cada uma das 5 ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% ($Hf = 8, 11, 14, 17$ e 20 .at%) obtidas pelo método de fusão a arco elétrico

Tabela 67 – Modelos estatísticos estabelecidos para descrever a relação matemática existente entre distância interplanar (d) e fração de identificação cristalográfica ($1/d^2$) com o ângulo 2θ (°) em cada uma das 5 composições da liga $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% e na liga geral $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% para as 5 composições simultâneas (obtida por fusão a arco elétrico)

Ajustes não-lineares	Exponencial			Quadrática		
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
Hf8 .at%	y_0	1,07011	0,01721	β_0	-0,06638	0,00632
	A	9,40186	0,2262	β_1	0,00382	2,37E-04
	R_0	-0,05177	9,88E-04	β_2	7,11E-05	2,04E-06
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
Hf11 .at%	y_0	1,04807	0,01835	β_0	-0,06556	0,00693
	A	9,27366	0,21858	β_1	0,00385	2,46E-04
	R_0	-0,05045	9,93E-04	β_2	7,05E-05	2,05E-06
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
Hf14 .at%	y_0	1,09787	0,02293	β_0	-0,0562	0,00672
	A	9,51822	0,24119	β_1	0,00343	2,52E-04
	R_0	-0,05237	0,00118	β_2	7,47E-05	2,25E-06
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
Hf17 .at%	y_0	0,97783	0,01906	β_0	-0,08391	0,00694
	A	7,16489	0,19647	β_1	0,00439	2,49E-04
	R_0	-0,04284	0,00104	β_2	6,70E-05	2,13E-06
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
Hf20 .at%	y_0	0,9975	0,01411	β_0	-0,07612	0,00498
	A	7,42135	0,13593	β_1	0,0041	1,86E-04
	R_0	-0,04415	7,28E-04	β_2	6,93E-05	1,63E-06
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão
5 Ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (arco elétrico)	y_0	1,07036	0,00934	β_0	-0,06822	0,00294
	A	9,16429	0,11696	β_1	0,00388	1,08E-04
	R_0	-0,05093	5,21E-04	β_2	7,07E-05	9,24E-07
	d	Valor	Erro padrão	$1/d^2$	Valor	Erro padrão

Tabela 68 – ANOVAS das exponenciais de d nas ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (arco elétrico)
$$f(x) = y_0 + Ae^{R_0x}$$

	d	DF	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
Hf8 .at%	Regressão	3	169,75709	56,5857	29662,61353	0
	Residual	40	0,07631	0,00191		
	Total	43	169,8334			
Hf11 .at%	Regressão	3	126,39047	42,13016	23972,81293	0
	Residual	33	0,05799	0,00176		
	Total	36	126,44846			
Hf14 .at%	Regressão	3	111,07767	37,02589	22738,92155	0
	Residual	25	0,04071	0,00163		
	Total	28	111,11838			
Hf17 .at%	Regressão	3	69,65483	23,21828	82802,51794	0
	Residual	18	0,00505	2,80E-04		
	Total	21	69,65987			
Hf20 .at%	Regressão	3	144,57288	48,19096	168540,4648	0
	Residual	34	0,00972	2,86E-04		
	Total	37	144,5826			
5 ligas	Regressão	3	621,36991	207,1233	122997,1192	0
	Residual	162	0,2728	0,00168		
	Total	165	621,64271			

Tabela 69 - Resumo estatístico dos itens que validam os modelos exponenciais de d nas ligas de composição nominal $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por fusão ao arco elétrico
$$f(x) = y_0 + Ae^{R_0x}$$

d	Hf8 .at%	Hf11 .at%	Hf14 .at%	Hf17 .at%	Hf20 .at%	Ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%
Pontos	43	36	28	21	37	165
GL	40	33	25	18	34	162
SQ resíduos	0,07631	0,05799	0,04071	0,00505	0,00972	0,2728
Valor R	0,99829	0,9983	0,99856	0,9995	0,99953	0,99804
R^2	0,99659	0,9966	0,99712	0,99899	0,99906	0,99607
R^2 ajustado	0,99642	0,99639	0,99689	0,99888	0,999	0,99603
Iterações	6	6	5	6	5	6

Tabela 70 - ANOVAS dos modelos de ajuste não-linear encontrados para os valores de $1/d^2$ nas 5 ligas de composição nominal $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% (obtidas ao arco elétrico)

$f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 \pm \varepsilon$						
Hf8 .at%	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	2,33737	1,16869	62436,83066	0
	Erro	40	7,49E-04	1,87E-05		
	Total	42	2,33812			
Hf11 .at%	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	1,87442	0,93721	49933,03754	0
	Erro	33	6,19E-04	1,88E-05		
	Total	35	1,87504			
Hf14 .at%	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	1,02721	0,51361	34688,41237	0
	Erro	25	3,70E-04	1,48E-05		
	Total	27	1,02758			
Hf17 .at%	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	0,75289	0,37644	64008,56373	0
	Erro	18	1,06E-04	5,88E-06		
	Total	20	0,753			
Hf20 .at%	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	1,28164	0,64082	100396,2865	0
	Erro	34	2,17E-04	6,38E-06		
	Total	36	1,28186			
5 ligas	1/d^2	GL	SQ	QM	F-Valor	Prob>F
	Modelo	2	7,45397	3,72698	265951,7064	0
	Erro	162	0,00227	1,40E-05		
	Total	164	7,45624			

Tabela 71 - Resumo estatístico dos itens que validam os modelos quadráticos de $1/d^2$ nas ligas de composição nominal $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% obtidas por fusão ao arco elétrico

$f(x) = \beta_0 X^2 + \beta_1 X + \beta_2 \pm \varepsilon$						
modelo quadrático	Hf08 .at%	Hf11 .at%	Hf14 .at%	Hf17 .at%	Hf20 .at%	5 Ligas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at%
Pontos	43	36	28	21	37	165
GL	40	33	25	18	34	162
Soma dos quadrados dos resíduos	7,49E-4	6,19E-04	3,70E-04	1,06E-04	2,17E-04	0,00227
Valor R	0,99984	0,99983	0,99982	0,99993	0,99992	0,99985
R ²	0,99968	0,99967	0,99964	0,99986	0,99983	0,9997
R ² ajustado	0,99966	0,99965	0,99961	0,99984	0,99982	0,99969

Observação Microscópica (MO e MEV/EDS)

A observação microscópica se deu mediante o ataque químico de todas as amostras, as quais foram embutidas a quente. A visualização dos grãos (matriz) está registrada na(s) Figura 167, Figura 169, Figura 171, Figura 173 e Figura 175. Para as quatro variáveis observadas nos contornos de grãos (largura, comprimento, perímetro e área), contou-se 30 dados em cada uma das 5 composições de ligas $Ni_{50}Ti_{50-X}Hf_X$.at% ($X = 8, 11, 14, 17$ e 20 .at%). Assim, foi possível organizar as frequências absolutas (total e acumulada) e percentagens (relativa e acumulada) organizadas na(s) Tabela 75, Tabela 76, Tabela 77, Tabela 78 e Tabela 79, oriundas da observação por microscopia óptica (MO). Para tanto, usou-se as amplitudes descritas na Tabela 72.

Tabela 72 - Critério numérico para estabelecimento de intervalos na contagem de dados

Intervalo básico	Largura (μm)	Comprimento (μm)	Perímetro (μm)	Área (μm^2)
Início	4	6	20	20
Meio	5	7	22,5	30
Fim	6	8	25	40
Amplitude Total	2	2	5	20

Observou-se que as maiores ocorrências em cada variável, segundo mostra a Tabela 73, estão com um frequência igual ou maior que 30 pontos percentuais. Todavia, ocorre com percentuais iguais em todas as composições.

Tabela 73 – Resumo das maiores frequências dos valores computados por MO

Dimensões	Entre	Hf8 .at%	Hf11 .at%	Hf14 .at%	Hf17 .at%	Hf20 .at%
Largura	6 e 8 (μm)	56,67%	56,67%	56,67%	56,67%	56,67%
Comprimento	8 e 10 (μm)	33,00%	33,00%	33,00%	33,00%	33,00%
Perímetro	9 e 14 (μm)	30,00%	30,00%	30,00%	30,00%	30,00%
Área	11 e 15 (μm^2)	36,66%	36,66%	36,66%	36,66%	36,66%

Na(s) Figura 168, Figura 170, Figura 172, Figura 174 e Figura 176 foram plotados os gráficos referentes à ordem natural da coleta de dados, os resultados expressos em *box-plots* com pontos *outliers* e a relação linear existente entre Largura/Comprimento ($L/C = X < 1$) e Perímetro/Área ($P/A = 1 < X < 1$). A estatística

descritiva resultante está organizada na Tabela 80. Como a temperatura ambiente ($\approx 23\text{ }^{\circ}\text{C}$), na qual se fez os ensaios de microscopia (MO e MEV), tem distâncias térmicas diferenciadas em relação às TTs de cada liga, não foi evidenciada uma relação nítida entre o percentual de Hf e as dimensões das quatro variáveis observadas (L, C, P e A). Contudo, há um crescimento de grão que começa na liga de composição nominal $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% e termina na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at%, onde essa variável atinge o seu apogeu. Depois, há um decréscimo no tamanho do grão que se inicia na liga de composição $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% e termina na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at%.

Os 5 botões (10 gramas cada) fundidos ao arco elétrico foram embutidos a quente e atacados novamente para serem submetidos aos exames MEV/EDS. Usou-se os seguintes métodos para medição: ponto, linha e área (superfície). Foram feitas inicialmente, para efeito de visualização do grão, nas amostras de ligas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% com EMF, microfotografias que foram sequenciadas, neste trabalho, da Figura 177 até a Figura 181. Com elas foi possível registrar com mais nitidez a diferenciação do grão e do contorno, assim como da área e do perímetro.

Os exames EDS, que são feitos em paralelo com as imagens armazenadas por MEV, registraram teores atômicos dos 3 elementos Ni, Ti e Hf. Os resultados obtidos comprovaram uma aproximação composicional entre a fórmula estabelecida inicialmente e o valor semiquantitativo registrado por aferição EDS, conforme é mostrado na(s) Tabela 81, Tabela 82, Tabela 83, Tabela 84 e Tabela 85. Assim, a diferença entre o percentual atômico médio (calculado através das medições) e o percentual atômico adotado (nominal) foi, geralmente, menor que 1 .at%. Isso valida, na prática, o uso do Método de Roniere (Soares, 2016) como ferramenta de precisão na preparação das cargas metálicas.

Nos ensaios EDS se percebeu que a densidade de cada amostra aumenta conforme se acrescenta o Hf em 3 .at%. Há portanto, uma relação direta entre as densidades calculadas e as propriedades estruturais do Hf. Tais valores foram mensurados com base na(s) Figura 182 até a Figura 186.

Ao final, pôde-se observar nas micrografias de MEV da Figura 165 que a microestrutura consiste de fase $(\text{Ti,Hf})_2\text{Ni}$ precipitada, formada preferencialmente nos contornos de grão da fase matriz de Ni-Ti-Hf. A região dos contornos de grão age como sítios de nucleação preferencial para a nucleação da fase precipitada por causa da minimização da energia interfacial entre a matriz e a fase precipitada.

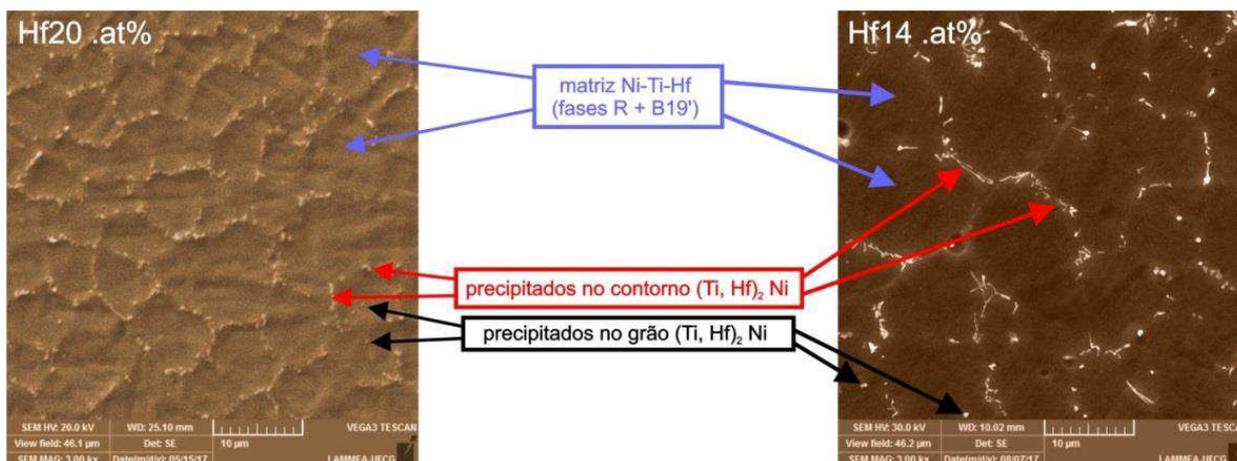


Figura 165 - Identificação da fase matriz (R + B19') e da fase precipitada (Ti, Hf)₂ Ni

Uma precipitação lenticular heterogênea da fase (Ti, Hf)₂ Ni ocorre devido a sua nucleação preferencial nos contornos de grão. Desde que a difusividade no contorno de grão seja maior do que a difusividade na rede, a precipitação no contorno de grão é perfeitamente natural. Em virtude do gradiente de concentração gerado nos contornos de grãos como resultado da rejeição de soluto durante a formação da fase (Ti, Hf)₂ Ni, os átomos de soluto difundem na rede para os contornos de grão. Interfaces planares coerentes ou semicoerentes surgem quando a energia interfacial entre a matriz e o precipitado é mínima. Portanto, a ocorrência de tais interfaces depende fortemente da orientação dos contornos de grão. No entanto, a formação de tal interface planar pode intensificar uma força motriz para promover a transformação da fase R na liga (Suresh *et al.*, 2014).

A diminuição da histerese de transformação devido à redistribuição da quantidade de Ni foi relatada na literatura (Meng *et al.*, 2001). Entretanto, nas ligas aqui estudadas, apenas a mudança na composição não parece ser a única razão para os baixos valores de histereses observadas na Tabela 61. O enriquecimento das ligas por Ni afeta mais drasticamente a temperatura Ms do que as temperaturas As ou Af (Meng *et al.*, 2002), como mostra os resultados da Tabela 61.

O precipitado (Ti, Hf)₂ Ni é rico em Ti no contorno de grão, comparando-se com o Hf. Por outro lado, a quantidade de Hf na fase (Ti, Hf)₂ Ni, presente na matriz, é sempre maior do que a quantidade de Ti, de acordo como é mostrado na Figura 166(a) e na Figura 166(b). Assim, considerando-se apenas a fase precipitada (Ti, Hf)₂ Ni, a maior quantidade de Hf na matriz compensa a perda em Ti. A quantificação atômica desses elementos está organizada nas duas primeiras linhas da Tabela 74.

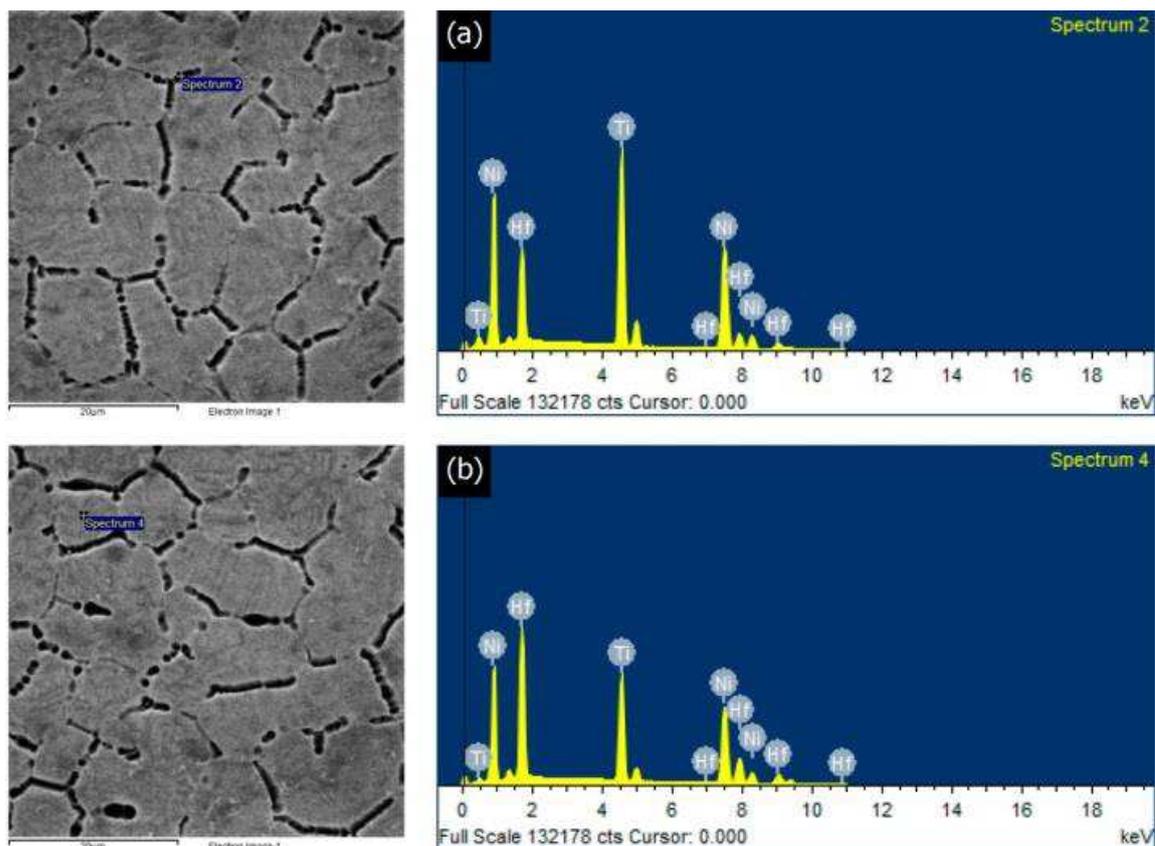


Figura 166 - Medições da fase $(\text{Ti, Hf})_2 \text{Ni}$ presente no contorno (160a) e grão (160b)

Em relação à fase matriz martensita Ni-Ti-Hf (grão), foram quantificados os valores dos elementos por EDS. Os resultados estão expostos nas últimas 5 linhas da Tabela 74 e se mantêm muito próximos dos valores adotados como nominais. Isso reforça a certeza de que o preparo das ligas teve um nível aceitável de precisão devido à proximidade dos valores medidos por EDS com os valores teóricos.

Tabela 74 - Quantificação dos elementos contidos nas fases precipitada e martensita (por EDS – resultados semiquantitativos)

Posição	Composição	Ni .at%	Ti .at%	Hf .at%
Contorno	$(\text{Ti, Hf})_2 \text{Ni}$	31,45	38,79	29,76
Matriz (grão)	$(\text{Ti, Hf})_2 \text{Ni}$	34,28	23,45	44,17
Matriz (grão)	$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at%	48,3	44,38	7,32
	$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at%	49,55	39,9	10,55
	$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at%	50,02	36,94	13,04
	$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at%	49,89	33,85	16,26
	$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at%	49,58	32,13	18,29

Tabela 75 – Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, observada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG)

Contagem das frequências (ligas Hf8 .at% arc melting)						
	Centro	Fim	Contagem	Acúmulo	Frequência relativa	Frequência cumulativa
Largura (µm)	5	6	3	3	0,1	0,1
	7	8	17	20	0,56667	0,66667
	9	10	6	26	0,2	0,86667
	11	12	1	27	0,03333	0,9
	13	14	2	29	0,06667	0,96667
	15	16	1	30	0,03333	1
	17	18	0	30	0	1
Comprimento (µm)	7	8	2	2	0,06667	0,06667
	9	10	10	12	0,33333	0,4
	11	12	7	19	0,23333	0,63333
	13	14	3	22	0,1	0,73333
	15	16	4	26	0,13333	0,86667
	17	18	0	26	0	0,86667
	19	20	3	29	0,1	0,96667
	21	22	1	30	0,03333	1
Perímetro (µm)	22,5	25	5	5	0,16667	0,16667
	27,5	30	9	14	0,3	0,46667
	32,5	35	4	18	0,13333	0,6
	37,5	40	6	24	0,2	0,8
	42,5	45	2	26	0,06667	0,86667
	47,5	50	1	27	0,03333	0,9
	52,5	55	2	29	0,06667	0,96667
	57,5	60	1	30	0,03333	1
Área (µm ²)	30	40	4	4	0,13333	0,13333
	50	60	11	15	0,36667	0,5
	70	80	7	22	0,23333	0,73333
	90	100	5	27	0,16667	0,9
	110	120	1	28	0,03333	0,93333
	130	140	1	29	0,03333	0,96667
	150	160	0	29	0	0,96667
	170	180	1	30	0,03333	1

Tabela 76 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG)

		Contagem das frequências (ligas Hf11 .at% <i>arc melting</i>)					
		Centro	Fim	Contagem	Acúmulo	Frequência relativa	Frequência cumulativa
Largura (µm)	5	6	3	3	0,1	0,1	
	7	8	17	20	0,56667	0,66667	
	9	10	6	26	0,2	0,86667	
	11	12	1	27	0,03333	0,9	
	13	14	2	29	0,06667	0,96667	
	15	16	1	30	0,03333	1	
	17	18	0	30	0	1	
Comprimento (µm)	7	8	2	2	0,06667	0,06667	
	9	10	10	12	0,33333	0,4	
	11	12	7	19	0,23333	0,63333	
	13	14	3	22	0,1	0,73333	
	15	16	4	26	0,13333	0,86667	
	17	18	0	26	0	0,86667	
	19	20	3	29	0,1	0,96667	
Perímetro (µm)	21	22	1	30	0,03333	1	
	22,5	25	5	5	0,16667	0,16667	
	27,5	30	9	14	0,3	0,46667	
	32,5	35	4	18	0,13333	0,6	
	37,5	40	6	24	0,2	0,8	
	42,5	45	2	26	0,06667	0,86667	
	47,5	50	1	27	0,03333	0,9	
	52,5	55	2	29	0,06667	0,96667	
Área (µm ²)	57,5	60	1	30	0,03333	1	
	30	40	4	4	0,13333	0,13333	
	50	60	11	15	0,36667	0,5	
	70	80	7	22	0,23333	0,73333	
	90	100	5	27	0,16667	0,9	
	110	120	1	28	0,03333	0,93333	
	130	140	1	29	0,03333	0,96667	
	150	160	0	29	0	0,96667	
	170	180	1	30	0,03333	1	

Tabela 77 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG)

		Contagem das frequências (ligas Hf14 .at% <i>arc melting</i>)					
		Centro	Fim	Contagem	Acúmulo	Frequência relativa	Frequência cumulativa
Largura (µm)	5	6	3	3	0,1	0,1	
	7	8	17	20	0,56667	0,66667	
	9	10	6	26	0,2	0,86667	
	11	12	1	27	0,03333	0,9	
	13	14	2	29	0,06667	0,96667	
	15	16	1	30	0,03333	1	
	17	18	0	30	0	1	
Comprimento (µm)	7	8	2	2	0,06667	0,06667	
	9	10	10	12	0,33333	0,4	
	11	12	7	19	0,23333	0,63333	
	13	14	3	22	0,1	0,73333	
	15	16	4	26	0,13333	0,86667	
	17	18	0	26	0	0,86667	
	19	20	3	29	0,1	0,96667	
Perímetro (µm)	21	22	1	30	0,03333	1	
	22,5	25	5	5	0,16667	0,16667	
	27,5	30	9	14	0,3	0,46667	
	32,5	35	4	18	0,13333	0,6	
	37,5	40	6	24	0,2	0,8	
	42,5	45	2	26	0,06667	0,86667	
	47,5	50	1	27	0,03333	0,9	
	52,5	55	2	29	0,06667	0,96667	
Área (µm ²)	57,5	60	1	30	0,03333	1	
	30	40	4	4	0,13333	0,13333	
	50	60	11	15	0,36667	0,5	
	70	80	7	22	0,23333	0,73333	
	90	100	5	27	0,16667	0,9	
	110	120	1	28	0,03333	0,93333	
	130	140	1	29	0,03333	0,96667	
	150	160	0	29	0	0,96667	
	170	180	1	30	0,03333	1	

Tabela 78 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG)

Contagem das frequências (ligas Hf17 .at% <i>arc melting</i>)						
	Centro	Fim	Contagem	Acúmulo	Frequência relativa	Frequência cumulativa
Largura (µm)	5	6	3	3	0,1	0,1
	7	8	17	20	0,56667	0,66667
	9	10	6	26	0,2	0,86667
	11	12	1	27	0,03333	0,9
	13	14	2	29	0,06667	0,96667
	15	16	1	30	0,03333	1
	17	18	0	30	0	1
Comprimento (µm)	7	8	2	2	0,06667	0,06667
	9	10	10	12	0,33333	0,4
	11	12	7	19	0,23333	0,63333
	13	14	3	22	0,1	0,73333
	15	16	4	26	0,13333	0,86667
	17	18	0	26	0	0,86667
	19	20	3	29	0,1	0,96667
Perímetro (µm)	21	22	1	30	0,03333	1
	22,5	25	5	5	0,16667	0,16667
	27,5	30	9	14	0,3	0,46667
	32,5	35	4	18	0,13333	0,6
	37,5	40	6	24	0,2	0,8
	42,5	45	2	26	0,06667	0,86667
	47,5	50	1	27	0,03333	0,9
	52,5	55	2	29	0,06667	0,96667
Área (µm ²)	57,5	60	1	30	0,03333	1
	30	40	4	4	0,13333	0,13333
	50	60	11	15	0,36667	0,5
	70	80	7	22	0,23333	0,73333
	90	100	5	27	0,16667	0,9
	110	120	1	28	0,03333	0,93333
	130	140	1	29	0,03333	0,96667
	150	160	0	29	0	0,96667
	170	180	1	30	0,03333	1

Tabela 79 - Organização tabular das frequências totais e cumulativas + frequências relativas e acumuladas dos dados dimensionais relativos aos contornos de grãos da liga atacada, de composição nominal Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ .at%, obtida por fusão ao arco elétrico, analisada por microscopia óptica no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica - UFCG)

		Contagem das frequências (ligas Hf20 .at% arc melting)					
		Centro	Fim	Contagem	Acúmulo	Frequência relativa	Frequência cumulativa
Largura (µm)	5	6	3	3	0,1	0,1	
	7	8	17	20	0,56667	0,66667	
	9	10	6	26	0,2	0,86667	
	11	12	1	27	0,03333	0,9	
	13	14	2	29	0,06667	0,96667	
	15	16	1	30	0,03333	1	
	17	18	0	30	0	1	
Comprimento (µm)	7	8	2	2	0,06667	0,06667	
	9	10	10	12	0,33333	0,4	
	11	12	7	19	0,23333	0,63333	
	13	14	3	22	0,1	0,73333	
	15	16	4	26	0,13333	0,86667	
	17	18	0	26	0	0,86667	
	19	20	3	29	0,1	0,96667	
Perímetro (µm)	21	22	1	30	0,03333	1	
	22,5	25	5	5	0,16667	0,16667	
	27,5	30	9	14	0,3	0,46667	
	32,5	35	4	18	0,13333	0,6	
	37,5	40	6	24	0,2	0,8	
	42,5	45	2	26	0,06667	0,86667	
	47,5	50	1	27	0,03333	0,9	
	52,5	55	2	29	0,06667	0,96667	
Área (µm ²)	57,5	60	1	30	0,03333	1	
	30	40	4	4	0,13333	0,13333	
	50	60	11	15	0,36667	0,5	
	70	80	7	22	0,23333	0,73333	
	90	100	5	27	0,16667	0,9	
	110	120	1	28	0,03333	0,93333	
	130	140	1	29	0,03333	0,96667	
	150	160	0	29	0	0,96667	
	170	180	1	30	0,03333	1	

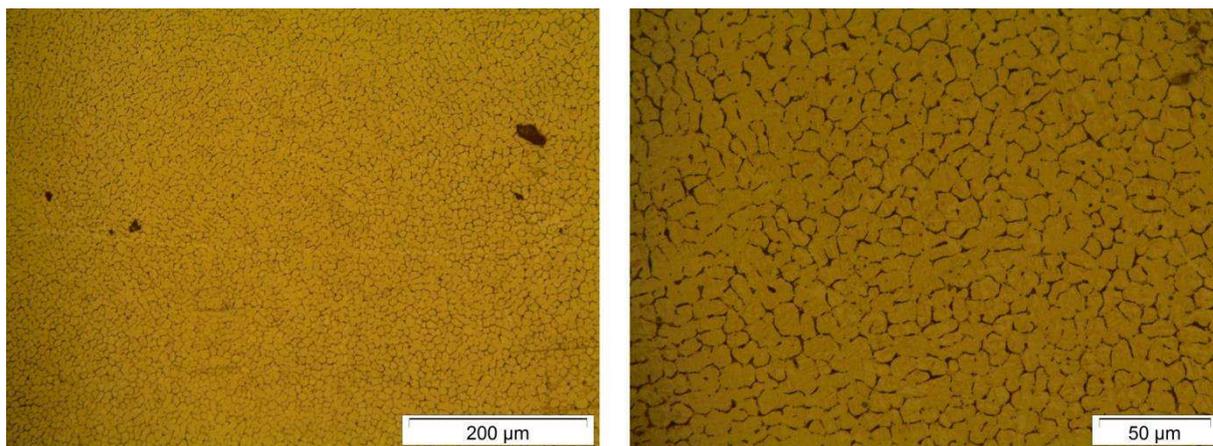


Figura 167 – Fotografias dos contornos de grão na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico

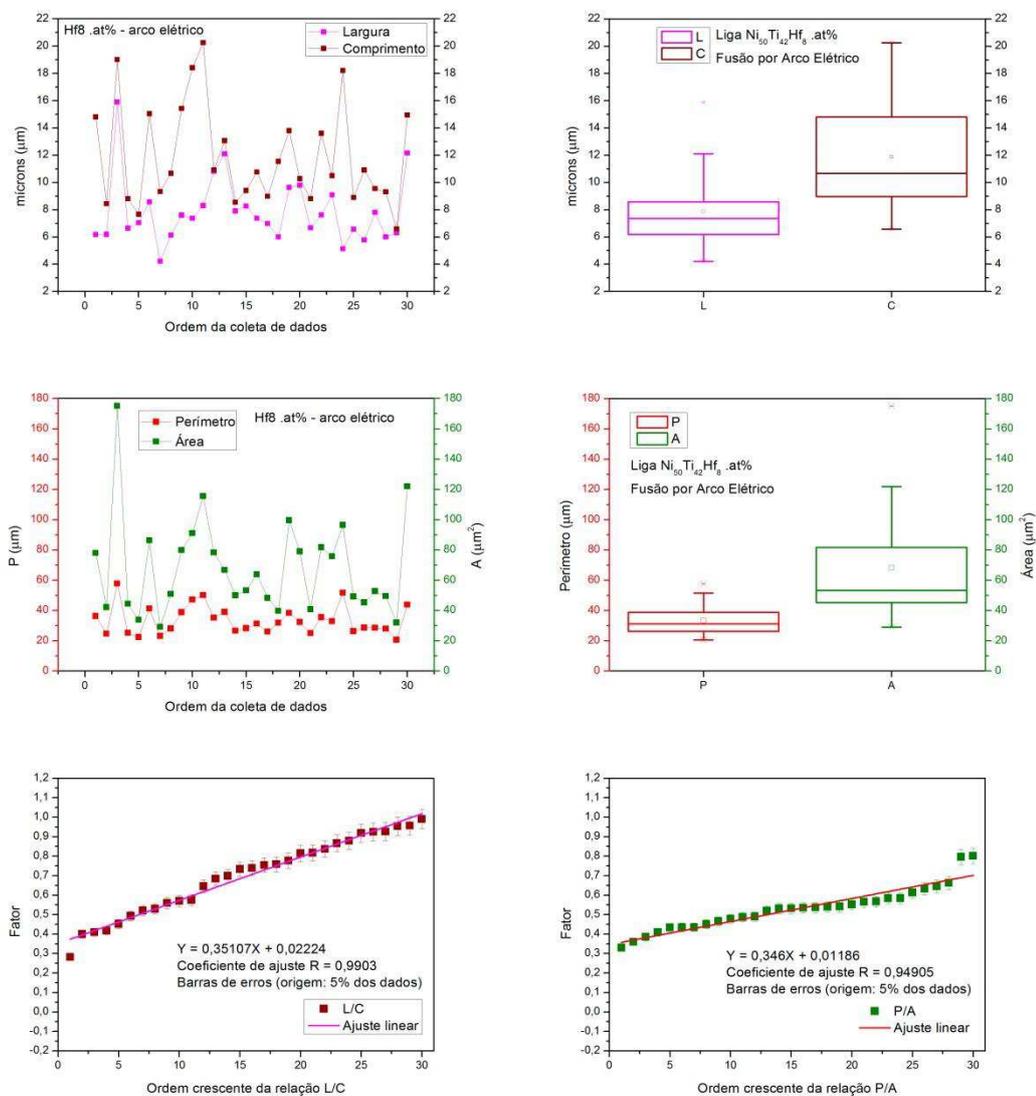


Figura 168 – *Box Plot* montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A

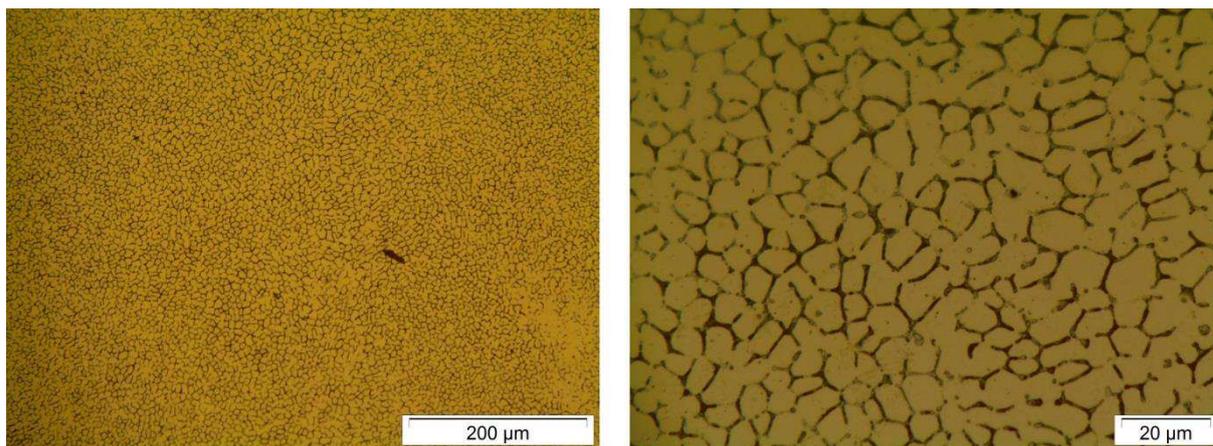


Figura 169 - Fotografias dos contornos de grão na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico

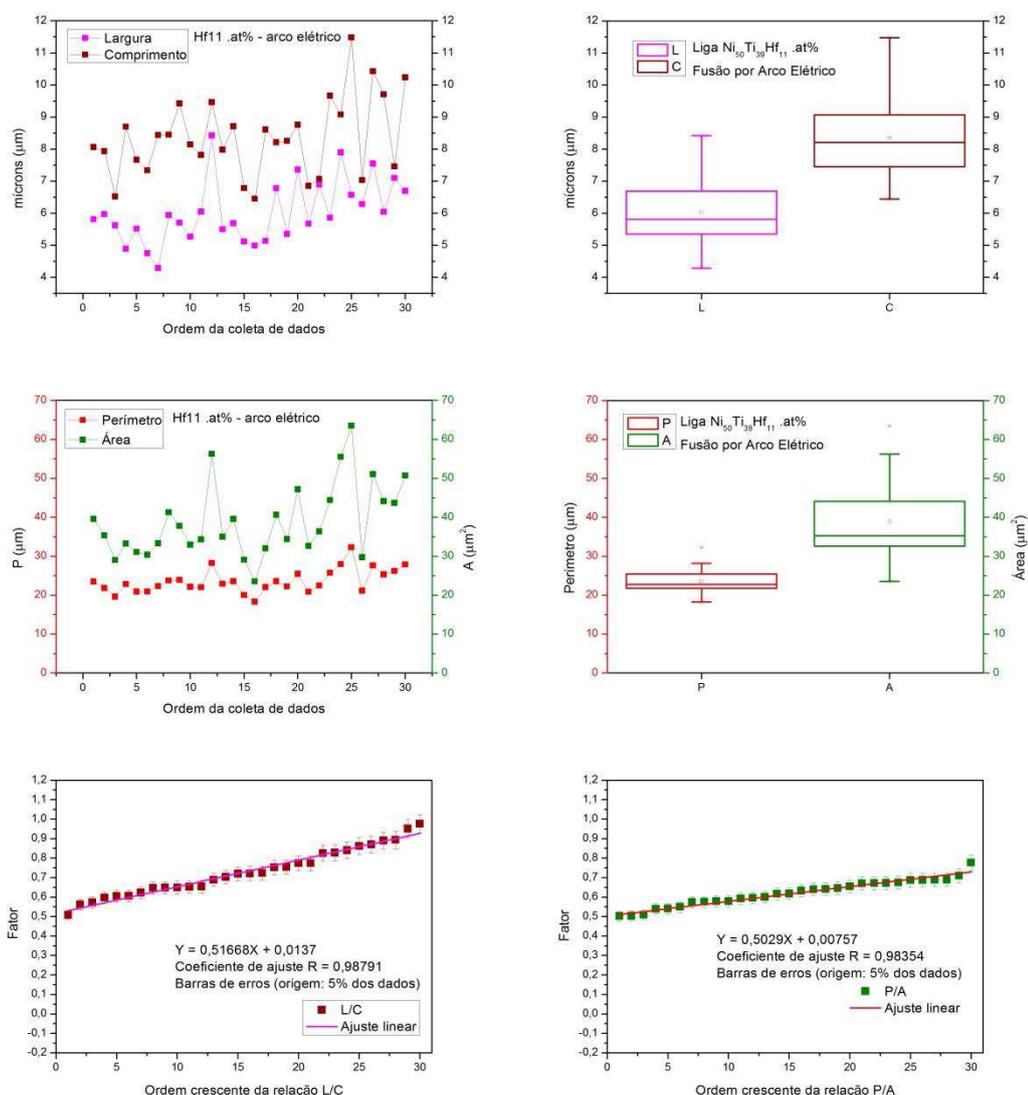


Figura 170 - *Box Plot* montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A

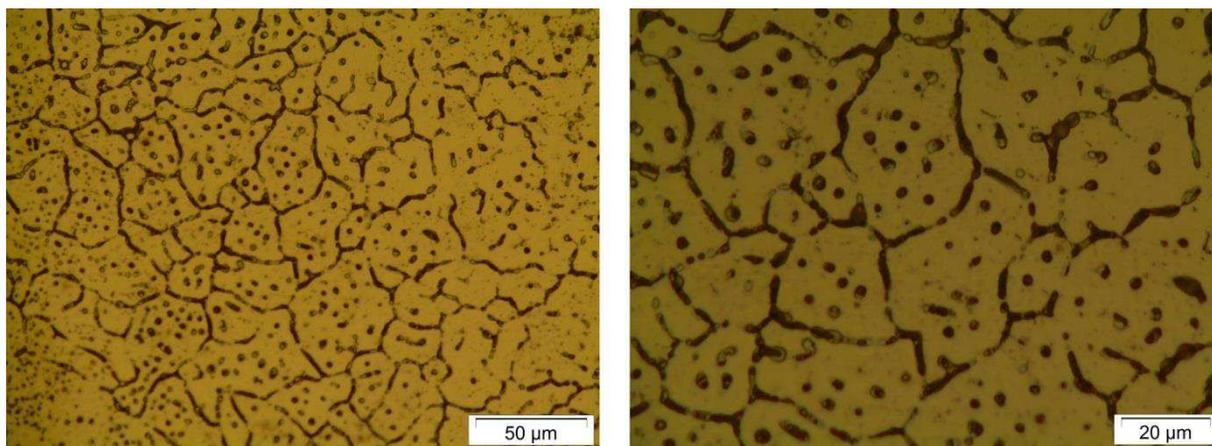


Figura 171 - Fotografias dos contornos de grão na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico

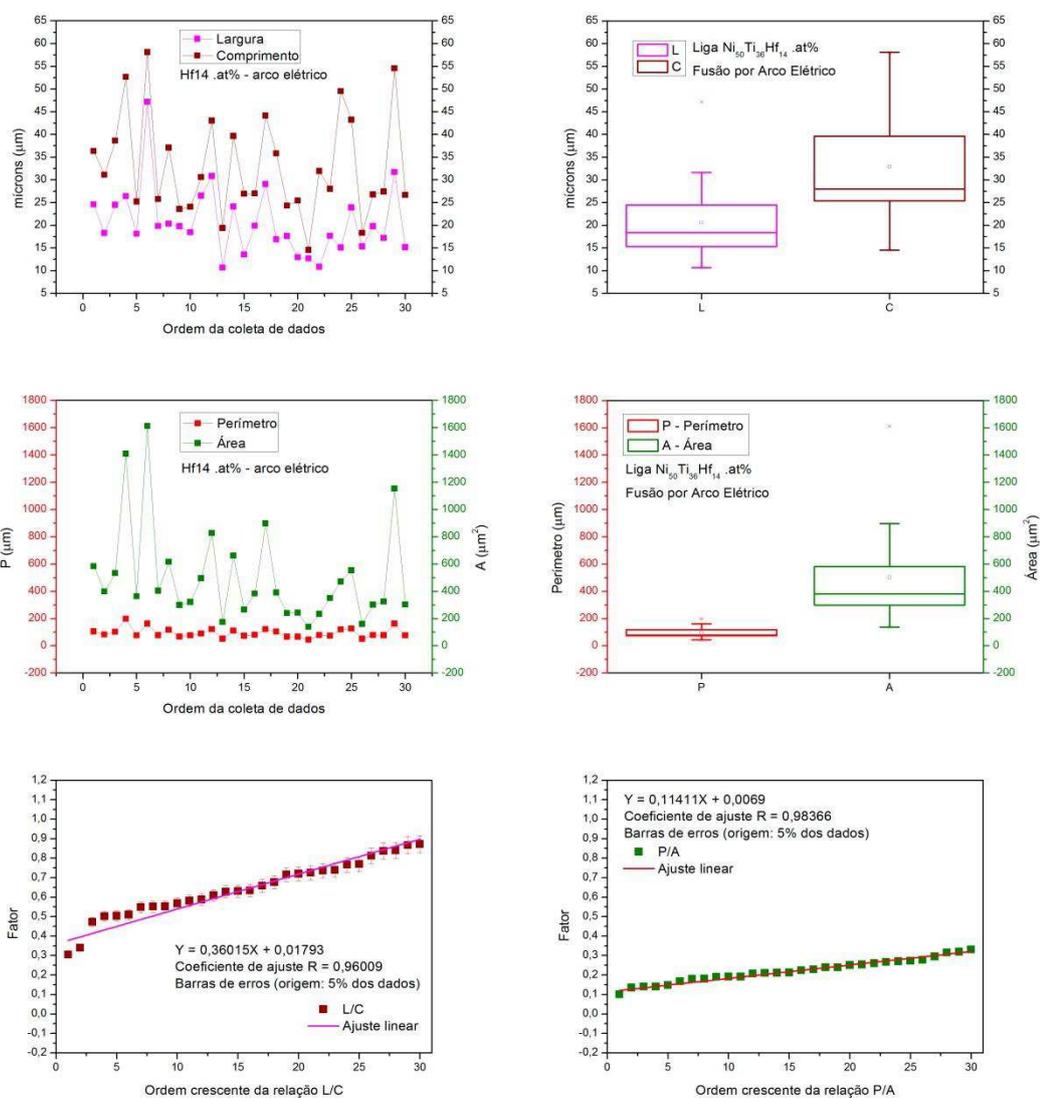


Figura 172 - *Box Plot* montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A

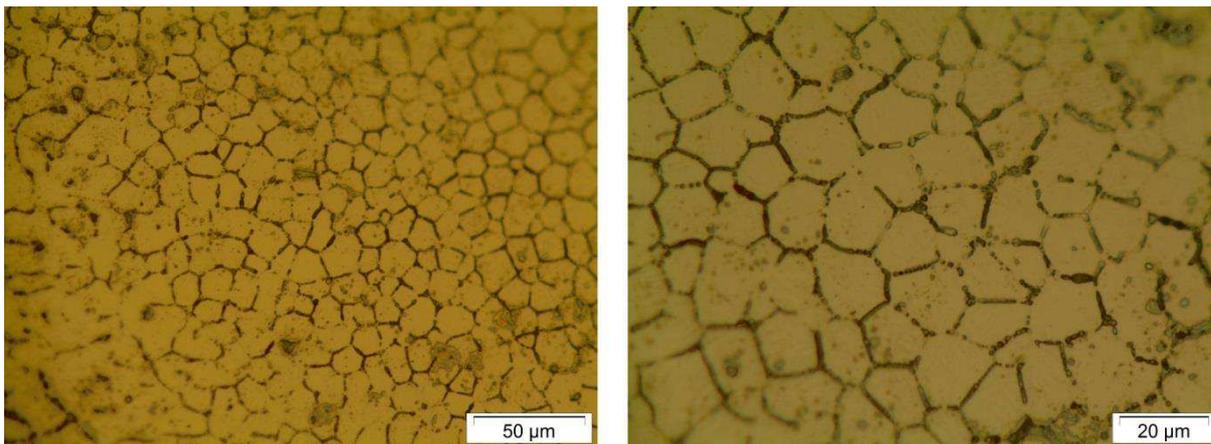


Figura 173 - Fotografias dos contornos de grão na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico

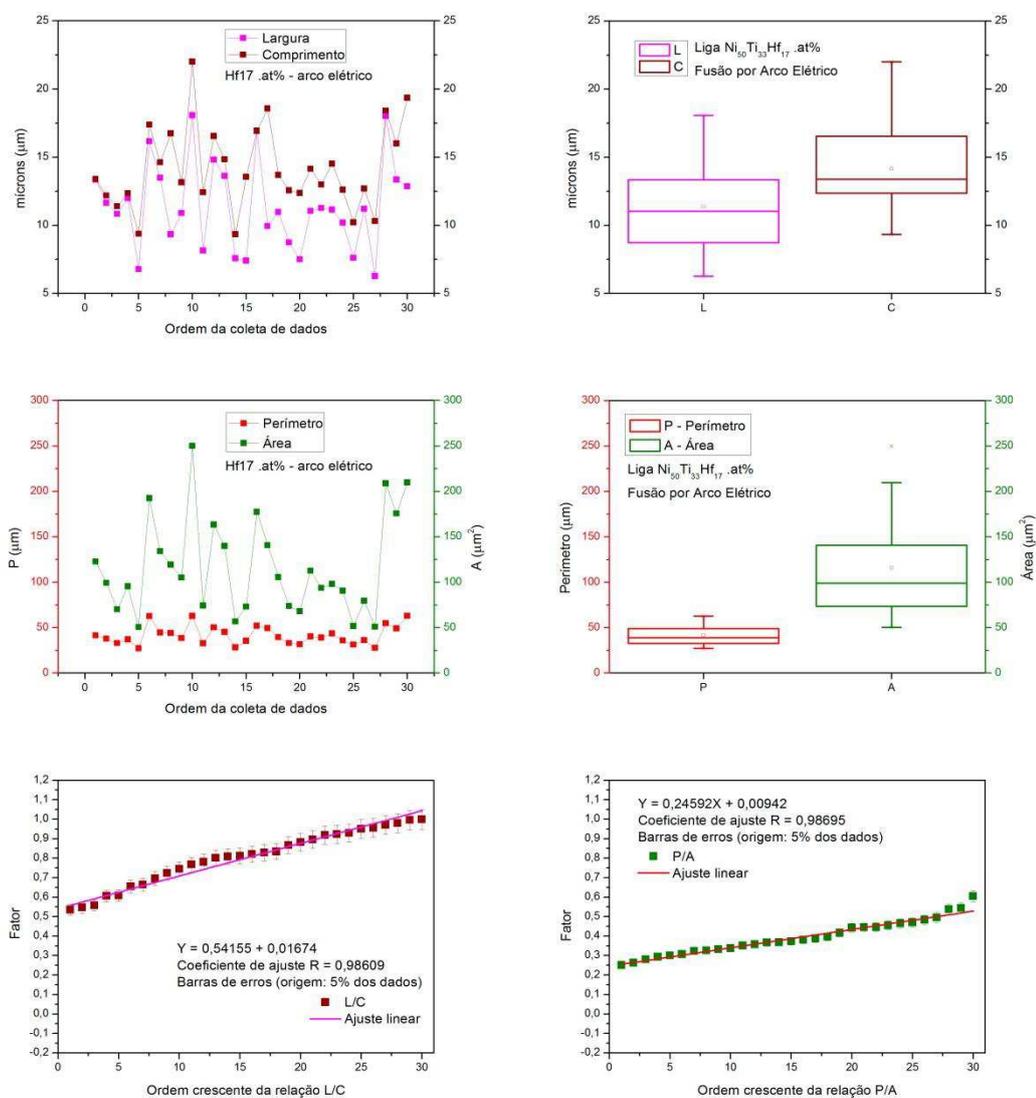


Figura 174 - *Box Plot* montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A

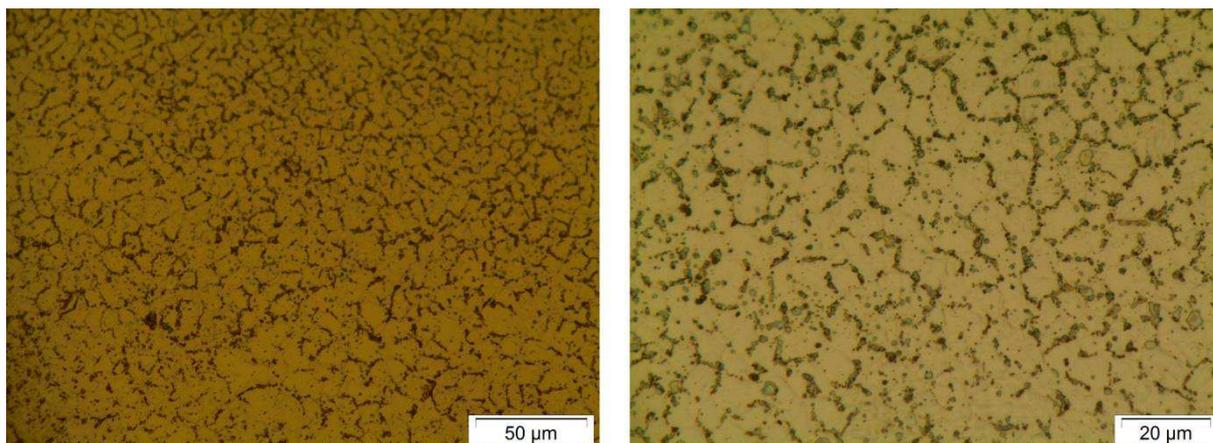


Figura 175 - Fotografias dos contornos de grão na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico na UFSCar (em escalas diferentes) feitas pelo microscópio óptico

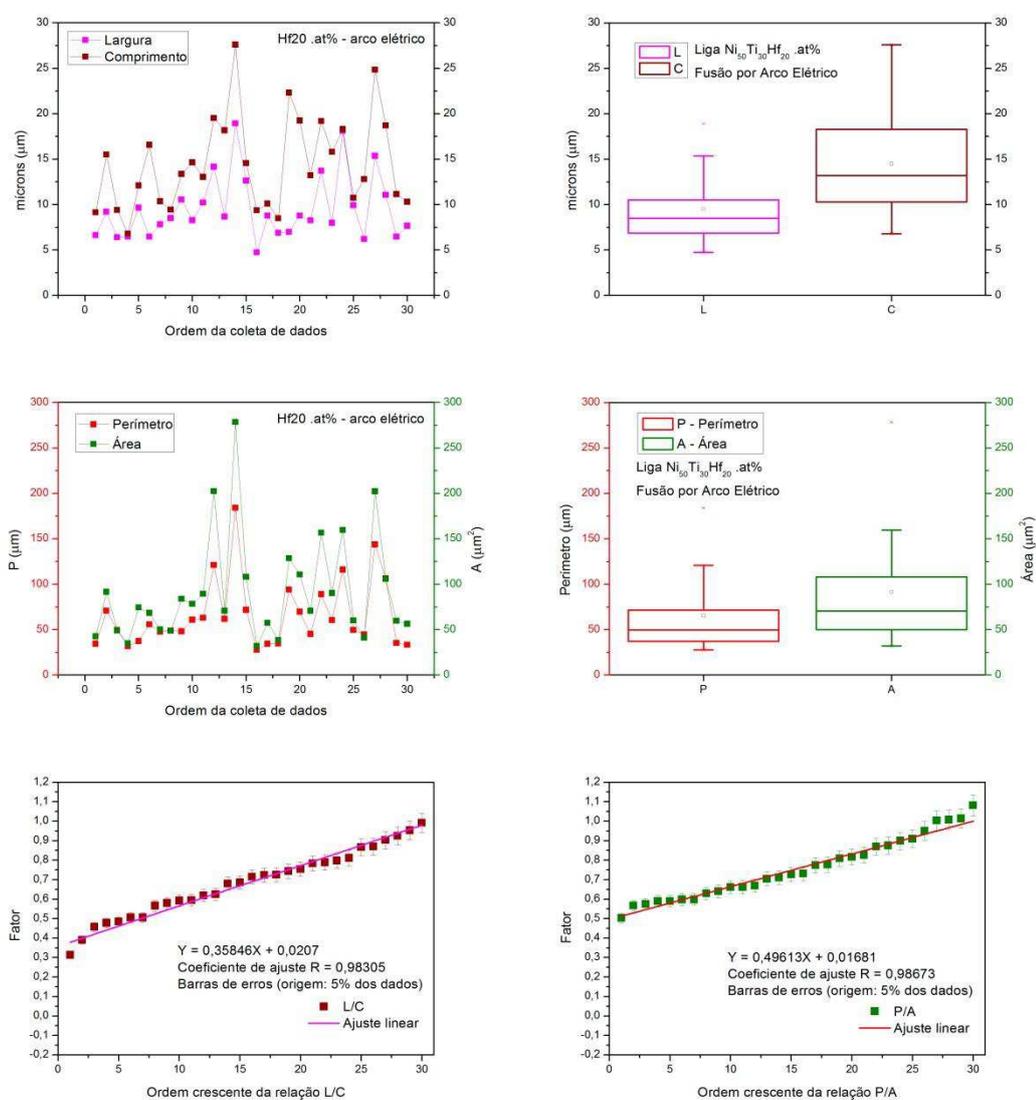


Figura 176 - *Box Plot* montado a partir de 30 dados colhidos na microscopia óptica do contorno de grão da liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por arco elétrico (tamanho do grão (largura e comprimento), perímetro e área). Determinação dos fatores de relação L/C e P/A

Tabela 80 – Resumo da estatística descritiva das dimensões bidimensionais coletadas a partir das amostras brutas-atacadas de ligas metálicas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com *EMF* obtidas pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na UFSCar, Estado de São Paulo

	Dimensões	\bar{X}	erro \pm	Md	S	S ²	K	Assimetria	Intervalo	Mín	Máx	Confiança (95%)
Hf8 .at%	Comprimento (μm)	11,883	0,671	10,720	3,675	13,503	-0,253	0,851	13,667	6,588	20,254	1,372
	Largura (μm)	7,870	0,441	7,364	2,414	5,827	3,225	1,568	11,694	4,213	15,907	0,901
	Perímetro (μm)	33,509	1,716	31,562	9,401	88,379	0,283	0,943	37,098	20,671	57,769	3,510
	Área (μm^2)	68,351	5,816	58,571	31,855	1014,757	2,987	1,456	145,928	29,141	175,069	11,895
Hf11 .at%	Comprimento (μm)	8,356	0,222	8,231	1,214	1,474	0,164	0,546	5,031	6,449	11,480	0,453
	Largura (μm)	6,023	0,177	5,835	0,972	0,944	0,138	0,670	4,135	4,289	8,424	0,363
	Perímetro (μm)	23,579	0,557	22,874	3,051	9,310	0,951	0,892	14,011	18,296	32,308	1,139
	Área (μm^2)	38,922	1,709	35,845	9,362	87,644	0,425	0,911	40,005	23,538	63,543	3,496
Hf14 .at%	Comprimento (μm)	32,986	2,025	29,283	11,091	123,013	-0,222	0,689	43,546	14,569	58,115	4,141
	Largura (μm)	20,624	1,373	19,105	7,521	56,569	4,120	1,600	36,485	10,686	47,171	2,808
	Perímetro (μm)	94,465	6,449	79,434	35,320	1247,526	1,463	1,188	153,565	44,309	197,874	13,189
	Área (μm^2)	503,352	65,091	386,492	356,518	127104,980	3,148	1,826	1473,809	138,796	1612,605	133,126
Hf17 .at%	Comprimento (μm)	14,153	0,556	13,471	3,045	9,272	0,187	0,631	12,671	9,337	22,008	1,137
	Largura (μm)	11,368	0,594	11,089	3,252	10,577	-0,364	0,466	11,795	6,271	18,066	1,214
	Perímetro (μm)	41,543	1,866	39,223	10,222	104,490	-0,155	0,726	35,763	27,135	62,898	3,817
	Área (μm^2)	116,070	9,710	102,097	53,181	2828,253	-0,012	0,853	199,545	50,432	249,977	19,858
Hf20 .at%	Comprimento (μm)	14,486	0,933	13,291	5,110	26,112	0,155	0,777	20,811	6,788	27,599	1,908
	Largura (μm)	9,512	0,642	8,586	3,514	12,347	1,285	1,314	14,199	4,727	18,926	1,312
	Perímetro (μm)	65,661	6,740	52,735	36,916	1362,761	2,663	1,631	156,307	27,752	184,059	13,785
	Área (μm^2)	91,316	10,546	72,440	57,761	3336,288	2,860	1,678	246,430	31,915	278,344	21,568



Figura 177 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)

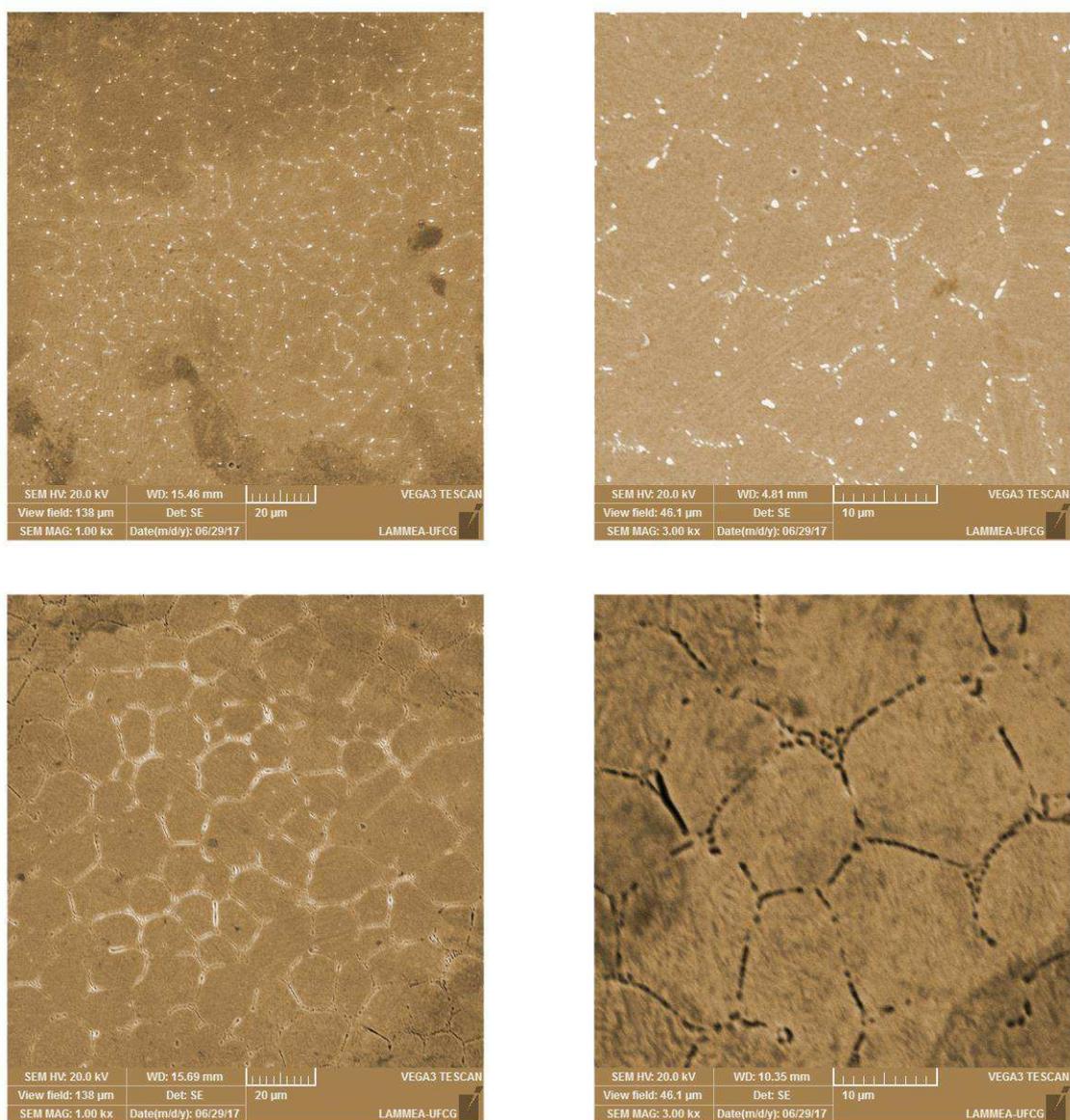


Figura 178 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)

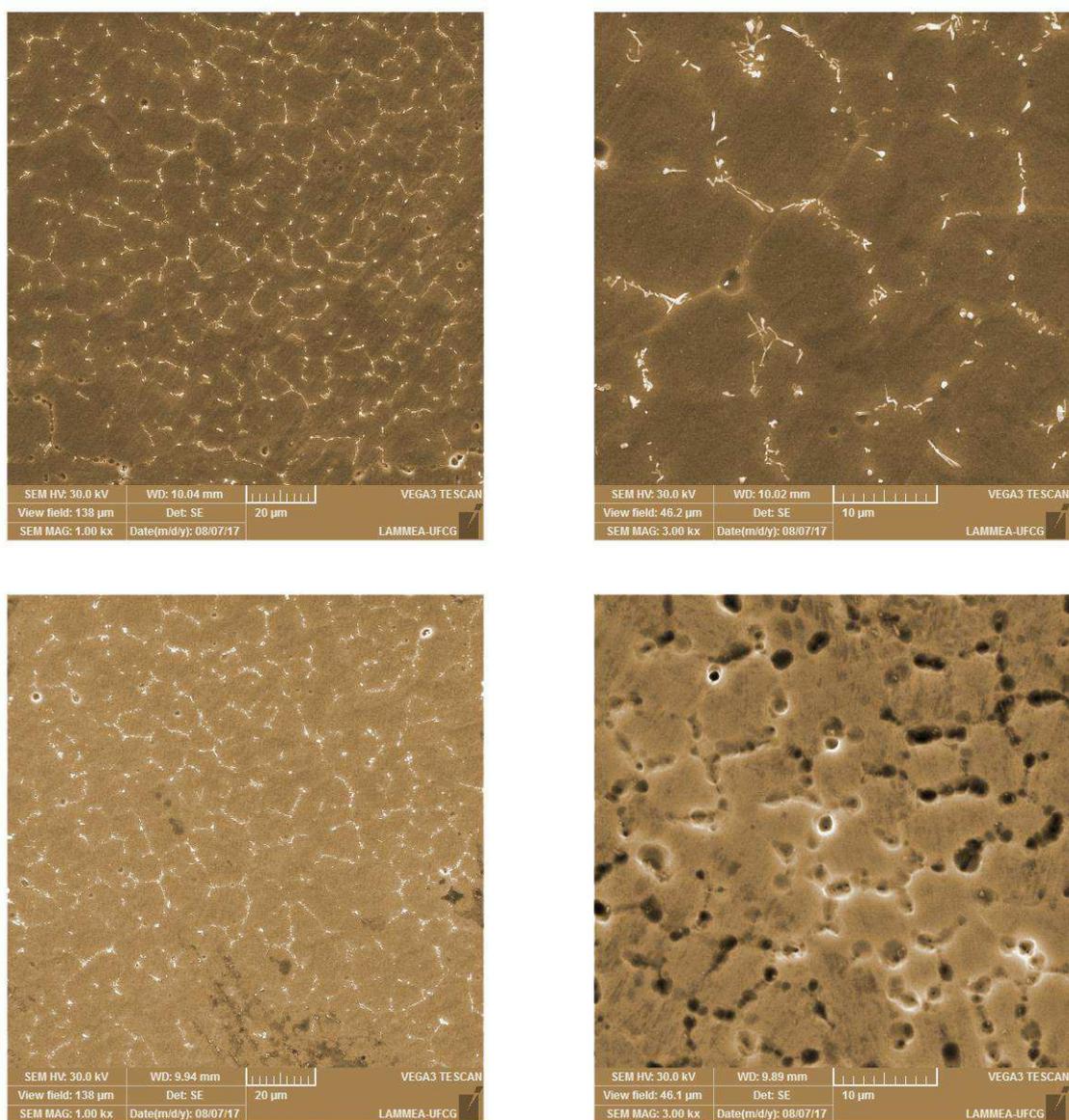


Figura 179 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)

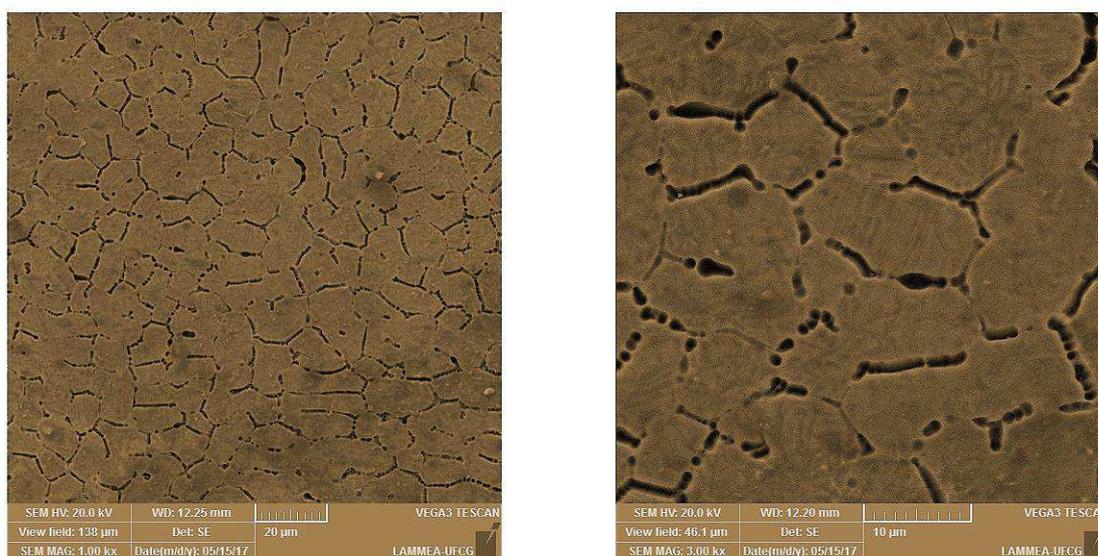


Figura 180 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)

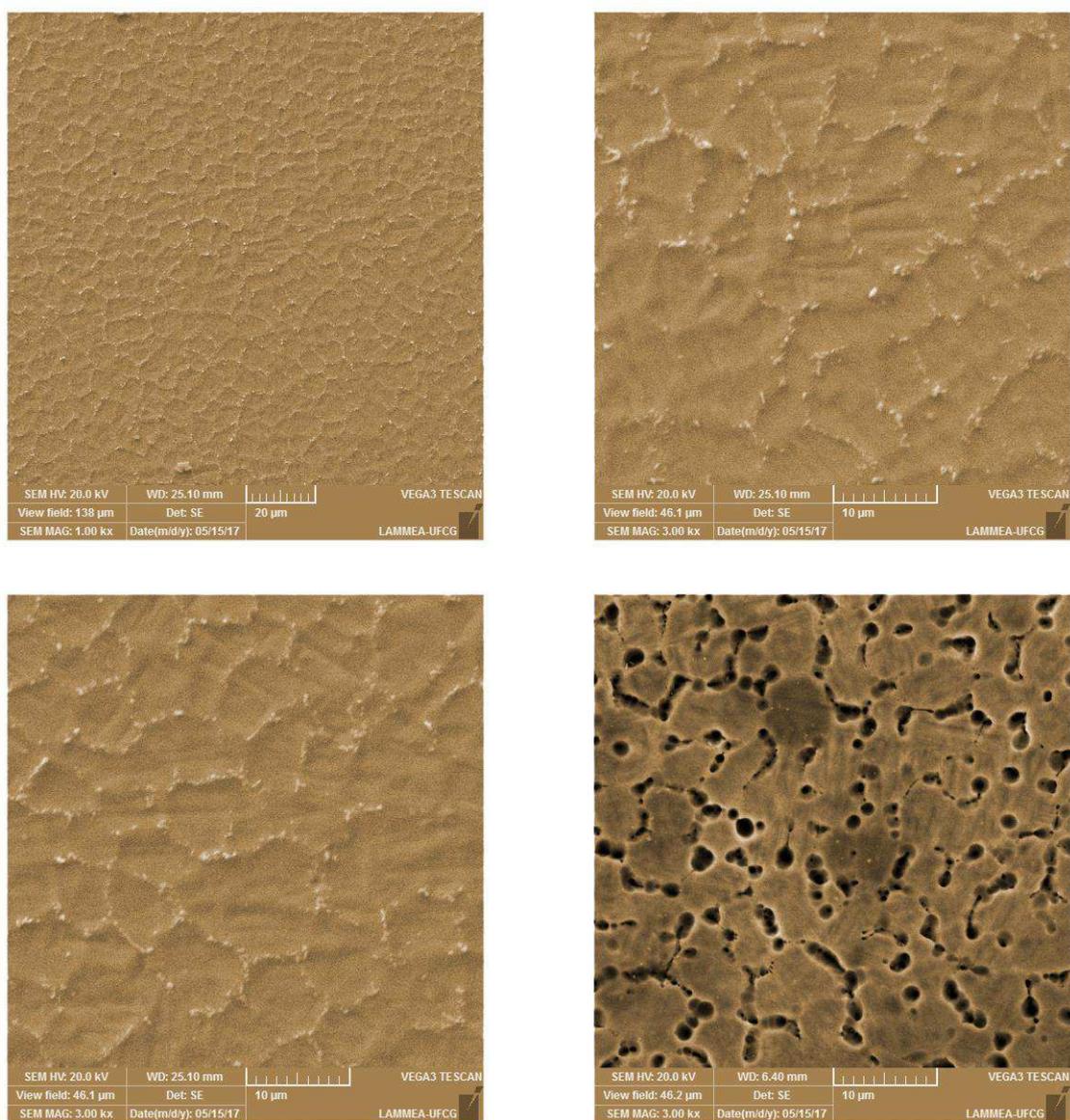


Figura 181 - Microfotografias feitas por MEV em amostra atacada quimicamente numa liga substitucional $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% solidificada por fusão ao arco elétrico (na UFSCar)

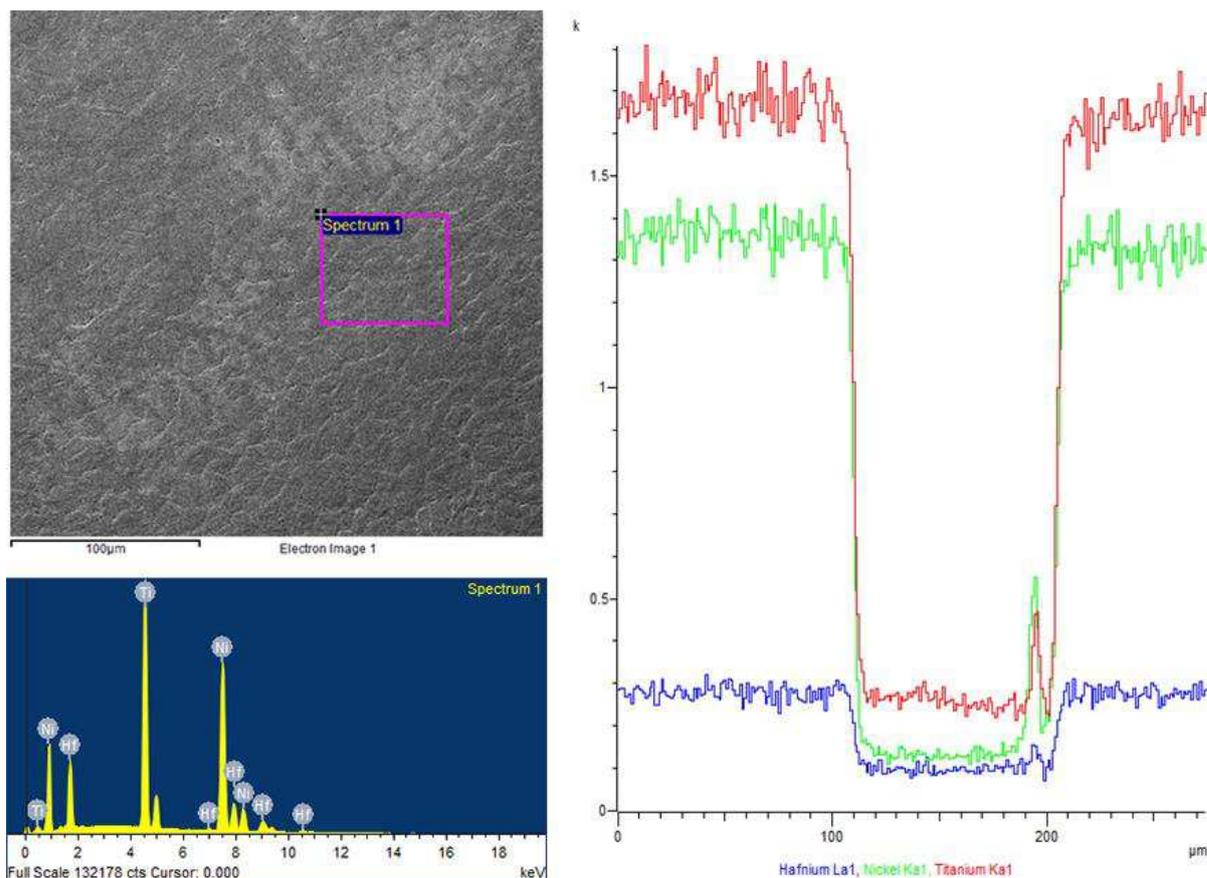


Figura 182 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 81 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP

Hf8 .at% - arco elétrico	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	42	8
	Percentuais medidos (.at%)	47,37	45,16	6,88
		48,08	44,97	6,95
		47,73	45,37	7,16
	Média (.at%)	48,30	44,38	6,39
	Média (.wt%)	46,48	34,82	18,70
	Fração molar	1	0,6505979	0,349402
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	4,1404384	1,5693374	2,48897
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	8,1987458 g/cm ³			

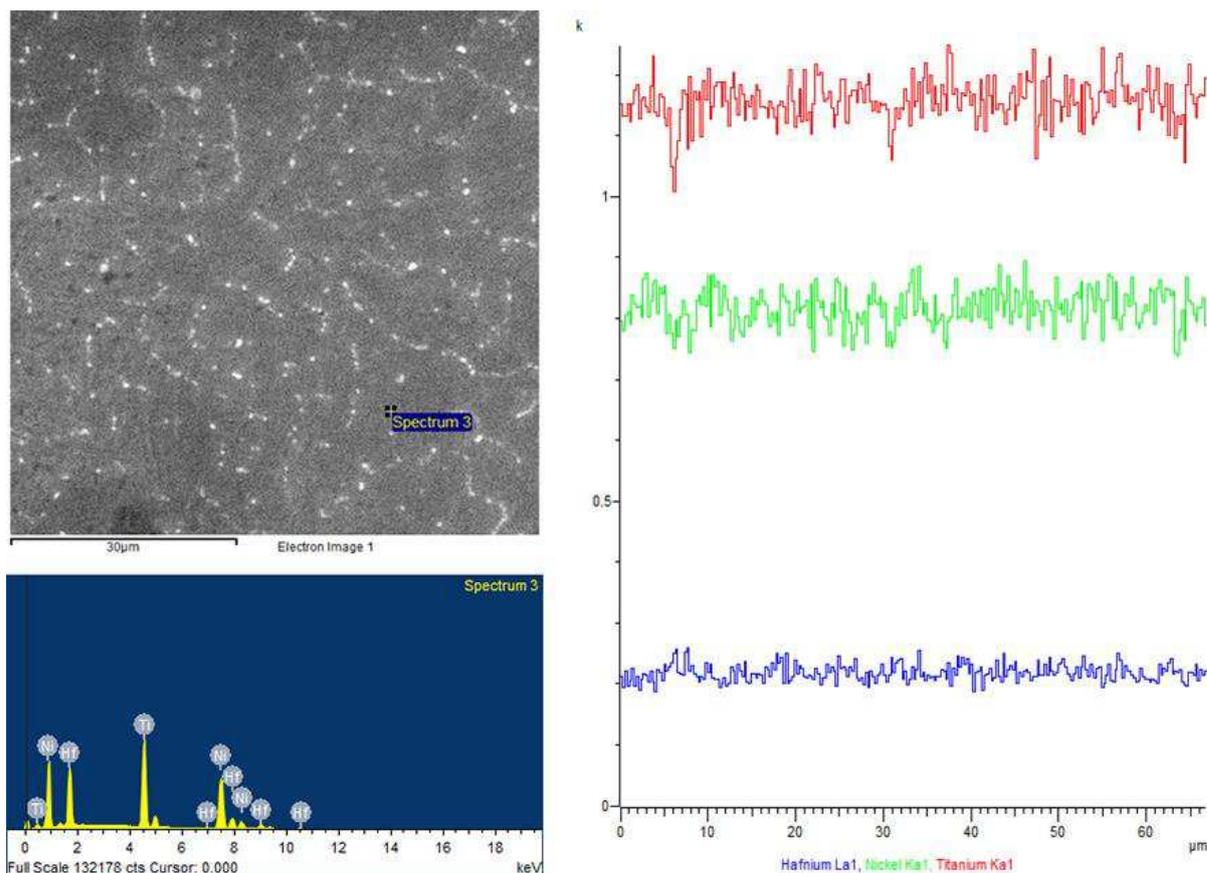


Figura 183 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 82 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP

Hf11 .at% - arco elétrico	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	39	11
	Percentuais medidos (.at%)	49,22	39,99	10,79
		49,57	40,43	10,00
		49,41	40,17	10,42
	Média (.at%)	49,55	39,90	10,55
	Média (.wt%)	43,4	28,5	28,1
	Fração molar	1	0,5035336	0,496466
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,866072	1,284495	3,74011
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	8,890677 g/cm ³			

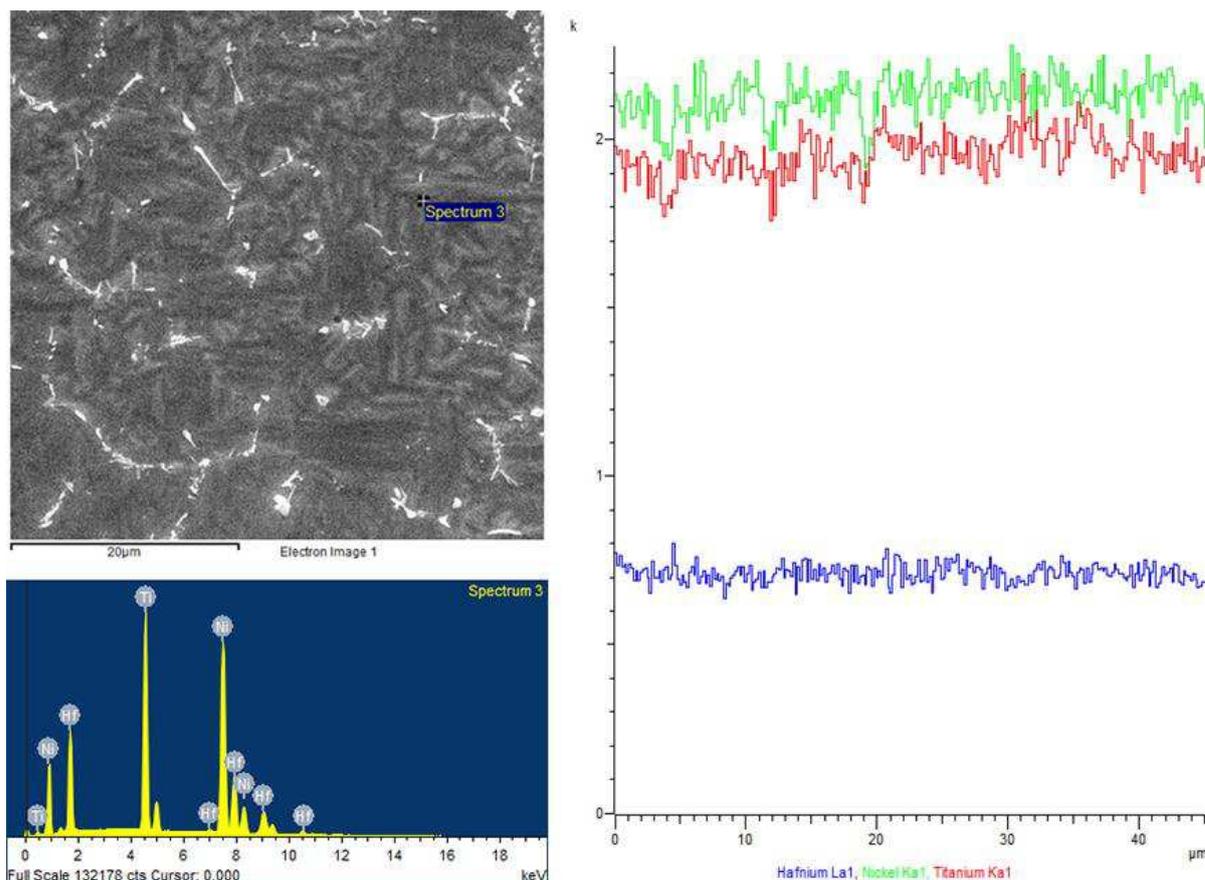


Figura 184 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 83 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP

Hf14 .at% - arco elétrico	EDS			Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)			50	36	14
	Percentuais medidos (.at%)			50,05	36,97	12,98
				49,91	37,77	12,32
				50,13	37,01	12,86
	Média (.at%)			50,02	36,94	13,04
	Média (.wt%)			41,75	25,14	33,1
	Fração molar			1	0,4316621	0,568338
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)			3,71909	1,1330598	4,40561
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)			9,2577598 g/cm ³			

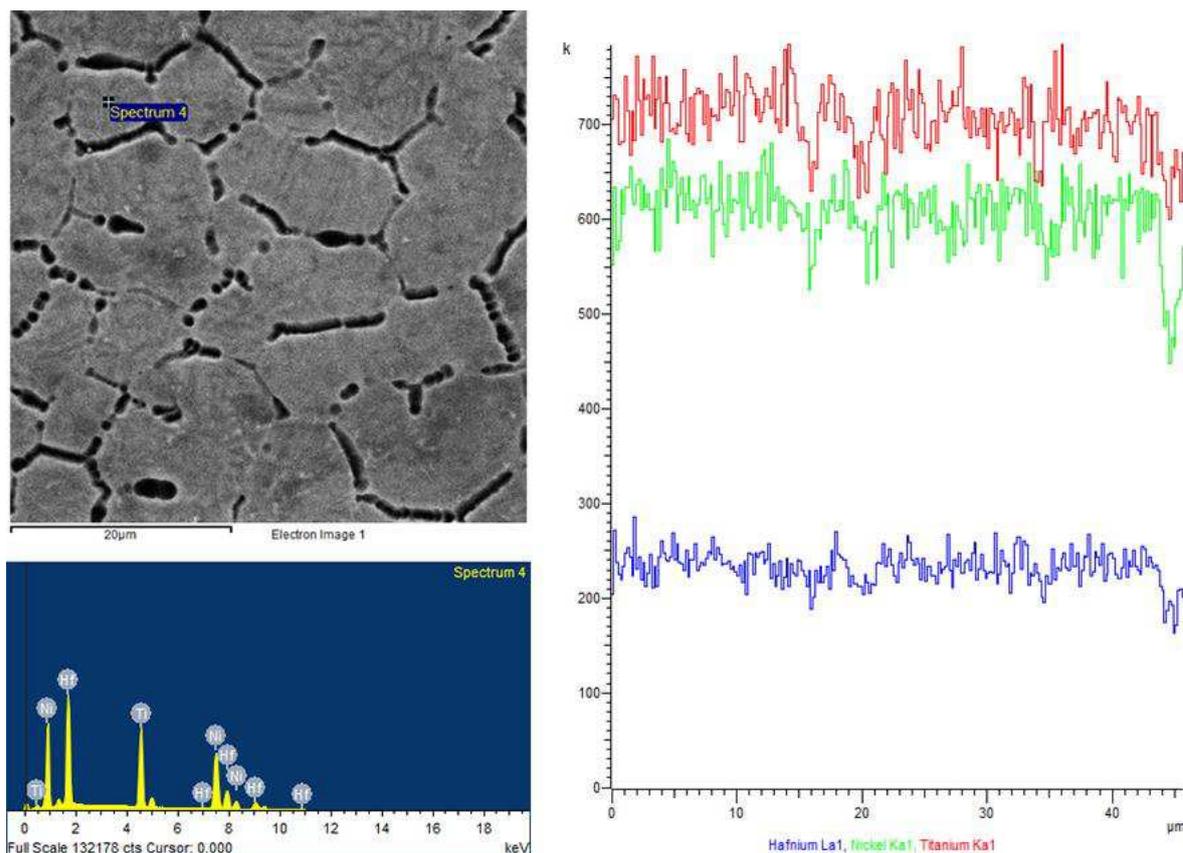


Figura 185 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 84 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP

Hf17 .at% - arco elétrico	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	33	17
	Percentuais medidos (.at%)	49,79	34,35	15,86
		49,85	34,30	15,85
		49,92	33,74	16,34
	Média (.at%)	49,89	33,85	16,26
	Média (.wt%)	39,3	21,74	38,95
	Fração molar	1	0,3582139	0,641786
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,500844	0,9798218	5,184245
Densidade da liga ($\Sigma = \rho_{\text{Ni}} + \rho_{\text{Ti}} + \rho_{\text{Hf}}$)	9,6649108 g/cm ³			

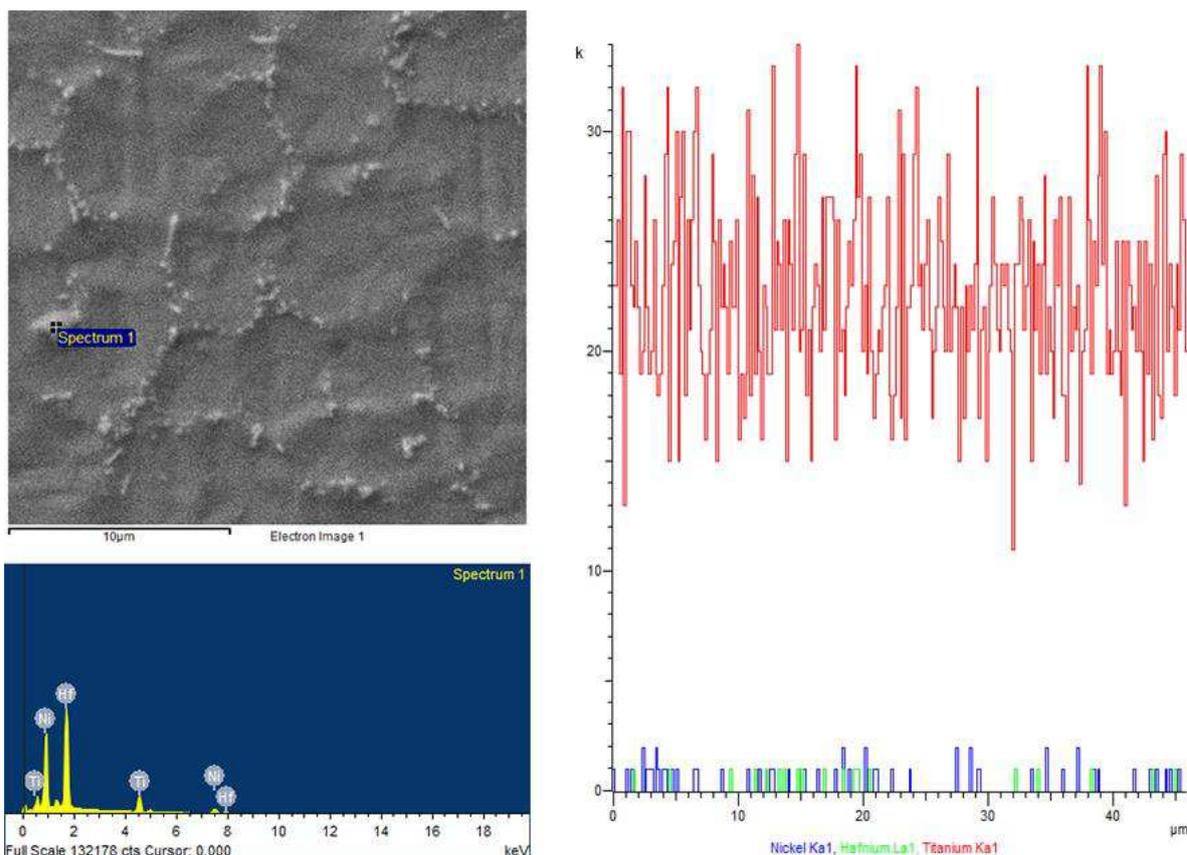


Figura 186 - Análise pontual feita por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) na liga atacada $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*): micrografia, picos keV vs contagens (u. a.) e gráfico 2D de varredura linear para os três elementos

Tabela 85 - Resultados da composição química obtidos por meio de análise EDS no botão atacado da liga não-tratada de $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$.at% obtida por fusão ao arco elétrico (*arc melting*) nos laboratórios de solidificação da Universidade Federal de São Carlos - SP

Hf20 .at% - arco elétrico	EDS	Ni	Ti	Hf
	Percentual nominal (.at%)	50	30	20
	Percentuais medidos (.at%)	49,39	32,81	17,80
		49,71	32,19	18,10
		49,21	33,50	17,29
	Média (.at%)	49,58	32,13	18,30
	Média (.wt%)	37,72	19,93	42,34
	Fração molar	1	0,3200578	0,679942
	Densidade específica (ρ , g/cm ³)	3,3600976	0,8982451	5,635454
Densidade da liga ($\Sigma = \rho\text{Ni} + \rho\text{Ti} + \rho\text{Hf}$)	9,8937967 g/cm ³			

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados, considerando-se os três processamentos adotados nesta pesquisa, foi possível formular algumas conclusões relativas às propriedades térmicas e (micro)estruturais. Elas estão divididas, a seguir, em três itens e respectivos subitens:

- Fusão por ARCO DE PLASMA (método PSPP) – forno *Discovery All Metal* - EDG
- As TTs estão associadas diretamente ao teor atômico de háfnio inserido paulatinamente nas composições nominais;
- As TTs não são semelhantes com as descritas na literatura como ligas HSTMA;
- As TTs são sensíveis às peculiaridades ou particularidades do processamento. Isso foi possível ser demonstrado porque as duas séries de amostras apresentaram diferentes resultados térmicos devido ao vertimento dos botões, os quais foram solidificados em forma de tarugos;
- A irregularidade das histereses térmicas totais (ΔT) mostraram que as amostras tinham composições heterogêneas;
- As entalpias foram, em geral, pequenas. Entretanto, notou-se o crescimento delas nas composições com maiores teores de háfnio devido ao aumento na percentagem da massa martensítica B19 (fase H) - grupo espacial Pmma – ortorrômbico, #51;
- Os graus de cristalinidade relativa [X_c , %] tiveram uma média registrada igual a 55,73 %. No geral, houve uma cristalização uniforme das amostras em suas várias composições;
- O registro da fase estequiométrica Ni_2Ti –HT (estrutura hexagonal de eixo trigonal) em todas as amostras está relacionado com a formação do contorno de grão;
- A quantidade total de 2233 picos indexados está relacionado com um bom índice de repetição em estruturas de longo alcance;
- O fator de estrutura F(000) é sempre maior na fase B19 e sempre menor nas fases B19'. Isso está relacionado diretamente com as densidades [ρ] registradas assim como com os Coeficientes de Atenuação em Massa (CAM) destas fases;

- Houve a constatação de funções não-lineares que relacionam o ângulo 2θ [°] com distância interplanar – d (função exponencial negativa) assim como com a fração $1/d^2$ (função parabólica positiva), a qual identifica a estrutura cristalina, independentemente das fases. Em todos os casos houve ótimos ajustes estatísticos ($R^2 > 0,98$);
- Devido à semelhança numérica encontrada nos tamanhos dos grãos, não foi verificada relação desta variável com o acréscimo gradual do Hf na liga. Considerando todos os valores de comprimento de largura, a média geral do tamanho linear do grão foi observado igual a $3,62 \mu\text{m}$;

- **SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA** pelo método *MELT SPINNING* (ou *MELT SPUN*)
 - As TTs estão relacionadas progressivamente com os percentuais de Hf acrescentados nas composições;
 - As TTs são consideradas baixas e, por causa disso, não podem ser consideradas como sendo ligas HSTMA. O aumento das velocidades/frequências ($30 \text{ Hz} \rightarrow 40 \text{ Hz} \rightarrow 70 \text{ Hz}$) na volante giratória diminui ainda mais as Temperaturas de Transformação;
 - A regularidade das histereses térmicas totais (ΔT) mostraram que as amostras de mesmas composições e velocidades tinham composições homogêneas;
 - As entalpias observadas nas transformações endotérmicas e exotérmicas foram consideradas baixas, pois todos os valores são menores que 10 J/g ;
 - Os graus de cristalinidade relativa [X_c] registraram uma média igual a $60,64 \%$. Então houve um bom nível de cristalização em todas as amostras;
 - Associados aos contornos de grãos, houve o registro de três fases estequiométricas binárias: Ni_2Ti – B19' (monoclínico), NiTi – R (romboédrico) e Ni_2Ti – HT (hexagonal trigonal);
 - Houve a indexação de 2780 picos difratados em 12 fases diferentes registradas. Isso comprova uma boa repetição de estruturas de longo alcance;
 - No que se refere à observação microscópica (em posição horizontal), considerando-se as 7 amostras em que houve mudança de fase, foi registrado um tamanho médio do grão igual a $27,61 \mu\text{m}$;

- No que se diz respeito à observação microscópica em posição vertical, considerando-se as sete amostras (com todas as composições e velocidades), foi computado o tamanho média do grão igual a 2,97 μm ;
- Na observação microscópica vertical foram observadas duas zonas de tamanhos de grãos. A superfície que toca a volante de cobre apresenta grãos relativamente menores do que os grãos observados no lado inverso/recíproco;
- Fusão por ARCO ELÉTRICO (ou *ARC MELTING*)
 - As TTs são diretamente proporcionais ao teor (.at%) de háfnio acrescentado em cada composição nominal. Foram observadas TTs consonantes com ligas HSTMA catalogadas em literatura;
 - As histereses térmicas totais (ΔT) foram representadas por uma função linear cujo R^2 é igual a 0,98. Isso comprova que as cinco amostras têm composições homogêneas;
 - As densidades energéticas (entalpias) foram consideradas altas, pois todos os valores foram notificados maiores que 10 J/g;
 - Os graus de cristalinidade relativa registraram uma média igual a 63,63 %. Assim houve um ótimo nível de cristalização nas 5 composições de Ni-Ti-Hf;
 - A matriz martensítica está concentrada no grão. Ela está formada pelas fases R (grupo espacial P3) – trigonal, #143 e pela fase B19' (grupo espacial P2₁/m) – monoclinico, #11. Os contornos são formados pelo precipitado estequiométrico (Ti, Hf)₂ Ni (grupo espacial Fd-3m) – estrutura cúbica, #227;
 - Não houve ocorrência da fase Austenita B2 (grupo espacial Pm-3m) – cúbico, #221. Isso ocorreu por causa que os ensaios DRX se realizaram em temperatura ambiente, onde há predominância clara de fases martensitas B19' em ligas Ni-Ti-Hf. Ou seja, não há proximidade da TT Af na linha térmica próxima a 23 °C;
 - Considerando-se as 5 amostras, foram indexados 613 picos da fase martensita B19'. Isso mostra um bom nível de repetição cristalina na rede de alcance longo;
 - As microscopias (MO e MEV) mostraram um tamanho de grão médio igual a: 16,37 μm para o comprimento e 11,07 μm para a largura;
 - Os percentuais atômicos (.at%) dos elementos encontrados por EDS nas ligas Ni-Ti-Hf correspondem aos valores estabelecidos nas fórmulas nominais. Isso comprova a eficiência do método usado para preparação das cargas metálicas.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir desta tese é possível indicar a realização futura de alguns estudos:

- Sobre ligas de memória de forma intersticiais ($\text{Ni}_{50-X}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_X$.at%: ricas em titânio). Exemplos: teores de háfnio iguais a 10, 13, 16, 19 e 22 .at%. Composições nominais resultantes: $\text{Ni}_{40}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{10}$.at%, $\text{Ni}_{37}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{13}$.at%, $\text{Ni}_{34}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{16}$.at%, $\text{Ni}_{31}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{19}$.at% e $\text{Ni}_{28}\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{22}$.at%;
- Sobre ligas de memória de forma (LMF) equiatômicas ($\text{Ni}_{100-X/2}\text{Ti}_{100-X/2}\text{Hf}_X$.at%: onde $5 \leq X \leq 20$). Exemplos: teores de háfnio iguais a 9, 12, 15 e 18 .at%. Composições nominais resultantes: $\text{Ni}_{45.5}\text{Ti}_{45.5}\text{Hf}_9$.at%, $\text{Ni}_{44}\text{Ti}_{44}\text{Hf}_{12}$.at%, $\text{Ni}_{42.5}\text{Ti}_{42.5}\text{Hf}_{15}$.at% e $\text{Ni}_{41}\text{Ti}_{41}\text{Hf}_{18}$.at%;
- Sobre tamanhos médios de cristalitos e microdeformação (*micro-strain*) nas composições nominais aqui documentadas. Sugere-se uma comparação de cálculos feitos sob o auxílio das equações de Debye-Scherrer e Williamson-Hall, conforme exemplifica a Figura 187 (gráfico de W-H);

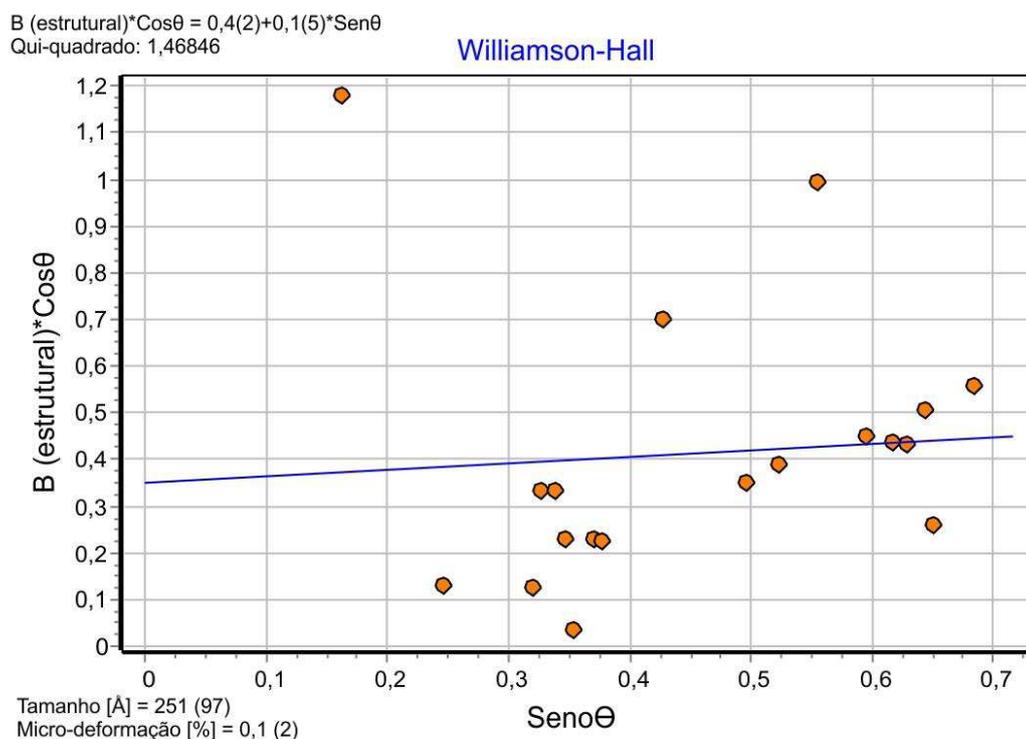


Figura 187 – Gráfico Williamson-Hall calculado para liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% *arc melting*

- Sobre a investigação da existência do EMF em ligas ternárias Ni-Ti-Lu. Nesse trabalho de doutoramento, percebeu-se que na obtenção do Zr em minerais, o Hf está frequentemente associado ao Lutécio. As semelhanças entre os dois elementos são expostas no Quadro 32 a fim de justificar essa suposta possibilidade.

Características	Hf	Lu
Sistema cristalino	hexagonal	hexagonal
Ponto de fusão (°C)	2231	1663
Número atômico	72	71
Massa atômica	178,49	174,97
Particularidade	Metal de transição	Metal de transição
Raio atômico	155 pm	175 pm

Quadro 32 – Semelhanças físico-químicas entre os dois elementos háfnio e lutécio

- Sobre ligas HSTMA inéditas Ni-Ti-Hf-Pt e Ni-Ti-Hf-Au. Sabe-se que já existem na literatura estudos sobre ligas quaternárias Ni-Ti-Hf-Pd, Ni-Ti-Hf-Zr e Ni-Ti-Hf-Ta;
- Sobre determinação de TTs por meio de ensaios de Resistência Elétrica [Ω] vs Temperatura [$^{\circ}\text{C}$] em fitas *melt spinning*, haja vista a constatação do sucesso neste tipo de ensaio feito em banho térmico ($I = 1,30 \text{ A}$ e $V = 0,645 \text{ mA}$), conforme é exemplificado na Figura 188. Isso também propicia estudos de planejamento experimental, com alterações das variáveis do tratamento térmico (temperatura e tempo de exposição) que deve ser executado em forno à vácuo.

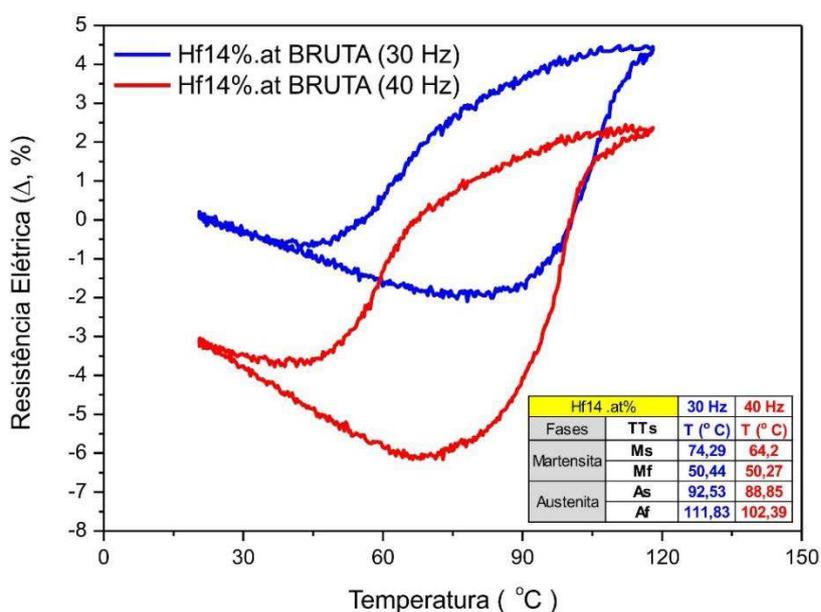


Figura 188 – Ensaio R x T em fitas brutas de composição $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{36}\text{Hf}_{14}$.at% com EMF

• Sobre a ocorrência da fase austenita B2 em ligas Ni-Ti-Hf com efeito memória de forma. Para tanto, é preciso realizar ensaios em difratômetros que tenham forno à vácuo acoplado. Os respectivos experimentos DRX devem ser feitos acima da TT Af para determinar características microestruturais sob regime superelástico. Neste trabalho foi possível gerar a carta da fase B2 da seguinte forma: Na ficha cristalográfica ICDD Nº 00-050-1147 (código 0716041, de 01/01/1970), onde ocorre tão somente a estrutura cúbica de corpo centrado (Baker, 1970) determininou-se que a liga de composição $\text{NiTi}_{0,76}\text{Hf}_{0,24}$ mol (tratada por 5 dias sob $960\text{ }^\circ\text{C}$ constantes) possui parâmetro $a = 3,0330\text{ \AA}$ - grupo espacial $Pm\bar{3}m$ (#221). Entretanto, as coordenadas atômicas não foram apresentadas nessa carta e, portanto, não pôde ser usada para fins de refinamento de estrutura. Mesmo assim, o referido autor apresentou uma fase similar $\text{NiTi}_{0,8}\text{Zr}_{0,2}$ mol (carta 00-050-1149) referenciada em PDF Nº 04-019-8395 com coordenadas atômicas. Neste caso, usou-se esta última para substituir o Zr pelo Hf e alterar a ocupação de 0,8 para 0,76 assim como 0,2 para 0,24, referindo-se a Ti e Hf, respectivamente. Assim, foi possível gerar em nosso trabalho o arquivo CIF da liga $\text{NiTi}_{0,76}\text{Hf}_{0,24}$ mol ($\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{38}\text{Hf}_{12}$.at%), de acordo como mostra a Figura 189, adotando dados de uma outra carta CIF de (Baker, 1970). As demais características constam no Apêndice J deste trabalho.

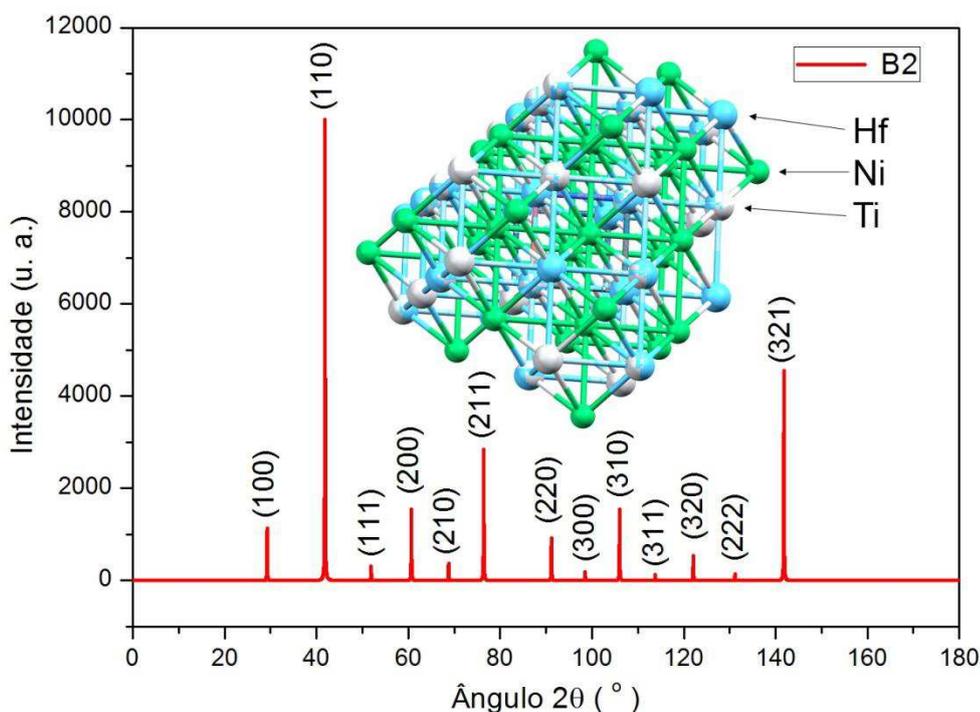


Figura 189 – Difratoograma da fase B2 gerada neste trabalho para liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{38}\text{Hf}_{12}$.at%

REFERÊNCIAS

AGRAVAL P.G., T. M. A., ABDULOV A.R., AND DREVAL' L.A. Thermodynamic assessment of the Ni-Ti system. **Abstr. 11th Int. Conf. Crystal Chem. Internet. Compd.**, 2010.

ARASHIRO, E. Y.; DEMARQUETTE, N. R. Use of the pendant drop method to measure interfacial tension between molten polymers. **Materials Research**, v. 2, p. 23-32, 1999. ISSN 1516-1439. Disponível em: < http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14391999000100005&nrm=iso >.

BAKER, I. **Thayer School of Engineering, Dartmouth College, Hanover, NH, USA., ICDD Grant-in-Aid.** p.2. 1970

BARZEGAR VISHLAGHI, M.; FARZALIPOUR TABRIZ, M.; MOHAMMAD MORADI, O. Electrohydrodynamic atomization (EHDA) assisted wet chemical synthesis of nickel nanoparticles. **Materials Research Bulletin**, v. 47, n. 7, p. 1666-1669, 7// 2012. ISSN 0025-5408. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0025540812001821> >.

BASTIN, G.; RIECK, G. Diffusion in the titanium-nickel system: I. occurrence and growth of the various intermetallic compounds. **Metallurgical Transactions**, v. 5, n. 8, p. 1817-1826, 1974. ISSN 0360-2133.

BASU, J.; RANGANATHAN, S. Glass-forming ability and stability of ternary Ni-early transition metal (Ti/Zr/Hf) alloys. **Acta materialia**, v. 56, n. 8, p. 1899-1907, 2008. ISSN 1359-6454.

BELLEN, P.; HARI KUMAR, K.; WOLLANTS, P. Thermodynamic assessment of the Ni-Ti phase diagram. **Zeitschrift für Metallkunde**, v. 87, n. 12, p. 972-978, 1996. ISSN 0044-3093.

BENNETT, T.; POULIKAKOS, D. Splat-quench solidification: estimating the maximum spreading of a droplet impacting a solid surface. **Journal of Materials Science**, v. 28, n. 4, p. 963-970, 1993. ISSN 1573-4803. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF00400880> >.

BERTHEVILLE, B. Powder metallurgical processing of ternary Ni 50 Ti 50- x Zr x (x= 5, 10at.%) alloys. **Journal of alloys and compounds**, v. 398, n. 1, p. 94-99, 2005. ISSN 0925-8388.

BHAN, S. Structure of high temperature Ti (Ti_{0.11}Ni_{0.89})₃ phase. **Journal of the Less Common Metals**, v. 25, n. 2, p. 215-220, 1971. ISSN 0022-5088.

BORMANN, R.; ZÖLTZER, K. Determination of the thermodynamic functions and calculation of phase diagrams for metastable phases. **physica status solidi (a)**, v. 131, n. 2, p. 691-705, 1992. ISSN 1521-396X.

BOUVIER, P. et al. High-pressure structural evolution of undoped tetragonal nanocrystalline zirconia. **Physical Review B**, v. 62, n. 13, p. 8731, 2000.

BRITO, I. C. A. Influência da ciclagem térmica nas temperaturas de transformação de fase e quantificação das deformações residuais em ligas com memória de forma cu-al-be-nb-ni. 2012.

BSENKO, L. The crystal structure of Hf₃Ni₇. **Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry**, v. 34, n. 11, p. 3207-3210, 1978. ISSN 0567-7408.

BSENKO, L. The crystal structure of Hf₈Ni₂₁. **Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry**, v. 34, n. 11, p. 3204-3207, 1978a. ISSN 0567-7408.

_____. The crystal structures of two modifications of HfNi₃. **Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry**, v. 34, n. 11, p. 3201-3204, 1978b. ISSN 0567-7408.

BUDHANI, R.; GOEL, T.; CHOPRA, K. **Melt-spinning technique for preparation of metallic glasses**. 1982. 549-561.

BUDHANI, R.; GOEL, T.; CHOPRA, K. Melt-spinning technique for preparation of metallic glasses. **Bulletin of Materials Science**, v. 4, n. 5, p. 549-561, 1982. ISSN 0250-4707.

BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J.; WILEY, R. Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi. **Journal of applied physics**, v. 34, n. 5, p. 1475-1477, 1963. ISSN 0021-8979.

BUHRER, W. et al. Powder neutron diffraction study of nickel-titanium martensite. **Journal of Physics F: Metal Physics**, v. 13, n. 5, p. L77, 1983. ISSN 0305-4608.

CAGLIOTI, G.; PAOLETTI, A.; RICCI, F. P. Choice of collimators for a crystal spectrometer for neutron diffraction. **Nuclear Instruments**, v. 3, n. 4, p. 223-228, 10// 1958. ISSN 0369-643X. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0369643X5890029X> >.

CARL, M. et al. Effect of Ni-Content on the Transformation Temperatures in NiTi-20 at.% Zr High Temperature Shape Memory Alloys. **Metals**, v. 7, n. 11, p. 511, 2017.

CASTRO, W. B. D. Ligas Solidificadas Rapidamente: Ciência, Tecnologia e Aplicações. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 1, n. 1, p. 37-44, 2006. ISSN 1809-8797. Disponível em: < www.dema.ufcg.edu.br/revista >.

CESARI, E. et al. Structure and properties of Ti-Ni-Zr and Ti-Ni-Hf melt-spun ribbons. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273, p. 738-744, 1999. ISSN 0921-5093.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**. McGraw Hill, 1986.

CHRISTOU, A.; CRIDER, J. The strengthening of Ti-55 at.% Ni by formation of a Ti₂Ni₃ intermetallic phase. **Journal of Materials Science**, v. 7, n. 4, p. 479-480, 1972. ISSN 0022-2461.

COLMAN, T. A. D.; DEMIATE, I. M.; SCHNITZLER, E. The effect of microwave radiation on some thermal, rheological and structural properties of cassava starch. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 115, n. 3, p. 2245-2252, March 01 2014. ISSN 1588-2926. Disponível em: < <https://doi.org/10.1007/s10973-012-2866-5> >.

CULLITY, B. D.; WEYMOUTH, J. W. Elements of X-ray Diffraction. **American Journal of Physics**, v. 25, n. 6, p. 394-395, 1957. ISSN 0002-9505.

DALLE, F. et al. Ni 49.8 Ti 42.2 Hf 8 shape memory alloy strips production by the twin roll casting technique. **Materials Science and Engineering: A**, v. 346, n. 1, p. 320-327, 2003. ISSN 0921-5093.

DAS, S. K.; DAVIS, L. A. Proceedings of the Sixth International Conference on Rapidly Quenched Metals High performance aerospace alloys via rapid solidification processing. **Materials Science and Engineering**, v. 98, p. 1-12, 1988/02/01 1988. ISSN 0025-5416. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0025541688901164> >.

DATTAGUPTA, J.; SCHUBERT, K. On the isotypic relation of Zr₂Ni₇ and Hf₂Ni₇. **Zeitschrift für Metallkunde**, v. 64, n. 11, p. 789-792, 1973.

DU, Y. et al. Phase equilibria of the Ni–Ti–Ta system at 927° C. **Materials Science and Engineering: A**, v. 448, n. 1, p. 210-215, 2007. ISSN 0921-5093.

E, L. C. **Vacuum atomization**: Google Patents 1968.

EGAMI, T. Magnetic amorphous alloys: physics and technological applications. **Reports on Progress in Physics**, v. 47, n. 12, p. 1601-1725, 1984/12/01 1984. ISSN 0034-4885 1361-6633. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1088/0034-4885/47/12/002> >.

ELAHINIA, M. et al. Additive manufacturing of NiTiHf high temperature shape memory alloy. **Scripta Materialia**, v. 145, p. 90-94, 2018/03/01/ 2018. ISSN 1359-6462. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646217306127> >.

EREMENKO, N. et al. Reaction of Equiatomic Binary Compounds in Ternary Systems Formed by Group-IV Transition Metals with Nickel. **Inorganic materials**, v. 28, n. 6, p. 923-927, 1992. ISSN 0020-1685.

EVIRGEN, A. et al. Microstructural characterization and superelastic response of a Ni 50.3 Ti 29.7 Zr 20 high-temperature shape memory alloy. **Scripta Materialia**, v. 81, p. 12-15, 2014. ISSN 1359-6462.

_____. Microstructural characterization and shape memory characteristics of the Ni₅₀. 3Ti₃₄. 7Hf₁₅ shape memory alloy. **Acta Materialia**, v. 83, p. 48-60, 2015. ISSN 1359-6454.

EYLON, D.; FROES, F. H. **Method to produce metal matrix composite articles from rich metastable-beta titanium alloys**: Google Patents 1989.

FIRSTOV, G.; VAN HUMBEECK, J.; KOVAL, Y. N. Comparison of high temperature shape memory behaviour for ZrCu-based, Ti–Ni–Zr and Ti–Ni–Hf alloys. **Scripta materialia**, v. 50, n. 2, p. 243-248, 2004. ISSN 1359-6462.

FRUCHART, D. et al. Structural transformations in NiTi, a potential material for hydrogen storage. **Zeitschrift für Physikalische Chemie**, v. 179, n. 1-2, p. 225-236, 1993a. ISSN 2196-7156.

_____. Structural transformations in NiTi, a potential material for hydrogen storage. **Zeitschrift für Physikalische Chemie**, v. 179, n. Part_1_2, p. 225-236, 1993b. ISSN 0942-9352.

FUKANUMA, H. et al. Mathematical Modeling and Numerical Simulation of Splat Cooling in Plasma Spray Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 18, n. 5, p. 965-974, 2009. ISSN 1544-1016. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/s11666-009-9366-6> >.

GALE, W. F.; TOTEMEIER, T. C. **Smithells metals reference book**. Butterworth-Heinemann, 2003. ISBN 0080480969.

GASPAR, T. A.; HACKMAN, L. E. Proceedings of the Seventh International Conference on Rapidly Quenched Materials Melt overflow process for direct cast fiber, ribbon and strip. **Materials Science and Engineering: A**, v. 133, p. 676-679, 1991/03/15 1991. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509391901600> >.

GONG, C.; WANG, Y.; YANG, D. Phase transformation and second phases in ternary Ni–Ti–Ta shape memory alloys. **Materials chemistry and physics**, v. 96, n. 2, p. 183-187, 2006. ISSN 0254-0584.

GONZALEZ, C. H. **Etude des comportements électro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre**. 2002. Villeurbanne, INSA

GORYCZKA, T.; OCHIN, P. Characterization of a Ni 50 Ti 50 shape memory strip produced by twin roll casting technique. **Journal of materials processing technology**, v. 162, p. 178-183, 2005. ISSN 0924-0136.

HAIYAN, L.; ZHANPENG, J. A reassessment of the Ti–Ni system. **Calphad**, v. 17, n. 4, p. 415-426, 1993. ISSN 0364-5916.

HAJJAJI, M. Solid solubility of hafnium in nickel. **Journal of alloys and compounds**, v. 274, n. 1, p. 185-188, 1998. ISSN 0925-8388.

HATA, S. et al. Microstructures of Ti50Al45Mo5 alloy powders produced by plasma rotating electrode process. **Journal of Phase Equilibria**, v. 22, n. 4, p. 386-393, 2001. ISSN 1863-7345. Disponível em: <
<http://dx.doi.org/10.1361/105497101770332938> >.

HAVINGA, E.; DAMSMA, H.; HOKKELING, P. Compounds and pseudo-binary alloys with the CuAl₂ (C16)-type structure I. Preparation and X-ray results. **Journal of the Less Common Metals**, v. 27, n. 2, p. 169-186, 1972. ISSN 0022-5088.

HAYRETTIN, C. et al. Two way shape memory effect in NiTiHf high temperature shape memory alloy tubes. **Acta Materialia**, v. 163, p. 1-13, 2019/01/15/ 2019. ISSN 1359-6454. Disponível em: <
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645418307705> >.

HONG, S. H. et al. Influence of Zr content on phase formation, transition and mechanical behavior of Ni-Ti-Hf-Zr high temperature shape memory alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 692, p. 77-85, 1/25/ 2017. ISSN 0925-8388. Disponível em: <
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838816327578> >.

HONMA, T.; TAKEI, H. Effect of heat treatment on the martensitic transformation in Ti-Ni alloys. **J. Japan Inst. Metals**, v. 39, n. 2, p. 175-182, 1975.

HORNBOGEN, E.; WASSERMANN, G. UBER DEN EINFLUSS VON SPANNUNGEN UND DAS AUFTRETEN VON UMWANDLUNGSPLASTIZITAT BEI DER BETA-1-BETA--UMWANDLUNG DES MESSINGS. **Zeitschrift Fur Metallkunde**, v. 47, n. 6, p. 427-433, 1956. ISSN 0044-3093.

HUBBELL, J. H.; SELTZER, S. M. **Tables of X-ray mass attenuation coefficients and mass energy-absorption coefficients 1 keV to 20 MeV for elements Z= 1 to 92 and 48 additional substances of dosimetric interest**. National Inst. of Standards and Technology-PL, Gaithersburg, MD (United States). Ionizing Radiation Div. 1995

HUGHES, D. G.; SHELDON, J. L. Wire Spark Erosion Techniques for the Tool Room and Model Shop. In: KOENIGSBERGER, F. e TOBIAS, S. A. (Ed.). **Proceedings of the Fourteenth International Machine Tool Design and Research Conference**. London: Macmillan Education UK, 1974. p.603-609. ISBN 978-1-349-01921-2.

HUME-ROTHERY, W.; SMALLMAN, R. E.; HAWORTH, C. W. The structure of metals and alloys. 1969.

INOUE, A.; OHTERA, K.; MASUMOTO, T. New Amorphous Al-Y, Al-La and Al-Ce Alloys Prepared by Melt Spinning. **Japanese Journal of Applied Physics**, v. 27, n. Part 2, No. 5, p. L736-L739, 1988/05/20 1988. ISSN 0021-4922. Disponível em: <
<http://dx.doi.org/10.1143/JJAP.27.L736> >.

JAIN, A. et al. Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation. **Apl Materials**, v. 1, n. 1, p. 011002, 2013. ISSN 2166-532X.

JAMIESON, J. C. Crystal structures of titanium, zirconium, and hafnium at high pressures. **Science**, v. 140, n. 3562, p. 72-73, 1963. ISSN 0036-8075.

JONES, H. Splat cooling and metastable phases. **Reports on Progress in Physics**, v. 36, n. 11, p. 1425, 1973. ISSN 0034-4885. Disponível em: < <http://stacks.iop.org/0034-4885/36/i=11/a=002> >.

KARACA, H. et al. Compressive response of nickel-rich NiTiHf high-temperature shape memory single crystals along the [1 1 1] orientation. **Scripta Materialia**, v. 65, n. 7, p. 577-580, 2011. ISSN 1359-6462.

KARAKOC, O. et al. Role of applied stress level on the actuation fatigue behavior of NiTiHf high temperature shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 153, p. 156-168, 2018/07/01/ 2018. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645418302970> >.

KAUFFMAN, G. B.; MAYO, I. The story of nitinol: the serendipitous discovery of the memory metal and its applications. **The chemical educator**, v. 2, n. 2, p. 1-21, 1997. ISSN 1430-4171.

KHALIL-ALLAFI, J.; DLOUHY, A.; EGgeler, G. Ni₄Ti₃-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations. **Acta Materialia**, v. 50, n. 17, p. 4255-4274, 2002/10/09/ 2002. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645402002574> >.

KHALIL ALLAFI, J.; REN, X.; EGgeler, G. The mechanism of multistage martensitic transformations in aged Ni-rich NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 50, n. 4, p. 793-803, 2002/02/25/ 2002. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645401003858> >.

KINAST, E. J. Refinamento estrutural com o método Rietveld: implementação e ensaios com o programa FullProf. 2000.

KIRKPARTICK, M.; LARSEN, W. PHASE RELATIONSHIPS IN THE NICKEL-ZIRCONIUM AND THE NICKEL-HAFNIUM ALLOY SYSTEMS. **Trans. Am. Soc. Metals**, v. 54, n. IS-280, 1961.

KLEMENT, W.; WILLENS, R.; DUWEZ, P. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. 1960.

KOCKAR, B. et al. Role of severe plastic deformation on the cyclic reversibility of a Ti 50.3 Ni 33.7 Pd 16 high temperature shape memory alloy. **Acta materialia**, v. 58, n. 19, p. 6411-6420, 2010. ISSN 1359-6454.

KOGAN, V.; BULATOV, A. THE TEMPERATURE DEPENDENCE OF THE ISOTOPE EFFECT IN THE NICKEL LATTICE. **SOVIET PHYSICS JETP-USSR**, v. 15, n. 6, p. 1041-1043, 1962. ISSN 0038-5646.

KOVARIK, L. et al. Structural analysis of a new precipitate phase in high-temperature TiNiPt shape memory alloys. **Acta materialia**, v. 58, n. 14, p. 4660-4673, 2010. ISSN 1359-6454.

KOVNYERISTYY Y.K., B. N. G., AND KYENINA Y.M. Metastable equilibria of the titanium alloys with iron, cobalt and nickel obtained by quenching from liquid state. p. 50/78, 1985.

LAMBRIGGER, M. Strain and substitution X-ray scattering of Ni_{0.882}Ti_{0.118} with concentration waves in the $\langle 100 \rangle$ direction. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, v. 52, n. 7, p. 913-914, 1991/01/01 1991. ISSN 0022-3697. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/002236979190014Q> >.

LAVERNIA, E. J.; SRIVATSAN, T. S. The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 2, p. 287-325, 2009. ISSN 1573-4803. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-009-3995-5> >.

LAVES, F.; WALLBAUM, H. Die Kristallstruktur von Ni₃Ti und Si₂Ti. **Zeitschrift für Kristallographie-Crystalline Materials**, v. 101, n. 1-6, p. 78-93, 1939. ISSN 2196-7105.

LE BAIL, A. Whole powder pattern decomposition methods and applications: A retrospection. **Powder Diffraction**, v. 20, n. 4, p. 316-326, 2005. ISSN 1945-7413.

LE, D. et al. Theoretical description of phase equilibrium in the nickel-titanium system. **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 3, n. 50, p. 9965, 1991. ISSN 0953-8984.

LIDE, D. R. **CRC Handbook of Chemistry and Physics-1999-2000**. CRC press. 1999. (0849304806)

LIEBERMANN, H.; GRAHAM, C. Production of amorphous alloy ribbons and effects of apparatus parameters on ribbon dimensions. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 12, n. 6, p. 921-923, 1976. ISSN 0018-9464.

LIN, B. et al. Structure and thermomechanical behavior of NiTiPt shape memory alloy wires. **Acta biomaterialia**, v. 5, n. 1, p. 257-267, 2009. ISSN 1742-7061.

LIU, L.; BI, Q.; WANG, G. Rapid Solidification Process of a Water Droplet Due to Depressurization. **Microgravity Science and Technology**, v. 25, n. 6, p. 327-334, 2014. ISSN 1875-0494. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/s12217-014-9360-6> >.

LIU, X.; LIU, X.; ALTOUNIAN, Z. Formation and thermal stability of an E9 3-structured NiHf 2 phase in Ni 33 Hf 67. **Acta materialia**, v. 53, n. 5, p. 1439-1447, 2005. ISSN 1359-6454.

MA, J.; KARAMAN, I.; NOEBE, R. D. High temperature shape memory alloys. **International Materials Reviews**, v. 55, n. 5, p. 257-315, 2010. ISSN 0950-6608.

MANCA, A.; SHELYAKOV, A. V.; AIROLDI, G. Ageing in parent phase and Martensite stabilization in a Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ alloy. **Materials Transactions**, v. 44, n. 6, p. 1219-1224, 2003. ISSN 1345-9678.

MCMURDIE, H. F. et al. Standard X-ray diffraction powder patterns from the JCPDS research associateship. **Powder Diffraction**, v. 1, n. 2, p. 64-77, 1986. ISSN 1945-7413.

MCNAUGHT, A. D.; MCNAUGHT, A. D. **Compendium of chemical terminology**. Blackwell Science Oxford, 1997.

MCPHERSON, D.; HANSEN, M. * DER AUFBAU BINARER LEGIERUNGSSYSTEME DES TITANS. **ZEITSCHRIFT FUR METALLKUNDE**, v. 45, n. 2, p. 76-82, 1954. ISSN 0044-3093.

MENG, X. et al. Two-way shape memory effect of a TiNiHf high temperature shape memory alloy. **Journal of alloys and compounds**, v. 372, n. 1, p. 180-186, 2004. ISSN 0925-8388.

MENG, X. L. et al. Microstructure of stress-induced martensite in a Ti–Ni–Hf high temperature shape memory alloy. **Scripta Materialia**, v. 45, n. 10, p. 1177-1182, 2001/11/19/ 2001. ISSN 1359-6462. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646201011472> >.

MENG, X. L. et al. Stress-induced martensitic transformation behavior of a Ti–Ni–Hf high temperature shape memory alloy. **Materials Letters**, v. 55, n. 1, p. 111-115, 2002/07/01/ 2002. ISSN 0167-577X. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X01006310> >.

MOSHREF-JAVADI, M. et al. Fabrication of (Ti,Hf)-rich NiTiHf Alloy Using Graphitic Mold and Crucible. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 30, n. 3, p. 280-284, 2014/03/01/ 2014. ISSN 1005-0302. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030213002284> >.

MOSHREF-JAVADI, M. et al. Age-induced multi-stage transformation in a Ni-rich NiTiHf alloy. **Acta Materialia**, v. 61, n. 7, p. 2583-2594, 2013/04/01/ 2013. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413000645> >.

MUELLER, M.; KNOTT, H. Crystal structures of Ti₂Cu, Ti₂Ni, Ti₄Ni₂O, and Ti₄Cu₂O. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 227, n. 3, p. 674-&, 1963. ISSN 0543-5722.

MULDER, J. H. **Investigation of high temperature shape memory alloys from the Ni-Ti-Zr and Ni-Ti-Hf systems: proefschrift.** na, 1995. ISBN 9090080066.

MÜLLER, U. Remarks on Wyckoff positions. In: WONDRATSCHEK, H. e MÜLLER, U. (Ed.). **International Tables for Crystallography Volume A1: Symmetry relations between space groups.** Dordrecht: Springer Netherlands, 2004. p.24-26. ISBN 978-1-4020-5413-6.

MURRAY, J. Ni-Ti (Nickel-Titanium). **Phase Diagrams of Binary Nickel Alloys**, p. 342-355, 1991.

NIELSEN, J.; MARGOLIN, H. **Titanium-Nickel Phase Diagram.** Wright Air Development Center; New York Univ. 1951

NUDING, M.; ELLNER, M. Influence of the isotypical A 9, A 10 and B 11 solvents on the partial atomic volume of tin. **Journal of alloys and compounds**, v. 252, n. 1, p. 184-191, 1997. ISSN 0925-8388.

OKAMOTO, H. Hf-Ni (hafnium-nickel). **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 23, n. 4, p. 386, 2002. ISSN 1547-7037.

ÖLANDER, A. An electrochemical investigation of solid cadmium-gold alloys. **Journal of the American Chemical Society**, v. 54, n. 10, p. 3819-3833, 1932. ISSN 0002-7863.

PAGNOLA, M.; MALMORIA, M.; BARONE, M. Biot number behaviour in the Chill Block Melt Spinning (CBMS) process. **Applied Thermal Engineering**, v. 103, p. 807-811, 2016/06/25/ 2016. ISSN 1359-4311. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431116305646> >.

PAVUNA, D. Production of metallic glass ribbons by the chill-block melt-spinning technique in stabilized laboratory conditions. **Journal of Materials Science**, v. 16, n. 9, p. 2419-2433, 1981. ISSN 1573-4803. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF01113578> >.

PEARSON, W. B. **A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys.** Pergamon Press, 1967. Disponível em: < <https://books.google.com.br/books?id=57qxjwEACAAJ> >.

PENG, T. C.; SASTRY, S. M. L.; O'NEAL, J. E. Laser-melting/spin-atomization method for the production of titanium alloy powders. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 10, p. 1897-1900, 1985. ISSN 1543-1940. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF02670377> >.

PET'KOV, V.; MARKIV, V. Y.; GORSKIJ, V. Compounds of MgCu 2 type structure in nickel alloys with zirconium and hafnium. **Izv. Akad. Nauk SSSR, Metall**, p. 188-192, 1972.

POOLE, D. M.; HUME-ROTHERY, W. The equilibrium diagram of the system nickel-titanium. **J. Inst. Metals**, v. 83, 1955.

POTAPOV, P. et al. Effect of Hf on the structure of Ni-Ti martensitic alloys. **Materials Letters**, v. 32, n. 4, p. 247-250, 1997. ISSN 0167-577X.

PRASHER, M.; SEN, D. Influence of aging on phase transformation and microstructure of Ni 50.3 Ti 29.7 Hf 20 high temperature shape memory alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 615, p. 469-474, 2014. ISSN 0925-8388.

PURDY, G. R.; PARR, J. G. **A STUDY OF T; E TITANIUM-NICKEL SYSTEM BETWEEN Ti2Ni AND TiNi**. DTIC Document. 1960

RAMAIAH, K.; SAIKRISHNA, C.; BHAUMIK, S. Microstructure and transformation behaviour of Ni 75– XTiXPd 25 high temperature shape memory alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 554, p. 319-326, 2013. ISSN 0925-8388.

RIETVELD, H. Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinement. **Acta Crystallographica**, v. 22, n. 1, p. 151-152, 1967. ISSN 0365-110X.

RIETVELD, H. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. **Journal of applied Crystallography**, v. 2, n. 2, p. 65-71, 1969. ISSN 1600-5767.

ROMANS, P.; PAASCHE, O.; KATO, H. The transformation temperature of hafnium. **J. Less-Common Metals**, v. 8, 1965.

ROSS, R.; HUME-ROTHERY, W. High temperature X-ray metallography: I. A new debye-scherrer camera for use at very high temperatures II. A new parafocusing camera III. Applications to the study of chromium, hafnium, molybdenum, rhodium, ruthenium and tungsten. **Journal of the Less Common Metals**, v. 5, n. 3, p. 258-270, 1963. ISSN 0022-5088.

SABEENA, M. et al. Crystal structure and bonding characteristics of transformation products of bcc β in Ti-Mo alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 705, p. 769-781, 2017. ISSN 0925-8388.

SABURI, T.; NENNO, S.; FUKUDA, T. Crystal structure and morphology of the metastable X phase in shape memory Ti-Ni alloys. **Journal of the Less Common Metals**, v. 125, p. 157-166, 1986. ISSN 0022-5088.

SAGHAIAN, S. M. et al. Effects of Ni content on the shape memory properties and microstructure of Ni-rich NiTi-20Hf alloys. **Smart Materials and Structures**, v. 25, n. 9, p. 095029, 2016. ISSN 0964-1726. Disponível em: < <http://stacks.iop.org/0964-1726/25/i=9/a=095029> >.

SAGHAIAN, S. M. et al. High strength NiTiHf shape memory alloys with tailorable properties. **Acta Materialia**, v. 134, p. 211-220, 2017/08/01/ 2017. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645417304548> >.

SAMPATH, S.; HERMAN, H. Rapid solidification and microstructure development during plasma spray deposition. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 5, n. 4, p. 445-456, 1996. ISSN 1544-1016. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF02645275> >.

SANJABI, S.; CAO, Y.; BARBER, Z. Multi-target sputter deposition of Ni 50 Ti 50– x Hf x shape memory thin films for high temperature microactuator application. **Sensors and Actuators A: Physical**, v. 121, n. 2, p. 543-548, 2005. ISSN 0924-4247.

SANKARANARAYANAN, S. et al. Development of high performance magnesium composites using Ni50Ti50 metallic glass reinforcement and microwave sintering approach. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 627, p. 192-199, 4/5/ 2015. ISSN 0925-8388. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838814028679> >.

SANTAMARTA, R. et al. TEM study of structural and microstructural characteristics of a precipitate phase in Ni-rich Ni–Ti–Hf and Ni–Ti–Zr shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 61, n. 16, p. 6191-6206, 2013/09/01/ 2013. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413005041> >.

SANTAMARTA, R. et al. Martensite stabilisation in Ni50Ti32.2Hf17.7. **Scripta Materialia**, v. 41, n. 8, p. 867-872, 1999/09/10/ 1999. ISSN 1359-6462. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646299002213> >.

SASTRY, S. M. L. et al. Rapid Solidification Processing of Titanium Alloys. **JOM**, v. 35, n. 9, p. 21-28, 1983. ISSN 1543-1851. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF03338360> >.

SAVAGE, S. J.; FROES, F. H. Production of Rapidly Solidified Metals and Alloys. **JOM**, v. 36, n. 4, p. 20-33, 1984. ISSN 1543-1851. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF03338423> >.

SCHLESINGER, M. E. Phase diagram prediction of $\Delta f G_0$ for inter metallic compounds: A 'sensitivity' analysis. **Journal of phase equilibria**, v. 15, n. 3, p. 264-272, 1994. ISSN 1054-9714.

SCHMIDT, R. et al. Hydrogen solubility and diffusion in the shape-memory alloy NiTi. **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 1, n. 14, p. 2473, 1989. ISSN 0953-8984.

SEGADAES, A. M. **Diagramas de fases: teoria e aplicacao em ceramica**. Edgard Blucher, 1987.

SELLERS, C. H. et al. Permanent Magnet Powders Produced by Gas Atomization. In: HADJIPANAYIS, G. C. (Ed.). **Magnetic Hysteresis in Novel Magnetic Materials**. Dordrecht: Springer Netherlands, 1997. p.651-655. ISBN 978-94-011-5478-9.

SEMENOVA, E. L. The Solidus Surface in the Ti—Ni—Hf System in the Ti—TiNi—HfNi—Hf Region. **Powder Metallurgy and Metal Ceramics**, v. 40, n. 7-8, p. 414-425, 2001. ISSN 1068-1302.

SESHADRI, R. et al. Electron-beam melting and centrifugal splat-quenching technique for rapid solidification of titanium alloys. **Journal of Materials Science**, v. 23, n. 5, p. 1637-1642, 1988. ISSN 1573-4803. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/BF01115702> >.

SHI, H. et al. Microstructural dependence on middle eigenvalue in Ti—Ni—Au. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 582, p. 703-707, 2014. ISSN 0925-8388.

SIROTA, N.; ZHABKO, T. X-ray study of the anisotropy of thermal properties in titanium. **physica status solidi (a)**, v. 63, n. 2, p. K211-K215, 1981. ISSN 1521-396X.

SOARES, R. L. C., WALMAN BENÍCIO DE; SIMÕES, JACKSON DE BRITO. Uso do método de Roniere no preparo de ligas inteligentes de Ni-Ti-Hf. **II World Congress on Computer Science, Engineering and Technology Education**, v. WCCSETE'2016, n. © 2016 COPEC, p. 85-89, September 04-07, 2016, Castelo Branco, PORTUGAL 2016. ISSN 978-85-65992-63-3. Disponível em: < <http://copec.eu/congresses/wccsete2016/proc/works/20.pdf> >.

SONNEVELD, E.; VISSER, J. Automatic collection of powder data from photographs. **Journal of Applied Crystallography**, v. 8, n. 1, p. 1-7, 1975. ISSN 1600-5767.

SPREADBOROUGH, J.; CHRISTIAN, J. The measurement of the lattice expansions and debye temperatures of titanium and silver by X-ray methods. **Proceedings of the Physical Society**, v. 74, n. 5, p. 609, 1959. ISSN 0370-1328.

STAUDHAMMER, K. P.; JOHNSON, K. A. Mach Stem Characterization in MBAR Designs Using RSR Powder. In: GUPTA, Y. M. (Ed.). **Shock Waves in Condensed Matter**. Boston, MA: Springer US, 1986. p.737-742. ISBN 978-1-4613-2207-8.

STEEN, P. H.; KARCHER, C. FLUID MECHANICS OF SPIN CASTING OF METALS. **Annual Review of Fluid Mechanics**, v. 29, n. 1, p. 373-397, 1997. Disponível em: < <https://www.annualreviews.org/doi/abs/10.1146/annurev.fluid.29.1.373> >.

STEFFENS, H.-D.; NASSENSTEIN, K. Influence of the spray velocity on arc-sprayed coating structures. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, n. 3, p. 454-460, 1999. ISSN 1544-1016. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1361/105996399770350421> >.

STOVER, E. R. **The nickel-titanium-carbon system**. 1956. Massachusetts Institute of Technology

SURESH, K. S. et al. Evolution and stability of phases in a high temperature shape memory alloy Ni_{49.4}Ti_{38.6}Hf₁₂. **Intermetallics**, v. 44, p. 18-25, 1// 2014. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979513002215> >.

SWINEHART, D. F. The Beer-Lambert Law. **Journal of Chemical Education**, v. 39, n. 7, p. 333, 1962/07/01 1962. ISSN 0021-9584. Disponível em: < <https://doi.org/10.1021/ed039p333> >.

SZURMAN, I.; KOCICH, R.; KURSA, M. **Shape Memory Alloys: Fabrication and processing**. Lap Lambert, 2011. ISBN 3848425351.

TAYLOR, A.; FLOYD, R. THE CONSTITUTION OF NICKEL-RICH ALLOYS OF THE NICKEL CHROMIUM TITANIUM SYSTEM. **Journal of the Institute of Metals**, v. 80, n. 11, p. 577-&, 1952.

TILLMANN, W. et al. Particle Behavior During the Arc Spraying Process with Cored Wires. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 20, n. 5, p. 1141-1141, 2011. ISSN 1544-1016. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/s11666-008-9288-8> >.

TONG, Y.; LIU, Y.; MIAO, J. Phase transformation in NiTiHf shape memory alloy thin films. **Thin Solid Films**, v. 516, n. 16, p. 5393-5396, 2008. ISSN 0040-6090.

TONG, Y. et al. Characterization of a nanocrystalline NiTiHf high temperature shape memory alloy thin film. **Scripta materialia**, v. 52, n. 10, p. 983-987, 2005. ISSN 1359-6462.

TYLKINA, M.; PEKAREV, A.; SAVITSKII, E. Phase Diagram of the Titanium-Hafnium System. **Zh. Neorg. Khim.**, v. 4, n. 10, p. 2320-2320, 1959.

VAN ESSEN, R.; BUSCHOW, K. Hydrogen absorption in various zirconium-and hafnium-based intermetallic compounds. **Journal of the Less Common Metals**, v. 64, n. 2, p. 277-284, 1979. ISSN 0022-5088.

VANDER VOORT, G. Safety in the Metallography Laboratory.

VLASOVA, M. et al. METHODS OF INVESTIGATION AND PROPERTIES OF POWDER METALLURGY MATERIALS. **Soviet powder metallurgy and metal ceramics**, v. 30, n. 337-342, 1991.

VOGEL, R. **Das System Eisen-Nickel-Nickeltitanid Ni₃Ti-Eisentitanid Fe₂Ti**. 1938. Verlag Stahleisen

WALLBAUM, H. Arch. f. **Eisenhüttenwesen Bd**, v. 14, p. 521, 1940.

WANG, F. E.; BUEHLER, W. J.; PICKART, S. J. Crystal Structure and a Unique "Martensitic" Transition of TiNi. **Journal of Applied Physics**, v. 36, n. 10, p. 3232-3239, 1965. ISSN 0021-8979.

WANG, F. E.; PICKART, S. J.; ALPERIN, H. A. Mechanism of the TiNi Martensitic Transformation and the Crystal Structures of TiNi-II and TiNi-III Phases. **Journal of Applied Physics**, v. 43, n. 1, p. 97-112, 1972. ISSN 0021-8979.

WEISSTEIN, E. W. Lorentzian Function. **From MathWorld--A Wolfram Web Resource**, 2017. Disponível em: < <http://mathworld.wolfram.com/LorentzianFunction.html> >.

WU, L.-M.; CHANG, S.-H.; WU, S.-K. Precipitate-induced R-phase in martensitic transformation of as-spun and annealed Ti₅₁Ni₄₉ ribbons. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 505, n. 1, p. 76-80, 2010. ISSN 0925-8388.

YANG, F. et al. Structure analysis of a precipitate phase in an Ni-rich high-temperature NiTiHf shape memory alloy. **Acta Materialia**, v. 61, n. 9, p. 3335-3346, 2013. ISSN 1359-6454.

YANG, F. et al. Structure analysis of a precipitate phase in an Ni-rich high-temperature NiTiHf shape memory alloy. **Acta Materialia**, v. 61, n. 9, p. 3335-3346, 2013/05/01/ 2013. ISSN 1359-6454. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645413001456> >.

YANG, T. et al. Characterization of microstructure, hydrogen storage kinetics and thermodynamics of a melt-spun Mg₈₆Y₁₀Ni₄ alloy. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 44, n. 13, p. 6728-6737, 2019/03/08/ 2019. ISSN 0360-3199. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0360319919302800> >.

YANG, Y.; BEWLAY, B.; CHANG, Y. Thermodynamic modeling of the Hf–Ti–Si ternary system. **Intermetallics**, v. 15, n. 2, p. 168-176, 2007. ISSN 0966-9795.

YI, X. et al. Microstructure design of the excellent shape recovery properties in (Ti,Hf)₂Ni/Ti-Ni-Hf high temperature shape memory alloy composite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 729, p. 758-763, 2017/12/30/ 2017. ISSN 0925-8388. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838817332929> >.

_____. Martensitic transformation and mechanical properties of Ti-Ni-Hf high temperature shape memory alloy with network structure second particles. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 735, p. 1219-1226, 2018/02/25/ 2018. ISSN 0925-8388. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838817340525> >.

YONGCHANG, Z. et al. Proceedings of the Sixth International Conference on Rapidly Quenched Metals Production of rapidly solidified Al□Pb□Cu alloy by liquid stirring, ultrasonic gas atomization and liquid dynamic compaction. **Materials Science and Engineering**, v. 98, p. 119-121, 1988/02/01 1988. ISSN 0025-5416. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0025541688901395> >.

ZACHARIASEN, W. H. **Theory of X-ray Diffraction in Crystals**. Courier Corporation, 2004. ISBN 0486495671.

ZARINEJAD, M.; LIU, Y.; WHITE, T. J. The crystal chemistry of martensite in NiTiHf shape memory alloys. **Intermetallics**, v. 16, n. 7, p. 876-883, 2008. ISSN 0966-9795.

ZHOU, T. et al. Investigation on the Microstructure Characterization and Aging Response of Rapidly Solidified Mg-6wt%Zn-5wt%Ca Alloy Produced by Atomization-Twin Roll Quenching Technology. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 27, n. 2, p. 125-129, 2012/02/01 2012. ISSN 1042-6914. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1080/10426914.2011.557129>>.

ZWICKER, U.; ZWICKER, U. Verbindungs- und Brennschneidverfahren. **Titan und Titanlegierungen**, p. 506-538, 1974. ISSN 3642805884.

APÊNDICES

A. Tabelas geradas em função do uso do Método de Roniere

Tabela 86 - Uso do Método de Roniere³ para preparo de 20 g da liga Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ at.%

Terminologia	Simbologia	Ni	Ti	Hf	Σ
Percentagem atômica nominal	%at _n /100	0,50	0,42	0,08	1
Massa molar	M _m (K)	58,69	47,86	178,49	
Massa Proporcional de cada elemento	Mp _n	29,345	20,1012	14,2792	63,7254
Quantidade Proporcional de Átomos	QtdePROP _{átomos}	3,0115E+23	2,52966E+23	4,8184E+22	6,023E+23
Percentagem em massa	%wt _n (1/100)	0,460491421	0,315434662	0,224073917	1
Percentagem em massa (arredondada)	%wt _n	46,05	31,54	22,41	100
Massas reais parciais (calculadas)	Mrp	9,208	6,310	4,480	Mrt = 20 g
Quantidade Real de Átomos	QtdeREAL _{átomos(n)}	9,44961E+22	7,9409E+22	1,51174E+22	1,89022E+23

Tabela 87 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁ at.%

Terminologia	Simbologia	Ni	Ti	Hf	Σ
Percentagem atômica nominal	%at _n /100	0,50	0,39	0,11	1
Massa molar	M _m (K)	58,69	47,86	178,49	
Massa Proporcional de cada elemento	Mp _n	29,345	18,6654	19,6339	67,6443
Quantidade Proporcional de Átomos	QtdePROP _{átomos}	3,0115E+23	2,34897E+23	6,6253E+22	6,023E+23
Percentagem em massa	%wt _n (1/100)	0,433813344	0,275934558	0,290252098	1
Percentagem em massa (arredondada)	%wt _n	43,38	27,59	29,03	100
Massas reais parciais (calculadas)	Mrp	8,676	5,520	5,804	Mrt = 20 g
Quantidade Real de Átomos	QtdeREAL _{átomos(n)}	8,90365E+22	6,94671E+22	1,95851E+22	1,78089E+23

³ Direitos Autorais Reservados: #DEP636081068651693361 © Md5:EmRpUR7Bv9kcgrbjX3tmcQ==

Tabela 88 - Uso do Método de Roniere⁴ para preparo de 20 g da liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ at.%

Terminologia	Simbologia	Ni	Ti	Hf	Σ
Percentagem atômica nominal	%at _n /100	0,50	0,36	0,14	1
Massa molar	M _m (K)	58,69	47,86	178,49	
Massa Proporcional de cada elemento	Mp _n	29,345	17,2296	24,9886	71,5632
Quantidade Proporcional de Átomos	QtdePROP _{átomos}	3,0115E+23	2,16828E+23	8,4322E+22	6,023E+23
Percentagem em massa	%wt _{n (1/100)}	0,410057124	0,240760614	0,349182261	1
Percentagem em massa (arredondada)	%wt _n	41,01	24,08	34,92	100
Massas reais parciais (calculadas)	Mrp	8,200	4,816	6,982	Mrt = 20 g
Quantidade Real de Átomos	QtdeREAL _{átomos(n)}	8,41516E+22	6,06075E+22	2,35602E+22	1,68319E+23

Tabela 89 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇ at.%

Terminologia	Simbologia	Ni	Ti	Hf	Σ
Percentagem atômica nominal	%at _n /100	0,50	0,33	0,17	1
Massa molar	M _m (K)	58,69	47,86	178,49	
Massa Proporcional de cada elemento	Mp _n	29,345	15,7938	30,3433	75,4821
Quantidade Proporcional de Átomos	QtdePROP _{átomos}	3,0115E+23	1,98759E+23	1,02391E+23	6,023E+23
Percentagem em massa	%wt _{n (1/100)}	0,388767668	0,209239012	0,40199332	1
Percentagem em massa (arredondada)	%wt _n	38,88	20,92	40,20	100
Massas reais parciais (calculadas)	Mrp	7,774	4,186	8,040	Mrt = 20 g
Quantidade Real de Átomos	QtdeREAL _{átomos(n)}	7,97799E+22	5,26792E+22	2,71303E+22	1,59589E+23

⁴ Método reconhecido em 16/05/2017 pelo Escritório de Direitos Autorais do Rio de Janeiro-RJ sob certidão de registro Nº 732.084, Livro 1.417, Folha 275. Protocolo do Requerimento: 2016RJ18067. Conteúdo: 5 páginas. Ambientado e catalogado na Fundação BIBLIOTECA NACIONAL do Ministério da Cultura, da República Federativa do Brasil.

Tabela 90 - Uso do Método de Roniere para preparo de 20 g da liga Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ at.%

Terminologia	Simbologia	Ni	Ti	Hf	Σ
Percentagem atômica nominal	%at _n /100	0,50	0,30	0,20	1
Massa molar	M _m (K)	58,69	47,86	178,49	
Massa Proporcional de cada elemento	Mp _n	29,345	14,358	35,698	79,401
Quantidade Proporcional de Átomos	QtdePROP _{átomos}	3,0115E+23	1,8069E+23	1,2046E+23	6,023E+23
Percentagem em massa	%wt _{n(1/100)}	0,369579728	0,180828957	0,449591315	1
Percentagem em massa (arredondada)	%wt _n	36,96	18,08	44,96	100
Massas reais parciais (calculadas)	Mrp	7,392	3,618	8,992	Mrt = 20 g
Quantidade Real de Átomos	QtdeREAL _{átomos(n)}	7,58596E+22	4,55312E+22	3,03428E+22	1,51734E+23

Tabela 91 – Relação de igualdade proporcional entre o Número de Avogadro e a quantidade real de átomos, assim como entre a massa atômica total proporcional e a massa real (20 g)

at.% Nominais			$\frac{NA}{QtdeREAL_{\text{átomos}}} = \frac{\sum Mp}{MassaREAL_{Total}}$
Ni	Ti	Hf	Proporções: atômica e de massa
50	42	08	$\frac{6,02214179 \times 10^{23}}{1,89022 \times 10^{23}} = 3,186 = \frac{63,7254}{20}$
50	39	11	$\frac{6,02214179 \times 10^{23}}{1,78089 \times 10^{23}} = 3,382 = \frac{67,6443}{20}$
50	36	14	$\frac{6,02214179 \times 10^{23}}{1,68319 \times 10^{23}} = 3,578 = \frac{71,5632}{20}$
50	33	17	$\frac{6,02214179 \times 10^{23}}{1,59589 \times 10^{23}} = 3,774 = \frac{75,4821}{20}$
50	30	20	$\frac{6,02214179 \times 10^{23}}{1,51734 \times 10^{23}} = 3,969 = \frac{79,4010}{20}$

B. Intensidades (u. a.) para as ligas Ni-Ti-Hf obtidas por fusão a plasma

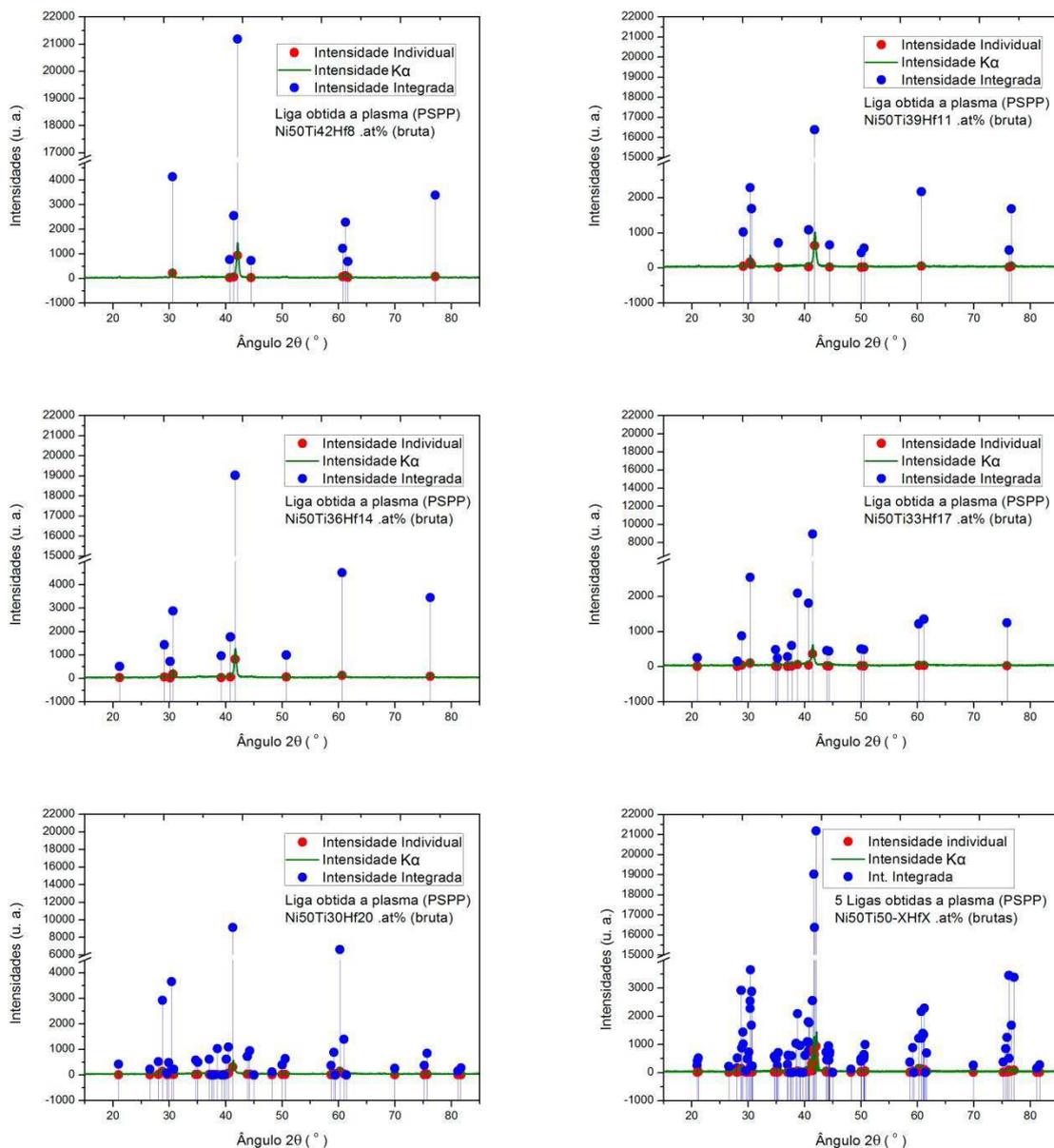


Figura 190 – Gráfico de comparação entre as 3 intensidades (unidades arbitrárias) observadas experimentalmente nas ligas brutas Ni₅₀Ti_{50-X}Hf_X .at% solidificadas por fusão a plasma na máquina *Discovery All Metal* (método PSPP): intensidade individual (contagem das radiações K α 1), intensidade K α (contagem das radiações K α 1 e K α 2 por meio de média ponderada) e intensidade integrada (em função do movimento angular em torno de Y)

C. Intensidades (u. a.) para as fitas Ni-Ti-Hf solidificadas rapidamente

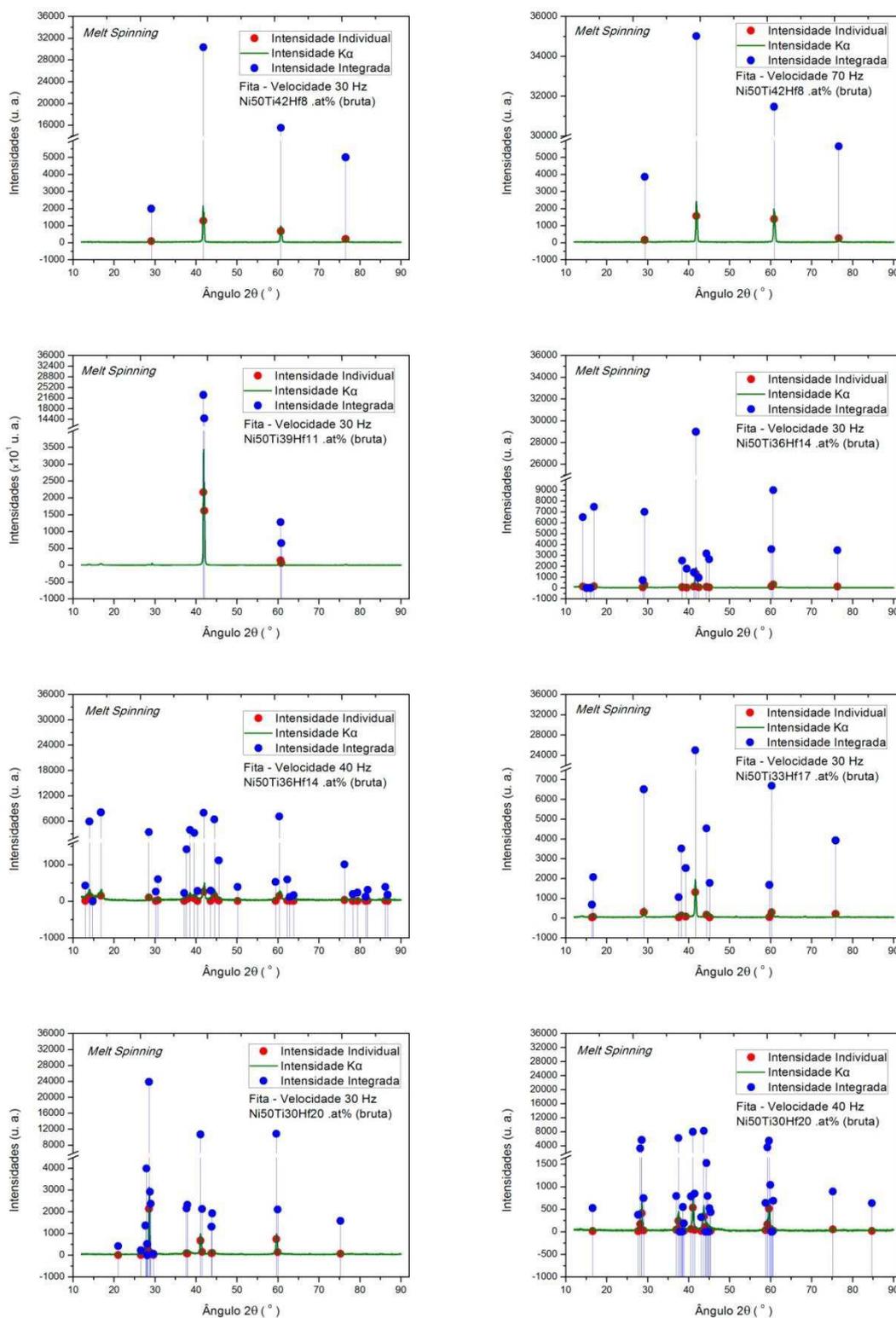


Figura 191 – Separação gráfica dos 3 tipos de intensidades encontradas nos exames DRX feitos nas 8 amostras de fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% solidificadas rapidamente por *melt spinning*: intensidade individual (contagem das radiações $K\alpha_1$), intensidade $K\alpha$ (contagem das radiações $K\alpha_1$ e $K\alpha_2$ por meio de média ponderada) e intensidade integrada (gerada em função do movimento angular ω em torno de Y)

D. Intensidades (u. a.) para as ligas Ni-Ti-Hf obtidas ao arco elétrico

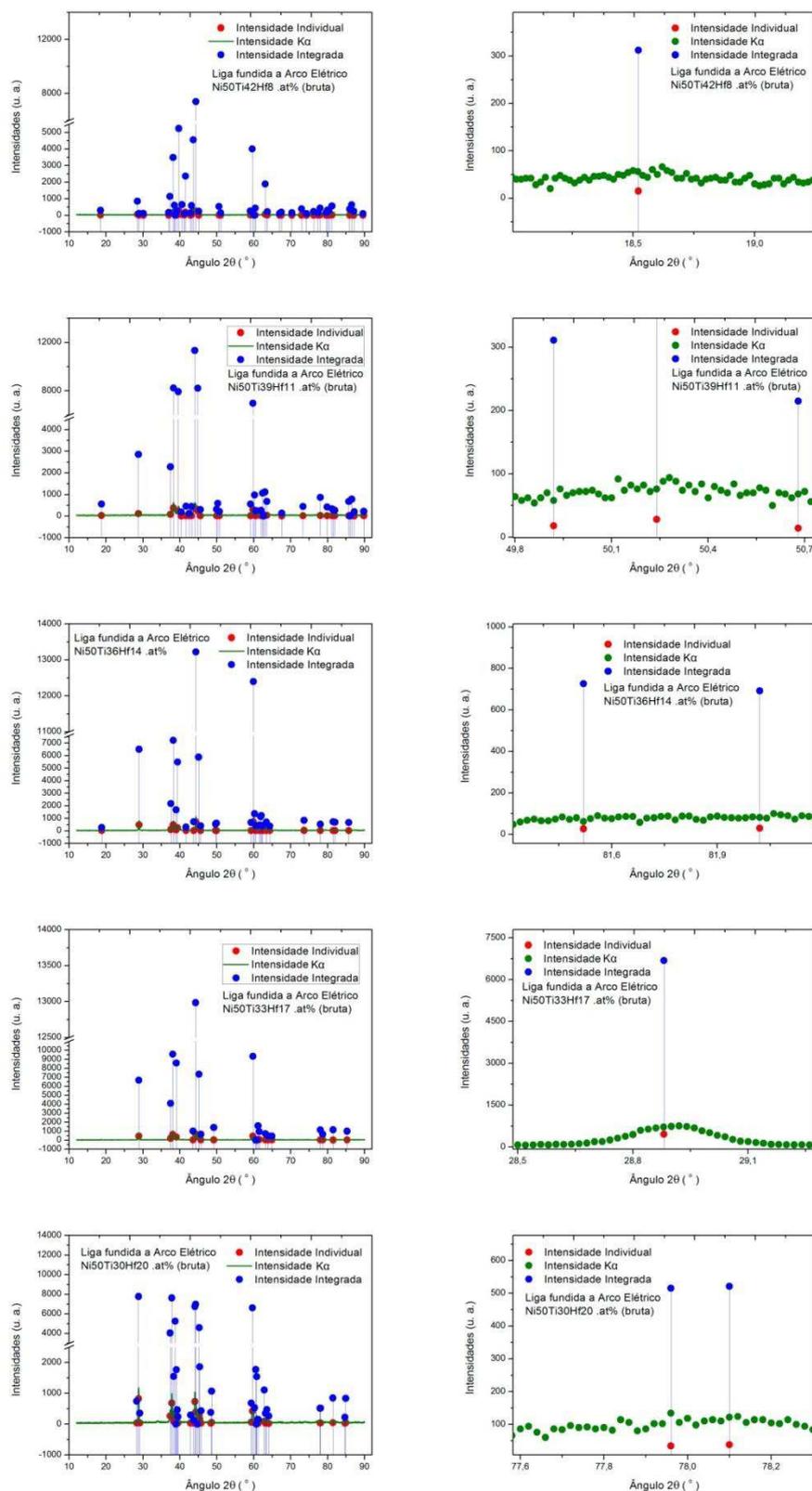


Figura 192 – 5 gráficos à esquerda, primeira coluna, com 3 intensidades DRX separadas: • (radiações $K\alpha_1$); • (radiações $K\alpha = (2.K\alpha_1 + K\alpha_2)/3$); • (intensidade integrada: gerada em função do movimento angular ω em torno de Y, conforme ilustra as figuras do Anexo B)

E. Dados amostrais para cálculos dos tamanhos dos grãos nas ligas e fitas $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$.at% obtidas pelos três processamentos distintos

Tabela 92 – Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{42}\text{Hf}_8$.at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande

Hf8 .at% - Bulk de liga rica em níquel (método PSPP)						
Dados	Largura	Comprimento	L/C	Perímetro	Área	P/Á
1	2,733	4,8295	0,5659	13,6264	12,4217	1,09698
2	4,0028	7,3881	0,54179	19,1514	19,3072	0,99193
3	3,7032	7,12	0,52011	18,7256	21,0561	0,88932
4	2,6654	7,1175	0,37449	18,4048	15,9822	1,15158
5	2,7864	5,4535	0,51094	14,9975	12,3535	1,21403
6	3,2155	4,8563	0,66213	13,3406	10,2684	1,29919
7	3,228	5,1877	0,62224	14,9353	11,8085	1,26479
8	2,5566	4,0119	0,63725	12,4197	7,1663	1,73307
9	2,2837	4,1257	0,55353	11,0114	7,3777	1,49252
10	2,0218	4,9156	0,4113	12,5723	8,3337	1,50861
11	1,681	4,8402	0,3473	11,8359	7,6948	1,53817
12	3,4429	5,2834	0,65164	13,568	11,7164	1,15803
13	2,6681	6,6925	0,39867	16,4998	11,813	1,39675
14	2,3892	4,6295	0,51608	11,7476	8,4149	1,39605
15	2,4025	5,6989	0,42157	15,6021	10,2206	1,52653
16	2,8487	4,5317	0,62862	12,6499	10,1635	1,24464
17	2,5649	5,0438	0,50853	13,373	10,0945	1,32478
18	2,745	6,1022	0,44984	16,278	11,7929	1,38032
19	3,8049	6,9176	0,55003	18,0623	17,3794	1,03929
20	2,4847	5,0005	0,49689	13,256	10,1918	1,30065
21	2,0578	4,8945	0,42043	11,8654	7,2497	1,63667
22	1,7935	4,7196	0,38001	12,8058	7,2931	1,75588
23	2,6101	4,5317	0,57596	11,5807	7,8883	1,46809
24	2,7955	4,8513	0,57624	12,4748	10,2228	1,22029
25	3,2456	4,6177	0,70286	12,4252	9,7966	1,26832
26	3,2378	4,3934	0,73697	12,16	8,8185	1,37892
27	2,9797	5,7468	0,5185	14,8469	11,2546	1,31919
28	2,9885	6,214	0,48093	15,2301	13,0188	1,16985
29	3,7281	4,1062	0,90792	15,7013	9,704	1,61802
30	3,2361	6,8934	0,46945	17,6213	16,9543	1,03934

Tabela 93 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{39}\text{Hf}_{11}$.at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande

Hf11 .at% - Bulk de liga rica em níquel (método PSPP)						
Dados	Largura	Comprimento	L/C	Perímetro	Área	P/Á
1	2,1844	5,6043	0,38977	13,6449	10,3626	1,31674
2	3,6552	5,4387	0,67207	14,6721	14,8055	0,99099
3	2,6196	5,1936	0,50439	13,543	10,0604	1,34617
4	2,9809	5,4436	0,5476	15,0234	12,8201	1,17186
5	2,555	4,999	0,5111	13,1495	10,3704	1,26798
6	2,6251	5,0928	0,51545	13,9393	10,5875	1,31658
7	3,2832	5,823	0,56383	15,2239	13,816	1,1019
8	3,2585	5,5996	0,58192	14,3238	12,3751	1,15747
9	2,3531	5,3665	0,43848	13,3734	10,5745	1,26468
10	2,9802	4,9818	0,59822	14,5188	10,564	1,37437
11	2,1723	5,5538	0,39114	13,5952	10,6081	1,28159
12	3,0506	4,7047	0,64842	13,0785	9,5965	1,36284
13	2,7297	4,8787	0,55951	12,4753	9,6976	1,28643
14	2,7267	6,809	0,40046	16,8059	11,833	1,42026
15	2,5737	4,9215	0,52295	12,8983	11,0204	1,1704
16	3,2076	6,0909	0,52662	15,7889	13,535	1,16652
17	2,5817	6,2262	0,41465	15,7483	10,7686	1,46243
18	2,7925	3,8076	0,7334	10,9083	8,3126	1,31226
19	2,5915	4,5422	0,57054	12,1989	8,2206	1,48394
20	2,8579	3,3532	0,85229	10,599	8,3471	1,26978
21	3,3365	4,4982	0,74174	12,4811	10,8656	1,14868
22	2,3474	4,5558	0,51526	11,5879	8,9662	1,2924
23	2,7506	5,4709	0,50277	14,3097	11,8489	1,20768
24	2,6636	4,9372	0,5395	12,602	9,3211	1,35199
25	1,9117	4,4927	0,42551	10,8518	6,4989	1,66979
26	3,891	4,7125	0,82568	14,0643	12,8471	1,09475
27	3,3681	5,2289	0,64413	15,6205	11,9135	1,31116
28	4,1083	4,5494	0,90304	13,507	13,1638	1,02607
29	3,6628	4,9192	0,74459	14,5704	13,5807	1,07288
30	2,7518	4,8586	0,56638	12,4739	10,656	1,1706

Tabela 94 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga $Ni_{50}Ti_{36}Hf_{14}$.at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande

Hf14 .at% - Bulk de liga rica em níquel (método PSPP)						
Dados	Largura	Comprimento	L/C	Perímetro	Área	P/Á
1	2,8503	4,5026	0,63303	11,8755	7,5121	1,58085
2	2,1882	6,4212	0,34078	15,9918	11,1433	1,4351
3	2,0993	4,7752	0,43963	11,5596	6,4082	1,80388
4	2,4248	3,0565	0,79333	8,9856	4,7142	1,90607
5	1,9985	5,7546	0,34729	13,5624	8,2988	1,63426
6	1,3831	4,4322	0,31206	10,9119	5,5368	1,9708
7	2,0767	5,2584	0,39493	13,1043	9,9889	1,31189
8	3,2124	4,2228	0,76073	11,7388	9,1083	1,2888
9	2,5607	4,2726	0,59933	11,302	7,6862	1,47043
10	1,7619	4,2442	0,41513	9,8633	4,8184	2,04701
11	1,5698	4,098	0,38306	9,5546	4,593	2,08025
12	2,6982	4,3045	0,62683	11,6686	9,3222	1,2517
13	1,9854	4,6419	0,42771	11,3245	7,084	1,5986
14	2,0019	3,7583	0,53266	9,223	5,4817	1,68251
15	1,8331	3,3571	0,54604	8,4588	4,334	1,95173
16	1,7586	3,3042	0,53223	8,6586	3,969	2,18156
17	1,6959	3,8081	0,44534	9,7844	5,6989	1,71689
18	1,8334	4,0701	0,45046	10,233	4,5872	2,23077
19	1,9382	4,6223	0,41932	11,3731	6,6999	1,6975
20	2,4272	3,3337	0,72808	9,2435	6,2158	1,4871
21	2,009	4,2652	0,47102	10,9158	7,1671	1,52304
22	2,2051	4,2242	0,52202	12,0033	8,0432	1,49235
23	1,9001	3,5566	0,53425	8,6462	4,9315	1,75326
24	1,7502	7,1764	0,24388	16,5373	8,5663	1,93051
25	2,2634	3,3986	0,66598	9,4271	6,3364	1,48777
26	1,5949	4,07	0,39187	9,5851	5,2887	1,81237
27	1,6901	3,1044	0,54442	7,8031	4,0286	1,93693
28	2,8676	3,5865	0,79955	10,5065	7,7071	1,36322
29	2,2087	3,6284	0,60873	9,2186	5,6734	1,62488
30	3,2707	4,473	0,73121	12,5621	8,3735	1,50022

Tabela 95 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{33}\text{Hf}_{17}$.at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande

Hf17 .at% - Bulk de liga rica em níquel (método PSPP)						
Dados	Largura	Comprimento	L/C	Perímetro	Área	P/Á
1	3,0942	5,6538	0,54728	15,2657	14,9537	1,02086
2	2,6909	5,1671	0,52078	14,0485	11,7302	1,19764
3	3,2102	5,7355	0,55971	15,5221	11,255	1,37913
4	3,1849	5,687	0,56003	16,153	12,536	1,28853
5	5,2063	5,651	0,92131	18,4528	18,5414	0,99522
6	3,7905	5,2092	0,72765	15,4445	10,5612	1,46238
7	3,5227	5,9027	0,59679	19,6003	15,1764	1,2915
8	2,8906	4,0141	0,72011	10,9076	8,5341	1,27812
9	3,0393	5,9157	0,51377	15,9932	13,5216	1,18279
10	2,0788	5,8808	0,35349	14,2636	10,1002	1,41221
11	2,5124	4,3393	0,57899	11,4328	8,4679	1,35013
12	2,2712	4,8111	0,47207	14,47	8,4701	1,70836
13	4,0212	6,4965	0,61898	19,5764	20,0381	0,97696
14	3,7531	5,58	0,6726	17,5774	12,9145	1,36106
15	2,2484	3,7603	0,59793	16,9519	8,9669	1,8905
16	2,387	4,1777	0,57137	11,7896	9,2883	1,2693
17	2,4867	4,1094	0,60512	10,997	7,6539	1,43678
18	2,972	4,9995	0,59446	13,942	10,1631	1,37183
19	3,4006	4,1575	0,81794	11,7461	9,9949	1,17521
20	3,6348	4,6963	0,77397	17,5658	12,0925	1,45262
21	2,7229	3,2786	0,83051	10,6564	8,0891	1,31738
22	3,5391	5,9234	0,59748	16,3079	15,6115	1,04461
23	2,541	5,0399	0,50418	12,5793	9,6949	1,29752
24	4,0463	5,1529	0,78525	15,0975	14,1359	1,06803
25	4,8401	5,7151	0,8469	16,7886	16,0957	1,04305
26	3,1609	3,3385	0,9468	10,3355	7,0588	1,4642
27	3,712	3,931	0,94429	12,0078	10,9247	1,09914
28	3,6071	4,0324	0,89453	11,9656	10,359	1,15509
29	2,9801	4,7377	0,62902	12,4722	8,6802	1,43686
30	2,8261	3,9656	0,71265	12,3573	9,9041	1,2477

Tabela 96 - Dados da amostra coletada para o cômputo das dimensões dos grãos na liga $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$.at% com EMF obtida por fusão ao arco de plasma por meio da máquina Discovery All Metal (marca EDG), em 2015, na Universidade Federal de Campina Grande

Hf20 .at% - Bulk de liga rica em níquel (método PSPP)						
Dados	Largura	Comprimento	L/C	Perímetro	Área	P/Á
1	2,251	4,3883	0,51295	11,3692	7,4571	1,52461
2	2,3513	3,3288	0,70635	9,2821	6,3707	1,457
3	2,4893	3,3912	0,73405	10,1995	6,375	1,59992
4	2,343	3,3952	0,69009	9,55	6,0876	1,56876
5	3,1629	3,4488	0,9171	10,1819	7,876	1,29278
6	1,9596	2,5352	0,77296	7,6383	4,2185	1,81067
7	1,7883	2,656	0,67331	7,4645	3,9898	1,8709
8	2,1146	4,1044	0,5152	10,0681	6,7268	1,49671
9	1,7796	2,9394	0,60543	7,7834	4,197	1,85452
10	1,6216	2,4495	0,66201	6,5105	3,1007	2,09969
11	1,8395	2,497	0,73668	6,7253	3,0521	2,2035
12	2,9523	3,4301	0,8607	10,0532	7,6807	1,30889
13	2,4091	3,3564	0,71776	11,641	7,4274	1,5673
14	2,2838	2,657	0,85954	7,6912	4,4204	1,73993
15	2,6146	3,437	0,76072	10,8186	7,922	1,36564
16	2,3627	3,2613	0,72447	10,3894	7,2737	1,42835
17	2,0019	2,5107	0,79735	7,5334	4,1492	1,81563
18	2,5713	2,8808	0,89256	8,9636	6,1821	1,44993
19	1,9727	3,3746	0,58457	9,0795	5,3623	1,69321
20	1,8336	2,7451	0,66795	7,6827	4,1231	1,86333
21	2,6205	3,9831	0,6579	10,6487	8,023	1,32727
22	2,1114	2,5895	0,81537	7,4325	4,1389	1,79577
23	2,0661	4,2439	0,48684	10,4258	6,8091	1,53116
24	2,7761	4,1061	0,67609	10,8331	7,4832	1,44766
25	2,5269	4,7056	0,537	12,3861	7,7163	1,60519
26	2,5155	3,6264	0,69366	10,6554	8,196	1,30007
27	1,6346	3,4146	0,47871	9,5455	5,0719	1,88204
28	1,739	2,3829	0,72978	6,8555	3,4915	1,96348
29	1,7798	3,2138	0,5538	8,5036	4,9782	1,70817
30	2,0621	2,9579	0,69715	8,2187	4,6846	1,75441

Tabela 97 – Dados amostrais coletados por meio de microscopia óptica para o tamanho linear dos grãos nas fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com EMF obtidas por *melt spinning*, em posição horizontal. Os valores (μm) abaixo relacionados foram medidos por meio de ferramentas CAD e comandos específicos: inserir, anexar, escala, polilinha, lista, etc.

Tamanhos do grão nas fitas <i>melt spun</i> (mícrons) - medidos na posição horizontal							
Composição	Hf8%.at	Hf8%.at	Hf14%.at	Hf14%.at	Hf17%.at	Hf20%.at	Hf20%.at
Velocidade	18,84 m/s	43,98 m/s	18,84 m/s	25,13 m/s	18,84 m/s	18,84 m/s	25,13 m/s
Frequência	30 Hz	70 Hz	30 Hz	40 Hz	30 Hz	30 Hz	40 Hz
1	27,0660	15,4045	42,9548	24,6815	14,9627	46,1530	24,2346
2	25,8178	15,1801	39,3910	26,7668	21,0213	46,6130	24,6834
3	22,7684	20,3100	66,5954	21,2277	20,3085	33,7540	15,3802
4	12,4065	17,6140	41,2140	21,2714	19,0142	37,1660	19,6350
5	15,3506	28,0653	38,4034	10,2440	25,1234	38,5250	34,2580
6	13,5633	19,7254	67,4394	24,8508	23,2499	31,7480	22,9622
7	28,2006	29,8982	65,4160	21,1192	24,6181	35,2230	14,9553
8	12,7419	24,3421	45,4534	20,0314	25,6142	38,3280	28,5070
9	26,9489	17,7327	35,6640	31,8329	16,7553	35,0870	20,3034
10	34,8785	20,7350	41,5640	34,6024	28,8470	26,5470	20,3118
11	30,4971	25,2911	40,4610	30,2169	32,5557	23,0960	17,6053
12	24,2629	18,0821	46,4760	31,7180	15,1636	20,9670	17,8311
13	19,4708	21,1458	42,7050	26,3459	26,0029	25,8430	28,7185
14	20,9076	22,0537	57,6560	25,0363	19,0046	25,7990	17,6642
15	18,6956	22,4886	58,7260	23,5933	32,7590	32,5670	15,7665
16	13,5857	20,5461	52,3710	12,9460	22,9610	42,6260	24,2544
17	15,4948	21,7496	44,0270	12,6080	16,1903	38,8050	18,2465
18	14,9885	16,4704	54,0440	13,6488	30,1868	25,0380	18,4343
19	21,9059	18,5499	57,2130	36,3511	16,9234	25,9820	19,4767
20	21,9855	16,8882	63,4560	30,7125	26,8108	28,6840	20,4540
21	25,9857	19,1076	59,8673	32,4299	20,7357	25,5540	21,3421
22	24,5855	15,9384	49,8576	21,2529	22,9676	26,3410	23,9543
23	17,4948	14,4549	61,9684	29,8743	17,4797	22,9200	25,0997
24	16,4855	13,4565	50,0933	28,6344	15,0035	31,7780	24,0568
25	22,9878	17,3434	54,0986	27,9843	17,0711	31,7320	25,0986
26	20,9878	16,9048	39,8957	26,9045	17,5722	35,4210	29,0993
27	26,8475	18,3455	45,6967	25,9878	21,2237	46,7690	25,0568
28	23,5576	19,3437	47,8766	32,9343	20,5555	30,0950	16,0458
29	19,9454	18,4545	48,0585	33,9034	22,8324	28,7110	26,0985
30	17,0454	14,9873	51,3034	34,9345	23,7559	39,8040	23,0089

Tabela 98 - Dados amostrais coletados por meio de microscopia óptica para o tamanho linear dos grãos nas fitas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com EMF obtidas por *melt spinning*, em posição vertical. Os valores (μm) abaixo relacionados foram medidos por meio de ferramentas CAD e comandos específicos: inserir, anexar, escala, polilinha, lista, etc.

Fitas não-tratadas $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$.at% com EMF obtidas por solidificação rápida <i>Melt Spinning</i> (analisadas a partir de amostras embutidas em posição vertical)							
Composições	Hf8%.at	Hf8%.at	Hf14%.at	Hf14%.at	Hf17%.at	Hf20%.at	Hf20%.at
Velocidades (m/s)	18,84	43,98	18,84	25,13	18,84	18,84	25,13
Frequências	30 Hz	70 Hz	30 Hz	40 Hz	30 Hz	30 Hz	40 Hz
1	1,4392	1,8037	1,5422	1,1403	1,1995	9,8021	6,2339
2	1,6528	1,8885	1,6824	1,0646	1,6526	9,867	4,7912
3	1,2674	1,2638	1,8782	0,9417	1,3769	9,3326	4,5469
4	1,3781	2,0301	1,9031	1,0735	1,5488	8,9778	4,0042
5	2,2324	1,1345	1,7481	1,1527	1,5116	7,0385	5,4516
6	1,581	1,2812	1,8073	0,9671	1,3674	9,7055	3,5032
7	1,6064	1,4257	2,0226	1,194	1,6651	9,373	3,4008
8	1,69	1,1323	1,3972	1,0074	1,8574	6,085	4,5486
9	1,5007	1,3274	1,9123	1,4029	1,7254	8,4039	3,9917
10	1,3844	1,1912	1,9315	1,317	1,7134	7,2532	3,9246
11	2,3816	1,8482	1,3656	1,3393	1,4403	8,92	4,6622
12	1,7913	1,7709	1,7443	1,0776	1,4144	11,946	3,1964
13	1,5921	1,4599	1,6273	0,9884	1,7974	7,15	6,1037
14	2,1515	1,3821	2,1265	0,9957	1,7618	8,4974	4,902
15	2,0674	2,0709	1,608	1,0642	1,6871	8,5557	3,8003
16	1,9229	1,7541	1,5549	1,1545	1,4237	7,3992	1,8938
17	1,7603	1,6383	2,3543	0,9588	1,6953	8,8699	3,5842
18	1,1444	1,0793	1,9361	0,8543	1,3282	11,0593	4,1293
19	1,771	1,8356	1,8502	1,3878	1,4592	10,5808	4,7485
20	1,5285	1,4316	1,2706	1,2226	1,6528	6,6806	4,6126
21	1,4375	1,5459	1,8943	1,2818	1,8496	7,5556	5,3263
22	1,7413	1,4317	2,0475	1,0914	1,7406	6,1608	4,543
23	1,8403	2,0973	1,7622	1,3752	1,4766	8,1667	6,1822
24	1,4257	1,5549	1,3258	1,5192	1,2662	8,5681	4,6645
25	1,1286	1,4827	1,4715	0,9929	1,4714	5,4019	3,6297
26	1,3175	1,641	1,8498	1,1913	1,1227	6,8591	5,0334
27	1,6065	1,7275	1,6075	1,4764	1,506	8,0986	5,0999
28	1,454	1,6707	1,8209	1,4526	1,4105	9,5131	6,0934
29	1,2828	2,1298	1,8213	1,1116	1,6637	11,0343	3,5845
30	1,413	1,7151	1,5626	1,2841	1,5389	12,9343	4,9566

Tabela 99 – Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni₅₀Ti₄₂Hf₈.at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016

Hf8%.at - arco elétrico (<i>arc melting</i>)						
	Comprimento	Lagura	L/C	Perímetro (P)	Área (A)	P/A
	(μm)	(μm)	adimensional	(μm)	(μm^2)	adimensional
1	14,8047	6,1716	0,41687	36,2542	77,8823	0,465499863
2	8,4324	6,1866	0,73367	24,6088	42,1259	0,584172682
3	19,0251	15,9068	0,83610	57,769	175,0694	0,329977712
4	8,8076	6,642	0,75412	25,2244	44,4778	0,567123374
5	7,6666	7,0416	0,91848	22,4176	33,8274	0,662705381
6	15,0491	8,5696	0,56944	41,284	86,356	0,478067534
7	9,3291	4,2133	0,45163	23,1959	29,1413	0,795980275
8	10,6712	6,1352	0,57493	28,1236	50,934	0,552157694
9	15,4229	7,6025	0,49294	38,8788	79,8689	0,486782715
10	18,4192	7,3633	0,39976	47,204	91,0081	0,518679107
11	20,2544	8,293	0,40944	50,1399	115,557	0,433897557
12	10,924	10,8107	0,98963	35,242	78,2904	0,45014459
13	13,0659	12,1005	0,92611	39,0316	66,8098	0,58421968
14	8,5534	7,9035	0,92402	26,5968	50,0393	0,531518227
15	9,4057	8,2687	0,87912	28,2814	53,2726	0,530880791
16	10,7685	7,3647	0,68391	31,2635	63,8684	0,489498719
17	8,9736	6,9747	0,77725	26,0413	48,2373	0,53985816
18	11,5429	6,0009	0,51988	31,8602	39,7717	0,801077148
19	13,8067	9,6424	0,69839	38,3872	99,516	0,385738977
20	10,2766	9,7999	0,95361	32,3793	79,0357	0,409679423
21	8,805	6,6784	0,75848	24,9902	40,772	0,612925537
22	13,603	7,6058	0,55913	35,5153	81,7293	0,434547953
23	10,4958	9,0899	0,86605	32,8008	75,7667	0,432918419
24	18,2179	5,1333	0,28177	51,6925	96,4124	0,536160286
25	8,8902	6,5652	0,73848	26,3045	49,2148	0,534483529
26	10,9095	5,7758	0,52943	28,6975	45,3313	0,633061483
27	9,5403	7,7973	0,81730	28,566	52,7256	0,541786153
28	9,3071	6,0029	0,64498	27,969	49,4984	0,565048567
29	6,5876	6,3006	0,95643	20,6714	32,0484	0,645005679
30	14,9391	12,1666	0,81441	43,8685	121,9525	0,359717923

Tabela 100 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁.at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016

Hf11%.at - arco elétrico (<i>arc melting</i>)						
	Comprimento	Lagura	L/C	Perímetro (P)	Área (A)	P/A
	(μm)	(μm)	adimensional	(μm)	(μm^2)	adimensional
1	8,064	5,8131	0,720870536	23,4674	39,5784	0,59293453
2	7,9348	5,9681	0,752142461	21,8052	35,3372	0,617060774
3	6,5178	5,6219	0,862545644	19,5952	29,0363	0,674851823
4	8,6941	4,8882	0,56224336	22,8333	33,238	0,686963716
5	7,6652	5,5148	0,719459375	20,8992	31,0727	0,672590409
6	7,3356	4,753	0,647936092	20,9198	30,3558	0,689153308
7	8,4401	4,2889	0,508157486	22,3277	33,3076	0,670348509
8	8,4477	5,9413	0,703303858	23,7531	41,2771	0,575454671
9	9,4216	5,6995	0,604939713	23,893	37,7573	0,632804782
10	8,1404	5,2685	0,647204069	22,114	32,9393	0,6713561
11	7,8135	6,0479	0,774032124	21,9971	34,2929	0,641447647
12	9,4601	8,4236	0,890434562	28,2569	56,2749	0,502122616
13	7,9794	5,4971	0,688911447	22,9144	34,9973	0,654747652
14	8,7104	5,6849	0,652656594	23,5517	39,5401	0,595640881
15	6,7789	5,1145	0,75447344	20,0306	29,1005	0,688324943
16	6,4491	4,9896	0,773689352	18,2964	23,5376	0,77732649
17	8,6089	5,1382	0,596847449	22,0365	32,0363	0,687860333
18	8,2095	6,778	0,825628845	23,5441	40,6385	0,579354553
19	8,2533	5,3561	0,648964657	22,2083	34,3786	0,645991983
20	8,758	7,3591	0,840271752	25,46	47,1921	0,539497077
21	6,851	5,6725	0,827981317	20,8833	32,6174	0,640250296
22	7,0666	6,8964	0,975914867	22,4435	36,3525	0,617385324
23	9,663	5,857	0,606126462	25,7149	44,404	0,579112242
24	9,074	7,8973	0,870321799	27,954	55,5023	0,503654803
25	11,4804	6,5668	0,572000976	32,3077	63,5425	0,508442381
26	7,0308	6,2858	0,894037663	21,1252	29,7444	0,710224446
27	10,4273	7,5445	0,723533417	27,6235	51,0738	0,540854606
28	9,7077	6,0408	0,622268921	25,3336	44,1484	0,57382827
29	7,4569	7,0948	0,951440947	26,1994	43,6625	0,600043516
30	10,2347	6,6936	0,654010376	27,8714	50,7162	0,549556158

Tabela 101 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄.at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016

Hf14%.at - arco elétrico (<i>arc melting</i>)						
	Comprimento	Lagura	L/C	Perímetro (P)	Área (A)	P/A
	(μm)	(μm)	adimensional	(μm)	(μm^2)	adimensional
1	36,32	24,5738	0,67659141	105,1055	583,4137	0,180156037
2	31,1109	18,281	0,587607559	82,5084	397,7327	0,207446861
3	38,5939	24,4726	0,63410539	102,0788	532,7752	0,191598258
4	52,6436	26,3959	0,501407579	197,8744	1.408,8394	0,140452063
5	25,205	18,134	0,719460425	76,2774	363,2576	0,209981567
6	58,1154	47,171	0,811678144	162,568	1.612,6051	0,100810794
7	25,7437	19,802	0,769197901	76,8391	403,6674	0,190352503
8	37,0775	20,3209	0,548065538	117,6115	615,3152	0,191140248
9	23,5576	19,7799	0,839639861	67,0053	298,7419	0,224291604
10	24,0494	18,4291	0,766301862	76,6372	320,7414	0,238937661
11	30,578	26,5013	0,866678658	88,8547	495,228	0,179421802
12	43,0151	30,7987	0,715997406	121,7917	826,562	0,147347325
13	19,3888	10,6858	0,551132613	51,0815	173,35	0,294672628
14	39,6252	24,104	0,608299769	111,0213	661,0184	0,167954931
15	26,9397	13,5598	0,503338938	72,5622	265,6637	0,273135547
16	26,9895	19,8549	0,735652754	80,5196	382,1583	0,210696981
17	44,1317	29,0583	0,658445063	121,1735	897,4216	0,135024051
18	35,7913	16,909	0,472433245	104,2501	390,8251	0,266743615
19	24,2985	17,6106	0,724760788	66,2817	239,2928	0,276989947
20	25,4154	12,9458	0,509368336	65,7638	243,1146	0,27050535
21	14,5694	12,7017	0,871806663	44,3091	138,7964	0,319238107
22	31,931	10,8494	0,339776393	77,5676	234,2159	0,331179907
23	27,9875	17,6565	0,630870925	74,3239	350,0043	0,212351391
24	49,5271	15,0686	0,304249593	119,192	470,3073	0,253434297
25	43,2098	23,8775	0,55259455	126,7528	554,1412	0,228737369
26	18,3311	15,3293	0,836245506	50,488	160,0367	0,315477637
27	26,7801	19,7949	0,739164529	78,3483	301,6557	0,259727564
28	27,4351	17,2042	0,627087199	77,3279	323,8306	0,238791208
29	54,5464	31,6961	0,581085095	161,953	1.152,7261	0,140495648
30	26,6764	15,1406	0,567565339	75,8928	303,1256	0,250367504

Tabela 102 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇.at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016

Hf17%.at - arco elétrico (<i>arc melting</i>)						
	Comprimento	Lagura	L/C	Perímetro (P)	Área (A)	P/A
	(μm)	(μm)	adimensional	(μm)	(μm^2)	adimensional
1	13,3937	13,3351	0,995624809	41,3559	122,7209	0,336991499
2	12,1779	11,6397	0,955805188	37,7923	99,232	0,380847912
3	11,3916	10,826	0,95034938	32,9203	70,0493	0,469959015
4	12,3471	11,9898	0,971062031	36,9736	95,4825	0,387229073
5	9,3703	6,7783	0,723381322	27,1351	50,4317	0,538056421
6	17,3838	16,1577	0,929468816	62,6743	192,3935	0,325761005
7	14,609	13,4865	0,923163803	44,5463	134,1759	0,331999264
8	16,7435	9,3352	0,557541733	43,9228	119,2746	0,368249401
9	13,1481	10,8925	0,828446696	38,4978	104,9623	0,366777405
10	22,0077	18,0656	0,82087633	62,7146	249,9768	0,250881682
11	12,4214	8,1431	0,655570226	32,84	74,1877	0,44266098
12	16,5422	14,8143	0,895545937	50,176	163,4441	0,306991809
13	14,8279	13,6201	0,918545445	45,1563	139,8381	0,322918432
14	9,3368	7,5775	0,811573558	28,1338	56,861	0,494782012
15	13,5486	7,4056	0,54659522	35,356	73,0634	0,483908496
16	16,9288	16,9128	0,999054865	52,0314	177,3976	0,293303855
17	18,563	9,938	0,535366051	49,4341	140,7493	0,35122093
18	13,6885	10,9694	0,801358805	39,4458	105,6156	0,373484599
19	12,5584	8,7342	0,695486686	32,8896	73,7406	0,446017526
20	12,364	7,4954	0,606227758	31,634	67,9605	0,465476269
21	14,1404	11,0383	0,780621482	40,2492	112,5946	0,357470074
22	12,9908	11,2596	0,86673646	39,0004	93,6314	0,416531206
23	14,5197	11,1395	0,767199047	43,5999	97,9891	0,444946428
24	12,6053	10,185	0,807993463	35,8472	90,4963	0,396117852
25	10,2125	7,6067	0,744842105	31,2383	51,6568	0,604727742
26	12,6956	11,1979	0,882029995	36,1345	79,4261	0,454944911
27	10,3123	6,2711	0,60811846	27,6769	50,859	0,544188836
28	18,3975	18,0203	0,979497214	54,8293	208,7838	0,262612808
29	15,9953	13,3437	0,834226304	49,1809	175,4589	0,280298691
30	19,3539	12,854	0,664155545	62,8977	209,6414	0,300025186

Tabela 103 - Amostra de dados não-agrupados contendo as medições feitas nos grãos da liga não-tratada Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀.at% com EMF obtida pelo método de fusão ao arco elétrico (*arc melting*) na Universidade Federal de São Carlos, UFSCar – no ano 2016

Hf20%.at - arco elétrico (<i>arc melting</i>)						
	Comprimento	Lagura	L/C	Perímetro (P)	Área (A)	P/A
	(μm)	(μm)	adimensional	(μm)	(μm^2)	adimensional
1	9,1388	6,6147	0,723804001	34,4477	42,6043	0,808549841
2	15,4941	9,1956	0,593490425	70,8353	91,5322	0,773883945
3	9,395	6,387	0,679829697	49,6084	48,9506	1,013438038
4	6,7879	6,468	0,952872022	31,7179	34,8713	0,909570334
5	12,093	9,641	0,797238072	37,3195	74,256	0,502578916
6	16,5581	6,4534	0,389742784	55,8434	68,3622	0,816875408
7	10,3612	7,8128	0,754043933	47,699	50,1747	0,9506584
8	9,4193	8,5057	0,903007654	48,9514	48,5956	1,007321651
9	13,3703	10,5426	0,788508859	48,1024	83,8206	0,573873248
10	14,6324	8,2762	0,565607829	60,7991	78,2261	0,777222692
11	13,0392	10,2052	0,782655378	62,946	89,4039	0,704063246
12	19,5107	14,1537	0,725432711	121,0319	202,2849	0,598323948
13	18,1547	8,6669	0,477391529	61,7515	70,5783	0,874936064
14	27,5986	18,9263	0,685770293	184,0588	278,3441	0,661263522
15	14,5615	12,6264	0,867108471	71,5949	108,123	0,662161612
16	9,3633	4,7274	0,504886098	27,7515	31,9145	0,869557725
17	10,0958	8,7801	0,86967848	34,3592	57,4603	0,59796416
18	8,4846	6,8836	0,811305188	34,5116	38,3756	0,899311021
19	22,3067	6,9922	0,313457392	94,0026	128,5621	0,731184385
20	19,233	8,7802	0,456517444	69,6565	110,6762	0,629371988
21	13,212	8,2477	0,62425825	45,1864	70,6248	0,639809245
22	19,1866	13,7083	0,714472601	88,8138	156,6227	0,567055733
23	15,7912	7,9791	0,505287755	60,3661	90,2146	0,66913892
24	18,2935	18,1313	0,991133463	115,9907	159,6307	0,726619002
25	10,7277	9,9134	0,924093701	49,6273	60,0753	0,82608493
26	12,7959	6,2029	0,484756836	44,6219	41,2843	1,080844292
27	24,8368	15,3636	0,618582104	143,7156	202,2497	0,710584985
28	18,6964	11,0628	0,591707494	106,1213	105,7411	1,003595574
29	11,1468	6,4619	0,579708975	35,2101	59,6807	0,589974648
30	10,2904	7,6466	0,74308093	33,1864	56,2344	0,590144111

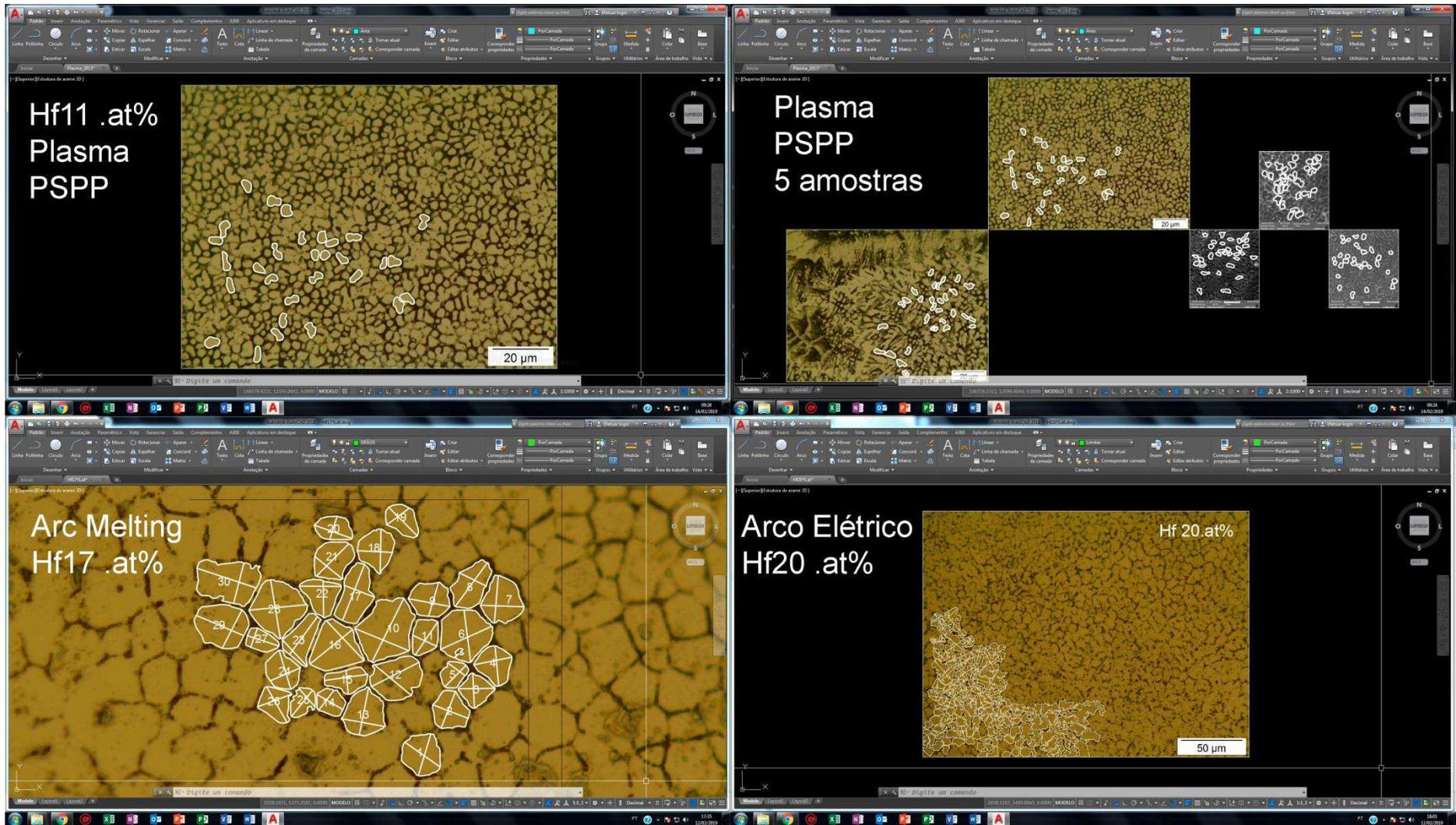


Figura 193 – *Print Screen* das telas do Programa AutoCAD 2015 *Student PT*, onde foram contabilizados os 30 dados de cada variável para cada amostra de liga Ni-Ti-Hf com EMF, com base nas imagens microscópicas: processos Plasma (PSPP) e Arco Elétrico (*arc melting*)

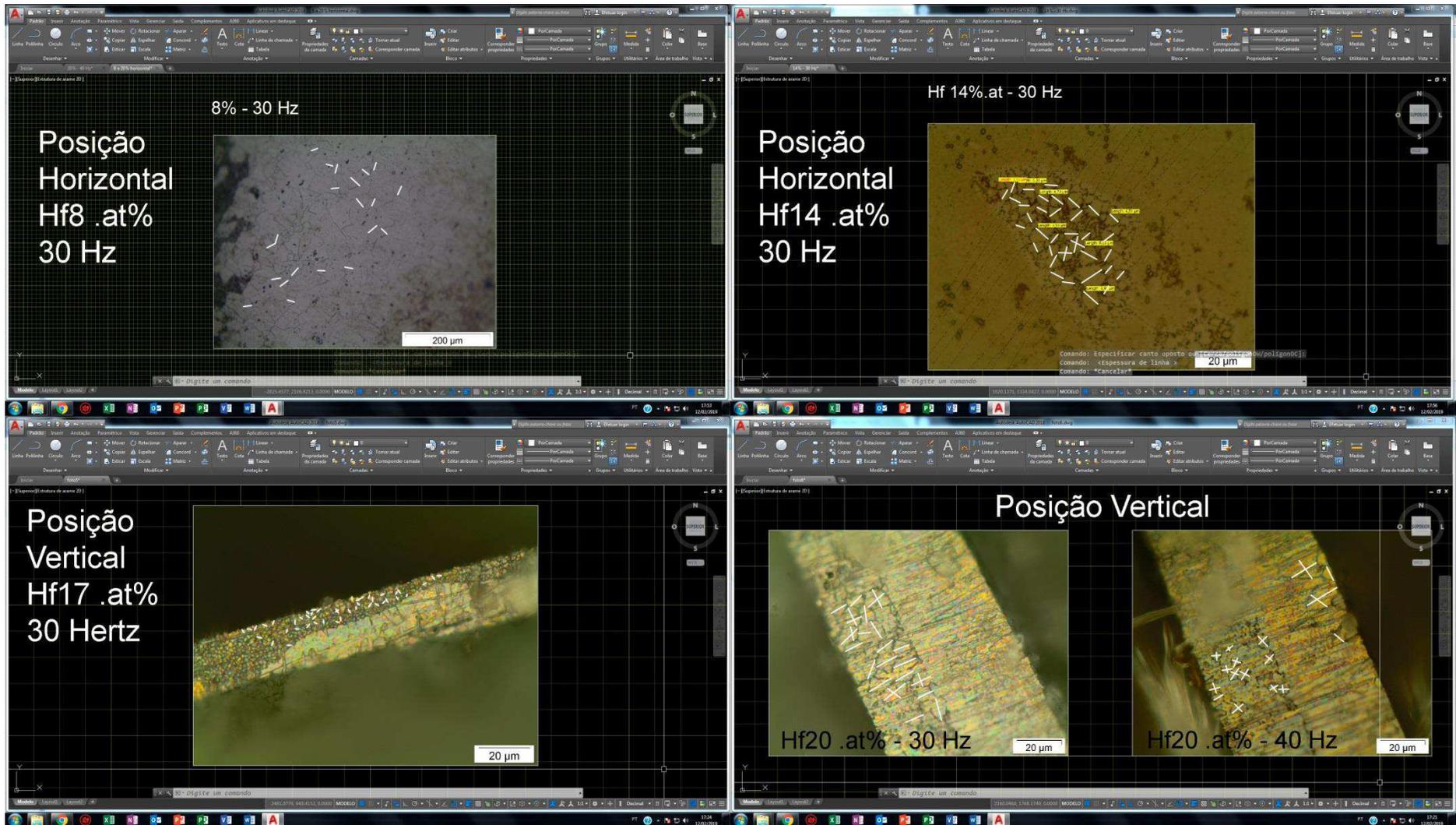


Figura 194 – *Print Screen* das telas do Programa AutoCAD 2015 *Student PT*, onde foram contabilizados os 30 dados de cada variável para cada amostra de liga Ni-Ti-Hf com EMF, com base nas imagens microscópicas: fitas *Melt Spinning* (posições horizontal e vertical)

F. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas várias fases das amostras obtidas por meio do processamento de fusão ao arco de plasma (forno EDG)

Tabela 104 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni₅₀Ti₄₂Hf₈.at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

Ni ₂ Ti - H (hexagonal)					Ni-Ti-Hf B19 – Ortorrômbica (fase H)					NiTiHf B19' (monoclínica)							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,2028	0	0	6	7,2473	2	13,4127	1	1	1	6,59611	7	19,320	0	0	1	4,5907
6	18,3479	0	0	9	4,8315	3	14,449	0	0	4	6,12528	8	19,649	0	0	1	4,5143
11	24,5467	0	0	12	3,6236	4	16,4805	0	2	2	5,37452	19	29,845	0	1	1	2,9914
26	30,8195	0	0	15	2,8989	5	16,8811	1	1	3	5,24788	22	30,432	0	1	1	2,9350
35	37,1885	0	0	18	2,4158	9	22,2894	1	1	5	3,98525	24	30,641	1	0	0	2,9154
51	41,0316	1	0	1	2,1979	10	22,4708	2	0	2	3,95348	27	32,397	-1	0	1	2,7613
52	41,1957	1	0	-2	2,1896	12	24,9913	1	3	1	3,56018	34	37,177	1	0	0	2,4165
54	41,8466	1	0	4	2,1570	13	25,9985	2	2	0	3,42449	38	38,188	1	1	0	2,3548
57	42,3295	1	0	-5	2,1335	14	26,4071	0	2	6	3,37242	39	39,217	0	0	2	2,2953
63	43,5958	1	0	7	2,0744	15	27,0137	2	2	2	3,29806	43	39,649	-1	1	1	2,2713
64	43,679	0	0	21	2,0707	16	27,0566	1	3	3	3,29292	46	39,908	0	0	2	2,2572
69	44,3726	1	0	-8	2,0399	17	28,6177	1	1	7	3,11674	47	40,542	1	0	1	2,2233
77	46,1944	1	0	10	1,9636	18	29,1343	0	0	8	3,06264	48	40,661	-1	0	1	2,2171
80	47,2318	1	0	-11	1,9229	20	29,8542	0	4	0	2,99041	66	43,752	1	0	1	2,0674
89	49,5407	1	0	13	1,8385	21	29,8679	2	2	4	2,98907	68	44,331	1	1	0	2,0417
93	50,3206	0	0	24	1,8118	23	30,5918	2	0	6	2,91996	70	44,612	-1	0	2	2,0295
97	50,805	1	0	-14	1,7957	25	30,8036	1	3	5	2,90037	71	45,377	0	2	0	1,9971
112	53,5369	1	0	16	1,7103	28	33,208	3	1	1	2,69566	75	46,108	0	1	2	1,9671
119	54,9988	1	0	-17	1,6683	29	33,3148	0	4	4	2,68726	76	46,157	0	1	2	1,9651
131	57,1483	0	0	27	1,6105	30	34,1431	2	2	6	2,62394	79	46,722	1	1	1	1,9426
136	58,1023	1	0	19	1,5863	31	34,8277	3	1	3	2,57391	83	47,381	-1	1	1	1,9172
145	59,7398	1	0	-20	1,5467	32	35,4546	1	1	9	2,52983	85	47,609	0	2	0	1,9085
166	63,1788	1	0	22	1,4705	33	35,7589	1	3	7	2,50899	90	49,894	0	2	1	1,8263
176	64,2056	0	0	30	1,4495	36	37,6863	2	4	2	2,38498	91	50,142	1	1	1	1,8179
178	64,9781	1	0	-23	1,4341	37	37,8852	3	1	5	2,37292	95	50,395	-1	1	2	1,8093
205	68,7331	1	0	25	1,3646	40	39,3156	1	5	1	2,28982	102	51,839	0	2	1	1,7623
219	70,6884	1	0	-26	1,3316	41	39,4404	2	2	8	2,28286	106	52,572	-1	0	2	1,7394
227	71,5472	0	0	33	1,3177	42	39,616	3	3	1	2,27315	123	55,749	1	2	0	1,6476
246	74,6374	1	1	0	1,2706	44	39,7235	0	2	10	2,26724	127	56,852	-1	2	1	1,6182
247	74,7565	1	0	28	1,2689	45	39,8569	2	4	4	2,25996	129	57,111	1	0	2	1,6115
252	74,9728	1	1	3	1,2658	49	40,7247	1	5	3	2,21378	133	57,636	1	0	2	1,5980
258	75,9758	1	1	6	1,2515	50	41,0165	3	3	3	2,1987	138	58,244	-1	1	2	1,5828
263	76,8708	1	0	-29	1,2392	53	41,5633	1	3	9	2,17103	150	60,449	0	0	3	1,5302
268	77,6379	1	1	9	1,2288	55	42,1152	3	1	7	2,14385	154	61,581	0	0	3	1,5048
287	79,2452	0	0	36	1,2079	56	42,2024	0	4	8	2,13962	155	61,904	1	2	0	1,4977
292	79,9476	1	1	12	1,1990	58	42,6504	1	1	11	2,11818	157	61,997	0	2	2	1,4957
308	81,2668	1	0	31	1,1829	59	42,7523	2	0	10	2,11337	160	62,055	1	1	2	1,4944
322	82,8936	1	1	15	1,1637	60	43,2718	2	4	6	2,08919	161	62,115	-2	0	1	1,4931
326	83,5524	1	0	-32	1,1562	61	43,2871	4	0	0	2,08849	163	62,423	-1	0	3	1,4865
360	86,4696	1	1	18	1,1245	62	43,4293	1	5	5	2,08198	164	62,460	1	2	1	1,4857

367	87,3983	0	0	39	1,1150	65	43,7063	3	3	5	2,06942	165	63,010	1	1	2	1,4741
377	88,3125	1	0	34	1,1058	67	44,3296	0	0	12	2,04176	168	63,325	0	2	2	1,4675
380	88,8956	2	0	-1	1,1000	72	45,4831	2	2	10	1,99262	171	63,800	2	0	0	1,4577
384	89,0035	2	0	2	1,0990	73	45,8693	4	0	4	1,97674	177	64,357	-1	2	1	1,4464
389	89,4351	2	0	-4	1,0948	74	46,0916	0	6	2	1,96772	182	65,523	-1	2	2	1,4235
393	89,7587	2	0	5	1,0917	78	46,6193	4	2	2	1,94667	184	65,686	0	1	3	1,4203
						81	47,2518	1	5	7	1,92208	189	66,327	0	1	3	1,4082
						82	47,2704	3	1	9	1,92137	193	66,639	1	2	1	1,4023
						84	47,5112	3	3	7	1,91219	195	66,839	-2	1	1	1,3986
						86	47,7197	2	4	8	1,90432	199	67,136	-1	1	3	1,3931
						87	47,9986	1	3	11	1,8939	201	67,825	-2	0	2	1,3807
						88	48,4617	4	2	4	1,87688	203	68,463	2	1	0	1,3693
						92	50,1626	1	1	13	1,81716	212	69,860	-1	0	3	1,3453
						94	50,3846	3	5	1	1,80967	233	72,359	-2	1	2	1,3049
						96	50,6989	2	6	0	1,79919	235	72,613	2	0	1	1,3010
						98	50,9316	0	6	6	1,79151	240	73,624	-1	2	2	1,2856
						99	51,2819	2	6	2	1,78009	243	74,201	0	3	1	1,2770
						100	51,4217	4	2	6	1,77558	248	74,760	-1	1	3	1,2688
						101	51,5511	3	5	3	1,77142	256	75,791	1	2	2	1,2541
						103	52,0104	1	5	9	1,75686	259	76,372	1	0	3	1,2460
						104	52,1107	2	2	12	1,75371	264	77,030	2	1	1	1,2370
						105	52,2522	3	3	9	1,74929	269	77,843	0	3	1	1,2261
						107	53,0035	2	6	4	1,72626	270	77,899	1	0	3	1,2254
						108	53,0161	2	4	10	1,72588	271	77,909	1	2	2	1,2252
						109	53,0292	4	0	8	1,72548	282	78,996	1	3	0	1,2111
						110	53,1685	3	1	11	1,72129	286	79,217	2	0	0	1,2083
						111	53,4715	4	4	0	1,71225	290	79,726	0	2	3	1,2018
						113	53,8298	3	5	5	1,70169	291	79,930	-1	3	1	1,1993
						114	54,0333	4	4	2	1,69576	294	80,171	-2	0	3	1,1963
						115	54,3645	0	4	12	1,68621	295	80,204	-2	2	1	1,1958
						116	54,5946	0	2	14	1,67965	296	80,365	0	2	3	1,1939
						117	54,9276	1	7	1	1,67025	297	80,385	-2	0	1	1,1936
						118	54,9522	1	3	13	1,66956	301	80,481	-1	2	3	1,1924
						120	55,373	4	2	8	1,65786	307	81,132	1	1	3	1,1845
						121	55,6245	5	1	1	1,65096	312	81,724	2	2	0	1,1774
						122	55,6954	4	4	4	1,64903	314	82,227	1	1	3	1,1715
						124	55,7899	2	6	6	1,64646	330	83,936	2	1	0	1,1519
						125	56,0274	1	7	3	1,64004	334	84,318	0	0	4	1,1477
						126	56,7153	5	1	3	1,62177	335	84,401	0	3	2	1,1468
						128	57,0084	2	0	14	1,61413	336	84,403	-1	0	4	1,1467
						130	57,1295	3	5	7	1,61099	337	84,472	-2	1	3	1,1460
						132	57,5581	1	5	11	1,60001	339	84,575	2	0	1	1,1448
						134	57,784	3	3	11	1,59429	340	84,812	1	3	1	1,1422
						135	58,0008	1	1	15	1,58885	344	85,091	-2	1	1	1,1392
						137	58,1858	1	7	5	1,58424	346	85,418	-2	2	2	1,1357
						139	58,3954	4	4	6	1,57905	356	86,084	0	0	4	1,1286
						140	58,8574	5	1	5	1,56775	357	86,349	1	3	0	1,1258
						141	59,0287	2	4	12	1,56361	369	87,571	-1	3	2	1,1132
						142	59,2469	2	2	14	1,55837	371	87,612	0	3	2	1,1128
						143	59,544	2	6	8	1,5513	372	87,725	2	0	2	1,1117
						144	59,6969	3	1	13	1,54769	374	88,033	-2	0	2	1,1086
						146	59,753	0	6	10	1,54637	378	88,539	-1	3	1	1,1035

147	60,1149	5	3	1	1,53793	379	88,674	-1	1	4	1,1022
148	60,194	4	2	10	1,53609	381	88,940	-1	2	3	1,0996
149	60,4013	0	0	16	1,53132	383	88,994	0	1	4	1,0991
151	61,1546	5	3	3	1,51425	387	89,250	2	1	1	1,0966
152	61,3328	1	7	7	1,51028	394	89,927	2	2	1	1,0901
153	61,3484	3	5	9	1,50993						
156	61,9835	5	1	7	1,49597						
158	62,0188	0	8	0	1,49521						
159	62,0499	4	4	8	1,49453						
162	62,3833	1	3	15	1,48734						
167	63,2038	5	3	5	1,47						
169	63,688	4	0	12	1,45998						
170	63,7969	1	5	13	1,45775						
172	63,9871	3	7	1	1,45388						
173	64,0095	3	3	13	1,45342						
174	64,0522	0	8	4	1,45256						
175	64,1695	2	6	10	1,45018						
179	64,9911	3	7	3	1,43382						
180	65,0749	4	6	2	1,43218						
181	65,3886	1	7	9	1,42607						
183	65,6813	2	4	14	1,42042						
185	65,79	4	2	12	1,41833						
186	66,017	5	1	9	1,41401						
187	66,2099	1	1	17	1,41035						
188	66,2108	5	3	7	1,41034						
190	66,3964	3	5	11	1,40684						
191	66,5648	4	6	4	1,40369						
192	66,5758	4	4	10	1,40349						
194	66,8045	3	1	15	1,39924						
196	66,8428	2	8	2	1,39853						
197	66,8756	2	2	16	1,39792						
198	66,9752	3	7	5	1,39608						
200	67,6708	6	0	2	1,38342						
202	68,3132	2	8	4	1,37197						
204	68,5581	5	5	1	1,36766						
206	68,825	0	4	16	1,36301						
207	69,0119	4	6	6	1,35977						
208	69,2274	6	2	0	1,35606						
209	69,5284	5	5	3	1,35093						
210	69,5905	2	6	12	1,34987						
211	69,7112	6	2	2	1,34783						
213	69,8985	3	7	7	1,34468						
214	69,9609	0	8	8	1,34363						
215	70,1162	5	3	9	1,34103						
216	70,2822	1	7	11	1,33827						
217	70,3036	1	3	17	1,33792						
218	70,6796	1	5	15	1,33172						
220	70,7315	2	8	6	1,33087						
221	70,8818	3	3	15	1,32842						
222	70,8895	5	1	11	1,32829						
223	70,9544	0	2	18	1,32723						
224	71,1538	6	2	4	1,324						

225	71,4512	5	5	5	1,31922
226	71,5385	6	0	6	1,31783
228	71,7026	0	6	14	1,31521
229	71,9074	4	4	12	1,31197
230	71,9889	1	9	1	1,31069
231	72,1043	4	2	14	1,30887
232	72,2107	3	5	13	1,30721
234	72,3728	4	6	8	1,30468
236	72,9392	1	9	3	1,29594
237	72,9504	2	4	16	1,29576
238	73,0535	2	0	18	1,29419
239	73,5313	6	2	6	1,28696
241	73,7144	3	7	9	1,28421
242	74,0592	2	8	8	1,27908
244	74,296	5	5	7	1,27559
245	74,4933	3	1	17	1,2727
249	74,8257	1	9	5	1,26787
250	74,8674	1	1	19	1,26727
251	74,8683	5	3	11	1,26725
253	75,0307	2	2	18	1,26491
254	75,6867	6	4	2	1,25557
255	75,7631	2	6	14	1,25449
257	75,966	1	7	13	1,25165
260	76,5556	5	1	13	1,24347
261	76,6055	4	6	10	1,24279
262	76,8124	6	2	8	1,23995
265	77,0853	6	4	4	1,23624
266	77,1823	4	0	16	1,23493
267	77,6248	1	9	7	1,22899
272	77,9213	0	0	20	1,22506
273	78,0091	4	4	14	1,2239
274	78,0295	5	5	9	1,22363
275	78,2097	1	5	17	1,22126
276	78,2597	2	8	10	1,2206
277	78,3841	3	7	11	1,21898
278	78,4046	3	3	17	1,21871
279	78,6321	4	8	0	1,21575
280	78,7662	3	5	15	1,21402
281	78,7727	1	3	19	1,21394
283	79,0385	6	0	10	1,21052
284	79,0939	4	8	2	1,20981
285	79,1246	4	2	16	1,20942
288	79,3673	0	8	12	1,20633
289	79,3993	6	4	6	1,20592
293	80,0281	3	9	1	1,19802
298	80,4156	5	7	1	1,19322
299	80,436	5	3	13	1,19297
300	80,475	4	8	4	1,19249
302	80,637	0	10	2	1,1905
303	80,8643	2	4	18	1,18773
304	80,9469	3	9	3	1,18673
305	80,9688	6	2	10	1,18646

306	80,9959	7	1	1	1,18613
309	81,3121	1	9	9	1,18232
310	81,3333	5	7	3	1,18206
311	81,6817	4	6	12	1,1779
313	81,9122	7	1	3	1,17517
315	82,4268	1	7	15	1,16913
316	82,6106	6	4	8	1,16699
317	82,6267	5	5	11	1,16681
318	82,6853	2	6	16	1,16613
319	82,7649	4	8	6	1,16521
320	82,7777	3	9	5	1,16506
321	82,8183	3	1	19	1,16459
323	83,0042	5	1	15	1,16246
324	83,1624	5	7	5	1,16065
325	83,3102	2	8	12	1,15896
327	83,7389	7	1	5	1,15412
328	83,7965	2	2	20	1,15347
329	83,8887	3	7	13	1,15244
331	84,0936	1	1	21	1,15015
332	84,1124	2	10	0	1,14994
333	84,2937	0	10	6	1,14793
338	84,5677	2	10	2	1,14491
341	84,8276	7	3	1	1,14206
342	84,8796	6	6	0	1,1415
343	84,8856	4	4	16	1,14143
345	85,3343	6	6	2	1,13657
347	85,5106	3	9	7	1,13468
348	85,6097	0	4	20	1,13362
349	85,7368	7	3	3	1,13226
350	85,8724	1	9	11	1,13082
351	85,8935	5	7	7	1,1306
352	85,9316	2	10	4	1,1302
353	85,9522	4	8	8	1,12998
354	85,9865	6	2	12	1,12962
355	86,084	3	5	17	1,12859
358	86,4456	1	5	19	1,12479
359	86,4675	7	1	7	1,12456
361	86,5079	0	6	18	1,12414
362	86,6368	3	3	19	1,1228
363	86,6968	6	6	4	1,12218
364	86,7069	6	4	10	1,12207
365	86,8216	5	3	15	1,12088
366	86,8904	4	2	18	1,12017
368	87,5523	7	3	5	1,1134
370	87,6	4	6	14	1,11292
373	87,9053	1	3	21	1,10984
375	88,0834	5	5	13	1,10805
376	88,2	2	10	6	1,10689
382	88,9639	6	6	6	1,09935
385	89,1396	3	9	9	1,09764
386	89,2151	2	8	14	1,09691
388	89,4258	0	2	22	1,09487

	390	89,5112	2	4	20	1,09404
	391	89,5215	5	7	9	1,09394
	392	89,6978	1	7	17	1,09225
	395	89,9788	6	0	14	1,08957

Tabela 105 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁.at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

Ni ₂ Ti - HT						NiTiHf B19						NiTiHf B19'						NiTiHf B19'					
Hexagonal de eixo trigonal						Ortorrômbica (0.5/0.167/0.333)						Monoclínica (0.6/1/0.4)						Monoclínica (0.95/0.95/0.1)					
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,997	0	0	6	6,806	2	14,157	1	1	1	6,251	6	18,058	0	0	1	4,908	8	21,206	0	0	1	4,186
7	19,548	0	0	9	4,538	3	15,224	0	0	4	5,815	15	27,703	1	0	0	3,218	9	22,371	0	0	1	3,971
12	26,165	0	0	12	3,403	4	17,527	0	2	2	5,056	18	28,629	0	1	1	3,116	23	30,684	0	1	-1	2,911
22	30,305	0	0	15	2,947	5	17,809	1	1	3	4,976	20	30,032	-1	0	1	2,973	30	34,160	0	1	1	2,623
29	32,871	0	0	15	2,723	10	23,510	1	1	5	3,781	35	35,672	1	1	0	2,515	32	35,062	1	0	0	2,557
44	39,696	0	0	18	2,269	11	23,629	2	0	2	3,762	37	36,246	1	0	1	2,476	33	35,453	1	0	1	2,530
58	43,835	1	0	1	2,064	13	26,578	1	3	1	3,351	38	36,586	0	0	2	2,454	43	38,466	1	0	1	2,338
60	44,012	1	0	-2	2,056	14	27,466	2	2	0	3,245	41	37,558	-1	1	1	2,393	49	41,798	0	0	2	2,159
63	44,711	1	0	4	2,025	16	27,946	0	2	6	3,190	47	41,617	-1	0	2	2,168	59	43,842	1	1	0	2,063
68	45,230	1	0	-5	2,003	17	28,537	2	2	2	3,125	54	42,821	1	1	1	2,110	69	45,287	-1	0	1	2,001
75	46,593	1	0	7	1,948	19	28,744	1	3	3	3,103	55	43,117	0	1	2	2,096	71	45,657	0	0	2	1,985
76	46,671	0	0	21	1,945	21	30,192	1	1	7	2,958	65	44,929	0	2	0	2,016	77	46,709	1	1	1	1,943
79	47,429	1	0	-8	1,915	24	30,725	0	0	8	2,908	80	47,577	-1	1	2	1,910	95	52,343	0	2	0	1,746
86	49,391	1	0	10	1,844	25	31,549	2	2	4	2,834	83	48,797	0	2	1	1,865	96	52,678	-1	1	1	1,736
90	50,510	1	0	-11	1,805	26	31,854	0	4	0	2,807	93	51,018	1	0	2	1,789	98	53,009	0	1	2	1,726
97	53,002	1	0	13	1,726	27	32,224	2	0	6	2,776	102	53,605	1	2	0	1,708	100	53,352	1	0	2	1,716
103	53,834	0	0	24	1,702	28	32,681	1	3	5	2,738	110	54,989	-1	2	1	1,669	126	57,611	0	2	1	1,599
106	54,368	1	0	-14	1,686	31	34,965	3	1	1	2,564	115	56,174	0	0	3	1,636	141	60,025	1	1	2	1,540
125	57,324	1	0	16	1,606	34	35,481	0	4	4	2,528	117	56,215	1	1	2	1,635	144	60,860	1	2	1	1,521
134	58,909	1	0	-17	1,567	36	36,067	2	2	6	2,488	119	56,531	-2	0	1	1,627	167	64,020	-1	0	2	1,453
146	61,233	0	0	27	1,513	39	36,683	3	1	3	2,448	122	57,215	2	0	0	1,609	170	64,567	1	2	0	1,442
155	62,279	1	0	19	1,490	40	37,424	1	1	9	2,401	129	57,931	-1	0	3	1,591	178	66,802	1	2	1	1,399
168	64,061	1	0	-20	1,452	42	37,904	1	3	7	2,372	135	59,038	1	2	1	1,563	198	70,075	-1	1	2	1,342
182	67,812	1	0	22	1,381	45	39,927	3	1	5	2,256	137	59,273	0	2	2	1,558	207	71,177	0	0	3	1,324
189	68,926	0	0	30	1,361	46	40,043	2	4	2	2,250	145	61,074	0	1	3	1,516	210	71,670	-1	2	1	1,316
194	69,780	1	0	-23	1,347	48	41,677	2	2	8	2,165	149	61,413	-2	1	1	1,508	212	71,948	0	2	2	1,311
222	73,900	1	0	25	1,281	50	41,910	3	3	1	2,154	152	62,064	2	1	0	1,494	220	73,844	2	0	1	1,282
243	76,053	1	0	-26	1,250	51	41,950	1	5	1	2,152	156	62,420	-2	0	2	1,487	225	74,091	2	0	0	1,279
254	76,992	0	0	33	1,238	52	42,011	0	2	10	2,149	158	62,746	-1	1	3	1,480	231	74,913	1	0	3	1,267
276	80,437	1	1	0	1,193	53	42,333	2	4	4	2,133	160	62,897	-1	2	2	1,476	249	76,712	2	0	-1	1,241
278	80,551	1	0	28	1,192	56	43,394	3	3	3	2,084	169	64,344	2	0	1	1,447	252	76,975	0	1	3	1,238
281	80,808	1	1	3	1,188	57	43,433	1	5	3	2,082	180	67,047	-2	1	2	1,395	262	78,005	1	2	2	1,224
292	81,922	1	1	6	1,175	61	44,040	1	3	9	2,055	188	68,902	2	1	1	1,362	270	79,572	2	1	1	1,204
297	82,900	1	0	-29	1,164	62	44,421	3	1	7	2,038	190	69,320	1	0	3	1,354	273	79,814	2	1	0	1,201
305	83,771	1	1	9	1,154	64	44,844	0	4	8	2,020	201	70,302	1	2	2	1,338	280	80,617	1	1	3	1,191
317	85,539	0	0	36	1,134	66	45,055	1	1	11	2,011	213	72,920	0	3	1	1,296	296	82,421	2	0	2	1,169
324	86,349	1	1	12	1,126	67	45,122	2	0	10	2,008	219	73,731	1	1	3	1,284	299	83,141	-2	0	1	1,161
335	87,810	1	0	31	1,111	70	45,594	4	0	0	1,988	223	73,981	-2	0	3	1,280	330	87,172	0	3	1	1,117
352	89,654	1	1	15	1,093	72	45,943	2	4	6	1,974	228	74,653	0	2	3	1,270	331	87,192	-1	2	2	1,117
						73	46,247	3	3	5	1,962	232	74,961	-2	2	1	1,266	336	88,016	2	1	2	1,109
						74	46,284	1	5	5	1,960	240	75,554	2	2	0	1,257	343	88,730	-2	1	1	1,102
						78	46,831	0	0	12	1,938	245	76,177	-1	2	3	1,249	344	88,737	-1	0	3	1,102
						81	48,091	2	2	10	1,890	250	76,801	1	3	0	1,240						
						82	48,345	4	0	4	1,881	251	76,942	2	0	2	1,238						
						84	49,208	4	2	2	1,850	257	77,539	-1	0	4	1,230						
						85	49,279	0	6	2	1,848	260	77,768	0	0	4	1,227						
						87	49,907	3	1	9	1,826	261	77,953	-1	3	1	1,225						
						88	50,289	3	3	7	1,813	264	78,291	-2	1	3	1,220						
						89	50,324	1	5	7	1,812	275	80,156	-2	2	2	1,196						
						91	50,657	2	4	8	1,801	283	81,203	2	1	2	1,184						
						92	50,867	1	3	11	1,794	285	81,405	1	3	1	1,181						
						94	51,171	4	2	4	1,784	288	81,609	0	3	2	1,179						
						99	53,048	1	1	13	1,725	289	81,792	-1	1	4	1,177						
						101	53,587	3	5	1	1,709	291	81,897	2	2	1	1,175						
						104	54,121	2	6	0	1,693	293	82,018	0	1	4	1,174						

105	54,329	4	2	6	1,687	314	84,804	-1	3	2	1,142
107	54,396	0	6	6	1,685	326	86,495	1	2	3	1,124
108	54,739	2	6	2	1,676	350	89,543	-3	0	1	1,094
109	54,827	3	5	3	1,673						
111	55,149	2	2	12	1,664						
112	55,338	3	3	9	1,659						
113	55,371	1	5	9	1,658						
114	55,988	4	0	8	1,641						
116	56,200	3	1	11	1,635						
118	56,289	2	4	10	1,633						
120	56,565	2	6	4	1,626						
121	56,692	4	4	0	1,622						
123	57,251	3	5	5	1,608						
124	57,291	4	4	2	1,607						
127	57,754	0	4	12	1,595						
128	57,829	0	2	14	1,593						
130	58,275	1	3	13	1,582						
131	58,553	4	2	8	1,575						
132	58,719	5	1	1	1,571						
133	58,814	1	7	1	1,569						
136	59,066	4	4	4	1,563						
138	59,528	2	6	6	1,552						
139	59,888	5	1	3	1,543						
140	59,982	1	7	3	1,541						
142	60,328	2	0	14	1,533						
143	60,770	3	5	7	1,523						
147	61,250	3	3	11	1,512						
148	61,280	1	5	11	1,511						
150	61,424	1	1	15	1,508						
151	61,954	4	4	6	1,497						
153	62,186	5	1	5	1,492						
154	62,278	1	7	5	1,490						
157	62,710	2	4	12	1,480						
159	62,781	2	2	14	1,479						
161	63,191	3	1	13	1,470						
162	63,531	2	6	8	1,463						
163	63,645	5	3	1	1,461						
164	63,720	4	2	10	1,459						
165	63,780	0	6	10	1,458						
166	63,992	0	0	16	1,454						
171	64,761	5	3	3	1,438						
172	65,284	3	5	9	1,428						
173	65,546	5	1	7	1,423						
174	65,635	1	7	7	1,421						
175	65,873	4	4	8	1,417						
176	66,233	1	3	15	1,410						
177	66,572	0	8	0	1,404						
179	66,965	5	3	5	1,396						
181	67,425	4	0	12	1,388						
183	67,931	3	3	13	1,379						
184	67,961	1	5	13	1,378						
185	68,427	3	7	1	1,370						
186	68,485	2	6	10	1,369						
187	68,746	0	8	4	1,364						
191	69,383	4	6	2	1,353						
192	69,504	3	7	3	1,351						
193	69,742	4	2	12	1,347						
195	69,853	2	4	14	1,345						
196	69,893	5	1	9	1,345						
197	69,980	1	7	9	1,343						
199	70,205	5	3	7	1,340						
200	70,248	1	1	17	1,339						
202	70,707	3	5	11	1,331						
203	70,743	4	4	10	1,331						
204	70,841	3	1	15	1,329						
205	70,986	4	6	4	1,327						
206	70,987	2	2	16	1,327						
208	71,600	6	0	2	1,317						
209	71,636	3	7	5	1,316						
211	71,714	2	8	2	1,315						
214	72,942	5	5	1	1,296						
215	73,268	0	4	16	1,291						
216	73,295	2	8	4	1,291						

217	73,336	6	2	0	1,290
218	73,625	4	6	6	1,286
221	73,860	6	2	2	1,282
224	73,991	5	5	3	1,280
226	74,321	2	6	12	1,275
227	74,427	5	3	9	1,274
229	74,773	1	3	17	1,269
230	74,787	3	7	7	1,268
233	75,095	0	8	8	1,264
234	75,165	5	1	11	1,263
235	75,249	1	7	11	1,262
236	75,352	3	3	15	1,260
237	75,379	1	5	15	1,260
238	75,422	0	2	18	1,259
239	75,424	6	2	4	1,259
241	75,791	6	0	6	1,254
242	75,903	2	8	6	1,253
244	76,072	5	5	5	1,250
246	76,509	4	4	12	1,244
247	76,574	4	2	14	1,243
248	76,629	0	6	14	1,242
253	76,990	3	5	13	1,238
255	77,261	4	6	8	1,234
256	77,489	1	9	1	1,231
258	77,626	2	0	18	1,229
259	77,711	2	4	16	1,228
263	78,006	6	2	6	1,224
265	78,517	1	9	3	1,217
266	78,917	3	7	9	1,212
267	79,161	5	5	7	1,209
268	79,175	3	1	17	1,209
269	79,505	2	8	8	1,205
271	79,587	5	3	11	1,204
272	79,629	1	1	19	1,203
274	79,826	2	2	18	1,201
277	80,500	6	4	2	1,192
279	80,562	1	9	5	1,191
282	81,014	2	6	14	1,186
284	81,329	5	1	13	1,182
286	81,411	1	7	13	1,181
287	81,582	6	2	8	1,179
290	81,862	4	6	10	1,176
294	82,026	6	4	4	1,174
295	82,054	4	0	16	1,174
298	82,954	0	0	20	1,163
300	83,152	4	4	14	1,161
301	83,231	5	5	9	1,160
302	83,540	3	3	17	1,156
303	83,567	1	5	17	1,156
304	83,607	1	9	7	1,156
306	83,968	6	0	10	1,152
307	83,989	1	3	19	1,151
308	84,002	3	7	11	1,151
309	84,077	2	8	10	1,150
310	84,129	3	5	15	1,150
311	84,227	4	2	16	1,149
312	84,414	4	8	0	1,147
313	84,557	6	4	6	1,145
315	84,919	4	8	2	1,141
316	85,311	0	8	12	1,137
318	85,673	5	3	13	1,133
319	86,052	7	1	1	1,129
320	86,133	5	7	1	1,128
321	86,134	6	2	10	1,128
322	86,187	3	9	1	1,128
323	86,348	2	4	18	1,126
325	86,431	4	8	4	1,125
327	87,059	7	1	3	1,118
328	87,136	0	10	2	1,118
329	87,140	5	7	3	1,118
332	87,195	3	9	3	1,117
333	87,418	4	6	12	1,115
334	87,641	1	9	9	1,113

337	88,084	6	4	8	1,108
338	88,273	5	5	11	1,106
339	88,287	3	1	19	1,106
340	88,400	5	1	15	1,105
341	88,481	1	7	15	1,104
342	88,591	2	6	16	1,103
345	88,947	4	8	6	1,100
346	89,071	7	1	5	1,098
347	89,152	5	7	5	1,098
348	89,206	3	9	5	1,097
349	89,430	2	2	20	1,095
351	89,617	2	8	12	1,093
353	89,739	1	1	21	1,092

Tabela 106 - Indexação completa das fases encontradas na liga Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

NiTi (2/1) - HT (Hexagonal de eixo trigonal)					NiTiHf - B19 (fase H) Ortorrômbica (0.5/0.167/0.333)					NiTiHf - B19' Monoclínica (0.79/0.75/0.46)					NiTiHf - B19' Monoclínica (0.95/0.95/0.1)								
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,216	0	0	6	7,239	2	12,241	1	1	1	7,225	6	17,059	0	0	1	5,194	10	23,157	0	0	1	3,838
7	18,368	0	0	9	4,826	3	13,704	0	0	4	6,457	21	28,751	1	0	0	3,103	33	34,117	0	1	1	2,626
13	24,574	0	0	12	3,620	4	15,628	1	1	3	5,666	23	29,642	-1	0	1	3,011	35	34,443	1	0	0	2,602
28	30,854	0	0	15	2,896	5	16,259	0	2	2	5,447	26	29,949	0	1	1	2,981	37	35,860	-1	0	1	2,502
43	37,230	0	0	18	2,413	8	19,620	2	0	2	4,521	36	34,511	0	0	2	2,597	70	42,848	1	1	0	2,109
61	41,552	1	0	1	2,172	9	20,842	1	1	5	4,259	41	37,220	1	0	1	2,414	74	44,035	-1	1	1	2,055
62	41,714	1	0	-2	2,164	11	23,627	2	2	0	3,763	48	38,077	1	1	0	2,361	88	47,328	1	0	1	1,919
64	42,360	1	0	4	2,132	12	24,286	1	3	1	3,662	50	38,776	-1	1	1	2,320	89	47,334	0	0	2	1,919
69	42,839	1	0	-5	2,109	14	24,624	2	2	2	3,612	51	39,326	-1	0	2	2,289	110	50,575	-1	0	2	1,803
73	43,728	0	0	21	2,068	15	25,435	0	2	6	3,499	68	42,737	0	1	2	2,114	111	50,664	0	2	0	1,800
75	44,097	1	0	7	2,052	16	26,198	1	3	3	3,399	77	45,026	1	1	1	2,012	130	54,108	1	1	1	1,694
76	44,868	1	0	-8	2,019	17	26,891	1	1	7	3,313	84	46,842	-1	1	2	1,938	132	54,113	0	1	2	1,693
83	46,679	1	0	10	1,944	18	27,413	2	2	4	3,251	103	50,070	0	2	0	1,820	143	56,407	0	2	1	1,630
90	47,710	1	0	-11	1,905	19	27,608	0	0	8	3,228	113	51,103	1	0	2	1,786	146	57,075	-1	1	2	1,612
102	50,007	1	0	13	1,822	20	27,748	2	0	6	3,212	120	52,841	0	0	3	1,731	191	62,706	1	2	0	1,480
106	50,379	0	0	24	1,810	22	28,911	3	1	1	3,086	123	53,283	0	2	1	1,718	197	63,621	-1	2	1	1,461
114	51,266	1	0	-14	1,781	24	29,680	1	3	5	3,008	127	53,845	-1	0	3	1,701	230	68,299	1	0	2	1,372
129	53,987	1	0	16	1,697	25	29,717	0	4	0	3,004	151	57,426	1	1	2	1,603	241	69,460	-2	0	1	1,352
139	55,444	1	0	-17	1,656	27	30,555	3	1	3	2,923	153	57,608	-2	0	1	1,599	257	71,841	1	2	1	1,313
147	57,216	0	0	27	1,609	29	31,556	2	2	6	2,833	159	58,763	1	2	0	1,570	258	71,845	0	2	2	1,313
157	58,538	1	0	19	1,576	30	32,858	0	4	4	2,724	160	59,036	0	1	3	1,563	266	72,616	2	0	0	1,301
169	60,172	1	0	-20	1,537	31	33,391	1	1	9	2,681	162	59,270	-1	2	1	1,558	267	72,629	-1	0	3	1,301
195	63,604	1	0	22	1,462	32	33,626	3	1	5	2,663	166	59,543	2	0	0	1,551	277	73,845	1	1	2	1,282
202	64,283	0	0	30	1,448	34	34,299	1	3	7	2,612	168	59,971	-1	1	3	1,541	280	74,045	0	0	3	1,279
205	65,401	1	0	-23	1,426	38	35,863	2	4	2	2,502	178	61,541	-2	0	2	1,506	285	74,399	-1	2	2	1,274
238	69,153	1	0	25	1,357	39	35,942	3	3	1	2,497	185	62,234	0	2	2	1,491	291	74,970	-2	1	1	1,266
250	71,107	1	0	-26	1,325	40	36,649	2	2	8	2,450	193	63,502	-2	1	1	1,464	300	76,007	-2	0	2	1,251
256	71,636	0	0	33	1,316	42	37,230	4	0	0	2,413	199	64,013	1	2	1	1,453	321	78,039	2	1	0	1,224
293	75,175	1	0	28	1,263	44	37,309	3	3	3	2,408	204	65,333	2	1	0	1,427	322	78,052	-1	1	3	1,223
295	75,702	1	1	0	1,255	45	37,817	3	1	7	2,377	207	65,455	-1	2	2	1,425	337	79,435	0	1	3	1,205
302	76,037	1	1	3	1,251	46	37,888	0	2	10	2,373	220	67,041	2	0	1	1,395	360	81,357	-2	1	2	1,182
312	77,037	1	1	6	1,237	47	37,901	2	4	4	2,372	222	67,232	-2	1	2	1,391	384	84,513	0	3	1	1,146
314	77,290	1	0	-29	1,233	49	38,740	1	5	1	2,323	229	68,190	1	0	3	1,374	393	85,092	2	0	1	1,139
328	78,696	1	1	9	1,215	52	39,543	2	0	10	2,277	249	70,770	-2	0	3	1,330	438	89,792	1	2	2	1,091
335	79,347	0	0	36	1,207	53	39,720	1	3	9	2,267	254	71,433	-1	0	4	1,320						
354	81,002	1	1	12	1,186	54	39,848	4	0	4	2,260	264	72,510	2	1	1	1,303						
364	81,689	1	0	31	1,178	55	39,922	3	3	5	2,256	270	72,779	0	0	4	1,298						

380	83,947	1	1	15	1,152	56	40,025	1	5	3	2,251	274	73,621	1	1	3	1,286
381	83,977	1	0	-32	1,151	57	40,202	1	1	11	2,241	284	74,349	1	2	2	1,275
416	87,516	0	0	39	1,114	58	40,868	4	2	2	2,206	296	75,766	0	2	3	1,254
417	87,525	1	1	18	1,114	59	41,008	0	4	8	2,199	304	76,124	-2	1	3	1,249
427	88,745	1	0	34	1,101	60	41,106	2	4	6	2,194	310	76,595	-1	2	3	1,243
						63	41,943	0	0	12	2,152	311	76,769	-1	1	4	1,241
						65	42,416	2	2	10	2,129	323	78,082	0	1	4	1,223
						66	42,499	1	5	5	2,125	333	79,323	2	0	2	1,207
						67	42,704	4	2	4	2,116	340	79,772	-2	2	1	1,201
						71	42,858	3	1	9	2,108	361	81,363	0	3	1	1,182
						72	43,596	3	3	7	2,074	362	81,446	2	2	0	1,181
						78	45,277	2	4	8	2,001	375	83,201	-2	2	2	1,160
						79	45,630	4	2	6	1,987	383	84,506	2	1	2	1,146
						80	45,732	1	3	11	1,982	385	84,594	-2	0	4	1,145
						81	45,815	0	6	2	1,979	402	85,935	1	3	0	1,130
						82	46,005	1	5	7	1,971	407	86,370	-1	3	1	1,126
						85	46,972	4	0	8	1,933	421	88,170	2	2	1	1,107
						86	47,283	1	1	13	1,921	423	88,444	1	0	4	1,104
						87	47,305	3	5	1	1,920	430	88,958	0	3	2	1,099
						91	47,810	5	1	1	1,901	433	89,233	1	2	3	1,097
						92	48,142	3	3	9	1,889	436	89,733	-2	1	4	1,092
						93	48,341	4	4	0	1,881						
						94	48,405	3	5	3	1,879						
						95	48,557	3	1	11	1,873						
						96	48,701	2	2	12	1,868						
						97	48,884	4	4	2	1,862						
						98	48,901	5	1	3	1,861						
						99	49,221	2	6	0	1,850						
						100	49,498	4	2	8	1,840						
						101	49,757	2	6	2	1,831						
						104	50,205	0	6	6	1,816						
						105	50,236	2	4	10	1,815						
						107	50,382	1	5	9	1,810						
						108	50,488	4	4	4	1,806						
						109	50,550	3	5	5	1,804						
						112	51,032	5	1	5	1,788						
						115	51,341	2	6	4	1,778						
						116	51,800	0	2	14	1,764						
						117	52,221	1	3	13	1,750						
						118	52,245	0	4	12	1,750						
						119	52,711	5	3	1	1,735						
						121	53,083	4	4	6	1,724						
						122	53,105	2	0	14	1,723						
						124	53,407	3	3	11	1,714						
						125	53,651	3	5	7	1,707						
						126	53,729	5	3	3	1,705						
						128	53,907	2	6	6	1,699						
						131	54,113	5	1	7	1,693						
						133	54,167	4	2	10	1,692						
						134	54,358	1	7	1	1,686						
						135	54,638	1	1	15	1,678						
						136	54,797	3	1	13	1,674						
						137	55,355	1	7	3	1,658						
						138	55,426	2	2	14	1,656						
						140	55,494	1	5	11	1,655						
						141	55,727	5	3	5	1,648						
						142	55,851	2	4	12	1,645						
						144	56,575	4	4	8	1,625						
						145	57,006	0	0	16	1,614						

148	57,315	4	0	12	1,606
149	57,315	1	7	5	1,606
150	57,365	2	6	8	1,605
152	57,604	3	5	9	1,599
154	57,699	6	0	2	1,596
155	58,044	5	1	9	1,588
156	58,252	0	6	10	1,583
158	58,639	5	3	7	1,573
161	59,137	1	3	15	1,561
163	59,288	3	3	13	1,557
164	59,429	6	2	0	1,554
165	59,526	4	2	12	1,552
167	59,901	6	2	2	1,543
170	60,177	1	7	7	1,536
171	60,449	4	6	2	1,530
172	60,870	4	4	10	1,521
173	61,243	1	5	13	1,512
174	61,261	3	7	1	1,512
175	61,305	6	2	4	1,511
176	61,482	6	0	6	1,507
177	61,520	3	1	15	1,506
179	61,625	2	6	10	1,504
180	61,685	5	5	1	1,503
181	61,710	0	8	0	1,502
182	61,846	4	6	4	1,499
183	62,042	2	4	14	1,495
184	62,187	3	7	3	1,492
186	62,298	1	1	17	1,489
187	62,315	3	5	11	1,489
188	62,387	5	3	9	1,487
189	62,566	2	2	16	1,483
190	62,607	5	5	3	1,483
192	62,736	5	1	11	1,480
194	63,546	0	8	4	1,463
196	63,605	6	2	6	1,462
198	63,871	1	7	9	1,456
200	64,015	3	7	5	1,453
201	64,135	4	6	6	1,451
203	64,430	5	5	5	1,445
206	65,425	2	8	2	1,425
208	65,504	4	2	14	1,424
209	65,605	0	4	16	1,422
210	65,726	3	3	15	1,420
211	65,889	4	4	12	1,416
212	66,243	6	4	2	1,410
213	66,477	1	3	17	1,405
214	66,612	2	6	12	1,403
215	66,707	3	7	7	1,401
216	66,750	6	2	8	1,400
217	66,764	2	8	4	1,400
218	66,900	5	3	11	1,397
219	67,003	0	2	18	1,396
221	67,113	5	5	7	1,394
223	67,267	4	6	8	1,391
224	67,573	6	4	4	1,385
225	67,575	1	5	15	1,385
226	67,715	3	5	13	1,383
227	68,118	5	1	13	1,375
228	68,123	2	0	18	1,375

231	68,332	1	7	11	1,372
232	68,536	7	1	1	1,368
233	68,680	6	0	10	1,366
234	68,716	3	1	17	1,365
235	68,772	2	4	16	1,364
236	68,895	0	8	8	1,362
237	68,965	2	8	6	1,361
239	69,183	0	6	14	1,357
240	69,410	7	1	3	1,353
242	69,762	6	4	6	1,347
243	70,077	4	0	16	1,342
244	70,139	2	2	18	1,341
245	70,215	3	7	9	1,339
246	70,319	1	1	19	1,338
247	70,610	5	5	9	1,333
248	70,689	6	2	10	1,332
251	71,142	7	1	5	1,324
252	71,192	4	6	10	1,323
253	71,356	1	9	1	1,321
255	71,579	4	4	14	1,317
259	71,993	2	8	8	1,311
260	72,068	4	2	16	1,309
261	72,125	5	3	13	1,309
262	72,214	1	9	3	1,307
263	72,276	2	6	14	1,306
265	72,533	7	3	1	1,302
268	72,709	3	3	17	1,299
269	72,776	6	4	8	1,298
271	73,241	0	0	20	1,291
272	73,386	7	3	3	1,289
273	73,511	1	7	13	1,287
275	73,709	7	1	7	1,284
276	73,765	3	5	15	1,283
278	73,916	5	7	1	1,281
279	73,919	1	9	5	1,281
281	74,153	5	1	15	1,278
282	74,275	1	3	19	1,276
283	74,326	4	8	0	1,275
286	74,478	1	5	17	1,273
287	74,494	3	7	11	1,273
288	74,749	4	8	2	1,269
289	74,763	5	7	3	1,269
290	74,881	5	5	11	1,267
292	75,081	7	3	5	1,264
294	75,379	6	2	12	1,260
297	75,784	6	6	0	1,254
298	75,813	2	8	10	1,254
299	75,870	4	6	12	1,253
301	76,014	4	8	4	1,251
303	76,048	2	4	18	1,251
305	76,204	6	6	2	1,248
306	76,415	3	1	19	1,245
307	76,447	5	7	5	1,245
308	76,450	1	9	7	1,245
309	76,581	6	4	10	1,243
313	77,080	7	1	9	1,236
315	77,420	3	9	1	1,232
316	77,423	0	8	12	1,232
317	77,460	6	6	4	1,231

318	77,598	7	3	7	1,229
319	77,922	4	4	16	1,225
320	78,035	5	3	15	1,224
324	78,106	4	8	6	1,223
325	78,198	2	2	20	1,221
326	78,255	3	9	3	1,221
327	78,598	2	6	16	1,216
329	78,787	1	1	21	1,214
330	78,885	6	0	14	1,212
331	78,951	5	7	7	1,212
332	79,228	4	2	18	1,208
334	79,346	8	0	0	1,207
336	79,386	1	7	15	1,206
338	79,517	3	7	13	1,204
339	79,541	6	6	6	1,204
341	79,784	1	9	9	1,201
342	79,897	5	5	13	1,200
343	79,916	3	9	5	1,199
344	80,159	0	10	2	1,196
345	80,263	3	3	19	1,195
346	80,291	7	5	1	1,195
347	80,398	2	8	12	1,193
348	80,461	3	5	17	1,193
349	80,799	6	2	14	1,189
350	80,839	5	1	17	1,188
351	80,919	7	3	9	1,187
352	80,977	0	4	20	1,186
353	81,002	8	0	4	1,186
355	81,008	4	8	8	1,186
356	81,117	7	5	3	1,185
357	81,154	6	4	12	1,184
358	81,233	7	1	11	1,183
359	81,280	4	6	14	1,183
363	81,670	8	2	2	1,178
365	81,981	1	5	19	1,174
366	82,258	5	7	9	1,171
367	82,392	3	9	7	1,170
368	82,431	6	6	8	1,169
369	82,606	1	3	21	1,167
370	82,666	0	6	18	1,166
371	82,699	2	10	0	1,166
372	82,765	7	5	5	1,165
373	82,904	8	2	4	1,164
374	83,110	2	10	2	1,161
376	83,455	0	10	6	1,157
377	83,904	1	9	11	1,152
378	83,914	0	2	22	1,152
379	83,921	2	4	20	1,152
382	84,340	2	10	4	1,147
386	84,638	5	3	17	1,144
387	84,689	3	1	21	1,144
388	84,707	4	8	10	1,143
389	84,936	4	4	18	1,141
390	84,954	2	0	22	1,141
391	84,955	8	2	6	1,141
392	85,028	7	3	11	1,140
394	85,149	4	0	20	1,139
395	85,225	7	5	7	1,138
396	85,279	3	7	15	1,137

397	85,600	2	6	18	1,134
398	85,653	5	5	15	1,133
399	85,672	3	9	9	1,133
400	85,740	2	8	14	1,132
401	85,928	8	0	8	1,130
403	85,967	1	7	17	1,130
404	86,120	6	6	10	1,128
405	86,157	7	1	13	1,128
406	86,356	5	7	11	1,126
408	86,386	2	10	6	1,125
409	86,487	6	4	14	1,124
410	86,842	2	2	22	1,121
411	86,942	8	4	0	1,120
412	86,953	6	2	16	1,120
413	87,037	4	2	20	1,119
414	87,350	8	4	2	1,115
415	87,429	4	6	16	1,115
418	87,815	8	2	8	1,111
419	87,829	1	1	23	1,111
420	87,844	3	5	19	1,110
422	88,217	5	1	19	1,107
424	88,464	3	3	21	1,104
425	88,492	7	5	9	1,104
426	88,574	8	4	4	1,103
428	88,808	1	9	13	1,101
429	88,941	0	8	16	1,100
431	89,197	5	9	1	1,097
432	89,200	4	8	12	1,097
434	89,243	2	10	8	1,097
435	89,524	6	8	2	1,094
437	89,753	3	9	11	1,092
439	89,927	7	3	13	1,090
440	89,993	0	10	10	1,089

Tabela 107 - Indexação completa da fase binária Ni_2Ti_1 – HT na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

NiTi (2/1) - HT					
(Hexagonal de eixo trigonal)					
Pico	[°2 θ]	Índices			d
Nº		h	k	l	[Å]
1	12,22600	0	0	6	7,23356
6	18,38300	0	0	9	4,82237
17	24,59400	0	0	12	3,61678
32	30,87940	0	0	15	2,89342
50	37,26160	0	0	18	2,41119
69	40,90270	1	0	1	2,20456
71	41,06780	1	0	-2	2,19608
76	41,72290	1	0	4	2,16310
79	42,20870	1	0	-5	2,13932
86	43,48270	1	0	7	2,07955
88	43,76610	0	0	21	2,06673
93	44,26390	1	0	-8	2,04464
107	46,09600	1	0	10	1,96755

116	47,13900	1	0	-11	1,92642
129	49,45970	1	0	13	1,84132
138	50,42270	0	0	24	1,80839
141	50,73020	1	0	-14	1,79815
156	53,47510	1	0	16	1,71214
166	54,94360	1	0	-17	1,66980
183	57,26670	0	0	27	1,60746
190	58,06060	1	0	19	1,58736
206	59,70500	1	0	-20	1,54750
235	63,15800	1	0	22	1,47095
253	64,34200	0	0	30	1,44671
257	64,96440	1	0	-23	1,43435
294	68,73380	1	0	25	1,36459
317	70,69650	1	0	-26	1,33144
330	71,70390	0	0	33	1,31519
360	74,37390	1	1	0	1,27445
363	74,71100	1	1	3	1,26953
364	74,77970	1	0	28	1,26854
376	75,71900	1	1	6	1,25512
386	76,90180	1	0	-29	1,23873
395	77,38910	1	1	9	1,23215
417	79,42530	0	0	36	1,20559
419	79,70960	1	1	12	1,20201
442	81,31390	1	0	31	1,18230
468	82,66860	1	1	15	1,16632
480	83,60800	1	0	-32	1,15559
513	86,25950	1	1	18	1,12674
530	87,60620	0	0	39	1,11286
542	88,38570	1	0	34	1,10504
545	88,55710	2	0	-1	1,10335
547	88,66540	2	0	2	1,10228
553	89,09860	2	0	-4	1,09804
558	89,42350	2	0	5	1,09489

Tabela 108 - Indexação completa das fases ternárias B19 e B19' na liga $Ni_{50}Ti_{33}Hf_{17}$.at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSP), LaMMEA

NiTiHf - B19 (fase H)						NiTiHf - B19'						NiTiHf - B19'						NiTiHf - B19'					
Ortorrômbica (0.5/0.167/0.333)						Monoclínica (0.95/0.95/0.1)						Monoclínica (1/0.76/0.24)						Monoclínica (1/0.9/0.1)					
Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]	Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]	Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]	Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]
		h	k	l				h	k	l				h	k	l				h	k	l	
2	14,322	0	2	2	6,179	7	18,802	0	0	1	4,716	10	21,113	0	0	1	4,205	3	15,012	0	0	1	5,897
4	15,177	0	0	4	5,833	26	29,689	0	1	1	3,007	30	30,567	0	1	1	2,922	14	23,217	0	1	1	3,828
5	15,705	1	1	3	5,638	29	30,375	1	0	0	2,940	54	37,737	1	0	0	2,382	24	29,082	1	0	0	3,068
8	19,475	2	0	2	4,554	39	33,584	-1	0	1	2,666	72	41,246	-1	0	1	2,187	28	30,290	0	0	2	2,948
9	20,709	1	3	1	4,286	57	38,136	0	0	2	2,358	85	42,989	0	0	2	2,102	36	32,849	-1	0	1	2,724
11	21,698	2	2	0	4,093	59	38,217	1	0	1	2,353	90	44,028	1	1	0	2,055	37	32,913	1	0	1	2,719
12	21,907	1	1	5	4,054	60	38,295	1	1	0	2,348	95	44,549	0	2	0	2,032	44	34,201	1	1	0	2,620
13	23,011	2	2	2	3,862	70	40,960	-1	1	1	2,202	105	45,931	1	0	1	1,974	46	35,251	0	1	2	2,544
15	23,372	1	3	3	3,803	99	44,876	0	1	2	2,018	117	47,153	-1	1	1	1,926	47	35,650	0	2	0	2,516
16	24,417	0	4	0	3,643	101	44,947	1	1	1	2,015	125	48,727	0	1	2	1,867	52	37,510	-1	1	1	2,396
18	25,952	0	2	6	3,431	103	45,838	-1	0	2	1,978	131	49,795	0	2	1	1,830	53	37,567	1	1	1	2,392
19	26,585	2	2	4	3,350	112	46,499	0	2	0	1,951	143	51,414	1	1	1	1,776	63	38,880	0	2	1	2,314
20	27,978	3	1	1	3,186	140	50,580	0	2	1	1,803	162	54,643	-1	0	2	1,678	80	42,438	-1	0	2	2,128
21	27,985	1	3	5	3,186	145	51,773	-1	1	2	1,764	203	59,547	-1	1	2	1,551	81	42,540	1	0	2	2,123
22	28,874	0	4	4	3,090	152	52,995	1	0	2	1,727	207	59,769	1	2	0	1,546	108	46,145	0	0	3	1,966
23	28,899	1	1	7	3,087	176	56,557	1	2	0	1,626	224	62,228	1	0	2	1,491	109	46,278	-1	1	2	1,960

165	54,931	3	5	9	1,670
167	55,256	4	6	4	1,661
168	55,308	1	3	13	1,660
171	55,550	4	2	10	1,653
172	55,772	3	7	5	1,647
173	56,023	2	8	4	1,640
174	56,290	5	5	1	1,633
175	56,299	6	0	2	1,633
178	56,607	0	2	14	1,625
180	56,759	2	4	12	1,621
182	57,234	6	2	0	1,608
184	57,330	5	3	7	1,606
185	57,483	5	5	3	1,602
186	57,494	1	7	9	1,602
187	57,798	1	9	1	1,594
188	57,826	6	2	2	1,593
189	57,841	2	6	10	1,593
191	58,243	4	6	6	1,583
192	58,383	2	0	14	1,579
198	58,876	3	1	13	1,567
199	58,972	1	9	3	1,565
200	58,985	2	8	6	1,565
201	59,018	5	1	9	1,564
202	59,325	3	7	7	1,557
204	59,580	6	2	4	1,550
208	59,820	0	8	8	1,545
209	59,823	5	5	5	1,545
210	59,875	2	2	14	1,544
211	60,093	4	4	10	1,538
213	60,520	4	0	12	1,529
214	60,541	1	1	15	1,528
215	60,832	3	5	11	1,522
216	60,981	6	0	6	1,518
217	61,277	1	9	5	1,512
218	61,333	1	5	13	1,510
221	61,824	3	3	13	1,499
222	61,963	5	3	9	1,496
223	61,981	4	2	12	1,496
225	62,263	6	4	2	1,490
226	62,272	4	6	8	1,490
228	62,436	6	2	6	1,486
231	62,985	2	8	8	1,475
237	63,233	5	5	7	1,469
238	63,244	1	7	11	1,469
240	63,367	4	8	0	1,467
241	63,443	1	3	15	1,465
244	63,772	0	0	16	1,458
247	63,870	3	7	9	1,456
248	63,925	4	8	2	1,455
249	63,944	6	4	4	1,455
250	64,128	2	6	12	1,451
251	64,156	3	9	1	1,450
252	64,227	2	4	14	1,449
254	64,388	0	10	2	1,446
255	64,643	1	9	7	1,441
256	64,687	5	1	11	1,440
258	65,113	5	7	1	1,431
259	65,261	3	9	3	1,429
264	65,582	4	8	4	1,422
267	66,209	5	7	3	1,410
268	66,254	4	4	12	1,410
269	66,315	6	2	8	1,408
270	66,534	7	1	1	1,404
272	66,693	6	4	6	1,401
273	66,745	3	1	15	1,400
275	66,890	2	10	0	1,398
276	67,245	4	6	10	1,391
278	67,432	2	10	2	1,388
279	67,443	3	9	5	1,388
280	67,490	5	3	11	1,387
281	67,497	3	5	13	1,387
282	67,619	7	1	3	1,384
283	67,629	5	5	9	1,384
286	67,929	2	8	10	1,379
289	68,192	0	6	14	1,374
290	68,217	2	2	16	1,374
291	68,297	4	8	6	1,372
292	68,376	5	7	5	1,371
295	68,745	0	10	6	1,364
296	68,756	6	6	0	1,364

298	68,991	1	9	9	1,360
300	69,045	1	5	15	1,359
301	69,046	2	10	4	1,359
302	69,120	4	2	14	1,358
303	69,291	6	6	2	1,355
304	69,299	7	3	1	1,355
305	69,316	3	7	11	1,355
306	69,360	0	4	16	1,354
307	69,373	1	1	17	1,354
309	69,507	3	3	15	1,351
310	69,764	7	1	5	1,347
311	69,783	6	0	10	1,347
312	69,784	1	7	13	1,347
313	70,364	7	3	3	1,337
314	70,451	6	4	8	1,335
316	70,653	3	9	7	1,332
319	70,833	0	8	12	1,329
320	70,886	6	6	4	1,328
323	71,142	6	2	10	1,324
324	71,156	2	6	14	1,324
325	71,160	5	1	13	1,324
327	71,567	5	7	7	1,317
329	71,698	2	10	6	1,315
334	71,983	1	11	1	1,311
335	72,016	4	8	8	1,310
337	72,087	1	3	17	1,309
338	72,302	2	4	16	1,306
339	72,472	7	3	5	1,303
340	72,928	7	1	7	1,296
341	72,938	5	5	11	1,296
342	73,031	1	11	3	1,295
344	73,089	4	6	12	1,294
346	73,182	4	4	14	1,292
348	73,509	6	6	6	1,287
350	73,750	2	8	12	1,284
352	73,847	5	3	13	1,282
356	74,256	0	2	18	1,276
357	74,258	1	9	11	1,276
362	74,690	7	5	1	1,270
365	74,839	3	9	9	1,268
366	74,891	3	5	15	1,267
367	75,109	1	11	5	1,264
368	75,159	6	4	10	1,263
369	75,208	3	1	17	1,262
371	75,346	2	10	8	1,260
373	75,590	7	3	7	1,257
374	75,607	3	7	13	1,257
375	75,642	4	0	16	1,256
377	75,723	7	5	3	1,255
378	75,733	5	7	9	1,255
380	75,806	2	0	18	1,254
381	75,998	5	9	1	1,251
382	76,213	4	10	2	1,248
384	76,687	4	8	10	1,242
385	76,861	6	2	12	1,239
387	76,961	4	2	16	1,238
388	77,026	5	9	3	1,237
389	77,048	8	0	0	1,237
390	77,067	7	1	9	1,236
391	77,087	1	7	15	1,236
392	77,115	0	10	10	1,236
393	77,123	2	2	18	1,236
394	77,125	6	6	8	1,236
396	77,401	1	5	17	1,232
398	77,742	3	11	1	1,227
399	77,752	4	10	4	1,227
400	77,776	7	5	5	1,227
401	77,843	3	3	17	1,226
403	78,190	1	11	7	1,222
404	78,413	5	1	15	1,219
406	78,633	6	8	2	1,216
407	78,736	1	1	19	1,214
408	78,754	0	12	0	1,214
409	78,763	3	11	3	1,214
410	78,869	8	2	2	1,213
411	78,919	2	6	16	1,212
413	79,069	5	9	5	1,210
414	79,091	8	0	4	1,210
415	79,119	5	5	13	1,209
418	79,683	7	3	9	1,202

421	79,774	4	6	14	1,201
422	79,950	2	10	10	1,199
423	79,961	3	9	11	1,199
425	80,158	6	8	4	1,196
427	80,297	4	10	6	1,195
428	80,393	8	2	4	1,194
429	80,406	1	9	13	1,193
430	80,417	2	8	14	1,193
433	80,780	6	4	12	1,189
434	80,784	0	12	4	1,189
435	80,793	3	11	5	1,189
436	80,827	7	5	7	1,188
437	80,837	5	7	11	1,188
438	80,878	4	4	16	1,188
439	81,017	5	3	15	1,186
440	81,039	2	4	18	1,186
443	81,338	1	3	19	1,182
447	81,701	6	6	10	1,178
457	82,078	2	12	2	1,173
458	82,107	5	9	7	1,173
459	82,148	7	1	11	1,172
460	82,166	6	0	14	1,172
461	82,247	1	11	9	1,171
462	82,259	8	4	0	1,171
463	82,278	4	8	12	1,171
466	82,537	7	7	1	1,168
467	82,644	0	0	20	1,167
469	82,684	6	8	6	1,166
470	82,733	3	7	15	1,166
471	82,763	8	4	2	1,165
473	82,917	8	2	6	1,163
474	83,042	3	5	17	1,162
475	83,457	6	2	14	1,157
478	83,544	7	7	3	1,156
479	83,589	2	12	4	1,156
482	83,818	3	11	7	1,153
483	83,828	4	10	8	1,153
488	84,271	8	4	4	1,148
489	84,356	3	1	19	1,147
490	84,695	0	6	18	1,144
491	84,727	7	3	11	1,143
495	84,856	7	5	9	1,142
498	85,146	8	0	8	1,139
500	85,171	0	8	16	1,138
501	85,184	1	7	17	1,138
503	85,492	2	10	12	1,135
504	85,551	7	7	5	1,134
505	85,562	4	2	18	1,134
507	86,004	3	9	13	1,129
509	86,097	2	12	6	1,128
510	86,126	5	9	9	1,128
511	86,176	5	5	15	1,128
512	86,199	6	8	8	1,127
515	86,430	8	2	8	1,125
516	86,483	5	1	17	1,124
517	86,493	1	5	19	1,124
518	86,722	2	2	20	1,122
519	86,777	8	4	6	1,121
520	86,818	0	12	8	1,121
521	86,870	5	7	13	1,120
522	86,926	3	3	19	1,120
524	87,224	6	6	12	1,117
525	87,266	1	11	11	1,116
526	87,314	6	4	14	1,116
527	87,322	4	6	16	1,116
528	87,444	1	9	15	1,115
529	87,480	2	6	18	1,114
531	87,652	1	13	1	1,112
533	87,789	0	4	20	1,111
535	87,827	3	11	9	1,111
536	87,955	2	8	16	1,109
539	88,167	7	1	13	1,107
541	88,336	4	10	10	1,106
544	88,553	7	7	7	1,103
546	88,651	1	13	3	1,102
548	88,796	4	8	14	1,101
549	88,800	1	1	21	1,101
551	88,949	5	11	1	1,100
552	89,048	5	3	17	1,099
554	89,188	8	6	2	1,097

555	89,213	0	10	14	1,097
556	89,410	4	4	18	1,095
557	89,411	9	1	1	1,095
560	89,598	2	12	8	1,093
561	89,738	6	10	0	1,092
562	89,859	7	5	11	1,091
563	89,939	4	12	0	1,090
564	89,948	5	11	3	1,090

Tabela 109 - Indexação completa da fase binária Ni₂Ti₁ – HT na liga Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ .at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

NiTi (2/1) - HT					
(Hexagonal de eixo trigonal)					
Pico	Posição	Índices			d
N ^o	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,0326	0	0	6	7,34938
6	18,0908	0	0	9	4,89959
14	24,2005	0	0	12	3,67469
25	30,3809	0	0	15	2,93975
42	36,6533	0	0	18	2,44979
48	38,4051	1	0	1	2,34198
51	38,5737	1	0	-2	2,33214
53	39,2418	1	0	4	2,29396
56	39,7367	1	0	-5	2,26652
62	41,032	1	0	7	2,19791
64	41,8247	1	0	-8	2,15807
70	43,0417	0	0	21	2,09982
72	43,6792	1	0	10	2,07064
79	44,7324	1	0	-11	2,02431
95	47,0698	1	0	13	1,92909
102	48,3461	1	0	-14	1,8811
111	49,5739	0	0	24	1,83735
119	51,0965	1	0	16	1,78611
131	52,5643	1	0	-17	1,73964
145	55,672	1	0	19	1,64967
147	56,2831	0	0	27	1,6332
155	57,3077	1	0	-20	1,60641
180	60,7342	1	0	22	1,52372
196	62,5226	1	0	-23	1,48436
203	63,2096	0	0	30	1,46988
222	66,2461	1	0	25	1,40967
239	68,1805	1	0	-26	1,37431
247	69,3447	1	1	0	1,35406
249	69,6807	1	1	3	1,34835
256	70,4042	0	0	33	1,33625
264	70,6843	1	1	6	1,33164
278	72,1954	1	0	28	1,30744
280	72,3435	1	1	9	1,30513
295	74,2771	1	0	-29	1,27587
297	74,6413	1	1	12	1,27054
332	77,5595	1	1	15	1,22987
336	77,9334	0	0	36	1,2249

340	78,5947	1	0	31	1,21624
360	80,8338	1	0	-32	1,1881
366	81,0828	1	1	18	1,18508
376	82,1615	2	0	-1	1,17223
378	82,2673	2	0	2	1,17099
385	82,6906	2	0	-4	1,16607
386	83,0078	2	0	5	1,16242
395	83,8526	2	0	-7	1,15284
401	84,3799	2	0	8	1,14698
416	85,2044	1	1	21	1,13797
421	85,4839	1	0	34	1,13497
422	85,6435	2	0	-10	1,13326
425	85,8866	0	0	39	1,13067
431	86,3796	2	0	11	1,12548
456	87,9009	1	0	-35	1,10988
461	88,0601	2	0	-13	1,10829
467	89,0045	2	0	14	1,09896
477	89,9306	1	1	24	1,09003

Tabela 110 - Indexação completa das fases ternárias B19 e B19' na liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇.at% obtida ao arco de plasma (na máquina *Discovery All Metal* – método PSPP), LaMMEA

NiTiHf - B19 (fase H)					NiTiHf - B19'					NiTiHf - B19'							
Ortorrômbica 0.5/0.167/0.333					Monoclínica (0.86/0.89/0.25)					Monoclínica (1/0.9/0.1)							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº.	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº.	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº.	[°2θ]	h	k	l	[Å]
2	12,1229	0	0	4	7,29486	10	22,1184	0	0	1	4,01568	7	19,6302	0	0	1	4,5187
3	12,9038	1	1	1	6,85509	29	32,2171	0	1	1	2,77627	26	30,6126	0	1	1	2,91803
4	13,9267	0	2	2	6,35379	34	34,7973	1	0	0	2,57609	50	38,5314	1	0	0	2,3346
5	15,5073	1	1	3	5,70954	55	39,4851	-1	0	1	2,28038	57	39,8681	0	0	2	2,25935
8	19,7297	1	1	5	4,49614	66	42,2002	1	1	0	2,13973	69	42,9887	-1	0	1	2,10229
9	22,012	1	3	1	4,03484	71	43,6659	1	0	1	2,07124	76	44,2085	1	0	1	2,04707
11	22,1799	0	2	6	4,00469	81	45,1194	0	0	2	2,00784	85	45,4913	1	1	0	1,99228
12	22,6601	2	0	2	3,92088	89	46,2577	-1	1	1	1,96104	93	46,6643	0	1	2	1,9449
13	23,6583	1	3	3	3,75767	96	47,2733	0	2	0	1,92126	99	47,5459	0	2	0	1,91088
15	24,3841	0	0	8	3,64743	114	49,9838	1	1	1	1,82324	110	49,4404	-1	1	1	1,84199
16	24,7908	1	1	7	3,58852	120	51,2989	0	1	2	1,77954	116	50,5387	1	1	1	1,80451
17	25,2147	0	4	0	3,52914	132	52,7776	0	2	1	1,73311	127	51,9113	0	2	1	1,75998
18	25,2358	2	2	0	3,52623	140	54,885	-1	0	2	1,67145	144	55,6345	-1	0	2	1,65069
19	25,9749	2	2	2	3,42754	173	60,0212	1	2	0	1,5401	156	57,6488	1	0	2	1,59771
20	26,6639	1	3	5	3,34053	177	60,3404	-1	1	2	1,53272	183	61,104	-1	1	2	1,51538
21	28,0646	0	4	4	3,17689	186	61,4193	1	0	2	1,50836	188	61,5153	0	0	3	1,50623
22	28,0837	2	2	4	3,17478	204	63,2375	-1	2	1	1,46929	198	62,7891	1	2	0	1,4787
23	28,5734	2	0	6	3,12148	224	66,3042	1	2	1	1,40858	201	63,0086	1	1	2	1,47408
24	30,3172	1	1	9	2,94579	226	66,5454	1	1	2	1,40406	206	63,7351	0	2	2	1,45902
27	30,6605	1	3	7	2,91358	232	67,41	0	2	2	1,38813	221	66,0156	-1	2	1	1,41403
28	31,3082	2	2	6	2,85477	255	70,2649	0	0	3	1,33856	227	66,692	0	1	3	1,40132
30	33,1961	0	2	10	2,6966	287	73,4588	2	0	0	1,28805	228	66,9331	1	2	1	1,39686
31	33,7135	1	5	1	2,65639	304	74,9582	-2	0	1	1,26596	292	73,6674	-1	0	3	1,28491
32	33,7459	3	1	1	2,65391	306	75,0902	0	1	3	1,26406	316	76,1447	-1	2	2	1,24915

113	49,9697	0	0	16	1,82372
115	50,2433	4	2	6	1,81443
117	50,773	2	4	12	1,79673
118	50,848	2	2	14	1,79426
121	51,3329	2	6	8	1,77844
122	51,3674	4	0	8	1,77733
123	51,5378	1	7	7	1,77185
124	51,5607	3	5	7	1,77112
125	51,7662	0	8	0	1,76457
126	51,812	4	4	0	1,76312
128	51,9307	3	3	11	1,75937
129	52,0554	1	3	15	1,75544
130	52,2173	4	4	2	1,75038
133	53,094	4	2	8	1,72353
134	53,2969	1	5	13	1,71744
135	53,3194	3	1	13	1,71677
136	53,3753	0	8	4	1,7151
137	53,4201	4	4	4	1,71377
138	54,7323	1	7	9	1,67575
139	54,7543	3	5	9	1,67512
141	54,9271	2	6	10	1,67026
142	55,0167	1	1	17	1,66775
143	55,3844	4	4	6	1,65755
146	55,9498	2	4	14	1,64213
148	56,6105	4	2	10	1,62452
149	56,6527	3	3	13	1,62342
150	56,7762	0	4	16	1,62018
151	56,787	2	2	16	1,61989
152	56,93	3	7	1	1,61616
153	56,9729	5	1	1	1,61505
154	57,2021	2	8	2	1,60912
157	57,6891	3	7	3	1,59669
158	57,7317	5	1	3	1,59561
159	58,0169	0	8	8	1,58845
160	58,0593	4	4	8	1,58739
161	58,2848	1	3	17	1,58178
162	58,335	2	8	4	1,58054
163	58,359	0	2	18	1,57995
164	58,5573	1	7	11	1,57507
165	58,5783	3	5	11	1,57455
166	58,6935	1	5	15	1,57174
167	58,7145	3	1	15	1,57123
168	59,1166	2	6	12	1,56149
169	59,1481	4	0	12	1,56074
170	59,1739	0	6	14	1,56012
171	59,1887	3	7	5	1,55976
172	59,2306	5	1	5	1,55876
174	60,1101	1	9	1	1,53804
175	60,1723	5	3	1	1,5366
176	60,1932	2	8	6	1,53611
178	60,4248	4	6	2	1,53078
179	60,7251	4	2	12	1,52393

181	60,8443	1	9	3	1,52123
182	60,906	5	3	3	1,51983
184	61,3887	4	4	10	1,50904
185	61,3955	3	7	7	1,50888
187	61,4364	5	1	7	1,50798
189	61,5208	4	6	4	1,50611
190	61,5236	2	0	18	1,50605
191	61,5565	2	4	16	1,50532
192	61,7717	1	1	19	1,50059
193	61,8578	3	3	15	1,49871
194	62,2972	1	9	5	1,48919
195	62,3581	5	3	5	1,48788
197	62,7386	2	8	8	1,47977
199	62,9515	1	7	13	1,47528
200	62,9717	3	5	13	1,47486
202	63,0652	2	2	18	1,47289
205	63,3227	4	6	6	1,46752
207	63,7373	0	0	20	1,45897
208	63,8441	2	6	14	1,45679
209	64,2681	3	7	9	1,4482
210	64,308	5	1	9	1,44739
211	64,4414	1	9	7	1,44472
212	64,5012	5	3	7	1,44353
213	64,5061	1	5	17	1,44343
214	64,526	3	1	17	1,44303
215	64,8275	1	3	19	1,43705
216	65,2811	0	8	12	1,42815
217	65,3207	4	4	12	1,42738
218	65,3847	4	2	14	1,42614
219	65,799	4	6	8	1,41816
220	65,9286	2	8	10	1,41569
223	66,2897	5	5	1	1,40885
225	66,4899	0	10	2	1,40509
229	66,9857	5	5	3	1,39589
230	67,2424	1	9	9	1,39119
231	67,3009	5	3	9	1,39012
233	67,5139	3	3	17	1,38625
234	67,5725	2	4	18	1,38519
235	67,7648	3	7	11	1,38173
236	67,8037	5	1	11	1,38103
237	67,871	1	7	15	1,37982
238	67,8904	3	5	15	1,37948
240	68,3669	5	5	5	1,37102
241	68,8087	1	1	21	1,36329
242	68,9144	4	6	10	1,36146
243	69,0723	2	6	16	1,35873
244	69,1012	4	0	16	1,35823
245	69,2005	3	9	1	1,35652
246	69,2488	0	10	6	1,3557
248	69,5214	6	0	2	1,35105
250	69,6835	0	4	20	1,3483
251	69,6931	2	2	20	1,34814

252	69,7237	2	8	12	1,34762
253	69,8144	4	4	14	1,34609
254	69,8824	3	9	3	1,34495
257	70,4147	5	5	7	1,33608
258	70,4864	0	6	18	1,33349
259	70,5553	4	2	16	1,33376
260	70,5571	2	10	0	1,33373
261	70,5857	4	8	0	1,33326
262	70,6333	6	2	0	1,33248
263	70,6655	1	9	11	1,33195
265	70,7227	5	3	11	1,33101
266	70,7274	1	5	19	1,33094
267	70,7465	3	1	19	1,33062
268	70,8955	2	10	2	1,32819
269	70,924	4	8	2	1,32773
270	70,9716	6	2	2	1,32696
271	71,2374	3	9	5	1,32266
272	71,7091	1	3	21	1,31511
273	71,8499	3	7	13	1,31288
274	71,8877	5	1	13	1,31228
275	71,9066	2	10	4	1,31198
276	71,9349	4	8	4	1,31154
277	71,9822	6	2	4	1,31079
279	72,2264	6	0	6	1,30696
281	72,4469	0	2	22	1,30352
282	72,6363	4	6	12	1,30059
283	73,1056	5	5	9	1,2934
284	73,25	3	9	7	1,2912
285	73,2922	1	7	17	1,29056
286	73,311	3	5	17	1,29028
288	73,5791	2	10	6	1,28624
289	73,6072	4	8	6	1,28582
290	73,614	3	3	19	1,28571
291	73,6541	6	2	6	1,28511
293	74,003	2	4	20	1,27992
294	74,0933	2	8	14	1,27858
296	74,6266	0	10	10	1,27076
298	74,6817	1	9	13	1,26996
299	74,7377	5	3	13	1,26914
300	74,7868	2	6	18	1,26843
301	74,8075	0	8	16	1,26813
302	74,8447	4	4	16	1,26759
303	74,9222	1	11	1	1,26648
305	74,9781	5	7	1	1,26567
307	75,2516	6	4	2	1,26175
308	75,298	2	0	22	1,26108
310	75,5828	1	11	3	1,25704
311	75,6385	5	7	3	1,25625
312	75,897	2	10	8	1,25261
313	75,9011	3	9	9	1,25256
314	75,9248	4	8	8	1,25223
315	75,9711	6	2	8	1,25158

317	76,1825	1	1	23	1,24863
318	76,2244	4	2	18	1,24805
319	76,2403	6	4	4	1,24783
321	76,4167	5	5	11	1,24538
322	76,4994	3	7	15	1,24424
323	76,5364	5	1	15	1,24374
325	76,7046	2	2	22	1,24143
326	76,8983	1	11	5	1,23878
327	76,9407	4	6	14	1,23821
328	76,9537	5	7	5	1,23803
329	77,3755	1	5	21	1,23233
330	77,394	3	1	21	1,23208
331	77,5226	6	0	10	1,23036
335	77,8791	6	4	6	1,22561
341	78,6277	0	0	24	1,21581
342	78,8435	2	10	10	1,21302
343	78,8587	1	11	7	1,21283
344	78,871	4	8	10	1,21267
345	78,9137	5	7	7	1,21212
346	78,9168	6	2	10	1,21208
347	78,9778	1	3	23	1,2113
348	79,0212	2	8	16	1,21074
349	79,173	3	9	11	1,2088
350	79,2141	1	7	19	1,20828
351	79,2324	3	5	19	1,20804
352	79,273	1	9	15	1,20753
353	79,3279	5	3	15	1,20683
355	80,157	6	4	8	1,19642
356	80,177	3	3	21	1,19617
357	80,331	5	5	13	1,19427
358	80,4064	4	4	18	1,19334
361	80,8796	2	4	22	1,18754
363	80,9971	2	6	20	1,18612
364	81,0244	4	0	20	1,18579
369	81,4526	1	11	9	1,18063
370	81,5071	5	7	9	1,17998
371	81,7059	3	7	17	1,17761
372	81,7423	5	1	17	1,17718
373	81,8098	0	12	0	1,17638
374	81,8171	4	6	16	1,17629
375	81,8915	6	6	0	1,17541
377	82,214	6	6	2	1,17162
379	82,4037	4	2	20	1,1694
380	82,4054	2	10	12	1,16938
381	82,4326	4	8	12	1,16906
382	82,455	0	10	14	1,1688
383	82,4779	6	2	12	1,16853
387	83,0534	3	9	13	1,16189
388	83,0633	6	4	10	1,16178
389	83,0987	0	12	4	1,16138
390	83,1802	6	6	4	1,16044
391	83,2872	3	11	1	1,15922

392	83,3777	7	1	1	1,1582
393	83,5442	4	10	2	1,15631
394	83,6256	0	6	22	1,15539
396	83,93	3	11	3	1,15198
397	83,9712	1	1	25	1,15151
398	84,0205	7	1	3	1,15097
399	84,1514	0	4	24	1,14951
400	84,1604	2	2	24	1,14941
403	84,4378	1	9	17	1,14634
404	84,492	5	3	17	1,14574
405	84,4965	1	5	23	1,14569
406	84,5077	4	10	4	1,14557
407	84,5102	2	8	18	1,14554
408	84,5145	3	1	23	1,14549
409	84,6709	1	11	11	1,14378
410	84,7251	5	7	11	1,14318
411	84,7862	6	6	6	1,14251
412	84,8419	5	5	15	1,14191
417	85,2135	3	11	5	1,13787
419	85,282	6	0	14	1,13714
420	85,3038	7	1	5	1,1369
423	85,6622	1	7	21	1,13306
424	85,6802	3	5	21	1,13287
427	86,065	5	9	1	1,12879
428	86,1103	4	10	6	1,12831
429	86,1191	7	3	1	1,12822
430	86,2578	2	12	2	1,12676
432	86,4822	0	8	20	1,12441
433	86,5182	4	4	20	1,12403
434	86,5782	2	10	14	1,12341
435	86,592	6	4	12	1,12327
436	86,6052	4	8	14	1,12313
437	86,6502	6	2	14	1,12266
438	86,7052	5	9	3	1,12209
439	86,7102	1	3	25	1,12204
440	86,7592	7	3	3	1,12153
442	86,9471	0	12	8	1,11959
443	87,0281	6	6	8	1,11875
445	87,1345	3	11	7	1,11766
446	87,2177	2	12	4	1,11681
448	87,2245	7	1	7	1,11674
449	87,2515	3	3	23	1,11646
451	87,2742	4	6	18	1,11623
452	87,4838	3	7	19	1,1141
453	87,5198	5	1	19	1,11373
454	87,5417	3	9	15	1,11351
455	87,7416	2	6	22	1,11149
458	87,9843	5	9	5	1,10905
459	88,0383	7	3	5	1,10851
460	88,0525	0	2	26	1,10836
462	88,2647	2	4	24	1,10625
463	88,3491	4	10	8	1,10541

464	88,5116	1	11	13	1,1038
465	88,5655	5	7	13	1,10326
466	88,8159	2	12	6	1,1008
469	89,1339	4	2	22	1,0977
472	89,6911	3	11	9	1,09232
474	89,7811	7	1	9	1,09145
475	89,9013	5	9	7	1,09031
476	89,9043	6	6	10	1,09028
478	89,9552	7	3	7	1,08979
479	89,9597	5	5	17	1,08975

G. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas várias fases das amostras obtidas por meio do processamento de solidificação rápida *Melt Spinning*

Tabela 111 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

NiTi (1/1) - B19'					NiTiHf (0.95/0.95/0.1) - B19'					NiTiHf (1/0.9/0.1) - B19'							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	17,5539	0	0	1	5,04823	2	18,7221	0	0	1	4,73577	4	19,6488	0	0	1	4,51446
3	19,0468	0	1	0	4,65577	7	29,0872	0	1	1	3,0675	8	29,8258	0	1	1	2,99319
5	26,0141	0	1	1	3,42247	15	36,4333	1	0	0	2,46408	10	33,307	-1	0	1	2,68787
6	28,7728	1	0	0	3,1003	16	37,9689	0	0	2	2,36788	13	35,3926	1	0	0	2,53412
9	32,7844	-1	0	1	2,72952	20	40,0799	-1	0	1	2,2479	19	39,9072	0	0	2	2,25723
11	34,7358	1	1	0	2,58051	26	42,4283	1	0	1	2,12875	22	40,4024	-1	1	1	2,23069
12	34,9928	1	0	1	2,56215	28	43,0009	1	1	0	2,10172	24	42,1856	1	1	0	2,14043
14	35,5375	0	0	2	2,52411	29	44,3453	0	1	2	2,04107	25	42,2839	-1	0	2	2,13569
17	38,1898	-1	1	1	2,35469	31	44,9941	0	2	0	2,01314	32	45,3252	0	2	0	1,9992
18	38,6469	0	2	0	2,32788	34	46,216	-1	1	1	1,96272	33	46,1434	0	1	2	1,96564
21	40,1396	1	1	1	2,24469	38	48,324	1	1	1	1,88191	35	47,2963	1	0	1	1,92038
23	40,625	0	1	2	2,21899	41	49,136	0	2	1	1,85269	37	48,2723	-1	1	2	1,8838
27	42,7398	0	2	1	2,11395	44	51,6898	-1	0	2	1,767	42	49,8453	0	2	1	1,82798
30	44,6216	-1	0	2	2,02907	50	55,5373	1	0	2	1,65335	46	52,8447	1	1	1	1,73107
36	48,027	1	0	2	1,89285	51	56,8582	-1	1	2	1,61803	52	57,3965	-1	2	1	1,60413
39	48,8871	1	2	0	1,86154	55	58,4141	0	0	3	1,57859	53	58,1672	-1	0	3	1,5847
40	48,9275	-1	1	2	1,8601	57	59,221	1	2	0	1,55899	56	58,7827	1	2	0	1,56956
43	51,5579	-1	2	1	1,77121	60	60,2957	0	2	2	1,53375	65	61,5794	0	0	3	1,50482
45	52,1183	1	1	2	1,75347	62	60,4842	1	1	2	1,52942	67	61,9548	0	2	2	1,4966
47	53,1134	1	2	1	1,72294	66	61,8146	-1	2	1	1,49966	69	63,05	-1	1	3	1,47321
48	53,5056	0	2	2	1,71124	71	63,2196	0	1	3	1,46967	74	63,7108	-1	2	2	1,45952
49	54,4858	0	0	3	1,68274	73	63,5574	1	2	1	1,46267	79	64,8648	1	0	2	1,43631
54	58,2539	0	1	3	1,58255	85	68,3545	-1	0	3	1,37124	80	66,3148	0	1	3	1,40838
58	59,5178	0	3	0	1,55192	92	70,9073	-1	2	2	1,328	83	67,5864	1	2	1	1,38494
59	59,5928	2	0	0	1,55015	96	72,8031	-1	1	3	1,29802	88	68,8928	-2	0	1	1,36183
61	60,4772	-1	2	2	1,52958	97	73,2474	0	3	1	1,29124	89	69,4805	1	1	2	1,35174
63	60,6808	-1	0	3	1,52493	98	73,2744	1	0	3	1,29083	91	69,9427	-2	0	2	1,34394
64	61,245	-2	0	1	1,51223	103	74,1543	1	2	2	1,27768	100	73,3882	-2	1	1	1,28911
68	62,5674	0	3	1	1,48341	109	76,6466	0	2	3	1,24222	102	74,1151	0	3	1	1,27826
70	63,1668	2	1	0	1,47077	114	77,397	2	0	0	1,23204	105	74,4112	-2	1	2	1,2739
72	63,2698	1	2	2	1,46862	115	77,6089	1	1	3	1,2292	107	74,8818	2	0	0	1,26706
75	64,0182	2	0	1	1,45325	120	78,9127	-2	0	1	1,21213	110	76,672	-1	2	3	1,24187
76	64,2193	-1	1	3	1,44918	126	81,1771	0	0	4	1,18394	116	77,9158	-2	0	3	1,22513
77	64,7659	-2	1	1	1,43826	129	81,6221	1	3	0	1,17861	119	78,5445	-1	0	4	1,21689
78	64,8364	1	0	3	1,43687	130	81,6634	2	1	0	1,17812	121	79,2467	2	1	0	1,20786
81	67,4303	1	3	0	1,38776	132	82,0531	2	0	1	1,17351	122	79,6871	0	2	3	1,20229
82	67,4594	2	1	1	1,38724	134	82,5594	0	3	2	1,16759	125	80,3473	-1	3	1	1,19406
84	68,2562	1	1	3	1,37297	139	83,1599	-2	1	1	1,16068	128	81,5389	1	3	0	1,1796
86	68,7242	-2	0	2	1,36476	140	83,8979	-1	3	1	1,15233	133	82,2345	-2	1	3	1,17138
87	68,7823	0	2	3	1,36375	145	85,4013	0	1	4	1,13585	135	82,6554	1	2	2	1,16648

90	69,6359	-1	3	1	1,3491	146	85,4531	1	3	1	1,1353	136	82,8552	-1	1	4	1,16417
93	70,9438	1	3	1	1,32741	148	85,639	-1	2	3	1,13331	141	84,3173	0	3	2	1,14767
94	71,2762	0	3	2	1,32203	151	86,2703	2	1	1	1,12663	149	85,8852	-1	3	2	1,13069
95	72,0546	-2	1	2	1,30965	153	86,5264	-2	0	2	1,12395	150	86,0814	0	0	4	1,12861
99	73,3125	2	2	0	1,29026	162	89,3137	-1	0	4	1,09595	152	86,3767	-2	2	1	1,12551
101	73,9249	2	0	2	1,28107							155	86,856	1	0	3	1,12053
104	74,295	-1	2	3	1,27561							156	87,361	-2	2	2	1,11535
106	74,8068	-2	2	1	1,26814							157	87,418	2	0	1	1,11477
108	75,2299	0	0	4	1,26206							163	89,4189	1	3	1	1,09493
111	77,1647	2	1	2	1,23517												
112	77,3441	2	2	1	1,23275												
113	77,3478	-1	3	2	1,2327												
117	78,0994	1	2	3	1,22271												
118	78,4518	0	1	4	1,2181												
123	79,8602	1	3	2	1,20012												
124	79,953	-1	0	4	1,19896												
127	81,2852	-2	0	3	1,18264												
131	81,7283	-2	2	2	1,17734												
137	82,8749	0	4	0	1,16394												
138	83,1247	-1	1	4	1,16108												
142	84,4469	-2	1	3	1,14624												
143	84,9229	1	0	4	1,14102												
144	84,9414	0	3	3	1,14082												
147	85,5568	0	4	1	1,13419												
154	86,6804	2	2	2	1,12235												
158	87,9398	0	2	4	1,10949												
159	88,066	1	1	4	1,10823												
160	88,7064	2	0	3	1,10188												
161	89,2315	2	3	0	1,09675												
164	89,9672	1	4	0	1,08968												

Tabela 112 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at% - 70 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

NiTi (2/1) - HT					NiTiHf (0.9/1/0.1) - B19' monoclinica					NiTiHf (0.95/0.95/0.1) - B19' monoclinica							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,265	0	0	6	7,21062	3	18,0682	0	0	1	4,90567	2	15,5614	0	0	1	5,68982
4	18,442	0	0	9	4,80708	8	28,5078	0	1	1	3,12851	5	24,3027	1	0	0	3,65947
7	24,6735	0	0	12	3,60531	15	34,7761	1	0	0	2,57762	6	24,5838	0	1	1	3,61826
12	30,9801	0	0	15	2,88425	17	36,6063	0	0	2	2,45283	9	28,7723	1	0	1	3,10035
19	37,3846	0	0	18	2,40354	20	37,9955	-1	0	1	2,36628	10	29,2008	-1	0	1	3,05582
21	38,1355	1	0	1	2,35792	29	40,8791	1	0	1	2,20578	11	30,9748	1	1	0	2,88473
22	38,3116	1	0	-2	2,34748	30	41,4571	1	1	0	2,17635	13	31,4195	0	0	2	2,84491
24	39,0095	1	0	4	2,30708	33	43,0452	0	1	2	2,09966	14	34,6591	1	1	1	2,58605
25	39,526	1	0	-5	2,27811	36	44,2647	-1	1	1	2,0446	16	35,0227	-1	1	1	2,56003
28	40,8767	1	0	7	2,2059	38	44,5812	0	2	0	2,03082	18	36,9287	0	1	2	2,43216
32	41,7025	1	0	-8	2,16411	42	46,8307	1	1	1	1,93838	23	38,3679	0	2	0	2,34417
34	43,6322	1	0	10	2,07277	45	48,4752	0	2	1	1,87639	26	39,7911	1	0	2	2,26354
35	43,9126	0	0	21	2,06018	49	48,9965	-1	0	2	1,85764	27	40,4358	-1	0	2	2,22893

39	44,7268	1	0	-11	2,02455	58	53,6886	1	0	2	1,70583	31	41,6357	0	2	1	2,16743
43	47,1534	1	0	13	1,92586	61	54,2556	-1	1	2	1,68934	37	44,4065	1	1	2	2,0384
46	48,4771	1	0	-14	1,87632	65	56,2072	0	0	3	1,63522	40	44,9971	-1	1	2	2,01301
52	50,5944	0	0	24	1,80265	70	57,748	1	2	0	1,5952	41	45,9389	1	2	0	1,97391
53	51,3268	1	0	16	1,77864	74	58,6518	1	1	2	1,57276	44	47,9259	0	0	3	1,89661
57	52,8463	1	0	-17	1,73102	75	59,002	0	2	2	1,56425	47	48,6558	1	2	1	1,86985
64	56,0613	1	0	19	1,63913	77	59,9791	-1	2	1	1,54108	48	48,9319	-1	2	1	1,85994
69	57,4659	0	0	27	1,60236	79	61,0363	0	1	3	1,5169	50	49,7941	2	0	0	1,82973
71	57,7524	1	0	-20	1,59509	82	62,0728	1	2	1	1,49404	51	50,4007	0	2	2	1,80913
80	61,2936	1	0	22	1,51115	89	64,8159	-1	0	3	1,43728	54	51,968	0	1	3	1,75819
85	63,1413	1	0	-23	1,4713	98	68,3854	-1	2	2	1,37069	55	52,2292	2	0	1	1,75001
88	64,5715	0	0	30	1,44212	105	69,2928	-1	1	3	1,35494	56	52,7529	-2	0	1	1,73387
93	66,9879	1	0	25	1,39585	108	70,7537	1	0	3	1,33051	59	53,7332	2	1	0	1,70452
100	68,804	1	1	0	1,36337	114	72,2761	1	2	2	1,30618	60	54,0618	1	0	3	1,69494
103	68,9863	1	0	-26	1,36021	115	72,3462	0	3	1	1,30509	62	54,8277	-1	0	3	1,67306
104	69,1543	1	1	3	1,35732	118	73,4083	2	0	0	1,28881	63	56,0469	2	1	1	1,63952
106	70,2002	1	1	6	1,33963	125	74,428	0	2	3	1,27366	66	56,4666	1	2	2	1,62832
111	71,9285	1	1	9	1,31164	126	74,4426	-2	0	1	1,27344	67	56,5462	-2	1	1	1,62622
112	71,9676	0	0	33	1,31102	128	75,0667	1	1	3	1,2644	68	56,9635	-1	2	2	1,61529
117	73,1351	1	0	28	1,29295	132	77,6657	2	1	0	1,22845	72	57,7969	1	1	3	1,59397
124	74,3202	1	1	12	1,27524	133	77,8186	0	0	4	1,22642	73	58,5303	-1	1	3	1,57573
129	75,287	1	0	-29	1,26124	134	78,2131	2	0	1	1,22121	76	59,5917	2	0	2	1,55018
131	77,3553	1	1	15	1,2326	137	78,6812	-2	1	1	1,21512	78	60,5503	-2	0	2	1,52791
139	79,7285	0	0	36	1,20177	141	79,9816	1	3	0	1,1986	81	61,4819	0	3	1	1,50697
140	79,7528	1	0	31	1,20146	146	81,0641	0	3	2	1,18531	83	62,9909	0	2	3	1,47445
145	81,0172	1	1	18	1,18587	147	81,2436	-2	0	2	1,18314	84	63,117	2	1	2	1,47181
149	81,4825	2	0	-1	1,18027	151	81,9154	-1	3	1	1,17513	86	64,0447	-2	1	2	1,45271
150	81,5927	2	0	2	1,17896	152	82,0059	0	1	4	1,17406	87	64,5593	2	2	0	1,44237
153	82,0331	2	0	-4	1,17374	155	82,0803	-1	2	3	1,17319	90	64,8192	1	3	0	1,43721
154	82,0706	1	0	-32	1,1733	158	82,3954	2	1	1	1,1695	91	65,5754	0	0	4	1,42245
157	82,3631	2	0	5	1,16987	165	83,7614	1	3	1	1,15386	92	66,6376	2	2	1	1,40234
161	83,2418	2	0	-7	1,15974	171	84,4723	-1	0	4	1,14596	94	67,0062	1	3	1	1,39552
166	83,7903	2	0	8	1,15354	177	85,3943	-2	1	2	1,13593	95	67,0893	-2	2	1	1,39399
174	85,1042	2	0	-10	1,13906	185	87,5994	1	2	3	1,11293	96	67,2316	-1	3	1	1,39138
176	85,2989	1	1	21	1,13695	190	88,6023	-1	1	4	1,1029	97	68,2256	1	2	3	1,37351
179	85,8694	2	0	11	1,13086	191	88,6036	2	0	2	1,10289	99	68,4406	0	3	2	1,36972
181	86,8895	1	0	34	1,12018	198	89,5025	-1	3	2	1,09413	101	68,895	-1	2	3	1,36179
186	87,616	2	0	-13	1,11276							102	68,9302	0	1	4	1,36118
187	87,9565	0	0	39	1,10933							107	70,602	1	0	4	1,33299
189	88,5974	2	0	14	1,10295							109	70,9434	2	0	3	1,32741
196	89,3975	1	0	-35	1,09514							110	71,4804	-1	0	4	1,31876
												113	72,2567	-2	0	3	1,30649
												116	73,1301	2	2	2	1,29302
												119	73,592	1	3	2	1,28604
												120	73,8508	1	1	4	1,28218
												121	73,9962	-2	2	2	1,28002
												122	74,0246	-1	3	2	1,2796
												123	74,1862	2	1	3	1,27721
												127	74,7139	-1	1	4	1,26949
												130	75,4774	-2	1	3	1,25853
												135	78,3194	3	0	0	1,21982
												136	78,6071	0	2	4	1,21608

	138	79,3865	0	3	3	1,20609
	142	80,1403	3	0	1	1,19663
	143	80,7721	-3	0	1	1,18885
	144	80,8147	2	3	0	1,18833
	148	81,462	3	1	0	1,18052
	156	82,1741	0	4	0	1,17208
	159	82,7271	2	3	1	1,16565
	160	83,1456	-2	3	1	1,16084
	162	83,2668	3	1	1	1,15946
	163	83,3289	1	2	4	1,15875
	164	83,6534	2	2	3	1,15508
	167	83,8938	-3	1	1	1,15238
	168	84,1646	-1	2	4	1,14936
	169	84,203	1	3	3	1,14894
	170	84,2892	0	4	1	1,14798
	172	84,8289	-1	3	3	1,14205
	173	84,9058	-2	2	3	1,14121
	175	85,2053	0	0	5	1,13796
	178	85,7832	2	0	4	1,13177
	180	86,1753	3	0	2	1,12762
	182	87,2747	1	4	0	1,11623
	183	87,4234	-3	0	2	1,11471
	184	87,4477	-2	0	4	1,11446
	188	88,304	0	1	5	1,10585
	192	88,8396	2	3	2	1,10057
	193	88,8803	2	1	4	1,10017
	194	89,2715	3	1	2	1,09636
	195	89,2721	1	4	1	1,09635
	197	89,4798	-1	4	1	1,09435
	199	89,6704	-2	3	2	1,09251
	200	89,769	1	0	5	1,09157

Tabela 113 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

Ni-Ti (1/1) – R (romboédrica)					NiTiHf – B19 (0.5/0.167/0.333): Fase R [ortorrômbica]						
Pico N°	Posição [°2θ]	Índices			d [Å]	Pico N°	Posição [°2θ]	Índices			d [Å]
		h	k	l			h	k	l		
3	13,7187	0	1	0	6,44966	1	12,4598	1	1	1	7,09836
5	15,7617	0	0	1	5,61797	2	12,9807	0	0	4	6,81466
9	20,9534	0	1	-1	4,23624	4	15,4914	1	1	3	5,71539
10	20,9534	0	1	1	4,23624	6	16,1003	0	2	2	5,50058
11	23,8772	1	1	0	3,72371	7	20,1782	2	0	2	4,39721
21	27,6391	0	2	0	3,22483	8	20,2624	1	1	5	4,37913
22	28,7395	1	1	-1	3,10381	12	24,1917	2	2	0	3,67601
23	28,7395	1	1	1	3,10381	13	24,3866	1	3	1	3,64707
29	31,8319	0	0	2	2,80898	14	24,5402	0	2	6	3,62458
31	31,9742	0	2	-1	2,79681	15	25,07	2	2	2	3,54918
32	31,9742	0	2	1	2,79681	16	25,8701	1	1	7	3,44119
36	34,8079	0	1	-2	2,57534	17	26,1031	1	3	3	3,411

37	34,8079	0	1	2	2,57534	18	26,1317	0	0	8	3,40733
42	36,841	1	2	0	2,43774	19	27,4372	2	0	6	3,2481
43	36,841	2	1	0	2,43774	20	27,5478	2	2	4	3,23531
55	40,1806	1	1	-2	2,2425	24	29,2555	1	3	5	3,05023
56	40,1806	1	1	2	2,2425	25	29,6961	0	4	0	3,00597
57	40,297	1	2	-1	2,23629	26	29,9486	3	1	1	2,9812
58	40,297	1	2	1	2,23629	27	31,2753	2	2	6	2,8577
59	40,297	2	1	-1	2,23629	28	31,3839	3	1	3	2,84805
60	40,297	2	1	1	2,23629	30	31,9319	1	1	9	2,80042
65	41,9913	0	3	0	2,14989	33	32,5299	0	4	4	2,75029
69	42,6517	0	2	-2	2,11812	34	33,4759	1	3	7	2,6747
70	42,6517	0	2	2	2,11812	35	34,0916	3	1	5	2,62779
76	45,1183	0	3	-1	2,00789	38	35,9077	2	2	8	2,49894
77	45,1183	0	3	1	2,00789	39	36,1521	0	2	10	2,4826
86	48,5781	0	0	3	1,87266	40	36,168	2	4	2	2,48155
87	48,8782	2	2	0	1,86186	41	36,7928	3	3	1	2,44083
92	49,4658	1	2	-2	1,84111	44	37,8321	3	1	7	2,37613
93	49,4658	1	2	2	1,84111	45	37,9894	2	4	4	2,36665
94	49,4658	2	1	-2	1,84111	46	37,9982	3	3	3	2,36612
95	49,4658	2	1	2	1,84111	47	38,2515	2	0	10	2,35103
106	50,723	0	1	-3	1,79839	48	38,2985	1	1	11	2,34826
107	50,723	0	1	3	1,79839	49	38,463	1	3	9	2,33859
110	51,0138	1	3	0	1,78881	50	38,7346	4	0	0	2,32282
111	51,0138	3	1	0	1,78881	51	38,7901	1	5	1	2,31962
114	51,6794	2	2	-1	1,76733	52	39,6449	0	0	12	2,27155
115	51,6794	2	2	1	1,76733	53	39,9443	1	5	3	2,25521
121	53,6408	0	3	-2	1,70724	54	39,9639	0	4	8	2,25415
122	53,6408	0	3	2	1,70724	61	40,3171	3	3	5	2,23522
125	53,7341	1	3	-1	1,7045	62	40,8712	2	4	6	2,20618
126	53,7341	1	3	1	1,7045	63	41,0184	4	0	4	2,19861
127	53,7341	3	1	-1	1,7045	64	41,1955	2	2	10	2,18956
128	53,7341	3	1	1	1,7045	66	42,1735	1	5	5	2,14102
136	54,8294	1	1	-3	1,67301	67	42,1978	4	2	2	2,13984
137	54,8294	1	1	3	1,67301	68	42,3789	3	1	9	2,13112
143	56,8053	0	2	-3	1,61941	71	43,6023	3	3	7	2,07412
144	56,8053	0	2	3	1,61941	72	43,8079	4	2	4	2,06486
149	57,0745	0	4	0	1,61242	73	44,0177	1	3	11	2,0555
158	59,5185	2	2	-2	1,55191	74	44,646	2	4	8	2,02802
159	59,5185	2	2	2	1,55191	75	44,917	1	1	13	2,01641
160	59,6057	0	4	-1	1,54984	78	45,3492	1	5	7	1,9982
161	59,6057	0	4	1	1,54984	79	45,7245	0	6	2	1,98266
169	61,3974	1	3	-2	1,50884	80	46,3919	4	2	6	1,95569
170	61,3974	1	3	2	1,50884	81	46,9847	2	2	12	1,93238
171	61,3974	3	1	-2	1,50884	82	47,3252	4	0	8	1,91927
172	61,3974	3	1	2	1,50884	83	47,5599	3	1	11	1,91034
179	62,4902	1	2	-3	1,48506	84	47,6981	3	3	9	1,90513
180	62,4902	1	2	3	1,48506	85	47,9737	3	5	1	1,89483
181	62,4902	2	1	-3	1,48506	88	48,9517	3	5	3	1,85924
182	62,4902	2	1	3	1,48506	89	49,1463	0	2	14	1,85233
186	62,7442	2	3	0	1,47965	90	49,1587	2	4	10	1,85189
187	62,7442	3	2	0	1,47965	91	49,3319	1	5	9	1,84579
204	65,1425	2	3	-1	1,43086	96	49,4953	2	6	0	1,84008

205	65,1425	2	3	1	1,43086	97	49,555	4	4	0	1,838
206	65,1425	3	2	-1	1,43086	98	49,6842	0	6	6	1,83353
207	65,1425	3	2	1	1,43086	99	49,7198	5	1	1	1,8323
214	66,1186	0	3	-3	1,41208	100	49,8341	4	2	8	1,82836
215	66,1186	0	3	3	1,41208	101	49,975	2	6	2	1,82354
219	66,3651	1	4	0	1,40743	102	50,0243	1	3	13	1,82185
220	66,3651	4	1	0	1,40743	103	50,0343	4	4	2	1,82151
221	66,522	0	0	4	1,40449	104	50,3066	0	4	12	1,81229
225	66,8495	0	4	-2	1,3984	105	50,6727	5	1	3	1,80005
226	66,8495	0	4	2	1,3984	108	50,8039	2	0	14	1,79571
236	68,2925	0	1	-4	1,37233	109	50,8656	3	5	5	1,79368
237	68,2925	0	1	4	1,37233	112	51,3944	2	6	4	1,77646
239	68,6966	1	4	-1	1,36524	113	51,4525	4	4	4	1,77459
240	68,6966	1	4	1	1,36524	116	51,7794	1	1	15	1,76415
241	68,6966	4	1	-1	1,36524	117	52,4718	3	3	11	1,74249
242	68,6966	4	1	1	1,36524	118	52,5409	5	1	5	1,74036
257	71,3819	2	2	-3	1,32033	119	53,1915	2	2	14	1,7206
258	71,3819	2	2	3	1,32033	120	53,262	3	1	13	1,71849
263	71,7712	1	1	-4	1,31412	123	53,6433	3	5	7	1,70717
264	71,7712	1	1	4	1,31412	124	53,7	2	6	6	1,7055
268	72,0876	2	3	-2	1,30913	129	53,7563	4	4	6	1,70385
269	72,0876	2	3	2	1,30913	130	53,7624	0	0	16	1,70367
270	72,0876	3	2	-2	1,30913	131	53,9996	1	5	11	1,69674
271	72,0876	3	2	2	1,30913	132	54,0198	4	2	10	1,69616
276	73,0983	1	3	-3	1,29351	133	54,2894	2	4	12	1,68837
277	73,0983	1	3	3	1,29351	134	54,3774	1	7	1	1,68584
278	73,0983	3	1	-3	1,29351	135	54,489	5	3	1	1,68265
279	73,0983	3	1	3	1,29351	138	55,2592	5	1	7	1,66101
281	73,3339	0	5	0	1,28993	139	55,273	1	7	3	1,66063
282	73,484	0	2	-4	1,28767	140	55,3834	5	3	3	1,65758
283	73,484	0	2	4	1,28767	141	56,4253	1	3	15	1,62942
296	75,4925	1	4	-2	1,25832	142	56,6285	4	0	12	1,62405
297	75,4925	1	4	2	1,25832	145	56,8184	2	6	8	1,61907
298	75,4925	4	1	-2	1,25832	146	56,8727	4	4	8	1,61766
299	75,4925	4	1	2	1,25832	147	56,9901	0	6	10	1,6146
300	75,5702	0	5	-1	1,25722	148	57,0359	1	7	5	1,61341
301	75,5702	0	5	1	1,25722	150	57,1441	5	3	5	1,61062
313	76,7184	3	3	0	1,24124	151	57,2004	3	5	9	1,60916
325	78,1619	0	4	-3	1,22189	152	57,8262	3	3	13	1,59323
326	78,1619	0	4	3	1,22189	153	58,7511	5	1	9	1,57033
330	78,3923	2	4	0	1,21887	154	58,8532	4	2	12	1,56785
331	78,3923	4	2	0	1,21887	155	58,9039	1	1	17	1,56662
332	78,5391	1	2	-4	1,21696	156	59,261	1	5	13	1,55803
333	78,5391	1	2	4	1,21696	157	59,4216	3	1	15	1,55421
334	78,5391	2	1	-4	1,21696	162	59,6167	1	7	7	1,54958
335	78,5391	2	1	4	1,21696	163	59,7219	5	3	7	1,54711
339	78,9224	3	3	-1	1,21201	164	59,7805	2	2	16	1,54573
340	78,9224	3	3	1	1,21201	165	59,9576	2	4	14	1,54159
357	80,5835	2	4	-1	1,19116	166	60,084	6	0	2	1,53864
358	80,5835	2	4	1	1,19116	167	60,6727	2	6	10	1,52512
359	80,5835	4	2	-1	1,19116	168	60,7248	4	4	10	1,52393
360	80,5835	4	2	1	1,19116	173	61,4346	4	6	2	1,50802

365	81,8571	0	3	-4	1,17582	174	61,4571	3	5	11	1,50752
366	81,8571	0	3	4	1,17582	175	61,6627	0	8	0	1,50299
369	82,1608	0	5	-2	1,17224	176	61,8052	3	7	1	1,49986
370	82,1608	0	5	2	1,17224	177	61,8173	6	2	0	1,4996
385	83,1332	2	3	-3	1,16098	178	62,2318	6	2	2	1,4906
386	83,1332	2	3	3	1,16098	183	62,6258	0	4	16	1,48217
387	83,1332	3	2	-3	1,16098	184	62,6327	3	7	3	1,48202
388	83,1332	3	2	3	1,16098	185	62,6777	4	6	4	1,48106
390	83,3603	1	5	0	1,15839	188	62,9434	5	1	11	1,47545
391	83,3603	5	1	0	1,15839	189	62,9561	1	7	9	1,47518
407	85,4495	3	3	-2	1,13533	190	63,058	5	3	9	1,47304
408	85,4495	3	3	2	1,13533	191	63,2045	1	3	17	1,46998
409	85,525	1	5	-1	1,13453	192	63,2758	0	2	18	1,4685
410	85,525	1	5	1	1,13453	193	63,2868	5	5	1	1,46827
411	85,525	5	1	-1	1,13453	194	63,3136	0	8	4	1,46771
412	85,525	5	1	1	1,13453	195	63,4088	6	0	6	1,46574
420	86,4164	1	4	-3	1,1251	196	63,4659	6	2	4	1,46456
421	86,4164	1	4	3	1,1251	197	63,7014	3	3	15	1,45971
422	86,4164	4	1	-3	1,1251	198	64,1035	5	5	3	1,45152
423	86,4164	4	1	3	1,1251	199	64,2668	4	2	14	1,44822
427	86,5605	0	0	5	1,12359	200	64,2695	3	7	5	1,44817
429	86,7864	2	2	-4	1,12125	201	64,6882	2	0	18	1,4398
430	86,7864	2	2	4	1,12125	202	64,7193	4	6	6	1,43919
432	87,0876	2	4	-2	1,11814	203	65,0587	1	5	15	1,4325
433	87,0876	2	4	2	1,11814	208	65,1955	2	6	12	1,42982
434	87,0876	4	2	-2	1,11814	209	65,2455	4	4	12	1,42885
435	87,0876	4	2	2	1,11814	210	65,494	6	2	6	1,42403
440	88,1968	0	1	-5	1,10692	211	65,5886	2	8	2	1,4222
441	88,1968	0	1	5	1,10692	212	65,7202	5	5	5	1,41967
443	88,4225	1	3	-4	1,10468	213	66,0148	3	1	17	1,41405
444	88,4225	1	3	4	1,10468	216	66,1205	2	4	16	1,41204
445	88,4225	3	1	-4	1,10468	217	66,3292	1	1	19	1,40811
446	88,4225	3	1	4	1,10468	218	66,3496	3	5	13	1,40772
						222	66,6836	3	7	7	1,40148
						223	66,7521	2	2	18	1,40021
						224	66,7889	2	8	4	1,39953
						227	66,9546	0	6	14	1,39646
						228	66,9964	1	7	11	1,39569
						229	67,095	5	3	11	1,39388
						230	67,5217	4	6	8	1,38611
						231	67,7772	5	1	13	1,3815
						232	68,1077	5	5	7	1,3756
						233	68,1335	0	8	8	1,37515
						234	68,2111	4	0	16	1,37377
						235	68,2802	6	2	8	1,37255
						238	68,4449	6	4	2	1,36965
						243	68,766	2	8	6	1,36403
						244	68,8292	0	0	20	1,36293
						245	69,6209	6	4	4	1,34936
						246	69,7935	6	0	10	1,34644
						247	69,8365	3	7	9	1,34572
						248	70,0723	3	3	17	1,34177

249	70,2234	4	2	16	1,33925
250	70,3379	2	6	14	1,33735
251	70,3779	1	3	19	1,33669
252	70,3861	4	4	14	1,33655
253	71,0443	4	6	10	1,32578
254	71,2309	5	5	9	1,32276
255	71,3507	1	9	1	1,32083
256	71,3689	1	5	17	1,32054
259	71,4907	2	8	8	1,31859
260	71,5422	7	1	1	1,31777
261	71,5615	6	4	6	1,31746
262	71,6919	1	7	13	1,31538
265	71,7857	6	2	10	1,31389
266	71,7875	5	3	13	1,31387
267	71,8374	3	5	15	1,31308
272	72,1216	1	9	3	1,3086
273	72,3123	7	1	3	1,30562
274	72,7699	2	4	18	1,29853
275	73,0517	3	1	19	1,29422
280	73,2157	5	1	15	1,29172
284	73,6536	1	9	5	1,28512
285	73,6912	3	7	11	1,28456
286	73,8428	7	1	5	1,2823
287	74,1148	1	1	21	1,27826
288	74,1376	2	2	20	1,27792
289	74,2424	6	4	8	1,27638
290	74,9322	2	8	10	1,26633
291	75,0563	5	5	11	1,26454
292	75,2434	4	8	0	1,26186
293	75,2523	4	6	12	1,26174
294	75,3732	5	7	1	1,26001
295	75,467	7	3	1	1,25868
302	75,6216	4	8	2	1,25649
303	75,8374	0	8	12	1,25345
304	75,9297	1	9	7	1,25216
305	75,9778	6	2	12	1,25148
306	76,0754	2	6	16	1,25012
307	76,1168	7	1	7	1,24954
308	76,1221	4	4	16	1,24947
309	76,1285	5	7	3	1,24938
310	76,222	7	3	3	1,24808
311	76,7139	0	4	20	1,2413
312	76,7177	4	2	18	1,24125
314	76,7524	4	8	4	1,24077
315	76,9477	3	3	19	1,23811
316	77,0155	1	7	15	1,23719
317	77,1087	5	3	15	1,23593
318	77,6319	5	7	5	1,2289
319	77,639	6	4	10	1,2288
320	77,7248	7	3	5	1,22766
321	77,8893	3	9	1	1,22548
322	77,9002	6	6	0	1,22534

323	77,907	3	5	17	1,22525
324	77,9922	1	3	21	1,22412
327	78,201	1	5	19	1,22137
328	78,2201	3	7	13	1,22112
329	78,2743	6	6	2	1,22041
336	78,6257	4	8	6	1,21584
337	78,637	3	9	3	1,21569
338	78,8046	0	2	22	1,21353
341	78,9257	6	0	14	1,21197
342	78,9302	1	9	9	1,21191
343	79,0654	2	8	12	1,21018
344	79,1152	7	1	9	1,20954
345	79,2206	0	6	18	1,20819
346	79,2483	5	1	17	1,20784
347	79,3936	6	6	4	1,206
348	79,5599	5	5	13	1,20389
349	79,8713	5	7	7	1,19998
350	79,9314	2	4	20	1,19923
351	79,9635	7	3	7	1,19883
352	80,0511	0	10	2	1,19774
353	80,0957	2	0	22	1,19718
354	80,1242	4	6	14	1,19683
355	80,1267	3	9	5	1,1968
356	80,5761	3	1	21	1,19125
361	80,8368	6	2	14	1,18807
362	81,2283	4	8	8	1,18332
363	81,2503	6	6	6	1,18306
364	81,7324	6	4	12	1,1773
367	81,8826	4	0	20	1,17552
368	82,0002	2	2	22	1,17413
371	82,3475	1	1	23	1,17005
372	82,349	3	9	7	1,17004
373	82,4125	2	6	18	1,1693
374	82,4583	4	4	18	1,16876
375	82,6391	1	9	11	1,16666
376	82,8221	7	1	11	1,16455
377	82,8335	5	7	9	1,16442
378	82,8671	2	10	0	1,16403
379	82,925	7	3	9	1,16337
380	82,9653	1	7	17	1,1629
381	83,012	0	10	6	1,16237
382	83,0567	5	3	17	1,16185
383	83,0958	8	0	0	1,16141
384	83,1308	7	5	1	1,16101
389	83,2358	2	10	2	1,15981
392	83,4129	3	7	15	1,1578
393	83,7788	4	2	20	1,15367
394	83,8346	6	6	8	1,15304
395	83,8676	7	5	3	1,15267
396	83,8785	2	8	14	1,15255
397	84,3404	2	10	4	1,14741
398	84,3719	3	3	21	1,14706

399	84,5486	4	8	10	1,14512
400	84,5685	8	0	4	1,14490
401	84,5771	3	5	19	1,14481
402	84,7347	5	5	15	1,14308
403	85,2947	3	9	9	1,13700
404	85,3383	7	5	5	1,13653
405	85,3546	8	2	2	1,13635
406	85,4083	0	0	24	1,13578
413	85,6005	1	5	21	1,13372
414	85,6594	4	6	16	1,13309
415	85,8964	5	1	19	1,13057
416	86,1298	1	3	23	1,1281
417	86,177	2	10	6	1,12761
418	86,2274	0	8	16	1,12708
419	86,3639	6	2	16	1,12565
424	86,4556	8	2	4	1,12469
425	86,5104	5	7	11	1,12412
426	86,5173	6	4	14	1,12404
428	86,6014	7	3	11	1,12317
431	87,0504	1	9	13	1,11853
436	87,1396	6	6	10	1,11761
437	87,2322	7	1	13	1,11666
438	87,5389	7	5	7	1,11354
439	87,6692	2	4	22	1,11222
442	88,2878	8	2	6	1,10602
447	88,5831	4	8	12	1,10309
448	88,6712	3	1	23	1,10222
449	88,7419	2	10	8	1,10153
450	88,8858	0	10	10	1,10012
451	88,9603	3	9	11	1,09939
452	88,969	8	0	8	1,09930
453	89,2839	3	7	17	1,09624
454	89,3806	2	8	16	1,09530
455	89,3893	2	6	20	1,09522
456	89,4347	4	4	20	1,09478
457	89,5715	1	7	19	1,09346
458	89,6623	5	3	19	1,09259

Tabela 114 - Indexação completa das fases contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, UF: São Paulo)

NiTi (1/1) - R					NiTiHf (0.86/0.89/0.25) - B19'					NiTiHf (0.95/0.95/0.1) - B19'					NiTiHf (1/0.64/0.36) - B19'								
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	13,64	0	1	0	6,49	5	19,87	0	0	1	4,47	3	17,18	0	0	1	5,16	4	17,22	0	0	1	5,14
2	16,71	0	0	1	5,30	17	31,00	0	1	1	2,88	10	25,79	0	1	1	3,45	8	22,97	1	0	0	3,87
6	21,64	0	1	-1	4,10	18	31,53	1	0	0	2,84	23	34,76	0	0	2	2,58	12	28,29	1	0	1	3,15
7	21,64	0	1	1	4,10	25	35,63	-1	0	1	2,52	30	37,09	1	0	0	2,42	15	29,41	-1	0	1	3,03
9	23,74	1	1	0	3,74	35	39,38	1	0	1	2,29	32	38,60	-1	0	1	2,33	16	30,54	0	1	1	2,92
11	27,48	0	2	0	3,24	36	39,73	1	1	0	2,27	33	38,75	0	2	0	2,32	22	34,22	1	1	0	2,62
13	29,18	1	1	-1	3,06	38	40,36	0	0	2	2,23	37	39,95	0	1	2	2,25	24	34,85	0	0	2	2,57

14	29,18	1	1	1	3,06	50	43,16	-1	1	1	2,09	47	42,04	1	1	0	2,15	31	38,12	1	1	1	2,36
19	32,34	0	2	-1	2,77	58	46,40	1	1	1	1,96	48	42,66	0	2	1	2,12	34	38,99	-1	1	1	2,31
20	32,34	0	2	1	2,77	60	47,26	0	1	2	1,92	52	43,40	-1	1	1	2,08	43	41,34	1	0	2	2,18
21	33,80	0	0	2	2,65	63	48,18	0	2	0	1,89	53	43,56	1	0	1	2,08	49	42,95	-1	0	2	2,10
26	36,60	0	1	-2	2,45	66	49,15	-1	0	2	1,85	61	47,46	-1	0	2	1,91	51	43,38	0	1	2	2,08
27	36,60	0	1	2	2,45	81	52,61	0	2	1	1,74	62	47,96	1	1	1	1,90	59	46,93	2	0	0	1,93
28	36,63	1	2	0	2,45	96	54,93	1	0	2	1,67	77	51,60	-1	1	2	1,77	65	48,94	1	1	2	1,86
29	36,63	2	1	0	2,45	97	55,19	-1	1	2	1,66	82	53,02	0	2	2	1,73	67	49,65	2	0	1	1,83
39	40,51	1	2	-1	2,22	109	58,72	1	2	0	1,57	83	53,23	0	0	3	1,72	68	50,35	-1	1	2	1,81
40	40,51	1	2	1	2,22	122	60,58	1	1	2	1,53	93	54,71	1	2	0	1,68	75	51,06	-2	0	1	1,79
41	40,51	2	1	-1	2,22	125	61,34	-1	2	1	1,51	98	55,77	1	0	2	1,65	76	51,35	0	2	0	1,78
42	40,51	2	1	1	2,22	126	62,33	0	0	3	1,49	99	55,84	-1	2	1	1,65	84	53,39	0	0	3	1,71
44	41,72	1	1	-2	2,16	136	63,91	1	2	1	1,46	103	57,07	0	1	3	1,61	91	53,92	2	1	0	1,70
45	41,72	1	1	2	2,16	138	64,61	0	2	2	1,44	110	59,51	1	1	2	1,55	92	54,57	0	2	1	1,68
46	41,75	0	3	0	2,16	149	65,82	2	0	0	1,42	116	59,69	1	2	1	1,55	100	56,39	2	1	1	1,63
54	44,10	0	2	-2	2,05	154	67,06	-2	0	1	1,39	124	61,21	-1	0	3	1,51	102	56,96	1	2	0	1,62
55	44,10	0	2	2	2,05	155	67,60	0	1	3	1,38	133	62,60	0	3	1	1,48	106	57,68	-2	1	1	1,60
56	45,26	0	3	-1	2,00	159	67,89	-1	0	3	1,38	134	62,86	-1	2	2	1,48	107	57,91	1	0	3	1,59
57	45,26	0	3	1	2,00	170	70,96	2	1	0	1,33	140	64,75	-1	1	3	1,44	108	58,51	2	0	2	1,58
64	48,59	2	2	0	1,87	172	71,28	-1	2	2	1,32	158	67,76	0	2	3	1,38	115	59,66	1	2	1	1,55
69	50,69	1	2	-2	1,80	174	71,93	2	0	1	1,31	168	69,98	1	2	2	1,34	117	59,80	-1	0	3	1,55
70	50,69	1	2	2	1,80	177	72,15	-2	1	1	1,31	169	70,95	0	3	2	1,33	118	59,83	0	1	3	1,54
71	50,69	2	1	-2	1,80	186	72,95	-1	1	3	1,30	173	71,88	1	0	3	1,31	119	60,28	-1	2	1	1,53
72	50,69	2	1	2	1,80	195	75,10	1	0	3	1,26	178	72,39	1	3	0	1,30	123	61,01	-2	0	2	1,52
73	50,71	1	3	0	1,80	205	75,46	-2	0	2	1,26	187	73,36	-1	3	1	1,29	135	63,57	0	2	2	1,46
74	50,71	3	1	0	1,80	207	76,04	1	2	2	1,25	189	73,36	0	0	4	1,29	137	64,06	1	1	3	1,45
78	51,70	0	0	3	1,77	218	76,88	2	1	1	1,24	194	74,84	-1	2	3	1,27	139	64,63	2	1	2	1,44
79	51,74	2	2	-1	1,77	232	79,00	0	3	1	1,21	196	75,17	1	1	3	1,26	150	65,85	-1	1	3	1,42
80	51,74	2	2	1	1,77	236	79,99	1	1	3	1,20	215	76,62	0	1	4	1,24	153	67,00	-2	1	2	1,40
85	53,73	0	1	-3	1,70	243	80,34	-2	1	2	1,19	216	76,73	1	3	1	1,24	160	67,96	1	2	2	1,38
86	53,73	0	1	3	1,70	253	82,46	0	2	3	1,17	226	78,28	-2	0	1	1,22	167	69,12	-1	2	2	1,36
87	53,77	1	3	-1	1,70	269	84,11	1	3	0	1,15	227	78,59	-1	0	4	1,22	175	72,09	2	0	3	1,31
88	53,77	1	3	1	1,70	270	84,73	2	0	2	1,14	231	78,99	2	0	0	1,21	176	72,10	2	2	0	1,31
89	53,77	3	1	-1	1,70	283	85,62	2	2	0	1,13	235	79,57	-1	3	2	1,20	188	73,36	3	0	0	1,29
90	53,77	3	1	1	1,70	293	86,39	-1	3	1	1,13	247	81,48	-2	1	1	1,18	190	73,59	0	0	4	1,29
94	54,75	0	3	-2	1,68	294	86,76	-2	2	1	1,12	249	81,79	-1	1	4	1,18	193	74,22	2	2	1	1,28
95	54,75	0	3	2	1,68	295	87,26	0	0	4	1,12	250	82,19	2	1	0	1,17	197	75,19	3	0	1	1,26
101	56,73	0	4	0	1,62	296	87,52	-1	2	3	1,11	260	82,75	-2	0	2	1,17	198	75,34	-2	2	1	1,26
104	57,65	1	1	-3	1,60	309	88,67	1	3	1	1,10	265	83,12	0	4	0	1,16	206	75,46	-2	0	3	1,26
105	57,65	1	1	3	1,60	310	89,30	0	3	2	1,10	268	84,06	0	3	3	1,15	217	76,86	-3	0	1	1,24
111	59,54	0	2	-3	1,55	311	89,51	2	1	2	1,09	271	84,78	1	2	3	1,14	219	77,17	1	0	4	1,24
112	59,54	0	2	3	1,55							273	84,87	2	0	1	1,14	220	77,24	0	2	3	1,23
113	59,58	0	4	-1	1,55							285	85,69	0	4	1	1,13	221	77,67	2	1	3	1,23
114	59,58	0	4	1	1,55							286	85,92	-2	1	2	1,13	230	78,90	3	1	0	1,21
120	60,50	2	2	-2	1,53							291	86,14	1	3	2	1,13	233	79,13	0	1	4	1,21
121	60,50	2	2	2	1,53							292	86,20	0	2	4	1,13	234	79,38	-1	0	4	1,21
127	62,34	1	3	-2	1,49							303	88,03	2	1	1	1,11	244	80,69	3	1	1	1,19
128	62,34	1	3	2	1,49													245	80,96	-2	1	3	1,19
129	62,34	3	1	-2	1,49													246	81,04	1	2	3	1,19
130	62,34	3	1	2	1,49													248	81,56	2	2	2	1,18
131	62,36	2	3	0	1,49													251	82,23	3	0	2	1,17
132	62,36	3	2	0	1,49													252	82,33	-3	1	1	1,17
141	65,02	1	2	-3	1,43													254	82,64	1	1	4	1,17
142	65,02	1	2	3	1,43													255	82,67	-1	2	3	1,17
143	65,02	2	1	-3	1,43													266	83,66	0	3	1	1,15
144	65,02	2	1	3	1,43													267	83,73	-2	2	2	1,15

145	65,06	2	3	-1	1,43
146	65,06	2	3	1	1,43
147	65,06	3	2	-1	1,43
148	65,06	3	2	1	1,43
151	65,95	1	4	0	1,42
152	65,95	4	1	0	1,42
156	67,69	0	4	-2	1,38
157	67,69	0	4	2	1,38
161	68,54	0	3	-3	1,37
162	68,54	0	3	3	1,37
163	68,58	1	4	-1	1,37
164	68,58	1	4	1	1,37
165	68,58	4	1	-1	1,37
166	68,58	4	1	1	1,37
171	71,10	0	0	4	1,32
179	72,80	0	1	-4	1,30
180	72,80	0	1	4	1,30
181	72,85	2	3	-2	1,30
182	72,85	2	3	2	1,30
183	72,85	3	2	-2	1,30
184	72,85	3	2	2	1,30
185	72,86	0	5	0	1,30
191	73,67	2	2	-3	1,28
192	73,67	2	2	3	1,28
199	75,35	1	3	-3	1,26
200	75,35	1	3	3	1,26
201	75,35	3	1	-3	1,26
202	75,35	3	1	3	1,26
203	75,38	0	5	-1	1,26
204	75,38	0	5	1	1,26
208	76,15	1	1	-4	1,25
209	76,15	1	1	4	1,25
210	76,20	1	4	-2	1,25
211	76,20	1	4	2	1,25
212	76,20	4	1	-2	1,25
213	76,20	4	1	2	1,25
214	76,22	3	3	0	1,25
222	77,81	0	2	-4	1,23
223	77,81	0	2	4	1,23
224	77,88	2	4	0	1,23
225	77,88	4	2	0	1,23
228	78,70	3	3	-1	1,21
229	78,70	3	3	1	1,21
237	80,31	0	4	-3	1,19
238	80,31	0	4	3	1,19
239	80,34	2	4	-1	1,19
240	80,34	2	4	1	1,19
241	80,34	4	2	-1	1,19
242	80,34	4	2	1	1,19
256	82,73	1	2	-4	1,17
257	82,73	1	2	4	1,17
258	82,73	2	1	-4	1,17
259	82,73	2	1	4	1,17
261	82,78	0	5	-2	1,17
262	82,78	0	5	2	1,17
263	82,80	1	5	0	1,16

272	84,81	-1	1	4	1,14
282	85,48	-3	0	2	1,13
284	85,65	1	3	0	1,13
297	87,63	3	1	2	1,11
302	87,95	1	3	1	1,11
308	88,49	-1	3	1	1,10
312	89,83	2	0	4	1,09

264	82,80	5	1	0	1,16
274	85,20	2	3	-3	1,14
275	85,20	2	3	3	1,14
276	85,20	3	2	-3	1,14
277	85,20	3	2	3	1,14
278	85,23	1	5	-1	1,14
279	85,23	1	5	1	1,14
280	85,23	5	1	-1	1,14
281	85,23	5	1	1	1,14
287	85,98	0	3	-4	1,13
288	85,98	0	3	4	1,13
289	86,03	3	3	-2	1,13
290	86,03	3	3	2	1,13
298	87,65	2	4	-2	1,11
299	87,65	2	4	2	1,11
300	87,65	4	2	-2	1,11
301	87,65	4	2	2	1,11
304	88,44	1	4	-3	1,10
305	88,44	1	4	3	1,10
306	88,44	4	1	-3	1,10
307	88,44	4	1	3	1,10

Tabela 115 - Indexação completa das fases binárias contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, UF: São Paulo)

NiTi (1/1) - B19' (monoclínica)					NiTi (1/1) - R (romboédrica)						
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
3	18,7278	0	0	1	4,73436	1	13,6992	0	1	0	6,45878
8	22,2417	0	1	0	3,99369	2	16,2797	0	0	1	5,44036
16	29,2319	0	1	1	3,05264	6	21,3369	0	1	-1	4,16095
20	30,9615	1	0	0	2,88594	7	21,3369	0	1	1	4,16095
28	34,8982	-1	0	1	2,56887	10	23,843	1	1	0	3,72898
37	37,911	1	0	1	2,37137	12	27,5993	0	2	0	3,22939
38	37,9806	0	0	2	2,36718	14	29,0069	1	1	-1	3,07581
40	38,4539	1	1	0	2,33912	15	29,0069	1	1	1	3,07581
50	41,7752	-1	1	1	2,16051	22	32,2085	0	2	-1	2,77699
60	44,3927	1	1	1	2,03901	23	32,2085	0	2	1	2,77699
62	44,4538	0	1	2	2,03634	24	32,9001	0	0	2	2,72018
67	45,3816	0	2	0	1,99684	30	35,7895	0	1	-2	2,50692
70	47,3954	-1	0	2	1,91659	31	35,7895	0	1	2	2,50692
77	49,5009	0	2	1	1,83989	32	36,7871	1	2	0	2,44119
90	52,0822	1	0	2	1,7546	33	36,7871	2	1	0	2,44119
94	52,9486	-1	1	2	1,72792	44	40,4678	1	2	-1	2,22724
109	55,9515	1	2	0	1,64209	45	40,4678	1	2	1	2,22724
114	57,3078	1	1	2	1,6064	46	40,4678	2	1	-1	2,22724
120	58,4331	0	0	3	1,57812	47	40,4678	2	1	1	2,22724
121	58,4965	-1	2	1	1,57656	48	41,0379	1	1	-2	2,19761
132	60,5708	1	2	1	1,52744	49	41,0379	1	1	2	2,19761
133	60,6199	0	2	2	1,52632	51	41,9293	0	3	0	2,15293
146	63,3147	0	1	3	1,46769	55	43,4622	0	2	-2	2,08048
156	64,5291	2	0	0	1,44297	56	43,4622	0	2	2	2,08048

157	64,6713	-1	0	3	1,44014	65	45,2613	0	3	-1	2,00187
163	65,9012	-2	0	1	1,41621	66	45,2613	0	3	1	2,00187
177	67,7086	-1	2	2	1,38274	75	48,8047	2	2	0	1,86449
186	69,1668	2	1	0	1,3571	78	50,172	1	2	-2	1,81684
187	69,3042	-1	1	3	1,35475	79	50,172	1	2	2	1,81684
190	69,763	2	0	1	1,34696	80	50,172	2	1	-2	1,81684
194	70,4759	1	0	3	1,33507	81	50,172	2	1	2	1,81684
195	70,494	-2	1	1	1,33477	83	50,2721	0	0	3	1,81345
198	70,7095	0	3	0	1,33123	85	50,9366	1	3	0	1,79134
204	71,5238	1	2	2	1,31806	86	50,9366	3	1	0	1,79134
217	73,6993	-2	0	2	1,28444	88	51,791	2	2	-1	1,76378
218	73,8942	0	3	1	1,28153	89	51,791	2	2	1	1,76378
223	74,2464	2	1	1	1,27632	91	52,3603	0	1	-3	1,74594
231	74,9419	1	1	3	1,26619	92	52,3603	0	1	3	1,74594
247	76,9457	0	2	3	1,23814	98	53,837	1	3	-1	1,70148
251	78,0959	-2	1	2	1,22275	99	53,837	1	3	1	1,70148
262	79,1714	1	3	0	1,20882	100	53,837	3	1	-1	1,70148
277	81,0329	2	0	2	1,18568	101	53,837	3	1	1	1,70148
278	81,2063	0	0	4	1,18359	102	54,2966	0	3	-2	1,68816
280	81,3425	-1	3	1	1,18195	103	54,2966	0	3	2	1,68816
286	82,3897	2	2	0	1,16956	110	56,372	1	1	-3	1,63083
288	82,5193	-1	2	3	1,16805	111	56,372	1	1	3	1,63083
293	83,1469	1	3	1	1,16082	112	56,9865	0	4	0	1,61469
294	83,19	0	3	2	1,16033	118	58,3081	0	2	-3	1,5812
299	83,6448	-2	2	1	1,15518	119	58,3081	0	2	3	1,5812
312	85,3274	2	1	2	1,13665	125	59,6858	0	4	-1	1,54795
314	85,4992	0	1	4	1,1348	126	59,6858	0	4	1	1,54795
323	85,8254	-1	0	4	1,13132	129	60,116	2	2	-2	1,5379
335	87,2323	2	2	1	1,11666	130	60,116	2	2	2	1,5379
337	87,2972	-2	0	3	1,116	139	61,9788	1	3	-2	1,49608
346	87,9034	1	2	3	1,10986	140	61,9788	1	3	2	1,49608
						141	61,9788	3	1	-2	1,49608
						142	61,9788	3	1	2	1,49608
						144	62,6456	2	3	0	1,48175
						145	62,6456	3	2	0	1,48175
						149	63,8956	1	2	-3	1,45574
						150	63,8956	1	2	3	1,45574
						151	63,8956	2	1	-3	1,45574
						152	63,8956	2	1	3	1,45574
						158	65,2034	2	3	-1	1,42967
						159	65,2034	2	3	1	1,42967
						160	65,2034	3	2	-1	1,42967
						161	65,2034	3	2	1	1,42967
						167	66,2593	1	4	0	1,40942
						168	66,2593	4	1	0	1,40942
						173	67,3901	0	4	-2	1,3885
						174	67,3901	0	4	2	1,3885
						175	67,4734	0	3	-3	1,38698
						176	67,4734	0	3	3	1,38698
						181	68,7461	1	4	-1	1,36438
						182	68,7461	1	4	1	1,36438
						183	68,7461	4	1	-1	1,36438

184	68,7461	4	1	1	1,36438
185	68,9934	0	0	4	1,36009
199	70,7296	0	1	-4	1,3309
200	70,7296	0	1	4	1,3309
208	72,5957	2	3	-2	1,30122
209	72,5957	2	3	2	1,30122
210	72,5957	3	2	-2	1,30122
211	72,5957	3	2	2	1,30122
212	72,6763	2	2	-3	1,29997
213	72,6763	2	2	3	1,29997
216	73,2135	0	5	0	1,29176
221	74,1493	1	1	-4	1,27775
222	74,1493	1	1	4	1,27775
224	74,3761	1	3	-3	1,27442
225	74,3761	1	3	3	1,27442
226	74,3761	3	1	-3	1,27442
227	74,3761	3	1	3	1,27442
234	75,5987	0	5	-1	1,25681
235	75,5987	0	5	1	1,25681
237	75,8368	0	2	-4	1,25346
238	75,8368	0	2	4	1,25346
239	75,9826	1	4	-2	1,25142
240	75,9826	1	4	2	1,25142
241	75,9826	4	1	-2	1,25142
242	75,9826	4	1	2	1,25142
245	76,5904	3	3	0	1,24299
254	78,2604	2	4	0	1,22059
255	78,2604	4	2	0	1,22059
258	78,9412	3	3	-1	1,21177
259	78,9412	3	3	1	1,21177
264	79,3984	0	4	-3	1,20593
265	79,3984	0	4	3	1,20593
269	80,5976	2	4	-1	1,19099
270	80,5976	2	4	1	1,19099
271	80,5976	4	2	-1	1,19099
272	80,5976	4	2	1	1,19099
273	80,8314	1	2	-4	1,18813
274	80,8314	1	2	4	1,18813
275	80,8314	2	1	-4	1,18813
276	80,8314	2	1	4	1,18813
289	82,6214	0	5	-2	1,16687
290	82,6214	0	5	2	1,16687
297	83,2164	1	5	0	1,16003
298	83,2164	5	1	0	1,16003
303	84,12	0	3	-4	1,14986
304	84,12	0	3	4	1,14986
305	84,3394	2	3	-3	1,14742
306	84,3394	2	3	3	1,14742
307	84,3394	3	2	-3	1,14742
308	84,3394	3	2	3	1,14742
315	85,525	1	5	-1	1,13453
316	85,525	1	5	1	1,13453

	317	85,525	5	1	-1	1,13453
	318	85,525	5	1	1	1,13453
	324	85,8981	3	3	-2	1,13055
	325	85,8981	3	3	2	1,13055
	338	87,5308	2	4	-2	1,11362
	339	87,5308	2	4	2	1,11362
	340	87,5308	4	2	-2	1,11362
	341	87,5308	4	2	2	1,11362
	342	87,6078	1	4	-3	1,11284
	343	87,6078	1	4	3	1,11284
	344	87,6078	4	1	-3	1,11284
	345	87,6078	4	1	3	1,11284
	349	89,0201	2	2	-4	1,0988
	350	89,0201	2	2	4	1,0988

Tabela 116 - Indexação completa das fases ternárias contidas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

NiTiHf - B19' (0.8/0.8/0.4) monoclínica					NiTiHf - B19' (0.95/0.95/0.1) monoclínica					NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36) monoclínica							
Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]	Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]	Pico Nº	[°2θ]	Índices			d [Å]
		h	k	l				h	k	l				h	k	l	
4	18,898	0	0	1	4,69204	5	19,4128	0	0	1	4,5688	9	22,3701	0	0	1	3,97105
13	28,891	0	1	1	3,08793	26	33,5789	0	1	1	2,66673	11	25,5005	1	0	0	3,49023
17	30,078	1	0	0	2,96869	27	33,9497	1	0	0	2,63845	18	30,7859	0	1	1	2,902
21	32,129	-1	0	1	2,78365	29	35,3563	-1	0	1	2,53664	19	30,8345	-1	0	1	2,89753
35	37,364	1	1	0	2,40481	43	39,4127	0	0	2	2,2844	25	33,1834	1	1	0	2,6976
39	38,337	0	0	2	2,34602	54	43,1317	1	0	1	2,09565	34	37,2501	1	0	1	2,41191
41	39,077	-1	1	1	2,30324	58	43,9864	1	1	0	2,05689	36	37,534	-1	1	1	2,39431
42	39,101	1	0	1	2,30189	63	45,1263	-1	1	1	2,00755	52	42,4926	0	2	0	2,12568
57	43,901	-1	0	2	2,06071	69	46,5353	-1	0	2	1,94999	53	43,0849	1	1	1	2,09782
59	44,127	0	2	0	2,05066	73	48,5038	0	1	2	1,87535	68	45,655	0	0	2	1,98552
61	44,453	0	1	2	2,0364	87	51,7014	1	1	1	1,76663	71	48,3783	-1	0	2	1,87992
64	45,131	1	1	1	2,00734	106	54,6981	-1	1	2	1,67671	74	48,5391	0	2	1	1,87407
72	48,403	0	2	1	1,87904	108	55,9506	0	2	0	1,64211	82	50,2122	1	2	0	1,81548
76	49,459	-1	1	2	1,84134	122	58,9133	1	0	2	1,5664	84	50,7046	0	1	2	1,799
104	54,328	1	2	0	1,68726	127	59,7976	0	2	1	1,54533	93	52,3869	2	0	0	1,74511
105	54,626	1	0	2	1,67876	134	60,7689	0	0	3	1,52293	95	53,2338	-1	1	2	1,71933
107	55,622	-1	2	1	1,65102	147	63,478	-1	0	3	1,46431	96	53,2932	-2	0	1	1,71755
123	59,012	0	0	3	1,56401	166	66,0266	1	1	2	1,41382	97	53,4149	-1	2	1	1,71393
124	59,445	1	1	2	1,55365	171	67,0806	1	2	0	1,39415	113	56,9981	2	1	0	1,6144
128	59,856	0	2	2	1,54397	178	67,7709	0	1	3	1,38162	115	57,3906	1	0	2	1,60428
131	60,407	1	2	1	1,53118	179	67,9462	-1	2	1	1,37848	116	57,7668	1	2	1	1,59473
135	60,894	-1	0	3	1,5201	189	69,6931	-2	0	1	1,34814	117	57,8551	-2	1	1	1,5925
136	61,426	-2	0	1	1,50821	192	70,3351	-1	1	3	1,3374	137	61,7545	1	1	2	1,50097
143	62,523	2	0	0	1,48435	197	70,5794	0	2	2	1,33336	138	61,8085	2	0	1	1,49979
148	63,621	0	1	3	1,46136	203	71,4511	2	0	0	1,31922	154	64,1292	0	2	2	1,451
153	64,002	-1	2	2	1,45358	215	73,1605	1	2	1	1,29256	155	64,2399	-2	0	2	1,44876
162	65,426	-1	1	3	1,42535	230	74,7947	-2	0	2	1,26832	165	65,9984	2	1	1	1,41436
164	65,937	-2	1	1	1,41553	236	75,6518	-1	2	2	1,25606	169	66,3234	-1	2	2	1,40822

170	66,994	2	1	0	1,39575	243	76,289	-2	1	1	1,24715	180	68,3494	-2	1	2	1,37133
172	67,208	-2	0	2	1,39182	250	77,9895	2	1	0	1,22416	188	69,6538	2	2	0	1,3488
191	70,326	2	0	1	1,33755	260	79,0949	1	0	3	1,2098	193	70,4223	-2	2	1	1,33595
205	71,528	-2	1	2	1,318	267	79,8937	2	0	1	1,1997	196	70,4995	0	3	1	1,33468
207	71,872	0	3	1	1,31253	279	81,2423	-2	1	2	1,18316	201	71,1737	0	0	3	1,32368
214	72,740	1	2	2	1,299	309	84,7517	-1	0	4	1,14289	202	71,382	-1	0	3	1,32033
220	74,099	1	0	3	1,2785	310	84,815	0	0	4	1,1422	206	71,8412	1	3	0	1,31302
229	74,567	2	1	1	1,27163	313	85,4597	1	1	3	1,13523	219	73,962	1	2	2	1,28052
244	76,546	0	2	3	1,2436	320	85,6274	1	2	2	1,13343	228	74,4713	-1	3	1	1,27302
246	76,680	1	3	0	1,24177	328	86,2472	2	1	1	1,12687	232	75,1054	0	1	3	1,26384
248	77,767	-1	3	1	1,22711	329	86,3417	-2	0	3	1,12588	233	75,3095	-1	1	3	1,26092
253	78,216	-1	2	3	1,22118	336	87,2349	0	2	3	1,11663	249	77,8902	2	2	1	1,22547
256	78,262	1	1	3	1,22057							252	78,1663	1	3	1	1,22183
257	78,691	-2	2	1	1,21499							263	79,3969	2	0	2	1,20595
261	79,124	-2	0	3	1,20943							268	80,0977	-2	2	2	1,19716
266	79,678	2	2	0	1,20241							283	81,8391	-3	0	1	1,17603
281	81,406	0	3	2	1,18119							287	82,4549	1	0	3	1,1688
282	81,692	-1	0	4	1,17778							291	82,9212	3	0	0	1,16341
284	81,890	1	3	1	1,17543							292	83,0516	-2	0	3	1,16191
285	82,095	0	0	4	1,17301							295	83,2034	2	1	2	1,16018
296	83,216	-2	1	3	1,16004							300	83,7972	0	3	2	1,15346
301	83,962	-2	2	2	1,15162							319	85,6244	-3	1	1	1,13346
302	84,022	2	0	2	1,15094							322	85,7976	-1	3	2	1,13162
311	85,090	-1	3	2	1,13921							327	86,236	1	1	3	1,12699
321	85,759	-1	1	4	1,13203							330	86,5565	0	2	3	1,12364
326	86,160	0	1	4	1,12779							331	86,6994	3	1	0	1,12215
334	86,878	2	2	1	1,1203							332	86,7541	-1	2	3	1,12158
347	88,075	2	1	2	1,10814							333	86,8289	-2	1	3	1,12081
												348	88,8886	2	3	0	1,10009
												351	89,4178	-3	0	2	1,09494
												352	89,6109	-2	3	1	1,09309

Tabela 117 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

NiTi (1/1) - R (romboédrica)					NiTiHf - B19' (0.9/0.59/0.51) monoclinica					NiTiHf - B19' (0.9/1/0.1) monoclinica							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	13,932	0	1	0	6,35138	3	18,2507	0	0	1	4,85702	4	18,5527	0	0	1	4,77863
2	16,5961	0	0	1	5,33734	8	27,4497	1	0	0	3,24665	10	28,8636	0	1	1	3,09075
5	21,7323	0	1	-1	4,08613	13	29,6471	-1	0	1	3,01083	15	31,8071	1	0	0	2,81112
6	21,7323	0	1	1	4,08613	14	29,817	0	1	1	2,99405	19	35,1063	-1	0	1	2,55412
7	24,2522	1	1	0	3,66697	20	36,3571	1	1	0	2,46907	27	37,6155	0	0	2	2,38931
9	28,0755	0	2	0	3,17569	21	36,3768	1	0	1	2,46778	29	38,9558	1	0	1	2,31014
11	29,5311	1	1	-1	3,02238	24	36,9861	0	0	2	2,42851	30	38,9616	1	1	0	2,30981
12	29,5311	1	1	1	3,02238	28	38,093	-1	1	1	2,36045	36	41,7699	-1	1	1	2,16077
16	32,7891	0	2	-1	2,72914	35	41,3965	-1	0	2	2,1794	41	43,9566	0	1	2	2,05822
17	32,7891	0	2	1	2,72914	40	43,6926	1	1	1	2,07004	45	44,6868	0	2	0	2,02626
18	33,5538	0	0	2	2,66867	42	44,217	0	1	2	2,0467	46	45,1404	1	1	1	2,00695
22	36,4911	0	1	-2	2,46031	50	47,8024	0	2	0	1,90122	49	46,968	-1	0	2	1,93303

119	66,4593	2	3	1	1,40566
120	66,4593	3	2	-1	1,40566
121	66,4593	3	2	1	1,40566
126	67,5286	1	4	0	1,38598
127	67,5286	4	1	0	1,38598
129	68,7351	0	4	-2	1,36457
130	68,7351	0	4	2	1,36457
131	68,8804	0	3	-3	1,36204
132	68,8804	0	3	3	1,36204
134	70,0888	1	4	-1	1,34149
135	70,0888	1	4	1	1,34149
136	70,0888	4	1	-1	1,34149
137	70,0888	4	1	1	1,34149
139	70,5204	0	0	4	1,33433
145	72,2988	0	1	-4	1,30583
146	72,2988	0	1	4	1,30583
150	74,0722	2	3	-2	1,27889
151	74,0722	2	3	2	1,27889
152	74,0722	3	2	-2	1,27889
153	74,0722	3	2	2	1,27889
155	74,213	2	2	-3	1,27681
156	74,213	2	2	3	1,27681
157	74,6598	0	5	0	1,27028
160	75,8054	1	1	-4	1,2539
161	75,8054	1	1	4	1,2539
163	75,9574	1	3	-3	1,25177
164	75,9574	1	3	3	1,25177
165	75,9574	3	1	-3	1,25177
166	75,9574	3	1	3	1,25177
169	77,121	0	5	-1	1,23576
170	77,121	0	5	1	1,23576
174	77,5376	0	2	-4	1,23016
175	77,5376	0	2	4	1,23016
176	77,5499	1	4	-2	1,22999
177	77,5499	1	4	2	1,22999
178	77,5499	4	1	-2	1,22999
179	77,5499	4	1	2	1,22999
183	78,1287	3	3	0	1,22232
188	79,8459	2	4	0	1,2003
189	79,8459	4	2	0	1,2003
192	80,5576	3	3	-1	1,19148
193	80,5576	3	3	1	1,19148
194	81,1186	0	4	-3	1,18465
195	81,1186	0	4	3	1,18465
201	82,2623	2	4	-1	1,17105
202	82,2623	2	4	1	1,17105
203	82,2623	4	2	-1	1,17105
204	82,2623	4	2	1	1,17105
207	82,6723	1	2	-4	1,16628
208	82,6723	1	2	4	1,16628
209	82,6723	2	1	-4	1,16628
210	82,6723	2	1	4	1,16628

218	84,3807	0	5	-2	1,14697
219	84,3807	0	5	2	1,14697
221	84,949	1	5	0	1,14074
222	84,949	5	1	0	1,14074
223	86,0602	0	3	-4	1,12884
224	86,0602	0	3	4	1,12884
226	86,208	2	3	-3	1,12728
227	86,208	2	3	3	1,12728
228	86,208	3	2	-3	1,12728
229	86,208	3	2	3	1,12728
232	87,3414	1	5	-1	1,11555
233	87,3414	1	5	1	1,11555
234	87,3414	5	1	-1	1,11555
235	87,3414	5	1	1	1,11555
236	87,7602	3	3	-2	1,1113
237	87,7602	3	3	2	1,1113
246	89,4463	2	4	-2	1,09467
247	89,4463	2	4	2	1,09467
248	89,4463	4	2	-2	1,09467
249	89,4463	4	2	2	1,09467
250	89,5818	1	4	-3	1,09337
251	89,5818	1	4	3	1,09337
252	89,5818	4	1	-3	1,09337
253	89,5818	4	1	3	1,09337

Tabela 118 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀.at% - 30 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, UF: São Paulo)

NiTiHf - B19 (ortorrômbica)						NiTiHf - B19' (monoclínica)						NiTiHf - B19' (monoclínica)					
(0.5/0.167/0.333)						(0.6/1/0.4)						(0.9/0.59/0.51)					
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
1	12,8039	1	1	1	6,90833	7	19,1372	0	0	1	4,63399	5	16,9076	0	0	1	5,2397
2	13,5519	0	0	4	6,52869	24	29,0056	0	1	1	3,07594	6	18,3225	0	0	1	4,83814
3	15,7904	0	2	2	5,60781	25	29,1075	1	0	0	3,0654	16	27,0393	1	0	0	3,29499
4	16,0101	1	1	3	5,53137	30	31,826	-1	0	1	2,80949	18	28,2312	1	0	0	3,15853
8	21,0334	1	1	5	4,22031	42	36,53	1	1	0	2,45778	20	28,6752	0	1	1	3,11062
9	21,3596	2	0	2	4,15659	52	38,072	1	0	1	2,36171	22	28,8502	0	1	1	3,09215
10	23,9948	1	3	1	3,70572	53	38,7861	-1	1	1	2,31985	26	29,2611	-1	0	1	3,04966
11	24,8382	2	2	0	3,58177	54	38,8358	0	0	2	2,31699	28	30,5562	-1	0	1	2,92329
12	24,9631	0	2	6	3,56414	75	43,9996	0	2	0	2,05631	36	34,1981	0	0	2	2,61985
13	25,7713	2	2	2	3,45417	76	44,1867	1	1	1	2,04803	37	34,6604	1	0	1	2,58596
14	25,8864	1	3	3	3,43906	79	44,351	-1	0	2	2,04083	38	35,7795	1	1	0	2,5076
15	26,9239	1	1	7	3,30885	81	44,8641	0	1	2	2,01867	41	36,1351	1	1	0	2,48373
17	27,2981	0	0	8	3,26434	94	48,3881	0	2	1	1,87956	43	36,9114	1	0	1	2,43325
19	28,3992	2	2	4	3,14023	104	49,8413	-1	1	2	1,82812	44	37,1357	0	0	2	2,41907
21	28,7299	0	4	0	3,10483	124	53,626	1	2	0	1,70768	47	37,5351	-1	1	1	2,39425
23	28,8805	2	0	6	3,08898	127	53,8261	1	0	2	1,7018	50	38,0277	-1	1	1	2,36436
27	29,3292	1	3	5	3,04273	137	55,3196	-1	2	1	1,65934	59	39,8559	-1	0	2	2,26001
29	31,605	3	1	1	2,82863	162	58,6628	1	1	2	1,57249	68	41,6104	0	1	2	2,16869
31	31,8911	0	4	4	2,80391	167	59,5636	1	2	1	1,55084	69	42,0024	1	1	1	2,14934

32	32,3438	2	2	6	2,76569	171	59,826	0	0	3	1,54466	70	42,2839	-1	0	2	2,13569
33	33,0957	3	1	3	2,70455	173	59,8684	-2	0	1	1,54367	72	43,4356	1	1	1	2,08169
34	33,2877	1	1	9	2,68939	175	60,113	0	2	2	1,53797	74	43,6317	0	1	2	2,07279
35	33,8954	1	3	7	2,64254	179	60,3412	2	0	0	1,5327	84	45,0629	0	2	0	2,01022
39	35,912	3	1	5	2,49864	190	61,9682	-1	0	3	1,49631	88	46,5093	-1	1	2	1,95102
40	36,0787	2	4	2	2,48748	211	64,2519	-1	2	2	1,44852	90	46,9752	0	2	0	1,93275
45	37,2379	2	2	8	2,41267	212	64,3759	0	1	3	1,44603	91	48,0925	1	0	2	1,89043
46	37,3246	0	2	10	2,40726	213	64,4166	-2	1	1	1,44522	93	48,21	-1	1	2	1,88609
48	37,7698	1	5	1	2,3799	216	64,8702	2	1	0	1,4362	99	49,0324	0	2	1	1,85636
49	37,8024	3	3	1	2,37792	231	66,4344	-1	1	3	1,40613	108	50,276	0	2	1	1,81332
51	38,0635	2	4	4	2,36221	233	66,5084	-2	0	2	1,40475	116	51,9254	1	0	2	1,75953
55	39,0536	1	5	3	2,30458	245	67,8425	2	0	1	1,38033	117	52,3401	0	0	3	1,74657
56	39,0853	3	3	3	2,30278	265	70,8253	-2	1	2	1,32934	128	53,9487	1	1	2	1,69822
57	39,2518	1	3	9	2,2934	272	71,7441	0	3	1	1,31456	129	54,029	1	2	0	1,69589
58	39,8114	3	1	7	2,26243	274	71,9659	1	2	2	1,31105	134	54,7977	-1	0	3	1,6739
60	39,9754	1	1	11	2,25353	277	72,122	2	1	1	1,30859	135	55,0396	1	2	0	1,66711
61	40,046	0	4	8	2,24972	290	73,5779	1	0	3	1,28626	136	55,2903	-2	0	1	1,66015
62	40,1586	2	0	10	2,24367	311	75,9815	1	3	0	1,25143	138	55,4267	-1	2	1	1,65639
63	41,1409	4	0	0	2,19234	326	77,1751	0	2	3	1,23503	144	55,7518	2	0	0	1,64749
64	41,1904	2	4	6	2,18982	328	77,2127	-2	2	1	1,23452	146	56,3088	-1	2	1	1,63251
65	41,4595	0	0	12	2,17623	333	77,3979	-1	3	1	1,23203	151	57,0629	0	0	3	1,61271
66	41,5208	1	5	5	2,17316	337	77,6326	2	2	0	1,22889	152	57,0935	1	1	2	1,61192
67	41,5509	3	3	5	2,17165	338	77,7283	1	1	3	1,22762	154	57,6525	-2	0	1	1,59762
71	42,8205	2	2	10	2,11016	353	79,0877	-1	2	3	1,20989	155	57,8896	0	1	3	1,59164
73	43,5102	4	0	4	2,07829	355	79,3556	-2	0	3	1,20648	158	58,3866	2	0	0	1,57926
77	44,2703	0	6	2	2,04436	375	81,039	1	3	1	1,18561	164	58,8612	-1	0	3	1,56766
78	44,3275	4	2	2	2,04185	384	81,4341	2	0	2	1,18085	165	59,3752	0	2	2	1,55531
80	44,5636	3	1	9	2,03158	386	81,5196	0	3	2	1,17983	168	59,6092	1	2	1	1,54976
82	45,0125	1	5	7	2,01236	400	83,2257	-2	2	2	1,15993	169	59,6784	1	2	1	1,54813
83	45,0408	3	3	7	2,01116	401	83,3512	0	0	4	1,1585	170	59,7657	0	2	2	1,54608
85	45,1891	1	3	11	2,0049	403	83,4224	-2	1	3	1,15769	178	60,1954	-1	1	3	1,53606
86	45,2672	2	4	8	2,00163	404	83,4353	-1	0	4	1,15754	180	60,6596	-2	1	1	1,52541
87	46,0145	4	2	4	1,97084	417	84,4624	2	2	1	1,14607	181	60,6852	-2	0	2	1,52483
89	46,9375	1	1	13	1,93421	425	85,2046	-1	3	2	1,13797	183	61,095	2	1	0	1,51558
92	48,1622	3	5	1	1,88785	427	85,4814	2	1	2	1,13499	189	61,9462	0	1	3	1,49678
95	48,6017	2	6	0	1,8718	444	87,3853	0	1	4	1,1151	191	61,9858	2	0	1	1,49592
96	48,6718	0	6	6	1,86927	445	87,4689	-1	1	4	1,11425	198	62,5073	-2	1	1	1,48469
97	48,725	4	2	6	1,86735	468	89,8822	1	2	3	1,09049	202	63,2071	2	1	0	1,46993
98	48,9345	2	2	12	1,85985							203	63,258	-1	2	2	1,46887
100	49,1312	2	6	2	1,85286							205	63,5031	-1	2	2	1,46379
101	49,224	3	5	3	1,84959							206	63,6071	-2	0	2	1,46164
102	49,3627	1	5	9	1,84471							207	63,6601	-1	1	3	1,46056
103	49,389	3	3	9	1,84379							215	64,7308	1	0	3	1,43896
105	49,994	3	1	11	1,82289							222	65,6745	2	0	1	1,42055
106	50,0793	4	0	8	1,81998							224	65,7835	-2	1	2	1,41846
107	50,1218	2	4	10	1,81854							237	67,0288	2	1	1	1,3951
109	50,6951	2	6	4	1,79931							248	68,2161	-2	1	2	1,37368
110	50,9507	4	4	0	1,79088							254	69,4977	1	2	2	1,35145
111	51,0854	0	2	14	1,78648							256	69,6685	1	1	3	1,34855
112	51,2209	0	4	12	1,78207							260	70,2143	2	1	1	1,3394
113	51,2986	3	5	5	1,77955							264	70,5846	1	0	3	1,33328
114	51,4623	4	4	2	1,77427							266	71,1346	-2	0	3	1,32431
115	51,593	1	3	13	1,77009							267	71,1545	1	2	2	1,32399
118	52,3417	4	2	8	1,74651							275	72,0373	0	0	4	1,30992
119	52,712	1	7	1	1,73511							281	72,6132	-1	0	4	1,30095
120	52,7874	5	1	1	1,73281							283	72,9451	0	2	3	1,29585

121	52,9761	4	4	4	1,72708
122	53,2271	2	6	6	1,71953
123	53,3296	2	0	14	1,71647
125	53,708	1	7	3	1,70526
126	53,7824	5	1	3	1,70308
130	54,1723	1	1	15	1,69174
131	54,303	3	5	7	1,68798
132	54,4323	1	5	11	1,68427
133	54,4569	3	3	11	1,68357
139	55,4347	4	4	6	1,65617
140	55,498	2	2	14	1,65443
141	55,626	2	4	12	1,65092
142	55,663	1	7	5	1,64991
143	55,7356	5	1	5	1,64793
145	55,9897	3	1	13	1,64106
147	56,3216	0	0	16	1,63217
148	56,6384	2	6	8	1,62379
149	56,7013	0	6	10	1,62214
150	56,7491	4	2	10	1,62089
153	57,0967	5	3	1	1,61184
156	58,0417	5	3	3	1,58783
157	58,142	3	5	9	1,58533
159	58,4127	1	3	15	1,57862
160	58,5136	1	7	7	1,57614
161	58,5839	5	1	7	1,57442
163	58,7601	4	4	8	1,57011
166	59,497	0	8	0	1,55242
172	59,8333	4	0	12	1,54449
174	59,9034	5	3	5	1,54285
176	60,123	1	5	13	1,53774
177	60,1461	3	3	13	1,5372
182	60,8382	2	6	10	1,52136
184	61,1598	3	7	1	1,51413
185	61,3315	0	8	4	1,51031
186	61,6988	2	4	14	1,50219
187	61,7069	1	1	17	1,50201
188	61,8526	4	2	12	1,49883
192	62,0209	4	6	2	1,49516
193	62,0664	3	7	3	1,49417
194	62,1854	1	7	9	1,4916
195	62,2532	5	1	9	1,49014
196	62,4819	2	2	16	1,48523
197	62,4905	3	1	15	1,48505
199	62,6324	5	3	7	1,48203
200	62,7283	3	5	11	1,47999
201	62,8721	4	4	10	1,47695
204	63,3674	4	6	4	1,46659
208	63,8575	3	7	5	1,45652
209	63,9665	2	8	2	1,4543
210	64,0555	6	0	2	1,45249
214	64,4418	0	4	16	1,44471
217	65,1579	5	5	1	1,43056
218	65,2907	2	8	4	1,42797
219	65,5635	6	2	0	1,42268
220	65,5773	4	6	6	1,42242
221	65,6424	1	3	17	1,42116

284	73,133	2	0	2	1,29298
288	73,2292	0	3	1	1,29152
299	74,9895	1	1	3	1,26551
300	75,0024	-1	2	3	1,26532
304	75,3686	-2	0	3	1,26008
305	75,4199	-2	2	1	1,25935
308	75,5197	0	2	3	1,25793
309	75,8126	2	2	0	1,2538
310	75,8817	-2	1	3	1,25283
312	75,9964	0	3	1	1,25122
313	76,0319	-2	2	1	1,25073
319	76,6727	2	2	0	1,24186
320	76,7632	0	1	4	1,24062
324	77,0887	-1	2	3	1,2362
331	77,2741	1	3	0	1,23369
332	77,3262	-1	1	4	1,23299
341	77,8349	2	1	2	1,2262
344	78,4412	-1	3	1	1,21823
345	78,5648	2	0	2	1,21663
350	78,8715	-1	0	4	1,21266
354	79,1154	0	0	4	1,20954
358	79,6778	-2	1	3	1,20241
359	79,8688	1	3	0	1,20001
361	80,1004	-2	2	2	1,19712
374	80,9318	-1	3	1	1,18691
378	81,2569	2	2	1	1,18298
381	81,3236	-2	2	2	1,18218
390	82,0212	1	3	1	1,17388
391	82,1576	0	3	2	1,17228
396	82,8284	2	1	2	1,16448
397	83,1314	-1	1	4	1,161
399	83,2089	2	2	1	1,16012
402	83,3725	0	1	4	1,15825
405	83,5517	0	3	2	1,15623
406	83,7315	1	2	3	1,1542
407	83,8146	1	3	1	1,15327
414	84,2974	1	0	4	1,14789
426	85,4654	-1	3	2	1,13517
430	85,9496	-2	0	4	1,13001
440	86,9696	-1	3	2	1,11936
443	87,2588	-3	0	1	1,11639
448	87,7796	1	2	3	1,1111
460	88,6155	2	0	3	1,10277
461	88,8573	1	1	4	1,1004
462	89,0687	3	0	0	1,09833
467	89,6757	-2	2	3	1,09246

223	65,7504	2	6	12	1,41909
225	66,0008	6	2	2	1,41431
226	66,0338	5	5	3	1,41369
227	66,0821	0	2	18	1,41277
228	66,1707	5	3	9	1,41109
229	66,3785	1	5	15	1,40718
230	66,4003	3	3	15	1,40677
232	66,4941	3	7	7	1,40501
234	66,6087	1	7	11	1,40287
235	66,6582	0	8	8	1,40195
236	66,6741	5	1	11	1,40166
238	67,3039	6	2	4	1,39006
239	67,4672	2	8	6	1,3871
240	67,5453	0	6	14	1,38568
241	67,5537	6	0	6	1,38553
242	67,5885	4	2	14	1,3849
243	67,7027	4	4	12	1,38284
244	67,7681	5	5	5	1,38167
246	67,9951	3	5	13	1,37761
247	68,008	2	0	18	1,37738
249	68,3029	2	4	16	1,37215
250	68,6083	4	6	8	1,36678
251	68,9236	1	9	1	1,3613
252	69,449	6	2	6	1,35228
253	69,4803	3	1	17	1,35174
255	69,5926	1	1	19	1,34984
257	69,7759	1	9	3	1,34674
258	69,8975	2	2	18	1,34469
259	69,9305	3	7	9	1,34414
261	70,3306	5	5	7	1,33747
262	70,4585	2	8	8	1,33536
263	70,4634	5	3	11	1,33527
268	71,3233	2	6	14	1,32127
269	71,467	1	9	5	1,31897
270	71,6756	6	4	2	1,31564
271	71,7308	1	7	13	1,31477
273	71,7939	5	1	13	1,31377
276	72,0838	4	0	16	1,30919
278	72,3047	0	0	20	1,30574
279	72,4032	6	2	8	1,3042
280	72,4163	4	6	10	1,304
282	72,9315	6	4	4	1,29605
285	73,1824	1	5	17	1,29223
286	73,2033	3	3	17	1,29191
287	73,2062	4	4	14	1,29187
289	73,3131	1	3	19	1,29025
291	73,6855	5	5	9	1,28464
292	73,9045	3	5	15	1,28138
293	73,9278	4	2	16	1,28103
294	73,9731	1	9	7	1,28036
295	74,1241	3	7	11	1,27812
296	74,2259	2	8	10	1,27662
297	74,309	6	0	10	1,2754
298	74,8898	4	8	0	1,26694
301	75,0063	6	4	6	1,26526
302	75,1075	0	8	12	1,26381

303	75,3025	4	8	2	1,26102
306	75,4412	2	4	18	1,25905
307	75,4702	5	3	13	1,25863
314	76,1327	6	2	10	1,24932
315	76,34	3	9	1	1,24645
316	76,3811	5	7	1	1,24588
317	76,4428	7	1	1	1,24502
318	76,536	4	8	4	1,24374
321	76,9658	4	6	12	1,23786
322	76,983	3	1	19	1,23763
323	77,0772	0	10	2	1,23635
325	77,1594	3	9	3	1,23524
327	77,2004	5	7	3	1,23469
329	77,2619	7	1	3	1,23386
330	77,2672	1	9	9	1,23379
334	77,5237	1	7	15	1,23034
335	77,5363	2	6	16	1,23017
336	77,5851	5	1	15	1,22952
339	77,7925	2	2	20	1,22676
340	77,8012	5	5	11	1,22665
342	77,8783	6	4	8	1,22563
343	77,9078	1	1	21	1,22523
346	78,5781	4	8	6	1,21645
347	78,7389	2	8	12	1,21437
348	78,7905	3	9	5	1,21371
349	78,8312	5	7	5	1,21318
351	78,8924	7	1	5	1,21239
352	79,0455	3	7	13	1,21043
356	79,3668	4	4	16	1,20633
357	79,5807	0	4	20	1,20363
360	80,0457	7	3	1	1,1978
362	80,2777	2	10	0	1,19492
363	80,3311	0	10	6	1,19427
364	80,3589	6	6	0	1,19392
365	80,4521	3	5	17	1,19277
366	80,5587	1	5	19	1,19146
367	80,5789	3	3	19	1,19122
368	80,6126	6	2	12	1,1908
369	80,6821	2	10	2	1,18995
370	80,7632	6	6	2	1,18896
371	80,8384	0	6	18	1,18805
372	80,8545	7	3	3	1,18785
373	80,8789	4	2	18	1,18755
376	81,1738	5	3	15	1,18398
377	81,2204	3	9	7	1,18342
379	81,2608	5	7	7	1,18293
380	81,3215	7	1	7	1,1822
382	81,3267	1	9	11	1,18214
383	81,4131	4	8	8	1,18111
385	81,4929	1	3	21	1,18015
387	81,5269	6	4	10	1,17974
388	81,8925	2	10	4	1,1754
389	81,9733	6	6	4	1,17445
392	82,2386	4	6	14	1,17133
393	82,4668	7	3	5	1,16866
394	82,6587	5	5	13	1,16644

395	82,7032	0	2	22	1,16592
398	83,1584	2	4	20	1,16069
408	83,9021	2	10	6	1,15229
409	83,9825	6	6	6	1,15139
410	83,9847	2	8	14	1,15136
411	83,9919	1	7	17	1,15128
412	84,0522	5	1	17	1,15061
413	84,0651	6	0	14	1,15047
415	84,4052	2	6	18	1,1467
416	84,4364	3	9	9	1,14635
418	84,4765	5	7	9	1,14591
419	84,4877	2	0	22	1,14579
420	84,5368	7	1	9	1,14525
421	84,6878	3	7	15	1,14359
422	84,8745	7	3	7	1,14155
423	85,0282	4	8	10	1,13988
424	85,0646	3	1	21	1,13949
428	85,8354	6	2	14	1,13122
429	85,9412	6	4	12	1,1301
431	86,1425	1	9	13	1,12797
432	86,2046	4	4	18	1,12732
433	86,2569	2	2	22	1,12677
434	86,4388	0	8	16	1,12486
435	86,7034	2	10	8	1,12211
436	86,7296	4	0	20	1,12184
437	86,756	0	10	10	1,12156
438	86,7694	1	1	23	1,12142
439	86,7835	6	6	8	1,12128
441	87,0277	1	11	1	1,11876
442	87,1478	7	5	1	1,11753
446	87,5888	5	3	17	1,11303
447	87,674	3	5	19	1,11217
449	87,8261	1	11	3	1,11064
450	87,9462	7	5	3	1,10943
451	88,0714	7	3	9	1,10817
452	88,2442	4	6	16	1,10645
453	88,2618	5	5	15	1,10627
454	88,433	3	9	11	1,10458
455	88,473	5	7	11	1,10418
456	88,4945	4	2	20	1,10397
457	88,533	7	1	11	1,10359
458	88,5773	1	5	21	1,10315
459	88,5973	3	3	21	1,10295
463	89,291	8	0	0	1,09617
464	89,4213	4	8	12	1,09491
465	89,4219	1	11	5	1,09491
466	89,5418	7	5	5	1,09375
469	89,9778	2	8	16	1,08958

Tabela 119 - Indexação completa das fases encontradas na fita bruta Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀.at% - 40 Hz obtida por intermédio da solidificação rápida *melt spinning* (UFSCar, São Paulo)

NiTi (1/1) - R					NiTiHf - B19 (0.5/0.167/0.333)					NiTiHf - B19' (0.6/1/0.4)							
Romboédrica					Ortorrômbica					Monoclínica							
Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d	Pico	Posição	Índices			d
Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]	Nº	[°2θ]	h	k	l	[Å]
3	13,4638	0	0	1	6,57121	1	12,7238	1	1	1	6,95164	8	19,9666	0	0	1	4,44333
6	17,9342	0	1	-1	4,94202	2	13,3994	0	0	4	6,60263	25	27,7731	1	0	0	3,20958
7	17,9342	0	1	1	4,94202	4	15,79	0	2	2	5,60795	32	30,133	0	1	1	2,96337
9	20,4987	1	1	0	4,32917	5	15,881	1	1	3	5,57604	41	33,8026	-1	0	1	2,64959
12	23,7127	0	2	0	3,74917	10	20,8347	1	1	5	4,26011	48	35,0725	1	0	1	2,5565
14	24,6053	1	1	-1	3,61515	11	21,1401	2	0	2	4,19925	51	35,9265	1	1	0	2,49767
15	24,6053	1	1	1	3,61515	13	23,9945	1	3	1	3,70578	69	40,5739	0	0	2	2,22166
22	27,118	0	0	2	3,2856	16	24,6905	2	2	0	3,60287	71	40,8934	-1	1	1	2,20504
23	27,3656	0	2	-1	3,25643	17	24,7939	0	2	6	3,58807	78	41,9785	1	1	1	2,15051
24	27,3656	0	2	1	3,25643	18	25,608	2	2	2	3,47582	100	45,5826	0	2	0	1,98851
30	29,6617	0	1	-2	3,00938	19	25,8454	1	3	3	3,44443	109	46,8007	0	1	2	1,93955
31	29,6617	0	1	2	3,00938	20	26,6481	1	1	7	3,34247	118	48,936	-1	0	2	1,8598
34	31,5423	1	2	0	2,83411	21	26,9865	0	0	8	3,30131	126	50,2251	0	2	1	1,81504
35	31,5423	2	1	0	2,83411	26	28,1936	2	2	4	3,16265	134	50,8144	1	0	2	1,79537
42	34,2337	1	1	-2	2,6172	27	28,5671	2	0	6	3,12215	161	54,2196	1	2	0	1,69038
43	34,2337	1	1	2	2,6172	28	28,8028	0	4	0	3,09714	162	54,4177	-1	1	2	1,68469
44	34,4347	1	2	-1	2,60239	29	29,2199	1	3	5	3,05386	178	56,1649	1	1	2	1,63635
45	34,4347	1	2	1	2,60239	33	31,3002	3	1	1	2,85548	186	57,3708	2	0	0	1,60479
46	34,4347	2	1	-1	2,60239	36	31,8903	0	4	4	2,80398	192	57,9378	-1	2	1	1,59043
47	34,4347	2	1	1	2,60239	37	32,0777	2	2	6	2,78802	200	58,7813	1	2	1	1,5696
50	35,9001	0	3	0	2,49945	38	32,7704	3	1	3	2,73065	210	60,5525	-2	0	1	1,52786
53	36,3276	0	2	-2	2,47101	39	32,9301	1	1	9	2,71777	235	62,1889	2	0	1	1,49153
54	36,3276	0	2	2	2,47101	40	33,7036	1	3	7	2,65715	238	62,3434	2	1	0	1,4882
60	38,5046	0	3	-1	2,33616	49	35,5484	3	1	5	2,52336	239	62,6485	0	2	2	1,48168
61	38,5046	0	3	1	2,33616	52	36,0031	2	4	2	2,49253	240	62,6756	0	0	3	1,48111
74	41,179	0	0	3	2,1904	55	36,8994	2	2	8	2,43402	260	65,3801	-2	1	1	1,42623
77	41,6928	2	2	0	2,16459	56	36,9715	0	2	10	2,42944	283	66,9503	2	1	1	1,39654
79	42,0703	1	2	-2	2,14604	57	37,571	3	3	1	2,39204	288	67,4184	0	1	3	1,38798
80	42,0703	1	2	2	2,14604	58	37,8268	1	5	1	2,37645	302	68,7382	-1	0	3	1,36452
81	42,0703	2	1	-2	2,14604	59	37,9481	2	4	4	2,36913	307	69,0973	-1	2	2	1,3583
82	42,0703	2	1	2	2,14604	62	38,832	3	3	3	2,31721	319	70,6271	1	2	2	1,33258
84	42,9835	0	1	-3	2,10253	63	38,9699	1	3	9	2,30933	323	71,0327	1	0	3	1,32596
85	42,9835	0	1	3	2,10253	64	39,0808	1	5	3	2,30303	324	71,1049	-2	0	2	1,32479
87	43,48	1	3	0	2,07967	65	39,3947	3	1	7	2,2854	358	73,2857	-1	1	3	1,29066
88	43,48	3	1	0	2,07967	66	39,531	1	1	11	2,27784	367	74,1154	2	0	2	1,27825
90	44,0083	2	2	-1	2,05592	67	39,7025	2	0	10	2,26839	370	74,6554	0	3	1	1,27034
91	44,0083	2	2	1	2,05592	68	39,8793	0	4	8	2,25874	376	75,5226	1	1	3	1,25789
98	45,5641	0	3	-2	1,98927	70	40,7094	4	0	0	2,21458	380	75,5931	-2	1	2	1,25689
99	45,5641	0	3	2	1,98927	72	40,9742	0	0	12	2,20088	384	76,1677	2	2	0	1,24884
102	45,7227	1	3	-1	1,98274	73	41,0147	2	4	6	2,1988	414	77,9051	1	3	0	1,22527
103	45,7227	1	3	1	1,98274	75	41,2564	3	3	5	2,18647	420	78,5407	2	1	2	1,21694
104	45,7227	3	1	-1	1,98274	76	41,4931	1	5	5	2,17454	428	78,9593	-2	2	1	1,21154
105	45,7227	3	1	1	1,98274	83	42,4011	2	2	10	2,13005	445	80,4191	2	2	1	1,19318
107	46,4224	1	1	-3	1,95447	86	43,046	4	0	4	2,09962	464	80,8564	0	2	3	1,18783
108	46,4224	1	1	3	1,95447	89	43,9213	4	2	2	2,05979	465	81,0432	-1	3	1	1,18556
111	48,0694	0	2	-3	1,89128	92	44,0817	3	1	9	2,05267	477	81,7695	1	3	1	1,17686
112	48,0694	0	2	3	1,89128	93	44,3706	0	6	2	2,03997	517	85,1643	0	3	2	1,13841
115	48,5249	0	4	0	1,87459	94	44,6891	3	3	7	2,02617	533	86,4161	-1	2	3	1,1251
127	50,4471	2	2	-2	1,80757	95	44,8121	1	3	11	2,02089	553	87,8066	0	0	4	1,11083

128	50,4471	2	2	2	1,80757	96	44,9111	1	5	7	2,01667	555	87,9466	-2	0	3	1,10942
130	50,5939	0	4	-1	1,80267	97	45,0165	2	4	8	2,01219	561	88,5727	1	2	3	1,10319
131	50,5939	0	4	1	1,80267	101	45,5829	4	2	4	1,9885	562	88,641	-2	2	2	1,10252
140	51,9983	1	3	-2	1,75724	106	46,4003	1	1	13	1,95535						
141	51,9983	1	3	2	1,75724	110	48,0192	3	5	1	1,89314						
142	51,9983	3	1	-2	1,75724	113	48,2524	4	2	6	1,88453						
143	51,9983	3	1	2	1,75724	114	48,4263	2	2	12	1,87817						
147	52,7776	1	2	-3	1,73311	116	48,6128	2	6	0	1,8714						
148	52,7776	1	2	3	1,73311	117	48,6705	0	6	6	1,86932						
149	52,7776	2	1	-3	1,73311	119	48,9673	3	3	9	1,85868						
150	52,7776	2	1	3	1,73311	120	49,0598	3	5	3	1,85539						
153	53,2034	2	3	0	1,72024	121	49,1305	2	6	2	1,85289						
154	53,2034	3	2	0	1,72024	122	49,1743	1	5	9	1,85134						
166	55,1456	2	3	-1	1,66416	123	49,4362	3	1	11	1,84214						
167	55,1456	2	3	1	1,66416	124	49,5231	4	0	8	1,83911						
168	55,1456	3	2	-1	1,66416	125	49,7852	2	4	10	1,83004						
169	55,1456	3	2	1	1,66416	129	50,5351	0	2	14	1,80463						
174	55,7575	0	3	-3	1,64734	132	50,6311	4	4	0	1,80143						
175	55,7575	0	3	3	1,64734	133	50,6599	2	6	4	1,80048						
176	55,925	0	0	4	1,6428	135	50,8548	0	4	12	1,79403						
179	56,1678	1	4	0	1,63627	136	51,0936	3	5	5	1,78621						
180	56,1678	4	1	0	1,63627	137	51,1152	1	3	13	1,7855						
181	56,4706	0	4	-2	1,62822	138	51,1337	4	4	2	1,7849						
182	56,4706	0	4	2	1,62822	139	51,8143	4	2	8	1,76304						
187	57,3728	0	1	-4	1,60474	144	52,2306	5	1	1	1,74997						
188	57,3728	0	1	4	1,60474	145	52,6207	4	4	4	1,73791						
194	58,0432	1	4	-1	1,58779	146	52,6962	2	0	14	1,7356						
195	58,0432	1	4	1	1,58779	151	52,822	1	7	1	1,73176						
196	58,0432	4	1	-1	1,58779	152	53,1376	2	6	6	1,72222						
197	58,0432	4	1	1	1,58779	155	53,2107	5	1	3	1,72002						
206	60,0412	2	2	-3	1,53964	156	53,5345	1	1	15	1,71038						
207	60,0412	2	2	3	1,53964	157	53,7946	1	7	3	1,70272						
208	60,201	1	1	-4	1,53593	158	53,9539	3	3	11	1,69807						
209	60,201	1	1	4	1,53593	159	54,0402	3	5	7	1,69556						
212	60,7222	2	3	-2	1,52399	160	54,1472	1	5	11	1,69246						
213	60,7222	2	3	2	1,52399	163	54,8925	2	2	14	1,67123						
214	60,7222	3	2	-2	1,52399	164	55,036	4	4	6	1,66722						
215	60,7222	3	2	2	1,52399	165	55,1345	5	1	5	1,66447						
220	61,4275	1	3	-3	1,50818	170	55,1943	2	4	12	1,66281						
221	61,4275	1	3	3	1,50818	171	55,3453	3	1	13	1,65863						
222	61,4275	3	1	-3	1,50818	172	55,6357	0	0	16	1,65066						
223	61,4275	3	1	3	1,50818	173	55,7046	1	7	5	1,64878						
226	61,5852	0	2	-4	1,50469	177	56,154	4	2	10	1,63664						
227	61,5852	0	2	4	1,50469	183	56,478	2	6	8	1,62802						
231	61,814	0	5	0	1,49967	184	56,5299	0	6	10	1,62665						
243	63,4594	1	4	-2	1,46469	185	56,59	5	3	1	1,62506						
244	63,4594	1	4	2	1,46469	189	57,5193	5	3	3	1,601						
245	63,4594	4	1	-2	1,46469	190	57,807	3	5	9	1,59371						
246	63,4594	4	1	2	1,46469	191	57,8268	1	3	15	1,59322						
247	63,586	0	5	-1	1,46208	193	57,9391	5	1	7	1,59039						
248	63,586	0	5	1	1,46208	198	58,3032	4	4	8	1,58133						
252	64,5246	3	3	0	1,44306	199	58,4913	1	7	7	1,57669						
262	65,4837	0	4	-3	1,42422	201	59,134	4	0	12	1,56108						
263	65,4837	0	4	3	1,42422	202	59,3499	5	3	5	1,55591						
266	65,636	1	2	-4	1,42129	203	59,551	3	3	13	1,55114						
267	65,636	1	2	4	1,42129	204	59,6598	0	8	0	1,54857						

268	65,636	2	1	-4	1,42129	205	59,7323	1	5	13	1,54686
269	65,636	2	1	4	1,42129	211	60,5931	2	6	10	1,52693
271	65,8569	2	4	0	1,41705	216	60,9579	1	1	17	1,51866
272	65,8569	4	2	0	1,41705	217	61,0984	3	7	1	1,51551
275	66,2567	3	3	-1	1,40947	218	61,1627	2	4	14	1,51407
276	66,2567	3	3	1	1,40947	219	61,1771	4	2	12	1,51375
291	67,5713	2	4	-1	1,38521	224	61,4509	0	8	4	1,50766
292	67,5713	2	4	1	1,38521	225	61,551	5	1	9	1,50544
293	67,5713	4	2	-1	1,38521	228	61,7478	3	1	15	1,50112
294	67,5713	4	2	1	1,38521	229	61,7688	2	2	16	1,50066
297	68,2647	0	3	-4	1,37282	230	61,7799	4	6	2	1,50041
298	68,2647	0	3	4	1,37282	232	61,9854	3	7	3	1,49593
303	68,752	0	5	-2	1,36428	233	62,0331	5	3	7	1,4949
304	68,752	0	5	2	1,36428	234	62,0835	1	7	9	1,4938
308	69,4129	2	3	-3	1,35289	236	62,308	3	5	11	1,48896
309	69,4129	2	3	3	1,35289	237	62,3431	4	4	10	1,48821
310	69,4129	3	2	-3	1,35289	241	63,0994	4	6	4	1,47218
311	69,4129	3	2	3	1,35289	242	63,336	6	0	2	1,46725
314	69,7757	1	5	0	1,34674	249	63,7381	3	7	5	1,45895
315	69,7757	5	1	0	1,34674	250	63,8491	0	4	16	1,45669
326	71,3254	3	3	-2	1,32124	251	64,0342	2	8	2	1,45292
327	71,3254	3	3	2	1,32124	253	64,7284	5	5	1	1,43901
330	71,445	1	5	-1	1,31932	254	64,8725	6	2	0	1,43616
331	71,445	1	5	1	1,31932	255	64,9383	1	3	17	1,43486
332	71,445	5	1	-1	1,31932	256	65,2654	4	6	6	1,42846
333	71,445	5	1	1	1,31932	257	65,3023	0	2	18	1,42774
336	71,7639	0	0	5	1,31424	258	65,3025	6	2	2	1,42774
338	71,9758	1	4	-3	1,31089	259	65,3283	2	8	4	1,42724
339	71,9758	1	4	3	1,31089	261	65,4083	2	6	12	1,42568
340	71,9758	4	1	-3	1,31089	264	65,511	5	3	9	1,4237
341	71,9758	4	1	3	1,31089	265	65,5878	5	5	3	1,42222
342	72,1215	2	2	-4	1,3086	270	65,7012	3	3	15	1,42004
343	72,1215	2	2	4	1,3086	273	65,8728	1	5	15	1,41675
349	72,5973	2	4	-2	1,30119	274	65,9005	5	1	11	1,41622
350	72,5973	2	4	2	1,30119	277	66,3191	3	7	7	1,4083
351	72,5973	4	2	-2	1,30119	278	66,4137	1	7	11	1,40652
352	72,5973	4	2	2	1,30119	279	66,5835	6	2	4	1,40334
353	73,0326	0	1	-5	1,29451	280	66,6563	0	8	8	1,40199
354	73,0326	0	1	5	1,29451	281	66,7768	6	0	6	1,39975
359	73,3878	1	3	-4	1,28912	282	66,8193	4	2	14	1,39896
360	73,3878	1	3	4	1,28912	284	67,0881	4	4	12	1,39401
361	73,3878	3	1	-4	1,28912	285	67,1533	2	0	18	1,39282
362	73,3878	3	1	4	1,28912	286	67,1592	0	6	14	1,39271
377	75,5453	1	1	-5	1,25757	287	67,2894	5	5	5	1,39033
378	75,5453	1	1	5	1,25757	289	67,4561	2	8	6	1,3873
383	76,1038	0	6	0	1,24972	290	67,477	3	5	13	1,38692
388	76,3632	1	5	-2	1,24612	295	67,6513	2	4	16	1,38377
389	76,3632	1	5	2	1,24612	296	68,2364	4	6	8	1,37332
390	76,3632	5	1	-2	1,24612	299	68,6253	3	1	17	1,36649
391	76,3632	5	1	2	1,24612	300	68,6918	6	2	6	1,36532
394	76,7908	0	2	-5	1,24025	301	68,7182	1	1	19	1,36486
395	76,7908	0	2	5	1,24025	305	69,0632	2	2	18	1,35889
400	76,9976	0	5	-3	1,23743	306	69,0925	1	9	1	1,35838
401	76,9976	0	5	3	1,23743	312	69,684	3	7	9	1,34829
405	77,1398	0	4	-4	1,2355	313	69,7288	5	3	11	1,34753
406	77,1398	0	4	4	1,2355	316	69,8033	5	5	7	1,34628

410	77,3463	3	4	0	1,23272	317	69,9251	1	9	3	1,34423
411	77,3463	4	3	0	1,23272	318	70,3816	2	8	8	1,33663
412	77,7205	0	6	-1	1,22772	320	70,8721	2	6	14	1,32857
413	77,7205	0	6	1	1,22772	321	70,934	5	1	13	1,32757
424	78,9553	3	4	-1	1,21159	322	71,032	6	4	2	1,32598
425	78,9553	3	4	1	1,21159	325	71,187	4	0	16	1,32347
426	78,9553	4	3	-1	1,21159	328	71,3699	0	0	20	1,32053
427	78,9553	4	3	1	1,21159	329	71,4299	1	7	13	1,31956
430	79,4683	3	3	-3	1,20505	334	71,5772	1	9	5	1,31721
431	79,4683	3	3	3	1,20505	335	71,5941	6	2	8	1,31694
437	79,814	2	5	0	1,2007	337	71,9691	4	6	10	1,311
438	79,814	5	2	0	1,2007	344	72,2645	6	4	4	1,30636
448	80,4918	1	2	-5	1,19228	345	72,3857	3	3	17	1,30448
449	80,4918	1	2	5	1,19228	346	72,4765	1	3	19	1,30306
450	80,4918	2	1	-5	1,19228	347	72,4916	4	4	14	1,30283
451	80,4918	2	1	5	1,19228	348	72,5498	1	5	17	1,30193
454	80,696	2	4	-3	1,18978	355	73,0491	4	2	16	1,29426
455	80,696	2	4	3	1,18978	356	73,0941	5	5	9	1,29357
456	80,696	4	2	-3	1,18978	357	73,275	3	5	15	1,29082
457	80,696	4	2	3	1,18978	363	73,4156	6	0	10	1,2887
460	80,8364	2	3	-4	1,18807	364	73,7909	3	7	11	1,28307
461	80,8364	2	3	4	1,18807	365	74,0264	1	9	7	1,27957
462	80,8364	3	2	-4	1,18807	366	74,0675	2	8	10	1,27896
463	80,8364	3	2	4	1,18807	368	74,3002	6	4	6	1,27553
470	81,4101	2	5	-1	1,18114	369	74,645	5	3	13	1,27049
471	81,4101	2	5	1	1,18114	371	74,6597	2	4	18	1,27028
472	81,4101	5	2	-1	1,18114	372	74,7423	4	8	0	1,26908
473	81,4101	5	2	1	1,18114	373	74,9218	0	8	12	1,26648
481	82,5169	0	6	-2	1,16808	374	75,1461	4	8	2	1,26326
482	82,5169	0	6	2	1,16808	375	75,2562	6	2	10	1,26168
483	82,9362	0	3	-5	1,16324	379	75,5505	7	1	1	1,2575
484	82,9362	0	3	5	1,16324	381	75,9972	3	1	19	1,25121
487	83,2787	1	4	-4	1,15932	382	76,0347	5	7	1	1,25069
488	83,2787	1	4	4	1,15932	385	76,353	4	8	4	1,24626
489	83,2787	4	1	-4	1,15932	386	76,3544	7	1	3	1,24625
490	83,2787	4	1	4	1,15932	387	76,3569	3	9	1	1,24621
497	83,735	3	4	-2	1,15416	392	76,4278	4	6	12	1,24523
498	83,735	3	4	2	1,15416	393	76,6216	5	1	15	1,24256
499	83,735	4	3	-2	1,15416	396	76,8186	2	2	20	1,23987
500	83,735	4	3	2	1,15416	397	76,8369	5	7	3	1,23962
507	84,3557	1	5	-3	1,14724	398	76,8885	1	1	21	1,23891
508	84,3557	1	5	3	1,14724	399	76,962	2	6	16	1,23792
509	84,3557	5	1	-3	1,14724	402	77,1036	1	7	15	1,23599
510	84,3557	5	1	3	1,14724	403	77,1171	6	4	8	1,23581
512	84,6973	1	6	0	1,14349	404	77,1296	5	5	11	1,23564
513	84,6973	6	1	0	1,14349	407	77,158	3	9	3	1,23526
524	86,1633	2	5	-2	1,12775	408	77,2469	1	9	9	1,23406
525	86,1633	2	5	2	1,12775	409	77,293	0	10	2	1,23344
526	86,1633	5	2	-2	1,12775	415	77,9542	7	1	5	1,22462
527	86,1633	5	2	2	1,12775	416	78,3512	4	8	6	1,21941
528	86,2769	1	6	-1	1,12656	417	78,4337	5	7	5	1,21833
529	86,2769	1	6	1	1,12656	418	78,4838	2	8	12	1,21768
530	86,2769	6	1	-1	1,12656	419	78,5353	4	4	16	1,21701
531	86,2769	6	1	1	1,12656	421	78,6104	3	7	13	1,21604
535	86,58	2	2	-5	1,12339	422	78,712	0	4	20	1,21472
536	86,58	2	2	5	1,12339	423	78,7529	3	9	5	1,21419

549	87,7908	1	3	-5	1,11099	429	79,1833	7	3	1	1,20867
550	87,7908	1	3	5	1,11099	432	79,6238	3	3	19	1,20309
551	87,7908	3	1	-5	1,11099	433	79,6513	6	2	12	1,20274
552	87,7908	3	1	5	1,11099	434	79,6948	3	5	17	1,20219
557	88,131	0	5	-4	1,10758	435	79,7828	1	5	19	1,20109
558	88,131	0	5	4	1,10758	436	79,7933	6	6	0	1,20096
567	89,3912	0	0	6	1,0952	439	79,8713	4	2	18	1,19998
						440	79,9762	7	3	3	1,19867
						441	80,189	0	6	18	1,19602
						442	80,1892	6	6	2	1,19602
						443	80,2399	5	3	15	1,19539
						444	80,3365	7	1	7	1,1942
						446	80,4285	2	10	0	1,19306
						447	80,4725	0	10	6	1,19252
						452	80,5035	1	3	21	1,19214
						453	80,6938	6	4	10	1,18981
						458	80,8123	5	7	7	1,18836
						459	80,8237	2	10	2	1,18822
						466	81,1253	4	8	8	1,18457
						467	81,1291	3	9	7	1,18452
						468	81,2168	1	9	11	1,18346
						469	81,3743	6	6	4	1,18157
						474	81,5564	7	3	5	1,17939
						475	81,5933	4	6	14	1,17895
						476	81,6271	0	2	22	1,17855
						478	81,8895	5	5	13	1,17543
						479	82,0068	2	10	4	1,17405
						480	82,2271	2	4	20	1,17146
						485	82,9639	5	1	17	1,16292
						486	82,9869	6	0	14	1,16266
						491	83,3358	2	0	22	1,15867
						492	83,3415	6	6	6	1,15861
						493	83,4366	1	7	17	1,15753
						494	83,4876	7	1	9	1,15695
						495	83,617	2	8	14	1,15549
						496	83,6902	2	6	18	1,15467
						501	83,915	7	3	7	1,15214
						502	83,9233	3	1	21	1,15205
						503	83,9598	5	7	9	1,15164
						504	83,9712	2	10	6	1,15152
						505	84,134	3	7	15	1,1497
						506	84,2744	3	9	9	1,14814
						511	84,6623	4	8	10	1,14387
						514	84,7692	6	2	14	1,1427
						515	85,0176	6	4	12	1,14
						516	85,117	2	2	22	1,13892
						518	85,2349	4	4	18	1,13764
						519	85,556	4	0	20	1,13419
						520	85,5766	1	1	23	1,13397
						521	85,9268	1	9	13	1,13025
						522	86,0098	0	8	16	1,12937
						523	86,0829	6	6	8	1,1286
						532	86,3334	7	5	1	1,12597
						534	86,5237	5	3	17	1,12398
						537	86,7099	2	10	8	1,12204
						538	86,7533	0	10	10	1,12159

539	86,7672	3	5	19	1,12145
540	87,0445	7	3	9	1,11859
541	87,1145	7	5	3	1,11787
542	87,2735	1	11	1	1,11624
543	87,3316	4	2	20	1,11565
544	87,3746	5	5	15	1,11521
545	87,4	7	1	11	1,11495
546	87,4714	4	6	16	1,11422
547	87,4781	3	3	21	1,11416
548	87,6347	1	5	21	1,11257
554	87,8697	5	7	11	1,1102
556	88,054	1	11	3	1,10835
559	88,1599	8	0	0	1,10729
560	88,1828	3	9	11	1,10706
563	88,6753	7	5	5	1,10218
564	88,8529	0	0	24	1,10044
565	88,9591	4	8	12	1,0994
566	89,1251	1	3	23	1,09778
568	89,479	2	8	16	1,09435
569	89,5952	6	6	10	1,09324
570	89,6141	1	11	5	1,09305
571	89,7199	8	0	4	1,09204

H. Índices de Miller calculados para todos os picos difratados nas fases martensitas B19' (monoclínicas) das amostras obtidas por meio do processamento de fusão ao Arco Elétrico (*Arc Melting*)

Tabela 120 - Indexação completa das fases Martensitas monoclínicas encontrada nas ligas Ni₅₀Ti₄₂Hf₈ .at%, Ni₅₀Ti₃₉Hf₁₁ .at% e Ni₅₀Ti₃₆Hf₁₄ .at% obtidas ao arco elétrico (*arc melting*)

Composição Ni ₅₀ Ti ₄₂ Hf ₈ .at%						Composição Ni ₅₀ Ti ₃₉ Hf ₁₁ .at%						Composição Ni ₅₀ Ti ₃₆ Hf ₁₄ .at%					
NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36)						NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36)						NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36)					
Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]
2	18,8279	0	0	1	4,70941	2	18,8836	0	0	1	4,69563	1	18,8684	0	0	1	4,69938
4	28,7995	0	1	1	3,09748	4	28,8342	0	1	1	3,09383	2	28,9294	0	1	1	3,08386
5	30,1253	1	0	0	2,96411	6	29,9752	1	0	0	2,97862	3	30,5025	1	0	0	2,92831
8	37,3685	1	1	0	2,40454	7	32,6976	-1	0	1	2,73656	4	37,5753	1	1	0	2,39177
11	38,3374	1	0	1	2,34596	8	37,2423	1	1	0	2,41239	5	38,2283	0	0	2	2,35241
13	39,7992	-1	1	1	2,2631	11	38,306	0	0	2	2,34781	6	39,3527	1	1	-1	2,28775
17	44,0053	0	2	0	2,05605	12	38,4357	1	0	1	2,34019	7	44,3318	0	1	2	2,04167
19	44,2922	0	1	2	2,0434	13	39,5225	-1	1	1	2,27831	8	45,1094	1	1	1	2,00826
20	44,4232	1	1	1	2,03768	17	43,998	0	2	0	2,05638	9	49,7922	1	1	-2	1,8298
22	45,1703	-1	0	2	2,00569	18	44,3935	0	1	2	2,03897	10	59,8916	0	2	2	1,54313
23	48,2588	0	2	1	1,8843	19	44,5085	1	1	1	2,03397	11	61,9861	2	0	-1	1,49592
25	50,5933	-1	1	2	1,80269	20	44,8317	-1	0	2	2,02005	12	63,3574	0	1	-3	1,4668
27	53,3592	1	0	2	1,71559	22	48,2761	0	2	1	1,88366	13	64,3781	1	2	-2	1,44599
28	54,2531	1	2	0	1,68941	24	50,2811	-1	1	2	1,81315	14	65,6503	1	1	-3	1,42101
29	56,0998	-1	2	1	1,6381	25	53,6493	1	0	2	1,70699	15	70,2655	2	0	1	1,33855
30	58,2229	1	1	2	1,58332	26	54,1542	1	2	0	1,69226	16	73,642	1	0	3	1,28529
31	58,7729	0	0	3	1,5698	27	55,8821	-1	2	1	1,64396	17	78,0542	1	3	-1	1,2233
33	59,6524	0	2	2	1,54874	28	58,4954	1	1	2	1,57659	18	79,282	2	2	-1	1,20741
34	59,7585	1	2	1	1,54625	29	58,9624	0	0	3	1,56521	19	81,7907	0	0	4	1,17661
35	62,3212	-1	0	3	1,48868	30	59,73	0	2	2	1,54692	20	85,8225	0	1	4	1,13135
36	62,5926	-2	0	1	1,48287	31	59,8232	1	2	1	1,54473						
37	62,631	2	0	0	1,48206	33	62,0064	-2	0	1	1,49548						
39	63,3686	0	1	3	1,46657	34	62,0187	-1	0	3	1,49521						
40	64,8951	-1	2	2	1,43571	35	62,2919	2	0	0	1,48931						
42	66,7756	-1	1	3	1,39977	37	63,5484	0	1	3	1,46285						
43	67,0372	-2	1	1	1,39494	39	64,6247	-1	2	2	1,44106						
44	67,0742	2	1	0	1,39426	40	66,4709	-2	1	1	1,40545						
46	69,2743	-2	0	2	1,35526	41	66,4828	-1	1	3	1,40523						
47	69,3836	2	0	1	1,35339	42	66,7459	2	1	0	1,40032						
49	71,5745	1	2	2	1,31725	43	68,5226	-2	0	2	1,36828						
50	71,6476	0	3	1	1,31609	44	69,3341	2	0	1	1,35424						
51	72,4098	1	0	3	1,3041	45	71,6544	0	3	1	1,31598						
53	73,5181	-2	1	2	1,28715	46	71,8148	1	2	2	1,31343						
54	73,6247	2	1	1	1,28555	47	72,784	-2	1	2	1,29832						
55	76,2488	0	2	3	1,24771	48	72,8724	1	0	3	1,29696						
57	76,5086	1	3	0	1,24412	50	73,5751	2	1	1	1,2863						
58	76,5836	1	1	3	1,24309	51	76,4105	0	2	3	1,24547						
60	78,0626	-1	3	1	1,22319	52	76,4195	1	3	0	1,24535						
61	79,4094	-1	2	3	1,20579	53	77,0358	1	1	3	1,23691						
62	79,6541	-2	2	1	1,2027	54	77,8716	-1	3	1	1,22571						

63	79,6888	2	2	0	1,20227	56	79,1209	-2	2	1	1,20947
65	81,1216	0	3	2	1,18461	57	79,1319	-1	2	3	1,20932
66	81,2142	1	3	1	1,18349	58	79,3778	2	2	0	1,2062
68	81,7277	0	0	4	1,17735	60	81,0686	-2	0	3	1,18525
69	81,9256	-2	0	3	1,17501	61	81,1829	0	3	2	1,18387
70	82,0977	2	0	2	1,17298	62	81,2644	1	3	1	1,18289
71	83,2803	-1	0	4	1,1593	64	82,019	0	0	4	1,17391
72	85,7737	0	1	4	1,13187	65	82,3441	2	0	2	1,17009
73	85,7924	-1	3	2	1,13167	66	83,0189	-1	0	4	1,16229
74	85,804	-2	2	2	1,13155	67	85,0953	-2	2	2	1,13915
75	85,9065	2	2	1	1,13046	68	85,1187	-2	1	3	1,1389
76	85,9701	-2	1	3	1,12979	69	85,5407	-1	3	2	1,13436
77	86,1409	2	1	2	1,12799	70	85,8549	2	2	1	1,13101
79	87,3158	-1	1	4	1,11581	71	86,0615	0	1	4	1,12882
80	88,7691	1	2	3	1,10126	73	86,3843	2	1	2	1,12543
						74	87,0547	-1	1	4	1,11848
						75	89,2056	1	2	3	1,097

Tabela 121 - Indexação completa das 3 primeiras fases Martensitas monoclinicas encontradas na liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico (*arc melting*)

NiTiHf - B19' (0.6/1/0.4)						NiTiHf - B19' (0.79/0.75/0.46)						NiTiHf - B19' (0.86/0.89/0.25)					
Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]
1	18,409	0	0	1	4,8156	4	19,46	0	0	1	4,55782	6	22,837	0	0	1	3,89091
8	28,3068	1	0	0	3,15027	13	28,9307	1	0	0	3,08373	12	28,8883	-1	0	1	3,08816
10	28,7929	0	1	1	3,09817	18	29,6075	0	1	1	3,01477	23	33,2874	0	1	1	2,68941
21	30,9034	-1	0	1	2,89123	19	30,3813	-1	0	1	2,93972	25	35,2781	-1	0	2	2,54208
27	36,1028	1	1	0	2,48588	29	36,7013	1	1	0	2,4467	35	37,8259	-1	1	1	2,3765
30	36,8259	1	0	1	2,43871	37	37,8859	-1	1	1	2,37288	41	38,9228	1	0	0	2,31202
32	37,3159	0	0	2	2,4078	44	39,3326	1	0	1	2,28887	51	43,0571	-1	1	2	2,09911
40	38,2262	-1	1	1	2,35253	45	39,5116	0	0	2	2,27891	65	46,1869	1	1	0	1,96389
49	42,8363	-1	0	2	2,10942	48	42,6166	-1	0	2	2,11978	67	46,6502	0	0	2	1,94546
52	43,2809	1	1	1	2,08877	60	45,0713	0	2	0	2,00987	73	48,9087	0	2	0	1,86077
54	43,7101	0	1	2	2,06925	63	45,5701	1	1	1	1,98902	83	53,0752	0	1	2	1,72409
59	44,752	0	2	0	2,02346	64	45,729	0	1	2	1,98248	84	53,1029	-1	0	3	1,72326
71	48,6361	-1	1	2	1,87056	70	48,5124	-1	1	2	1,87504	87	54,6287	0	2	1	1,67868
72	48,7774	0	2	1	1,86547	77	49,5262	0	2	1	1,839	99	57,8036	-1	2	1	1,5938
79	51,8186	1	0	2	1,76291	86	54,4487	1	2	0	1,6838	103	58,4227	1	0	1	1,57838
85	53,8017	1	2	0	1,70251	90	55,3261	-1	2	1	1,65916	106	59,023	-1	1	3	1,56375
91	55,3756	-1	2	1	1,65779	93	56,1168	1	0	2	1,63764	112	59,8509	-2	0	2	1,54408
95	56,928	1	1	2	1,61622	98	57,7987	-2	0	1	1,59392	129	61,7305	-1	2	2	1,5015
96	57,3547	0	0	3	1,6052	114	59,9456	2	0	0	1,54187	132	62,4689	-2	0	3	1,48551
101	58,1239	-2	0	1	1,58578	118	60,3388	-1	0	3	1,53276	144	64,026	1	1	1	1,45309
105	58,5546	2	0	0	1,57513	122	60,9308	0	0	3	1,51927	145	64,1986	1	2	0	1,4496
109	59,2948	1	2	1	1,55723	124	61,0492	1	1	2	1,51661	155	65,382	-2	1	2	1,42619
110	59,5878	-1	0	3	1,55027	126	61,3338	1	2	1	1,51025	163	67,3253	-2	0	1	1,38967
111	59,6378	0	2	2	1,54909	127	61,4632	0	2	2	1,50738	165	67,8802	-2	1	3	1,37966
131	62,1618	0	1	3	1,49211	133	62,6483	-2	1	1	1,48169	170	69,8968	0	2	2	1,3447
135	62,8949	-2	1	1	1,47647	137	63,2103	-2	0	2	1,46986	181	72,5536	-2	1	1	1,30187
139	63,306	2	1	0	1,46787	142	63,7603	-1	2	2	1,4585	186	72,8716	0	0	3	1,29697

141	63,6752	-1	2	2	1,46025	150	64,6987	2	1	0	1,4396	195	75,0699	-1	2	3	1,26435
146	64,2937	-1	1	3	1,44768	153	65,0753	-1	1	3	1,43217	212	77,9462	0	1	3	1,22473
147	64,3967	-2	0	2	1,44561	158	65,6429	0	1	3	1,42116	230	79,5773	1	2	1	1,20367
157	65,6105	2	0	1	1,42178	164	67,8351	-2	1	2	1,38047	237	80,8214	-2	2	2	1,18825
168	68,9196	-2	1	2	1,36137	169	69,2374	2	0	1	1,35589	243	81,347	0	3	1	1,1819
171	70,094	2	1	1	1,3414	188	73,6274	0	3	1	1,28551	257	83,5389	1	0	2	1,15637
175	70,5188	1	0	3	1,33436	189	73,6769	2	1	1	1,28477	259	83,571	2	0	0	1,15601
176	70,8336	1	2	2	1,3292	193	74,7086	1	2	2	1,26957	262	84,0074	-1	3	1	1,15111
184	72,7413	0	3	1	1,29897	196	75,2687	-2	0	3	1,2615	283	87,5493	-2	2	1	1,11343
194	74,8684	1	1	3	1,26725	199	76,1653	-2	2	1	1,24887	287	88,4617	1	1	2	1,10429
197	75,5464	0	2	3	1,25755	207	76,8635	1	0	3	1,23926	288	88,4937	2	1	0	1,10397
200	76,217	-2	2	1	1,24815	211	77,6305	1	3	0	1,22892						
203	76,4767	-2	0	3	1,24456	213	78,0506	2	2	0	1,22335						
204	76,5943	2	2	0	1,24294	219	78,3643	-1	3	1	1,21924						
206	76,8041	1	3	0	1,24007	220	78,3989	-1	2	3	1,21879						
208	77,5036	-1	2	3	1,23061	223	78,9251	0	2	3	1,21197						
214	78,1181	-1	3	1	1,22246	231	79,5812	-2	1	3	1,20362						
218	78,3552	2	0	2	1,21936	239	80,9705	-2	2	2	1,18644						
228	79,5592	0	0	4	1,2039	242	81,1511	1	1	3	1,18426						
232	79,8173	-1	0	4	1,20066	249	81,976	-1	0	4	1,17441						
235	80,7129	-2	1	3	1,18958	258	83,5412	1	3	1	1,15635						
246	81,4703	1	3	1	1,18042	260	83,6556	0	3	2	1,15505						
247	81,7689	0	3	2	1,17686	267	84,6109	2	0	2	1,14443						
248	81,8192	-2	2	2	1,17627	270	85,0674	0	0	4	1,13946						
251	82,566	2	1	2	1,16751	275	85,7039	-1	3	2	1,13262						
254	82,9291	2	2	1	1,16332	277	86,2074	-1	1	4	1,12729						
261	83,7562	0	1	4	1,15392	278	86,5187	2	2	1	1,12403						
263	84,0115	-1	1	4	1,15106	289	88,8268	2	1	2	1,10069						
272	85,3447	-1	3	2	1,13646	291	89,2814	0	1	4	1,09626						
282	87,4978	1	2	3	1,11395												

Tabela 122 - Indexação completa das 2 últimas fases Martensitas monoclinicas encontradas na liga Ni₅₀Ti₃₃Hf₁₇.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico (*arc melting*)

NiTiHf - B19' (0.9/0.59/0.51)						NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36)					
Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]
5	20,0561	0	0	1	4,42369	2	18,5536	0	0	1	4,77842
7	26,5605	-1	0	1	3,35329	3	18,7996	0	0	1	4,71643
9	28,5725	1	0	0	3,12157	11	28,8447	1	0	0	3,09273
14	28,9355	0	1	1	3,08323	15	29,1091	0	1	1	3,06524
16	29,245	0	1	1	3,0513	17	29,3734	1	0	0	3,03826
24	34,1425	-1	1	1	2,62398	20	30,8939	1	0	-1	2,8921
26	35,7677	1	1	0	2,5084	22	31,7708	-1	0	1	2,81425
28	36,465	1	1	0	2,46201	31	37,145	1	1	0	2,41849
33	37,5045	1	0	-2	2,39613	34	37,6172	0	0	2	2,38921
36	37,8679	-1	0	2	2,37396	38	37,9288	1	0	1	2,37029
46	40,7619	0	0	2	2,21185	39	38,038	0	0	2	2,36374
47	42,2109	1	0	1	2,13921	42	39,0422	1	1	-1	2,30522
50	42,8847	0	2	0	2,10715	43	39,1197	-1	1	1	2,30083
55	43,7297	-1	1	2	2,06837	53	43,5366	-1	0	2	2,07709

57	44,3229	1	1	-2	2,04205	56	44,1289	0	1	2	2,05058
66	46,3216	0	1	2	1,95849	58	44,4024	1	1	1	2,03858
68	47,6345	1	1	1	1,90753	61	45,1979	0	2	0	2,00453
69	47,7721	0	2	1	1,90235	62	45,3581	0	2	0	1,99782
78	51,1571	-1	2	1	1,78414	74	49,2578	1	1	-2	1,84839
80	52,3427	1	2	0	1,74648	75	49,4056	0	2	1	1,84321
81	52,6997	-2	0	1	1,73549	76	49,413	-1	1	2	1,84295
88	54,7005	-2	0	2	1,67665	82	52,9751	1	0	2	1,72712
92	55,729	-1	0	3	1,64811	89	54,9623	1	2	0	1,66928
97	57,3726	-2	1	1	1,60474	94	56,4383	-1	2	1	1,62907
104	58,5233	-1	2	2	1,5759	100	57,8431	0	0	3	1,59281
107	59,1462	2	0	0	1,56078	102	58,141	1	1	2	1,58535
108	59,2674	-2	1	2	1,55788	116	60,2801	-1	0	3	1,53411
113	59,8605	1	1	-3	1,54385	117	60,3184	-2	0	1	1,53322
115	60,2452	-1	1	3	1,53491	119	60,3448	0	2	2	1,53262
121	60,6493	0	2	2	1,52565	120	60,5642	1	2	1	1,52759
125	61,1933	1	0	2	1,51338	123	60,9373	2	0	0	1,51913
128	61,5366	1	2	1	1,50576	134	62,7478	0	1	3	1,47958
130	61,7447	1	2	1	1,50119	149	64,6842	-1	2	2	1,43988
136	62,9855	0	0	3	1,47456	152	65,0752	-1	1	3	1,43217
138	63,2391	2	1	0	1,46926	154	65,1119	-2	1	1	1,43146
140	63,5107	2	1	0	1,46363	159	65,705	2	1	0	1,41996
143	63,9618	2	0	-3	1,45439	160	66,3815	-2	0	2	1,40712
148	64,6324	-2	0	3	1,44091	166	68,1358	2	0	1	1,3751
151	64,9411	1	1	2	1,43481	177	70,9548	-2	1	2	1,32723
156	65,4784	1	1	2	1,42433	178	71,8441	1	0	3	1,31297
161	67,1484	0	1	3	1,3929	180	72,2517	1	2	2	1,30656
162	67,2074	0	1	3	1,39183	183	72,6579	2	1	1	1,30026
167	68,8012	-2	1	3	1,36342	191	73,797	0	3	1	1,28298
172	70,2013	-2	2	1	1,33962	201	76,2744	1	1	3	1,24735
173	70,2457	0	3	1	1,33888	202	76,4135	0	2	3	1,24543
174	70,363	0	3	-1	1,33693	216	78,3194	1	3	0	1,21982
179	71,9061	-2	2	2	1,31199	217	78,3365	-2	0	3	1,2196
182	72,6372	2	0	1	1,30058	221	78,5546	-1	2	3	1,21676
185	72,7926	-1	2	3	1,29818	222	78,5886	-2	2	1	1,21632
187	72,9568	-1	3	1	1,29567	225	79,1382	2	2	0	1,20924
190	73,7859	1	3	0	1,28314	229	79,5618	-1	3	1	1,20387
192	73,9282	1	3	0	1,28103	233	80,3036	0	0	4	1,1946
198	75,7843	2	2	0	1,2542	234	80,6399	-1	0	4	1,19047
205	76,6086	2	1	1	1,24274	241	81,0773	2	0	2	1,18515
209	77,555	-1	0	4	1,22992	252	82,6557	-2	1	3	1,16647
210	77,6091	1	2	2	1,2292	253	82,9277	0	3	2	1,16333
215	78,122	1	3	-2	1,22241	256	83,12	1	3	1	1,16113
224	78,9344	0	2	3	1,21186	264	84,0697	-2	2	2	1,15042
226	79,1606	-1	3	2	1,20896	266	84,6008	0	1	4	1,14455
227	79,2257	0	2	3	1,20813	269	84,9337	-1	1	4	1,14091
236	80,7265	-2	2	3	1,18941	273	85,3671	2	1	2	1,13622
238	80,9259	-2	0	4	1,18698	274	85,6941	2	2	1	1,13272
240	81,0218	0	3	2	1,18582	279	86,7927	-1	3	2	1,12118
244	81,4494	-1	1	4	1,18067	290	89,182	1	2	3	1,09723
245	81,459	1	3	1	1,18056						
250	81,9923	1	3	1	1,17422						

255	82,9521	-3	0	2	1,16305
265	84,1601	1	0	3	1,14941
268	84,7851	-2	1	4	1,14253
271	85,2454	3	0	-1	1,13753
276	85,7592	-3	0	1	1,13203
280	86,7966	-3	1	2	1,12114
281	87,1246	-3	0	3	1,11776
284	87,9982	1	1	3	1,10891
285	88,2152	2	2	1	1,10674
286	88,2971	0	0	4	1,10592
292	89,5915	-3	1	1	1,09327
293	89,7351	-2	3	1	1,09189

Tabela 123 - Indexação completa das fases Martensitas monoclinicas encontrada na liga Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀.at% obtida por meio de fusão ao arco elétrico, na UFSCar (São Carlos-SP)

NiTiHf - B19' (0.67/0.91/0.42)						NiTiHf - B19' (0.79/0.75/0.46)						NiTiHf - B19' (1/0.64/0.36)					
Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]	Nº	Pos [°2θ]	h	k	l	d [Å]
1	17,5359	0	0	1	5,05335	4	19,1762	0	0	1	4,62464	2	18,6256	0	0	1	4,76009
5	28,0456	1	0	0	3,17901	10	29,1054	0	1	1	3,06561	3	18,7127	0	0	1	4,73813
6	28,8291	1	0	-1	3,09437	13	31,4045	1	0	0	2,84623	7	28,8364	1	0	0	3,0936
8	29,0674	-1	0	1	3,06954	16	34,4624	-1	0	1	2,60036	9	29,0808	0	1	1	3,06815
11	29,9006	0	1	1	2,98587	26	38,4894	1	1	0	2,33705	14	31,6912	-1	0	1	2,82113
12	30,0428	0	1	-1	2,97206	28	38,9175	0	0	2	2,31232	18	36,6488	1	1	0	2,45009
17	35,5003	0	0	2	2,52667	31	39,5069	1	0	1	2,27917	20	37,2161	1	0	1	2,41403
19	37,0457	1	0	1	2,42474	32	41,0872	-1	1	1	2,19509	23	37,7675	0	0	2	2,38004
21	37,2562	1	1	0	2,41153	38	44,2047	0	2	0	2,04724	29	38,995	-1	1	1	2,3079
22	37,3743	1	1	0	2,40418	42	44,9872	0	1	2	2,01343	35	43,7247	1	1	1	2,06859
24	37,8222	1	1	-1	2,37673	45	45,5119	1	1	1	1,99143	36	43,86	-1	0	2	2,06253
25	38,0557	-1	1	1	2,36268	47	46,8028	-1	0	2	1,93947	37	44,0295	1	1	-2	2,05498
27	38,7071	1	0	-2	2,3244	48	48,5959	0	2	1	1,87201	39	44,2081	0	1	2	2,04709
30	39,4139	-1	0	2	2,28433	54	52,1407	-1	1	2	1,75277	43	45,1513	0	2	0	2,00649
33	42,9553	0	1	2	2,10385	59	54,6471	1	0	2	1,67816	44	45,2171	0	2	0	2,00373
34	43,3248	0	1	2	2,08676	61	55,2245	1	2	0	1,66197	51	49,2422	0	2	1	1,84894
40	44,4394	1	1	1	2,03697	64	57,2244	-1	2	1	1,60855	52	49,6583	-1	1	2	1,83442
41	44,6414	1	1	1	2,02822	71	59,4809	1	1	2	1,5528	55	52,2679	1	0	2	1,74881
46	46,6902	-1	1	2	1,94388	76	59,9592	0	0	3	1,54155	58	54,4624	1	2	0	1,68341
49	48,6206	0	2	0	1,87112	80	60,3366	0	2	2	1,53281	63	56,2115	-1	2	1	1,63511
50	49,1976	0	2	0	1,85052	82	60,7645	1	2	1	1,52303	65	57,4334	1	1	2	1,60319
53	51,6259	1	0	2	1,76903	91	64,3069	-1	0	3	1,44742	69	58,087	0	0	3	1,5867
56	52,6285	0	2	1	1,73767	94	64,5433	0	1	3	1,44269	72	59,5917	-2	0	1	1,55017
57	54,4261	0	0	3	1,68445	97	65,5412	2	0	0	1,42312	74	59,735	2	0	0	1,5468
60	54,6783	-1	0	3	1,67727	99	65,7008	-2	0	1	1,42004	75	59,8943	1	2	1	1,54306
62	55,9638	-2	0	1	1,64175	103	66,3365	-1	2	2	1,40797	78	60,2815	0	2	2	1,53408
66	57,5864	1	2	0	1,59929	106	68,73	-1	1	3	1,36466	84	60,8938	-1	0	3	1,52011
67	57,7133	1	1	2	1,59608	108	69,9248	2	1	0	1,34423	88	62,9389	0	1	3	1,47554
68	57,9746	2	0	0	1,5895	109	70,0796	-2	1	1	1,34165	92	64,3757	-2	1	1	1,44604
70	58,1632	-1	2	1	1,5848	117	72,0955	0	3	1	1,30901	93	64,5128	2	1	0	1,44329
73	59,6167	0	1	3	1,54958	119	72,2056	2	0	1	1,30728	95	64,7688	-1	2	2	1,43821
77	60,2515	-2	0	2	1,53477	120	72,6631	-2	0	2	1,30018	98	65,623	-1	1	3	1,42154

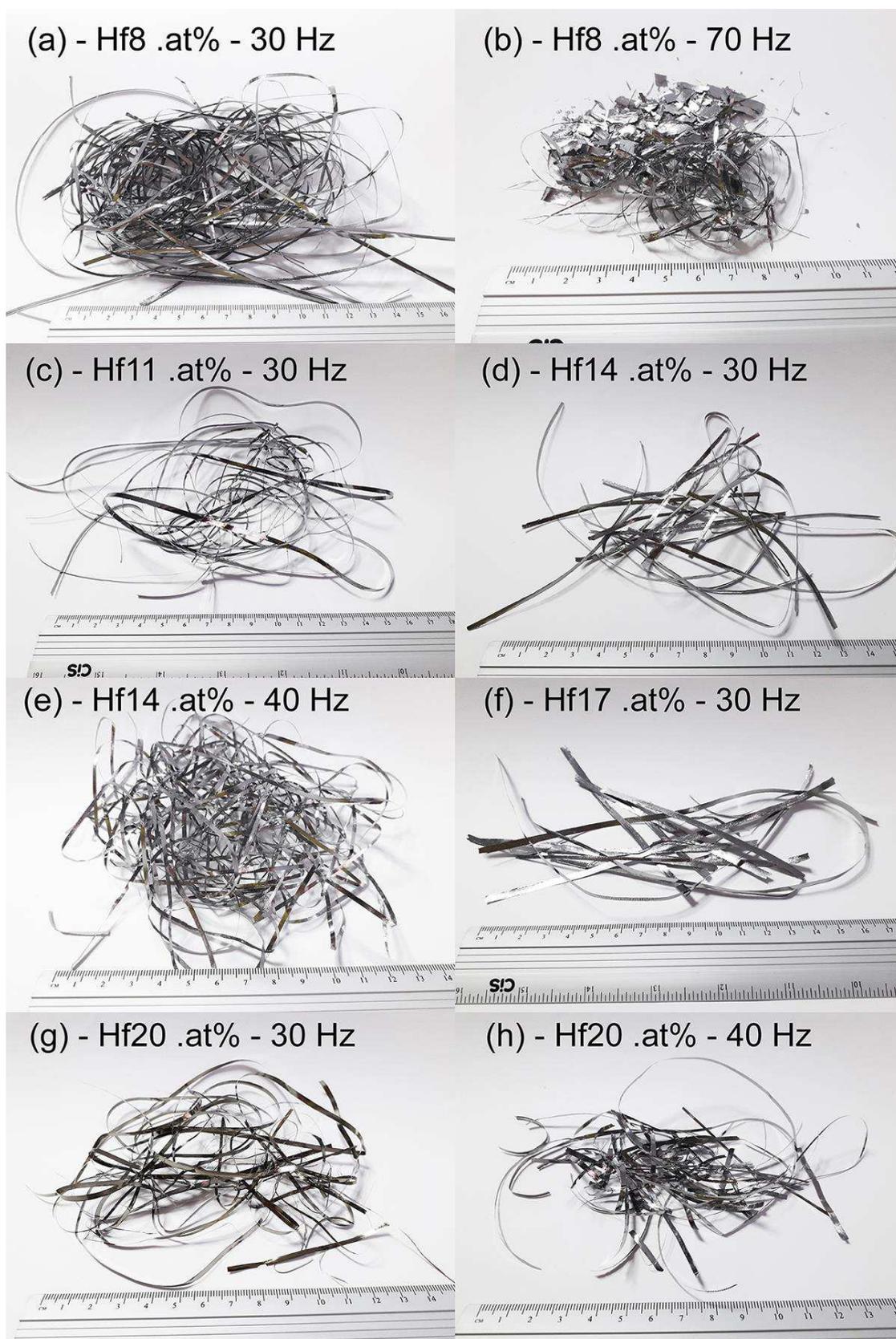
I. Fotos das fitas obtidas por solidificação rápida melt spinning

Figura 195 – Oito amostras de fitas obtidas por melt spun e suas respectivas frequências

J. Informações cristalográficas da fase austenítica B2

Coordenadas atômicas da liga Ni₅₀Ti₃₈Hf₁₂ .at% para a fase estável B2:

1 x,y,z

2 -x,-y,-z

3 z,x,y

4 -z,-x,-y

5 y,z,x

6 -y,-z,-x

7 x,z,y

8 -x,-z,-y

9 y,x,z

10 -y,-x,-z

11 z,y,x

12 -z,-y,-x

13 x,-y,-z

14 -x,y,z

15 z,-x,-y

16 -z,x,y

17 y,-z,-x

18 -y,z,x

19 x,-z,-y

20 -x,z,y

21 y,-x,-z

22 -y,x,z

23 z,-y,-x

24 -z,y,x

25 -x,y,-z

26 x,-y,z

27 -z,x,-y

28 z,-x,y

29 -y,z,-x

30 y,-z,x

- 31 $-x, z, -y$
- 32 $x, -z, y$
- 33 $-y, x, -z$
- 34 $y, -x, z$
- 35 $-z, y, -x$
- 36 $z, -y, x$
- 37 $-x, -y, z$
- 38 $x, y, -z$
- 39 $-z, -x, y$
- 40 $z, x, -y$
- 41 $-y, -z, x$
- 42 $y, z, -x$
- 43 $-x, -z, y$
- 44 $x, z, -y$
- 45 $-y, -x, z$
- 46 $y, x, -z$
- 47 $-z, -y, x$
- 48 $z, y, -x$

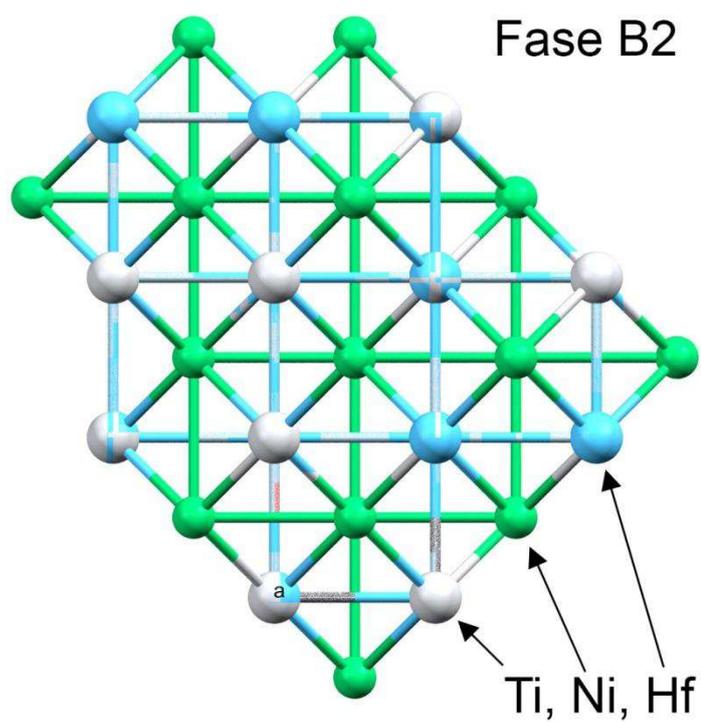


Figura 196 – Vista superior da estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (fase B2)

Tabela 124 – Picos das fases austeníticas B2 indexados. Composição Ni₁Ti_{0.76}Hf_{0.24} mol - grupo espacial $Pm\bar{3}m$ (#221), $a = b = c = 3,056 \text{ \AA}$, $\text{Vol} = 28,3726 \text{ \AA}^3$ e $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

Picos	h	k	l	d-spacing	F ²	multiplicidade
1	1	0	0	3,05	107,989	6
2	1	1	0	2,15668	1056,08	12
3	1	1	1	1,76092	790,109	8
4	2	0	0	1,525	744,173	6
5	2	1	0	1,364	604,352	24
6	2	1	1	1,24516	564,045	24
7	2	2	0	1,07834	449,499	12
8	3	0	0	1,01667	373,036	6
9	2	2	1	1,01667	373,036	24
10	3	1	0	0,964495	372,34	24
11	3	1	1	0,91961	299,213	24
12	2	2	2	0,880459	317,94	8
13	3	2	0	0,845918	243,072	24
14	3	2	1	0,815147	278,094	48

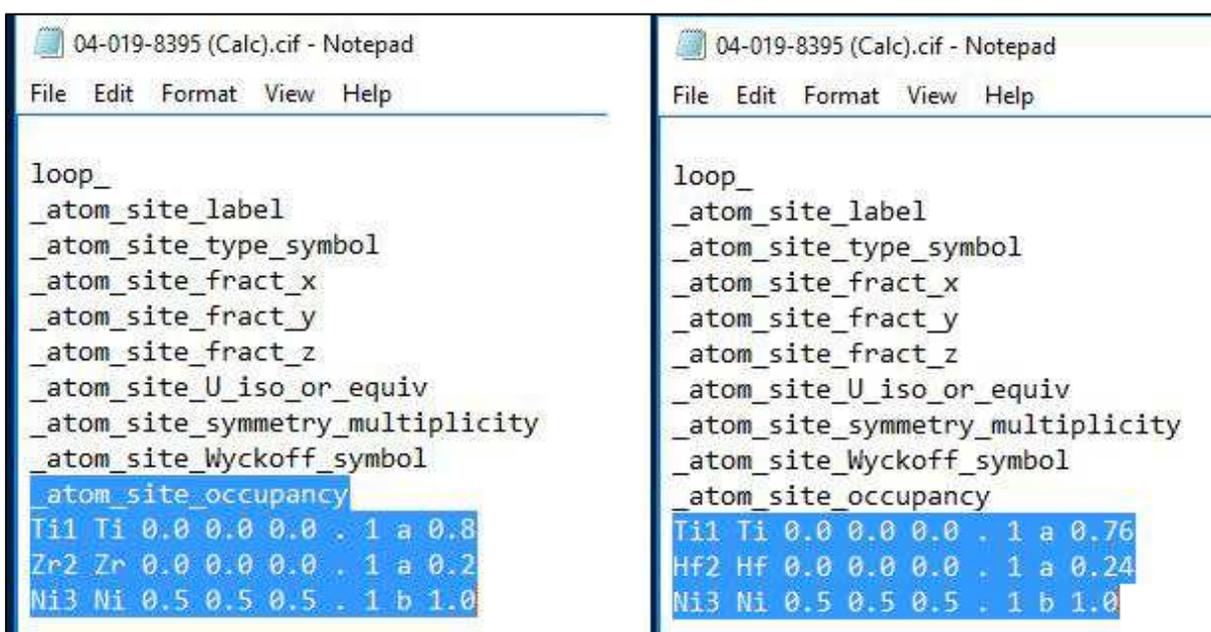


Figura 197 – Alteração de carta cristalográfica da liga de composição Ni₅₀Ti₃₈Zr₁₂ .at% para a liga teórica de composição nominal Ni₅₀Ti₃₈Hf₁₂ .at% (relativa à fase austenita B2)

ANEXOS

A. Notação convencional dos Símbolos de *Pearson* (HANDBOOK)

Classe de cristal	
a	triclínico
m	monoclínico
o	ortorrômbico
t	tetragonal
h	hexagonal e romboédrico
c	cúbico

Tipo de rede	
C	Lateral com faces centradas
F	Faces Centradas
I	Corpo Centrado
R	Romboédrica
P	Primitiva

Classe de cristal	Símbolo de Rede	Letras do Símbolo de <i>Pearson</i>
Triclínico	P	<i>aP</i>
Monoclínico	P	<i>mP</i>
	C	<i>mC</i>
Ortorrômbico	P	<i>oP</i>
	C	<i>oC</i>
	F	<i>oF</i>
	I	<i>oI</i>
Tetragonal	P	<i>tP</i>
	I	<i>tI</i>
Hexagonal (e Trigonal)	P	<i>hP</i>
Romboédrico	R	<i>hR</i>
Cúbico	P	<i>cP</i>
	F	<i>cF</i>
	I	<i>cI</i>

Quadro 33 – Notação dos símbolos de identificação dos cristais (Pearson, 1967)

EXEMPLOS

1. Cu, (símbolo *cF4*): indica Cobre de simetria cúbica de faces centradas, contendo 4 átomos por célula unitária;
2. NaCl, (símbolo *cF8*): indica uma rede cúbica de faces centradas, com 8 íons por célula unitária;
3. CuS (símbolo *hP12*): indica uma rede hexagonal primitiva com 12 íons por célula unitária.

B. Intensidade Integrada (DRX): conceito geométrico

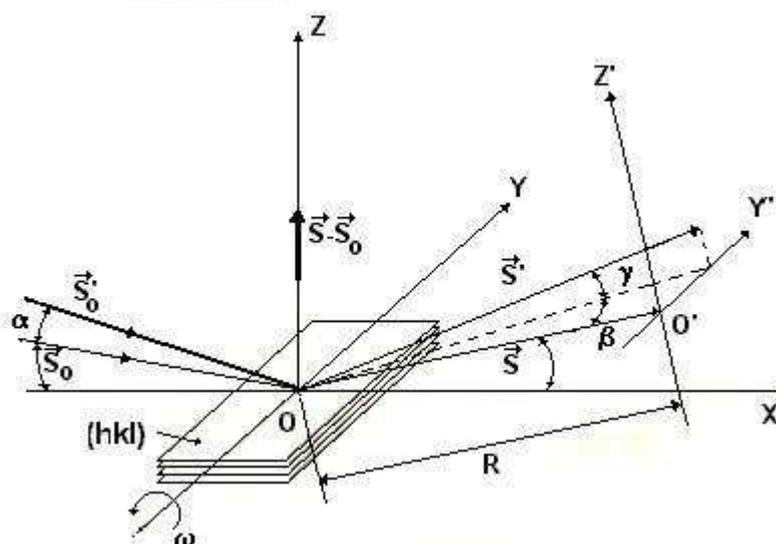


Figura 198 - Conjuntos de planos (hkl) paralelos aos eixos cartesianos X e Y (movimento em torno do eixo Y para a Intensidade Integrada) (Zachariasen, 2004)

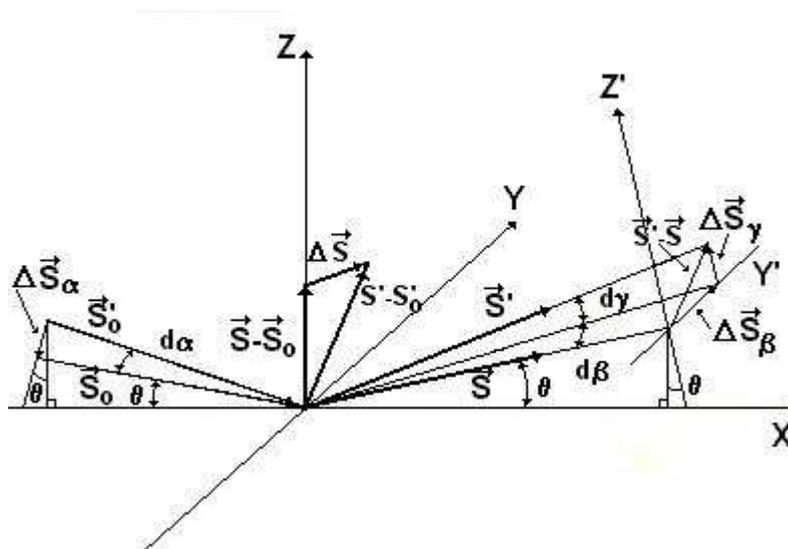


Figura 199 - Medição da intensidade integrada usando um feixe paralelo monocromático: o cristal é ligeiramente girado, com uma velocidade angular ω , sobre uma linha que é paralela aos planos refletoras e perpendiculares aos planos contendo os feixes incidente e difratado.

Durante esta rotação, a intensidade do feixe difratado atinge continuamente o detector, o qual se encontra aberto suficientemente para receber todo o feixe difratado