

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DAS MICROESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO
NO PROCESSO DE USINAGEM DE LIGAS ALUMÍNIO – NIÓBIO
SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR TRANSIENTE**

EVERTON DIVINO FERNANDES PAULINO

ORIENTADOR: Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

PUBLICAÇÃO: FGA.DM – Nº 061A/2018

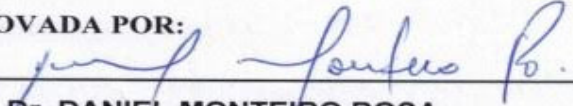
BRASÍLIA/DF: JULHO/2018

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA FACULDADE GAMA / FACULDADE
DE TECNOLOGIA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA**

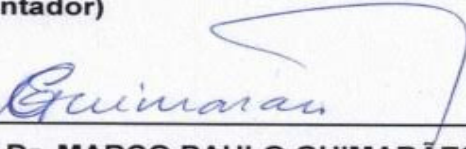
**AValiação DA INFLUÊNCIA DAS MICROESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO
NO PROCESSO DE USINAGEM DE LIGAS ALUMÍNIO – NIÓBIO
SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR TRANSIENTE**

EVERTON DIVINO FERNANDES PAULINO

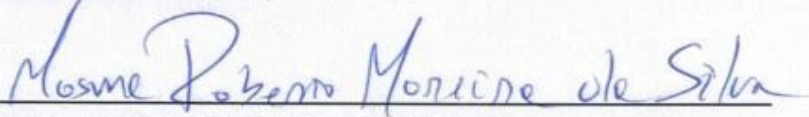
DISSERTAÇÃO DE Mestrado SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE.

APROVADA POR:


Prof. Dr. DANIEL MONTEIRO ROSA
(Orientador)



Prof. Dr. MARCO PAULO GUIMARÃES
(Examinador Externo)



Prof. Dr. COSME ROBERTO MOREIRA DA SILVA
(Examinador Externo)

BRASÍLIA, 06 DE JULHO DE 2018

FICHA CATALOGRÁFICA

FICHA CATALOGRÁFICA EVERTON DIVINO FERNANDES PAULINO Avaliação da influência das microestruturas brutas de fusão no processo de usinagem de ligas alumínio-nióbio solidificadas com fluxo de calor transiente. (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2018). Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia. 1. Solidificação Unidirecional Ascendente 2. Ligas de AlNb 3. Microestrutura bruta de fusão 4. Usinabilidade das ligas AlNb 5. Aquisição da Força F_x , F_y e F_z

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

PAULINO, E.D.F (2018). AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DAS MICROESTRUTURAS BRUTAS DE FUSÃO NO PROCESSO DE USINAGEM DE LIGAS ALUMÍNIO-NIÓBIO SOLIDIFICADAS COM FLUXO DE CALOR TRANSIENTE. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia, Publicação N°061A/2018, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, nº.100.

CESSÃO DE DIREITOS:

Autor: Everton Divino Fernandes Paulino.

Título: Avaliação da influência das microestruturas brutas de fusão no processo de usinagem de ligas de alumínio – Nióbio solidificantes com fluxo de calor transiente.

GRAU: Mestrado **Ano:** 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.



EVERTON DIVINO FERNANDES PAULINO

Endereço: Av. Alphaville Flamboyante, rua canoas quadra R 06 Lotes 2-4 Goiânia -GO

CEP: 74.884-529 “Condomínio Alphaville Araguaia”

E-MAIL: engenhariapetrofill@gmail.com

*Dedico este trabalho aos meus filhos querido, **Davi Fernandes Guimarães e Arthur Fernandes Guimarães** e. A minha esposa e companheira, **Patrícia Guimarães Alcântara**.*

AGRADECIMENTO

A **DEUS** pela oportunidade de viver.

A minha família, **Pai e Mãe**, que muito incentivou para a finalização dessa pesquisa.

Ao professor Dr. **Daniel Monteiro Rosa**, pela colaboração e apoio no acompanhamento da pesquisa dessa dissertação.

Aos professores e alunos (as), **do PPG em Integridade de Materiais de Engenharia**, pela transferência de conhecimento.

Aos colaboradores (as), **do SG9 e FGA campos GAMA**, em especial ao professor **Dr. Rhander Viana**.

Aos professores do Instituto Federal de Goiânia –IFG Prof. **Dr. Ildeu de Siqueira e prof. Dr. Paulo Rosa Mota**.

Aos **Amigos**, alunos de mestrado e doutorado, que compartilhou a viagem de **Goiânia para Brasília-DF**.

Aos **Diretores das ALCOA**, que fez a doação do alumínio para realização dessa pesquisa.

Aos **Diretores(a) do SENAI –DR/GO**, em especial ao Diretor Regional **Paulo Vargas**.

Aos Colaboradores **administrativos**, que estão a disposição dos alunos da UnB.

RESUMO

As microestruturas brutas de fusão exercem forte influência nas propriedades mecânicas e químicas de ligas metálicas. A formação destas microestruturas está relacionada a perturbação na frente de solidificação que podem gerar segregações de soluto ou solvente, melhor ou piores distribuições dos constituintes e defeitos, como porosidades, entre outros. Na literatura, poucos estudos correlacionam as microestruturas brutas de fusão com a usinabilidade do material. Menos ainda, são os trabalhos que estudam ligas de alumínio com metais refratários, que por terem pontos de fusão mais elevados, têm potencial para aplicações a temperaturas mais elevadas e pequenos acréscimos na densidade do alumínio. Neste contexto, este trabalho propõe o estudo da influência das microestruturas brutas de fusão, geradas em um dispositivo de solidificação unidirecional com fluxo de calor transitório para as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb, e sua correlação com os parâmetros de usinagem no processo de fresamento, com a análise da taxa de aquisição de força na direção Fx, Fy e Fz, usinagem realizada com inserto de metal duro R290-12T308M-PM 4240 CoroMill® 290 – 12T3, preservando os parâmetros de corte constante em cada superfície fresada, velocidades de corte (v_c) de 600m/min, avanços por dente (f_z) de 0,20mm/rot , profundidade de corte ($P_c = 1,0$ mm) e rotação por minutos (rpm = 2728) comparando a medição de força, com as taxas de resfriamento descritos pelas leis experimentais obtidas para ambas as ligas (Al0,4%Nb e Al0,8%Nb) respectivamente: $V_L = 1,60(P_L)^{-0,144}$ e $V_L = 2,33(P_L)^{-0,144}$; $\dot{T} = 42,58(P_L)^{-0,72}$ e $\dot{T} = 13,14(P_L)^{-0,41}$; $G_L = 28,00(P_L)^{-0,6}$ e $G_L = 8,95(P_L)^{-0,43}$. Os parâmetros estatísticos dos valores quadráticos do inglês, *root mean square* (RMS), das força de corte na direção Fx, Fy e Fz, na solidificação unidirecional em regime transiente de transferência de calor, diminuem, mais distante da chapa/molde no crescimento dos grãos, partindo da direção conquilhada para zona equiaxial.

Palavras-Chave: Microestrutura, ligas metálicas, Solidificação, usinabilidade e Ligas AlNb

ABSTRACT

The gross melt microstructures exert a strong influence on the mechanical and chemical properties of metallic alloys. The formation of these microstructures is related to perturbation in the face of solidification which may generate segregation of solute or solvent, better or worse distributions of the constituents and defects, such as porosities, among others. In the literature, few studies correlate the crude fusion microstructures with the machinability of the material. Still less are the works that study aluminum alloys with refractory metals, which, because of their higher melting points, have potential for higher temperature applications and small additions in aluminum density. In this context, this work proposes the study of the influence of the gross melt microstructures, generated in a unidirectional solidification device with transient heat flux for alloys Al0.4% Nb and Al0.8% Nb, and its correlation with the parameters of machining in the milling process, analyzing the force acquisition rate in the direction Fx, Fy and Fz, machining performed with carbide insert R290-12T308M-PM 4240 CoroMill® 290 - 12T3 preserving the constant cut parameter on each milled surface, cutting speed (vc) of 600m / min, feed per tooth (f2) of 0.20mm / rot, depth of cut (Pc = 1,0mm) and rotation per minutes (rpm = 2728) comparing force measurement with cooling rate described by the experimental laws obtained for both alloys (Al0.4% Nb and Al0.8% Nb) respectively $V_L: 1,60(PL)^{-0,144}$ e $V_L: 2,33(PL)^{-0,144}$; $\dot{T}: 42,58(PL)^{-0,72}$ e $\dot{T}: 13,14(PL)^{-0,41}$; $GL: 28,00(PL)^{-0,6}$ e $GL: 8,95(PL)^{-0,43}$. The statistical parameters of root mean square (RMS) of the shear force in the direction Fx, Fy and Fz, in the unidirectional solidification in a transient regime of heat transfer decreases more distant from the plate / mold in the growth of the grains, starting from the conquered direction to equiaxial zone.

Keywords: Microstructure, metal alloys, solidification, machinability and alloys AlNb

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Série das ligas do alumínio.....	23
Figura 2 – Reserva de nióbio por país.....	25
Figura 3 – Diagrama de fase Al – Nb.....	27
Figura 4 – Curva de resfriamento de um metal puro a partir do estado líquido com superaquecimento.....	28
Figura 5 – A) Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para elemento puro. B) Formação dos primeiros sólidos no meio do Líquido adaptado.....	29
Figura 6 - Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea.....	29
Figura 7 - Sequência esquemática dos eventos que caracterizam o processo de solidificação.....	31
Figura 8 - Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional 1- Entrada de água; 2- Saída de água; 3- Câmara de refrigeração; 4- Chapa/molde; 5- Lingote.....	33
Figura 9 - Representação esquemática da macroestrutura de solidificação unidirecional.....	34
Figura 10 - Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquilhados com orientação favorável.....	35
Figura 11 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; GL – gradiente térmico à frente da interface; VL – velocidade da isoterma liquidus; e C0 – concentração.....	37
Figura 12 - Esquema de desenvolvimento de uma interface celular.....	38
Figura 13 - Ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).....	39
Figura 14 - Arranjo estrutural responsável pelas propriedades mecânicas dos materiais fundidos.....	40
Figura 15 - Representação esquemática do crescimento dendrítico com indicações dos transportes longitudinal e lateral de soluto.....	42
Figura 16 - Elemento de referência rep. do sistema metal / molde.....	42
Figura 17 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.....	43
Figura 18 – Exemplos de fresamento vertical com fresas de topo.....	45
Figura 19 – Esquema do fresamento frontal.....	46
Figura 20 – Posicionamento da aresta de corte.....	48
Figura 21 – Forças e deslocamentos no fresamento concordante. (1) sentido da força de avanço. (2) sentidos do avanço da mesa. (3) pontos de contato entre porca e fuso.....	49
Figura 22 - Detalhe da distribuição e balanço da ferramenta.....	52

Figura 23 – Variação do ângulo de saída do cavaco com a velocidade de corte-AL7075-T6, ferramenta de metal duro, $f_z = 0.2$ mm/dente; $a_p = 1,27$ mm).....	54
Figura 24 - Variação do ângulo de cisalhamento com a velocidade de corte-AL7075-T6, ferramenta de metal duro; $f_z = 0.2$ mm/dente; $a_p = 1,27$ mm.....	54
Figura 25 - Zonas de cisalhamento no processo de corte ortogonal.....	55
Figura 26 – Nota-se que os valores apresentados positivos e negativos.....	56
Figura 27 – Gráfico da força F_x para o intervalo de 0,05s.....	56
Figura 28 – Direções das componentes de forças e torque do dinamômetro rotativo.....	57
Figura 29 – Comparação das componentes das forças de usinagem: F_x , F_y e F_z em função da variação do avanço por dente (mm) do material I e do material II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p=1,0$ mm e $a_e = 12$ mm.....	58
Figura 30 – Comparação da força de corte (F_x) em função da variação do avanço por dente (mm) do material I e do material II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p=1,0$ mm e $a_e = 12$ mm.....	58
Figura 31 – Representação da Rugosidade R_z	59
Figura 32 – Rugosidade (R_a) em função do avanço por dente para o material I e material II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p = 1,00$ mm e $a_e = 12$ mm.....	60
Figura 33 - Fluxograma simplificado dos procedimentos experimentais.....	61
Figura 34 - Apresentação do processo de fusão e solidificação da liga de alumínio com adição de nióbio estabelecendo os critérios de controle, através dos termopares fixado nos intervalos de 8mm, 10mm, 14mm, 18mm, 22mm, 27mm e 35mm. Fonte: Própria (2018).....	63
Figura 35 – Desenho esquemático do (a) forno otimizado e da (b) lingoteira.....	64
Figura 36 – Esquema do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira.....	65
Figura 37 - Curva de Resfriamento.....	66
Figura 38 - Posição da Isoterma Liquidus.....	67
Figura 39 - Velocidade da Isoterma Liquidus.....	67
Figura 40 - Esquema representativo da obtenção da Taxa de resfriamento.....	68
Figura 41 - Liga de alumínio com nióbio solidificada com a indicação dos termopares.....	68
Figura 42 - Spectromax, modelo 2009, da Indústria.....	69
Figura 43 - Espectrômetro de emissão ótica.....	70
Figura 44 - Análise da macroestrutura de solidificação após ataque químico da liga Al0,4%Nb.....	71
Figura 45 - Centro de usinagem PETRUS com a fixação do material na morsa da fresadora e fixação do cabeçote faceador, laboratório de usinagem do IFG –GO.....	71

Figura 46 - Geometria da ferramenta do inserto de metal duro CoroMill® 290.....	72
Figura 47 – Processo de usinagem por fresamento com a coleta de dados de aquisição de força na direção (Fx, Fy e Fz), dinamômetro estacionário com amplificador e celular de carga acoplada na base da mesa e fixada a morsa.....	73
Figura 48 - Análise da medição de força de corte na direção Fx – Fy e Fz considerando a frequência de trabalho 2kHz para (Fx e Fy) e 3,5kHz (Fz), tempo de aquisição 2s.....	74
Figura 49 - Curvas experimentais de resfriamento da liga Al0,4%Nb.....	75
Figura 50 - Curva experimentais de resfriamento da liga Al0,8%Nb.....	76
Figura 51 - Posição a partir da interface metal/molde em função do tempo de passagem da isoterma liquidus da liga Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.....	77
Figura 52 - Comparação das velocidades das isotermas <i>liquidus</i> em função da posição para as liga em estudo.....	78
Figura 53 – Comparação das taxas de resfriamento experimentais obtidas pelo módulo da razão entre os intervalos de temperatura e tempo obtidos antes e depois da passagem das isotermas <i>liquidus</i> por cada termopar para a liga em estudo.....	79
Figura 54 – Comparação dos gradientes térmicos em função da posição para as ligas em estudo.....	79
Figura 55 – Força de usinagem nas direções Fz (N) comparação das ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte (P_c =mm) inicial de 1 a 2mm, velocidade de corte (V_c =600m/min), avanço de corte por dente (f_z =0,20mm/rot) e rotação por minutos (rpm =3274).....	80
Figura 56 - Comparação dos gradientes térmicos em função da posição para as ligas em estudo.....	81
Figura 57 - Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_1 , λ_2 e leis experimentais: (Al0,8%Nb e Al1,2%Nb).....	83
Figura 58 - Força de usinagem na direção Fx – Fy e Fz (N) comparação das liga de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte (P_c =mm) inicial de 0 a 30mm, velocidade de corte (V_c =600m/min) e avanço de corte por dente (f_z =0,20mm/rot).....	84
Figura 59 - Média do valor quadrático (RMS), força de usinagem na direção Fx – Fy e Fz (N) comparação das ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte (P_c =mm) inicial de 0 a 30mm, velocidade de corte (V_c =600m/min) e avanço de corte por dente (f_z =0,20mm/rot).....	85

Figura 60 - Rugosidade (R_a) em função das ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb. Condições de corte: $v_c = 600$ m/min; $P_C = 1,00$ mm.....86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades Físicas do Alumínio.....	23
Tabela 2 – Aplicação das fases de acordo com o tipo de passes.....	51
Tabela 3 – Valores recomendados referentes aos comprimentos de amostragem e de avaliação	59
Tabela 4 – Composição química do alumínio nióbio utilizados para a fabricação dos lingotes	62
Tabela anexo – Valor das forças na direção de f_x , f_y e f_z com análise da profundidade de corte p_c (mm), velocidade de corte v_c (m/min) rotações por minutos rpm avanço por dente f_z (mm/d) e profundidade de corte P_c (mm), para as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.	99

LISTA DE ABREVIATURA E SIGLAS

Letras Latinas

A	Área	[m ²]
C _E	Concentração eutética	[% peso]
C _f	Composição final do líquido	[% peso]
C ₀	Concentração nominal da liga	[% peso]
C _S	Porcentagem de soluto na fase sólida em equilíbrio	[% peso]
D _L	Difusividade de soluto no líquido	[m ² /s]
G _L	Gradiente de temperatura em frente a isoterma <i>liquidus</i>	[K/m]
Goℰ	Parâmetro característico $\cong 600 \times 6$	[Kcm ⁻¹]
h	Coefficiente de transferência de calor molde/ambiente	[W/m ² .K]
h _{amb}	Coefficiente de transferência de calor metal/molde	[W/m ² .K]
K	Condutividade Térmica	[W/m.K]
K _o	Coefficiente de redistribuição de soluto	[adimensional]
L	Calor latente de fusão	[J/kg]
M	Parâmetro material/molde	[adimensional]
m _L	Inclinação da linha <i>liquidus</i>	[°C/ % peso]
P	Posição de cada termopar no lingote direcional	[mm]
R ²	Coefficiente de determinação	[adimensional]
T	Temperatura	[K]
T _o	Temperatura ambiente	[K]
T _e	Temperatura de eutética	[K]
T _f	Temperatura de fusão	[K]
T _L	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T _S	Temperatura da isoterma <i>sólidas</i>	[K]
T _V	Temperatura do vazamento	[°C]
Ṫ	Taxa de resfriamento	[K/s]
S _L	Posição da isoterma <i>liquidus</i>	m
T _L	Temperatura <i>liquidus</i>	[°C]
T	Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> por cada termopar	[s]
t _{SL}	Tempo local de solidificação	[s]
V _L	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]
V _S	Velocidade da isoterma <i>solidus</i>	[m/s]

b	Difusividade de calor	$[W.s^{1/2}/m^2.K]$
c	Calor específico	
g	Aceleração da gravidade	$[J/(kg.K)]$ $[m/s^2]$

Letras Gregas

ΔS	Entropia de fusão	[K]
ΔT_v	Superaquecimento	[K]
ΔT	Super-resfriamento	[K]
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thomson	[m.K]
α	Difusividade térmica	$[m^2/s]$
λ_c	Espaçamento celular	$[\mu m]$
λ_1	Espaçamento dendrítico primário	$[\mu m]$
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	$[\mu m]$
σ_{\max}	Limite de resistência à tração	[MPa]
σ_u	Limite de resistência à tração	[MPa]
σ_e	Limite de escoamento	[Mpa]
ρ	Massa específica	$[kg/m^3]$
σ	Tensão superficial da interface	$[J/m^2]$
δ	Alongamento específico	[%]
Δ	Variação	[adimensional]

Subscritos

L	Líquido
M	Molde
S	Sólido
S/L	Sólido/Líquido

Abreviações

Asc.	Ascendente
Des.	Descendente
EDP	Espaçamento Dendrítico Primário
EDS	Espaçamento Dendrítico Secundário
HV	Vickers Hardness (Dureza Vickers)
LPM	Litros por minutos
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
SRC	Super-resfriamento constitucional
Pc	Profundidade de corte
Lub	Refrigeração

Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
APC	Aresta Postiça de Corte
UNB	Universidade de Brasília
CBMM	Companhia Br. de Metalurgia e Mineração
CNC	Centro de Usinagem “fresadora CNC”
CFC	Cúbica de Face Centrada
FeNB	Ferro-Nióbio
Fu	Força de Usinagem
F _f	Força de avanço
F _p	Força passiva
Hz	Frequencia
F _{ap}	Força de apoio
HSS	High Speed Steel
ISO	International Organization for Standardization
L/D	Diâmetro da Fresta
NBR	Norma Brasileira
RMS	Root Mean Square
SCR	Super-resfriamento Constitucional
TCE	Transição Colunar-Equiaxial
USB	Universal Serial Bus

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
1.1. OBJETIVO GERAL	20
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
2. REVISÃO DA LITERATURA	22
2.1. CONSIDERAÇÕES SOBRE OS ELEMENTOS	22
2.1.1. Considerações sobre o alumínio	22
2.1.2. Considerações sobre o nióbio	23
2.1.3. Evolução da produção de nióbio	24
2.1.4. Efeito da adição de nióbio	25
2.2. LIGAS DE ALUMÍNIO – NIÓBIO	26
2.3. SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS PUROS.....	27
2.4. NUCLEAÇÃO HOMOGÊNEA E HETEROGÊNEA NA SOLIDIFICAÇÃO.....	28
2.5. SOLIDIFICAÇÃO.....	29
2.5.1. Solidificação Unidirecional.....	30
2.5.2. Solidificação Unidirecional Ascendente	31
2.5.3. Macroestrutura.....	32
2.5.4. Zona Coquilhada	33
2.5.5. Zona Colunar	34
2.5.6. Zona Equiaxial.....	35
2.5.7. Transição colunar-equiaxial (TCE).....	35
2.6. MICROESTRUTURA.....	36
2.6.1. Analisando a influência dos espaçamento dendríticos nas resistência mecânica.....	39
2.7. SEGREGAÇÃO	39
2.8. VARIÁVEIS TÉRMICAS.....	40
2.8.1. Velocidade da Isoterma <i>Líquidus</i> (V_L).....	42
2.8.2. Taxa de Resfriamento (T).....	42
2.8.3. Gradiente Térmico.....	42
2.9. PROCESSO DE USINAGEM	43
2.9.1. Seleção da fresa para usinagem de superfícies planas.....	44
2.9.2. Determinação do diâmetro da fresa.....	44
2.9.3. Número de insertos (fz)	48
2.9.4. Fresamento das ligas de alumínio.....	50

2.9.5. Fontes de geração de calor em usinagem	53
2.9.6. Medição de força na usinagem	53
2.10. RUGOSIDADE NA SUPERFÍCIE USINADA.....	56
3. MATERIAIS E MÉTODOS	58
3.1. CÁLCULOS ESTEQUIOMÉTRICOS, CORTES E PESAGENS.	59
3.1.1. Preparo da Lingoteira	61
3.1.2. Determinação da solidificação e realização do experimento.....	62
3.2. VARIÁVEIS TÉRMICAS EXPERIMENTAIS	63
3.2.1. Material da peça.....	65
3.2.2. Análise química	65
3.2.3. Caracterização da macroestrutura na solidificação	66
3.2.4. Máquina de usinagem CNC.....	67
3.2.5. Força de usinagem no frasamento do alumínio	68
3.2.6. Análise dos parâmetros de usinagem	70
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1. VARIÁVEIS TÉRMICAS.....	71
4.2. ANÁLISE DAS FORÇAS NA DIREÇÃO F_x , F_y E F_z	75
5. CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	82
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	84
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	84
ANEXO.....	92

1. INTRODUÇÃO

Nos processos de fabricação de peças a solidificação de metais em moldes com a forma desejada tem sido aplicados por milênios pelo homem. Como exemplos históricos, podem ser descritas as ferramentas, peças ornamentais, moedas, obra de arte e esculturas fundidas entre 2.500 e 4.000 anos atrás. Evidentemente, essas peças foram desenvolvidas “empiricamente” por tentativa e erro, e este tipo de desenvolvimento no campo de fundição foi melhorado com o surgimento de novas técnicas e métodos. No entanto, o uso crescente de processos de fundição na produção de peças de precisão e em quantidades maiores, e especialmente o crescente uso de automação nesses processos, exigiram o desenvolvimento de métodos mais precisos (WANG; ZHENG, 2014).

A literatura afirma que o alumínio é o terceiro metal mais abundante na crosta terrestre, podendo apresentar em sua forma natural combinado com oxigênio e outros elementos segundo (BUDD, 1999); tem estrutura CFC, alta ductilidade à temperatura ambiente e facilidade na usinabilidade dos materiais (HAMADE; ISMAIL, 2005).

Analisando outros metais de engenharia, possui baixa temperatura de fusão baixa, em torno de 659°C (CALLISTER, 2002). No início de sua produção, no ano de 1886, aproximadamente, através do método Hall-Heroult de redução eletrolítica, sua produção passou de pouco mais de 45000 mil toneladas para mais de 39 milhões de toneladas nos dias atuais (ABAL, 2013). São as referências do crescimento da produção de alumínio com propósito de aplicação na indústria automobilística, que vem aumentando a cada ano.

Com referência nos estudos realizados na literatura proporcionando a adição de Nb em ligas ferrosas, estudo revelam que os elementos interfere diretamente nas propriedades mecânicas, aumentando a resiliência, resistência final e microdureza do material. Com análise da microestrutura, revelam refino da estrutura que correlacionada com as propriedades mecânicas quando exposto em temperatura ambiente, são mostrados que com adições de 3 ou 5% de Nb resultam na formação de microestruturas mais refinadas, correlacionado com os estudos da literatura e demonstrados por alguns estudos relevantes pelos autores (GHATEI KALASHAMI et al., 2017; GÜNDÜZ et al., 2016; RUAN et al., 2016; YILDIRIM; AKDENIZ; MEKHRABOV, 2016).

O nióbio é um sólido metálico, macio, dúctil, de elevado ponto de fusão (um dos maiores do quadro periódico) que é resistente à corrosão devido à formação de uma película superficial de óxido, chamada de camada de passivação. Quando combinado, exhibe vários estados de oxidação, sendo o +5 o mais comum. À temperatura ambiente, o metal não reage com hidrogênio, ar, água ou ácidos, exceto o fluorídrico e sua mistura com o ácido nítrico. Sob

aquecimento, reage com a maioria dos elementos não metálicos, gerando produtos que frequentemente são intersticiais e não estequiométricos. Nessas condições, também é resistente ao ataque de bases fundidas, mas não a ácidos minerais (Greenwood, 2003). O metal prateado tem a característica de adquirir coloração azulada quando exposto ao ar durante um longo período, e por possuir apenas um isótopo estável, sua massa atômica foi determinado com grande precisão. Na tabela periódica, localiza-se no 5° (quinto) período, grupo 5, bloco d.

O fato de Hatchett ter sido reconhecido oficialmente como o descobridor do nióbio é interessante, pois, somente em 1905, o químico alemão W. von Bolton produziu pela primeira vez o nióbio em estado puro, o que possibilitou a busca por aplicações para o elemento. No entanto, foi somente a partir da década de 1950, com a corrida aeroespacial durante a Guerra Fria, que o interesse pelo metal e suas aplicações cresceram exponencialmente. Um evento importante nesse sentido foi a descoberta da maior jazida mundial de pirocloro $(Ca,Na)_2(Nb,Ti,Ta)_2O_6(OH,F,O)$, localizada no Brasil, no começo da década de 1950, pelo geólogo brasileiro Djalma Guimarães (LEITE, 1988). De fato, até meados do século passado, não havia muito interesse no metal, pois este não era produzido em grande escala.

O elemento, que é pouco abundante na crosta terrestre, não é encontrado na forma elementar, mas em minerais, principalmente na piroclorita e columbita, sendo a primeira sua principal fonte comercial. A maior parte do metal em circulação no mundo é proveniente de jazidas de minérios localizadas no Brasil e no Canadá. Com relação ao Brasil, o país produz mais de 95% do metal consumido e tem aproximadamente 98% da reserva mundial. A maior parte do metal minerado no Brasil (~ 95%) é exportada, principalmente para os países da União Europeia, EUA, China e Japão (DNPM, 2008; CBMM, 2012). É relevante comentar que devido ao fato do Brasil ser o responsável por quase todo o nióbio consumido no mundo, novas aplicações para o elemento são bem-vindas e todos os esforços nesse sentido devem ser realizados. Não obstante, para prosseguirmos evoluindo tecnologicamente, torna-se necessário o desenvolvimento de novos materiais e, conseqüentemente, a demanda pelo metal deverá aumentar.

As aplicações comerciais do nióbio se devem principalmente às suas características peculiares, pois é o metal refratário de menor densidade ($d = 8,57 \text{ g cm}^{-3}$). Além disso, é dúctil, maleável e em pequenas quantidades melhora consideravelmente algumas propriedades mecânicas do aço. Afirmamos, sua aplicação na obtenção de ligas, especialmente aquelas envolvendo aços de alta resistência que são amplamente utilizados na indústria automobilística e naval (plataformas marítimas) e na construção civil (pontes, oleodutos, viadutos e edifícios). Na indústria aeroespacial, o nióbio é amplamente utilizado na produção de superligas que

operam a altas temperaturas, e que estão presentes na composição de motores a jato de alto desempenho para fins comerciais e militares.

Uma terceira demanda para o metal seria na obtenção de ligas supercondutoras (FERREIRA, 1996). Essas ligas (principalmente a de NbTi) são utilizadas em aparelhos de RMN (ressonância magnética nuclear), que são equipamentos importantes nas áreas química e médica (CBMM, 2012)

Segundo (PAULINO et al., 2017) no processo de usinagem no monitoramento da potência de corte é importante na influência do acabamento superficial da peça usinada, conhecer as forças atuantes referente ao ângulo de cunha cortante da ferramenta estudando as componentes de força aplicada referente ao plano de corte da superfície usinada, pois através delas pode-se estimar a potência necessária para realização do corte. Importante lembrar a influência com o desgaste da ferramenta, podendo ser analisada a influência na viabilidade econômica do processo, como: aplicação do tipo de processo a ser realizado podendo evitar o superdimensionamento das máquinas, custos elevados desnecessários do equipamento e de não possuir potência suficiente para a análise do processo destinado (MACHADO et al., 2011). Com o estudo das forças de usinagem e possível a otimização dos parâmetros de corte e assegurar um melhor acabamento, maior vida da ferramenta e menor gasto de energia.

Segundo Machado et al. (2011), no fresamento a força de usinagem (F_U) é composta de três componentes básicas que são: Força de apoio (F_{ap}), Força de avanço (F_f) e Força passiva (F_p), agindo diretamente na cunha de corte da ferramenta, conseqüentemente atingindo a estrutura da máquina-ferramenta.

1.1. OBJETIVO GERAL

Correlação da microestrutura bruta de fusão, das ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb solidificação unidirecional ascendente em regime de retirada de calor transiente, com as forças de corte no processo de fabricação por fresamento.

1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Entre os principais objetivos específicos, citam-se:

- Obtenção de lingotes de ligas de Alumínio com adição de 0,4 e 0,8% em massa de nióbio, solidificados de forma unidirecional ascendente com fluxo de calor transiente;
- Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação como a velocidade de passagem da isoterma *liquidus*, o gradiente térmico e as taxas de resfriamento;

- Obtenção das forças de usinagem por fresamento nas direções dos eixos x, y e z (F_x , F_y e F_z , respectivamente) e a rugosidade da superfície após cada fresamento;
- Comparação dos valores das microestrutura brutas de fusão obtidos por COUTINHO, 2018 e SILVA, 2017 das ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb com as variáveis térmicas e correlacionar com as forças de usinagem por fresamento nas mesmas posições das microestruturas em relação a posição da chapa molde;

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. CONSIDERAÇÕES SOBRE OS ELEMENTOS

2.1.1. Considerações sobre o alumínio

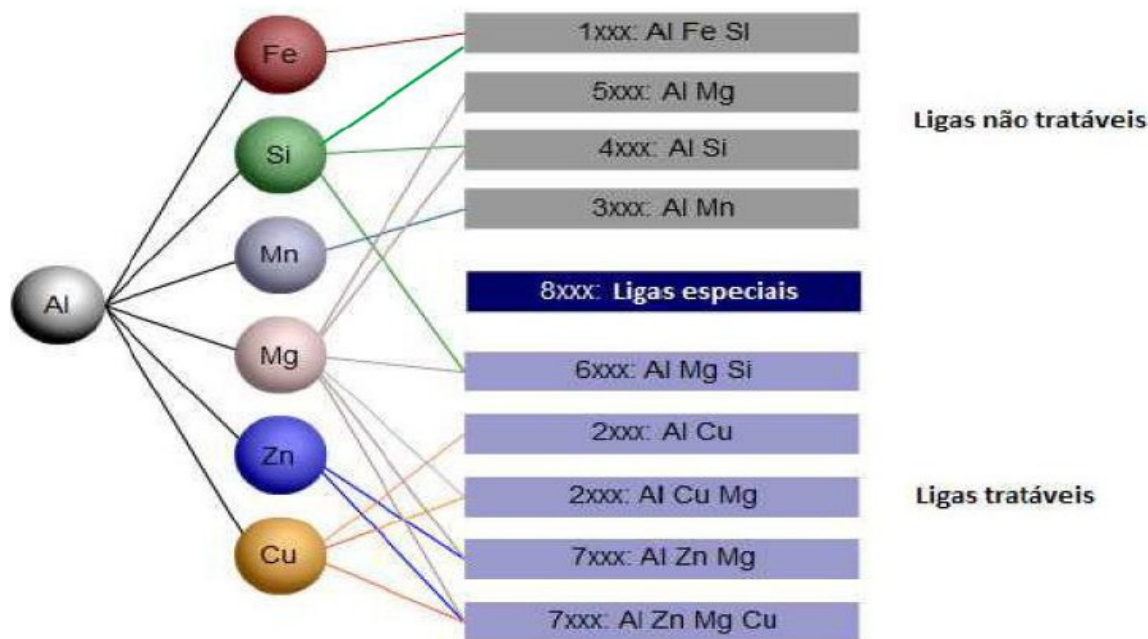
O alumínio é o metal mais jovem usado em escala industrial, sendo o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre. Há milênios, ceramistas Pérsias já produziam produtos de barros que continham óxido de alumínio na sua composição, esse óxido hoje é chamado de alumina. Séculos depois, egípcios e babilônios usaram outra substância contendo alumínio para fabricação de produtos, tanto medicinais como cosméticos. Durante seus primeiros usos, não se sabia nada sobre o metal na forma como hoje é conhecido, devido ao mesmo ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos (ABAL, 2018).

O autor, (DIOGENES, 2011) nos diz que, pelo fato do alumínio possuir as melhores combinações possíveis para se reunir em uma liga, este se caracteriza como um dos materiais mais versáteis existentes, quando se trata de engenharia, arquitetura ou indústria em geral.

As ligas de alumínio são bastante versáteis e podem ser produzidas de diversas formas tendo aplicações em setores como nas indústrias aeronáutica, automobilística, construção civil, construção naval, fabricação de perfílados, eletrônica, etc (ALCOA, 2015).

Quanto a composição, as ligas trabalhadas podem ser classificadas em 8 diferentes séries que são identificadas por 4 dígitos que podem ser precedidos ou seguidos por letras. O prefixo “AA” representa o padrão *Aluminum Association* e o prefixo “AW” representa o padrão europeu. O primeiro dígito indica a série, e o segundo indica as leves modificações na liga já existente, o terceiro e quarto dígitos dependem do primeiro: para a série 1xxx, o terceiro e quarto dígito indicam 0,xx% de alumínio maior do que 99,00% (BAUCCIO, M. 1990).

Para as séries de 2xxx a 8xxx, o terceiro e quarto dígitos representam uma liga específica sem significado físico. Eles somente diferenciam as diversas ligas existentes nesses grupos. A série 8xxx todas as ligas com formulação especiais que não se encaixam nos padrões das séries de 1xxx a 7xxx. O sufixo A indica a variação nacional da liga. Na figura 1, são mostradas os principais elementos que constituem as ligas de cada série (ALUMINUM,2011;ASM,1990).

Figura 1 - Série das ligas do alumínio

Fonte: (aluminium, 2011; ASM,1990)

Com excepcionais combinações de propriedades, o alumínio se faz uns dos materiais mais versáteis utilizados pela engenharia, arquitetura e indústria. As Tabela 1 e 2 mostram algumas de suas características físicas e mecânicas.

Tabela 1 – Propriedades Físicas do Alumínio

Densidade (Kg/m3)*	Condutibilidade Elétrica (%I.A.C.S.)*	Condutibilidade Térmica a 25°C (Cal/(cm.°C))*	Calor Específico Médio 0-100°C (J/(Kg°C))**
2700	61	0,53	940
Calor Latente de Fusão (KJ/Kg)**	Ponto de Fusão (°C)*	Módulo de Elasticidade (GPa)*	Constante de Poisson**
388	660	70	0,33

Fontes: ABAL, 2013; ASM, 2010.

2.1.2. Considerações sobre o nióbio

Na natureza o nióbio está associado a pegmatita sob a forma de columbita, tantalita ou a massa de carbonatito álcalis, constituindo o denominado pirocloro mineral o que compara com os estudos dos autores (ALVES; COUTINHO, 2015; GRIFFITH; MORRIS, 2003).

A descoberta do nióbio, realizada por um químico inglês, Charles Hatchett em 1801 após encontrar o mineral em uma amostra que ele recebeu para estudo, o elemento originalmente recebeu o nome de Colúmbio em referência a Columbia, em homenagem aos

EUA como era chamado carinhosamente pelos poetas da época. No começo o nióbio era confundido com o tântalo até que o químico alemão Heinrich Rose percebeu que se tratava de um elemento diferente, onde colocou o nome de Nióbio em homenagem à filha do deus tântalo (HATCHETT, 2015).

O nióbio demonstra uma importância com aplicação na produção de ligas metálicas proporcionando o seu elevado ponto de fusão, boa resistência ao ataque de ácidos e supercondutividade em temperaturas elevadas (MENDES, 2005). O Brasil possui as maiores reservas de nióbio do mundo (MOTTA, 2013; OLIVEIRA, 2016), ainda, sua demanda interna é pequena devido à baixa tecnologia para o seu tratamento e processamento, realizando a venda o mineral a preço baixo, o que tem incentivado discussões acerca do assunto (ALVARENGA, 2013; OLIVEIRA, 2016).

2.1.3. Evolução da produção de nióbio

Estudos demonstram a aplicação do nióbio na indústria em 1933 para estabilizar os aços inoxidáveis contra corrosão. Por volta de 1970, o nióbio passou a ser usado em muitas aplicações tecnológicas, em especial, em tratamentos térmicos a altas temperaturas, sob a forma de superligas e, nas últimas quatro décadas, o nióbio foi empregado em escala industrial. Nos últimos anos, as aplicações do nióbio aumentaram de forma constante em vários segmentos, tais como: aços micros ligados, superligas, filmes finos, implantes médicos, ligas de titânio e ligas de alumínio, supercondutores e ligas de cobre, capacitadores eletrolíticos e cerâmicos.

Mundialmente o uso do nióbio cresceu com taxa anual de 10% entre os anos 2000 – 2010, foram os setores de energia, automotiva e construção os maiores consumidores de Ferro – Nióbio (FeNb) que é composta por 2/3 de nióbio 1/3 de ferro. Em 2000, a produção brasileira foi de 35.458 t de nióbio e, em 2007, atingiu 82.000 t de concentrado de nióbio. O Brasil tem as maiores reservas mundiais de nióbio (98,53%) como pode ser observado na Figura 1, com as localizações em Araxá – MG responsável por 83,6% da produção, Catalão – Go responsável por 15,3%, Cujubim, Itapuã do Oeste e Candeias do Jamari – RO e Presidente Figueiredo e São Gabriel da Cachoeira – AM responsável por 1,1%, que totalizaram 842,4 milhões de toneladas (ALVES; COUTINHO, 2015).

Figura 2 - Reservas de nióbio por país.

Fonte: ALVES; COUTINHO, 2015. Adaptado, COUTINHO, 2018.

2.1.4. Efeito da adição de nióbio

Estudos realizados com adições de Nb em aços de fase dupla (DP - duplex) com diferentes teores de concentração, da ordem de 0.06 a 0.18% vem sendo realizado, é mostrado podendo revelar à formação de estrutura granular ultrafina com tamanhos de grãos de ferrita na ordem de 1 μ m e partículas uniformemente dispersas de martensita (GHATEI KALASHAMI et al., 2017).

Aços ligas e micro – ligados através do processo de metalurgia do pó com adições de 0.1, 0.15 e 0.2% aumentam a força de elasticidade e a resistência final (GÜNDÜZ et al., 2016). Adicionando pequenas quantidades de elementos (0.1%wt) para as ligas de alumínio realiza a provocação de efeitos marcantes nas propriedades mecânicas (HUTCHINSON et al., 2001). Quando se trata em ligas não ferrosas, ligas como Ni-Ti-Nb-Al os estudos recentes demonstram que com o processo de fundição do alumínio promove a difusão do Nb (WANG et al., 2017). O nióbio em ligas Fe-Al-Nb apresenta que houve refinamento da estrutura e devido a essa estruturação houve uma melhora na microdureza Vickers do material de 515 para 546 HV (RUAN et al., 2016).

Em estudos realizados na aplicação de um filme de liga de Al-Nb como uma camada de revestimento de metal para interconexões de Cu. O filme mostram boas características, como uma camada para cobertura, especialmente em termos de resistência à oxidação e processo de

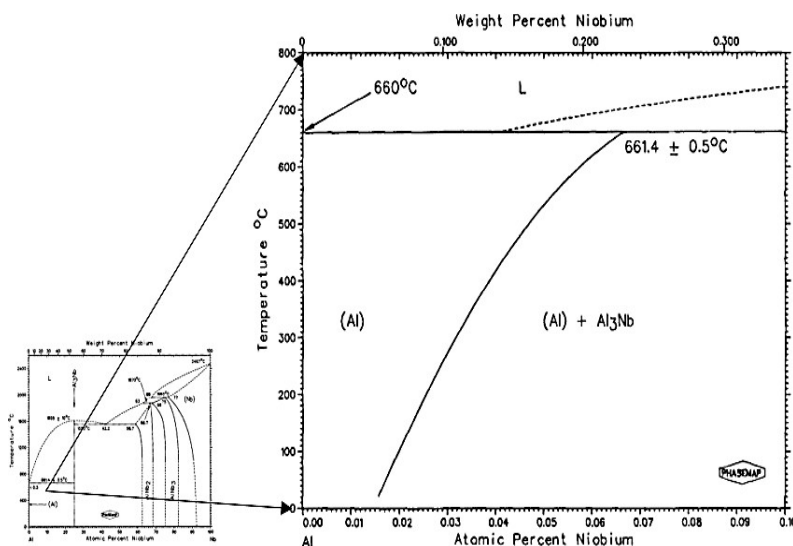
deposição simples em comparação com as ligas de Co formadas por revestimento, também é previsto que a camada de filme de Al-Nb possa ser aplicada sem degradar a resistência à oxidação na configuração de camada isolante de metal para estabilizar as superfícies de Cu em interconexões multiníveis (TAKEYAMA; NOYA, 2016). Mehmet et. al., (YILDIRIM; AKDENIZ; MEKHRABOV, 2016) prevê que as propriedades mecânicas em temperatura ambiente das ligas Fe-Al-Nb possam melhorar ainda mais pela adição de 3 ou 5% de Nb, o que resultará na formação de partículas de carboneto na microestrutura.

Analisando as propriedades mecânicas em altas temperaturas de ligas com adição de Nb, usadas estruturalmente, podendo obter o melhor desempenho pelo processamento de solidificação rápida em condições de super-resfriamento. O processo pode ser realizado na aplicação das microestruturas mais finas e mais homogêneas, proporcionando alterações no caminho da solidificação e reduzir a formação de fases frágeis (MUNITZ; GOKHALE; ABBASCHIAN, 2000).

2.2. LIGAS DE ALUMÍNIO – NIÓBIO

A Figura 3 demonstrada pelo diagrama de fases alumínio – nióbio. Três fases intermediárias são encontradas neste sistema, duas delas, Nb₂Al e Al₃Nb, entram em processo de fusão a 1800 °C e 1750 °C, respectivamente. A terceira fase, Nb₃Al, decompõe – se a 1210 °C sistema parcial Nb₂Al e Al₃Nb inclui um eutético à temperatura de 1520 °C. O composto Nb₃Al possui uma importância prática, devido a esta fase e correspondentes ligas ternárias apresentarem propriedades de supercondutividade elétrica (FILHO, 2005).

Figura 3 - Diagrama de fase Al – Nb



Fonte: adaptado de ELLIOTT; SHUNK, 1981.

2.3. SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS PUROS

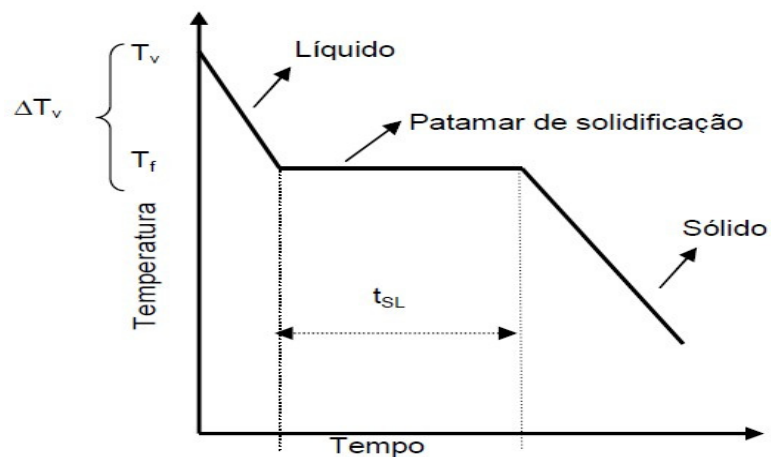
A solidificação descreve-se de duas formas conforme apresentada, macroscópica e microscópica, pela transformação de fase líquida para sólida. Macroscopicamente em termos das propriedades dos materiais como: temperatura, calor latente, composição. E microscopicamente é um processo sucessivo de nucleação e crescimento (GARCIA, 2011; TOLEDO, 2014).

O comportamento estrutural na formação das ligas fundidas, como todos os metais, representa o início do processo de solidificação. A solidificação de ligas metálicas é caracterizada pela transformação de fase, quando a fase líquida se transforma em uma fase sólida, quando as condições termodinâmicas são tais que o sólido apresenta menor energia livre, com liberação de calor latente, logo se dá a nucleação e o crescimento de partículas da fase sólida no interior da fase líquida, para ocorrer a solidificação são necessário dois passos: nucleação que pode ser heterogênea ou homogênea e crescimento dos núcleos demonstrados pelos autores (DANTAS, 2014; GOMES, 2013; GOMES; SANTOS, 2006).

No processo de uma substância pura a uma determinada temperatura T_f pode ocorrer, na condição de equilíbrio termodinâmico, sendo para forma sólida cristalina tanto na forma líquida. Podemos definir a temperatura sendo o ponto de fusão da substância e é único ponto em que os dois estados podem coexistir em equilíbrio.

Acima dessa temperatura o material é líquido e abaixo é sólido e, geralmente, cristalino (Figura 4).

Figura 4 - Curva de resfriamento de um metal puro a partir do estado líquido com superaquecimento



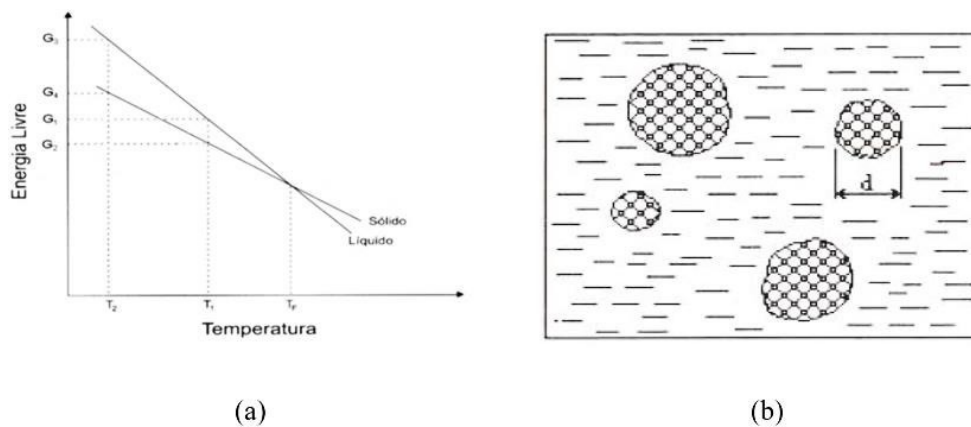
Fonte: DANTAS, 2014

2.4. NUCLEAÇÃO HOMOGÊNEA E HETEROGÊNEA NA SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação de ligas metálicas iniciam através da nucleação e continuam com um crescimento (BOEIRA; FERREIRA; GARCIA, 2006). A nucleação pode ser homogênea ou heterogênea. Nucleação homogênea ocorre de forma completamente aleatória, no caso da nucleação heterogênea, existem regiões na matriz que favorecem o aparecimento dos precipitados e a reação é de forma mais rápida. Regiões de contornos de grãos, discordâncias, inclusões entre outros, são preferenciais para a formação de precipitados (SIQUEIRA, 2015).

A nucleação homogênea na solidificação proporciona o surgimento de uma nova fase a partir de outra, a formação de elementos de sólidos no meio do líquido Figura 5 (b) (BESKOW,2008). Quando não possui contribuição energética de elementos ou corpos/agentes estranhos no sistema metal líquido/metal sólido onde a formação sólida está no próprio líquido.

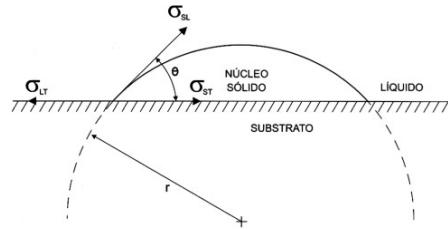
Figura 5 - A) Representação esquemática da variação da energia livre com a temperatura para elemento puro. **B)** Formação dos primeiros sólidos no meio do Líquido adaptado



Fonte: BESKOW, 2008; GARCIA, 2011.

A nucleação heterogênea ocorre com a formação de um núcleo com tamanho crítico, onde pode sofrer uma ação catalisadora com a presença de agentes estranhos ao sistema, denominados substratos Figura 6, cuja tensão superficial é parte da energia de sobrevivência do embrião sob forma de núcleo sólido (CAMPOS; DAVIES, 1978). De acordo com BESKOW (2008), os agentes que provocam a catalisação da nucleação, podem ser as paredes dos moldes, a formação de película de óxido na superfície do material/liga, partículas sólidas em suspensão e elementos inseridos propositalmente. Com isso, a nucleação tem início nessas partículas estranhas ao sistema onde se determina como nucleação heterogênea.

Figura 6 - Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea



Fonte: GARCIA, 2011.

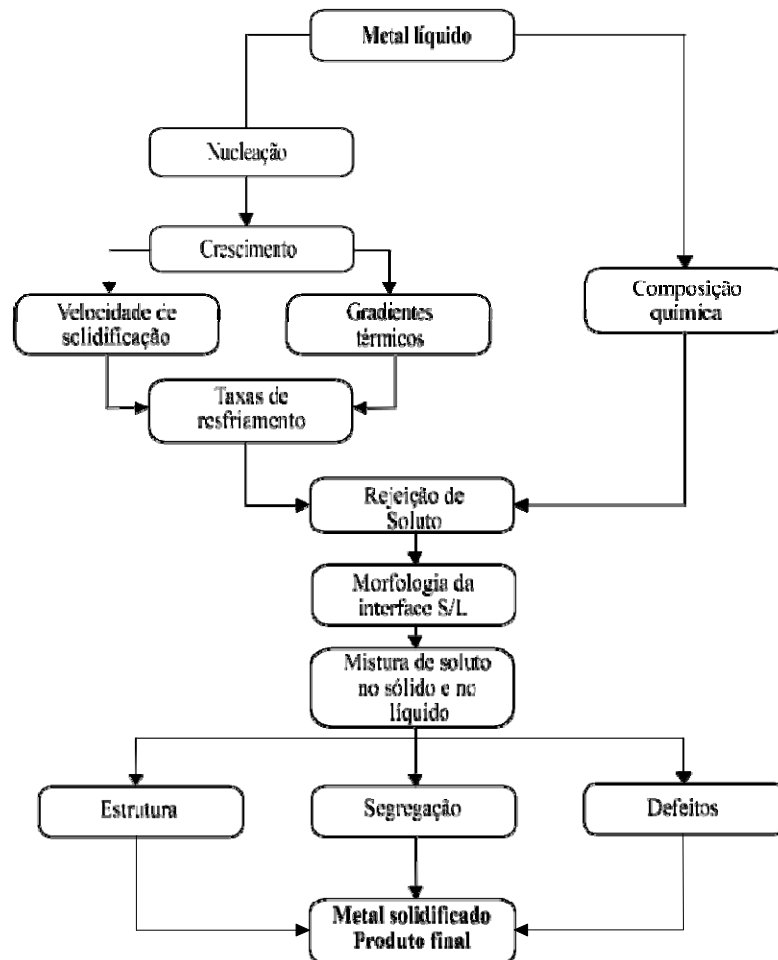
2.5. SOLIDIFICAÇÃO

No processo de solidificação de metais e ligas caracterizada pela transformação de fase, analisando a mudança de estado, realizada quando a fase líquida transforma em uma fase sólida, com a liberação de calor latente representando mais estável, obtido através da nucleação e do crescimento de partículas da fase sólida para a fase líquida correlacionada com os autores (DANTAS,2014; SANTOS, 2006). Ao realizar o processo de fundição dos metais, a solidificação proporciona a refusão do estado líquido “metal líquido” dentro da cavidade do molde, proporcionado pelo molde a retira de calor do metal líquido, provocando assim a solidificação e fixando a forma conforme desejada, apesar da extrema simplicidade do processo, a solidificação das ligas metálicas no molde proporciona diversos eventos, por causa desses eventos devemos manter um devido controle para não comprometer os parâmetros analisado do produto final. O controle no processo de solidificação influência na heterogeneidade que pode comprometer na qualidade das ligas solidificadas dos metais, comprometendo a heterogeneidade física, com a variação do volume do metal os defeitos são: (recupe, trincas de contração, porosidade e outros tipos de defeitos), comprometendo os materiais solidificados na análise morfologia do material, quando analisado os espaçamentos dendríticos, defeitos podem ocorrer tais como: heterogeneidades químicas, segregação de impurezas ou de elementos de ligas em escala microscópica ou macroscópica e heterogeneidades estruturais, (tipo, distribuição, tamanho e orientação dos grãos cristalinos) (CAMPOS FILHO e GRAEME 1978).

Os parâmetros de controle e suas causas e seus efeitos, nas heterogeneidades podendo ser manipulados de formar a otimizar quando realizado os processos de fundição das ligas metálicas, preservando a qualidade do produto. A figura 7 demonstra a correlação sequencial, entre as variáveis de controle no processo de solidificação (temperatura, velocidade de solidificação, gradientes térmicos e composição química do metal) também são fatores na qualidade das ligas solidificadas (estrutura, segregação e defeitos), as variações estão correlacionadas aos eventos característicos do processo de solidificação, sendo eles: nucleação e crescimento da fase sólida, redistribuição de soluto durante o processo e variação da

morfologia da interface sólida/líquida conforme discussão dos autores (CAMPOS FILHO E GRAEME 1978).

Figura 7 - Sequência esquemática dos eventos que caracterizam o processo de solidificação



Fonte: GARCIA, 2007.

2.5.1. Solidificação Unidirecional

Técnicas de processo de solidificação são utilizadas em diversos estudos para análise da caracterização da macroestrutura, podendo ser analisada a microestrutura correlacionada com a segregação de soluto compreendido no processo de solidificação unidirecional, observando a divisão em duas categorias: solidificação realizada em condições estacionária de fluxo de calor, e solidificação no regime transitório de fluxo de calor, apresentado pelo autor (ROSA, 2007). Na condição inicial, o gradiente de temperatura (G) e a velocidade da frente de solidificação (V_L) ambas e uma técnica de controle independente e mantidos de forma constante durante a realização do experimento; muito importante para determinação de valores quantitativos relacionado com aspectos da microestrutura, podendo ser analisado os

espaçamentos interdendríticos e suas variáveis térmicas de solidificação, importante para análise da influência das variáveis podendo ser de forma independente com a proposta de mapeamento dos parâmetros experimental da microestrutura, (ROCHA,2003) comenta que o fluxo de calor realizado nos processos industriais que envolvem a solidificação na análise da microestrutura correlacionado com os espaçamentos interdendríticos.

No processo de solidificação realizado em condições de fluxo de calor, com análise nas variáveis térmica, gradiente de temperatura (G) e a velocidade de deslocamento da interface chapa/molde, correlacionado com o fluxo de calor, sólido-líquido ou velocidade de frente de solidificação (V_L) realiza a variação livremente com a posição e o tempo dentro do metal, podendo dificultar a modelagem teórica que ocorre nos processos industriais. Podendo ser muito importante para análise e avaliação do método experimental teórico com análise da influência das variáveis térmica em solidificação unidirecional da microestrutura bruta de fusão (velocidade de solidificação, gradiente térmico e taxa de resfriamento) na condições de solidificação unidirecional transitória, sob os parâmetros da análise da macroestrutura e da microestrutura para comparação das ligas metálicas (GARCIA, 2005).

O fluxo transitório de calor no processo de solidificação pode ser investigado na condição experimental em função do fluxo de calor extraído “retirado” e sentido de avanço da frente de solidificação, podendo ser representada pelos três métodos, a solidificação pode ser unidirecional vertical, transitória ascendente, descendente ou unidirecional horizontal.

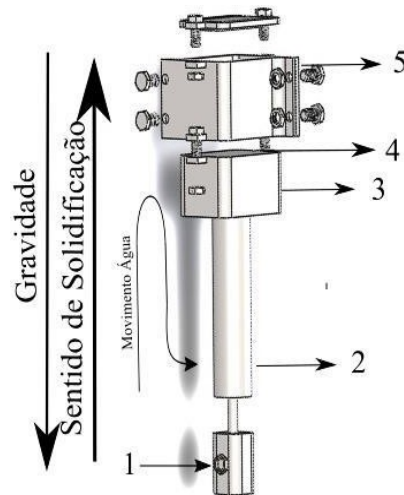
2.5.2. Solidificação Unidirecional Ascendente

O processo de solidificação unidirecional transitória ascendente, deve ocorrer com a refrigeração do metal, chapa/molde ocorrendo na parte interna da lingoteira, ocorrendo sob a forma da solidificação contrária da ação da gravidade, realizando um perfil crescente de temperaturas no metal líquido em sentido ascendente, forçando o líquido mais denso resfriando a fronteira de transformação sólido líquido, minimizando as correntes convectivas com as variáveis diferenças de temperatura aplicada por diferenças de concentração.

As etapas da transferência de calor ocorre de forma essencial por condução térmica unidirecional, permitindo assim uma análise experimental com aplicação dos cálculos teóricos isentos de convecção natural, observa-se o rejeito do soluto na frente de solidificação, dependendo das variáveis térmicas do par soluto e solvente, podendo ocasionar a formação de um líquido interdendrítico mais denso comparado o restante do volume total de metal líquido, podendo garantir à análise de movimentação de líquido, e a estabilidade do processo de solidificação (SPINELLI, 2004).

Analisando o sentido da solidificação ocorrendo da forma contrária à ação da gravidade pode favorecer no contato entre o metal e a chapa/molde, implicando nos valores de h_i podendo revelar maiores e aproximadamente constante realizando em toda solidificação. Podemos observar a figura 9 apresenta um esquema ilustrativo de um dispositivo de solidificação unidirecional ascendente.

Figura 8 - Desenho esquemático do dispositivo de solidificação unidirecional 1- Entrada de água; 2- Saída de água; 3- Câmara de refrigeração; 4- Chapa/molde; 5- Lingote.



Fonte: COUTINHO, 2018.

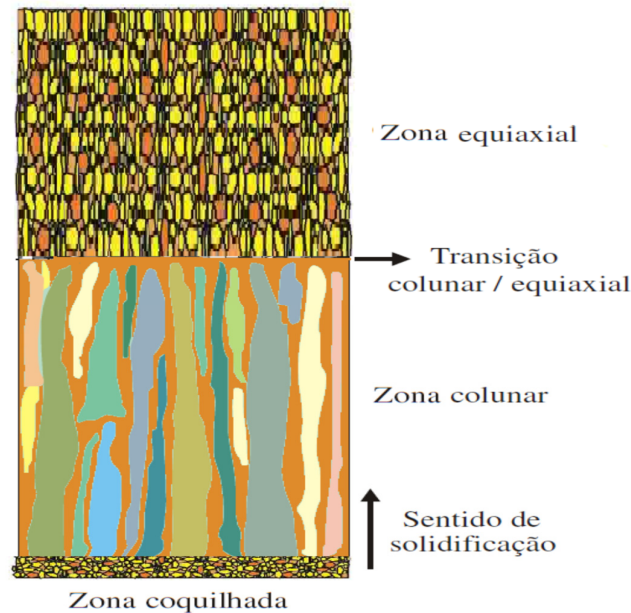
2.5.3. Macroestrutura

O processo de solidificação da macroestrutura parte das propriedades mecânicas das ligas metálicas o tamanho do grão na formação dessa estrutura pode ser determinado durante o processo de solidificação o desenvolvimento da macro e microestrutura em sólidos, principalmente o mecanismo físico envolvido permanecem pouco claros, porém a importância demonstrada pelos autores (COUTINHO, 2018; FILHO et al., 2015). A caracterização da macroestrutura pelo elevado grau de anisotropia em ligas fundidas, pode contribuir na redução do desempenho das propriedades mecânicas (ROCHA, 2006).

Inúmeras pesquisas teóricas e estudos correlacionado com a macroestrutura em materiais policristalinos apresenta durante a solidificação dois tipos morfológicos de grãos sendo eles: colunar e equiaxial, podendo analisar o crescimento orientado em uma direção próxima ao fluxo de calor. Quando existe a redução do gradiente próximo do lingote, observa-se os grão equiaxiais, solidificados a partir da formação no líquido, os núcleos sólidos

proporciona o crescimento analisando o tempo e condições locais de resfriamento. A macroestrutura das ligas metálicas solidificado pode ser definida pela caracterização dos grãos cristalinos, as dimensões cristalográficas, define-se a distribuição para a formação da macroestrutura das ligas metálicas fundidas, essa, correlação está associada com as propriedade mecânica dos metais solidificados, as zonas identificadas nos materiais policristalinos são: coquilhada, colunar e equiaxial. Apresentado na (Figura 9).

Figura 9 - Representação esquemática da macroestrutura de solidificação unidirecional.



Fonte: GARCIA, 2005.

2.5.4. Zona Coquilhada

A zona coquilhada na solidificação das ligas metálicas inicia no sentido de solidificação da chapa/molde, composta na formação de uma camada de grãos cristalinos orientado de forma aleatória, são apresentados em pequenas dimensões, onde se inicia o primeiro contato de resfriamento com metal líquido e chapa/molde frio no vazamento, com fluxo de alta taxa de resfriamento, esse processo de resfriamento favorece a nucleação intensa de grãos ocorrendo a diminuição da temperatura “decrécimo”, relacionado pelo super-resfriamento partido pela moto bomba com fluxo volumétrico de vazão d’água, isso ocasiona uma nucleação com o crescimento dos primeiros grãos cristalinos, apresentando o seu formato geométrico pequeno, de forma uniforme, formando uma fina camada de grão de crescimento aleatório junto às paredes do molde (PERES, 2005).

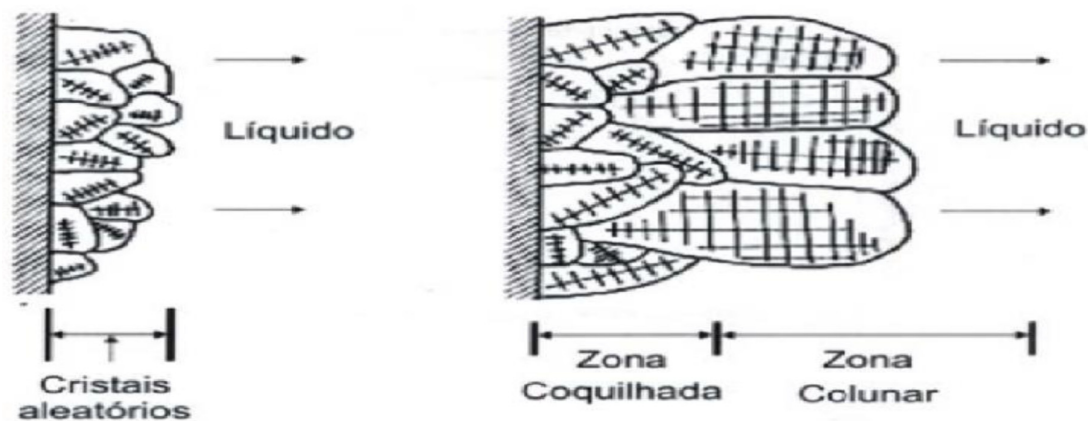
Segundo (GARCIA, 2001) a relação de tamanho dessa zona depende de uma série de fatores podemos citar as propriedades termofísicas do material do molde, referente ao

coeficiente da transferência de calor chapa/molde “metal” correlacionado com a temperatura de vazamento do metal líquido.

2.5.5. Zona Colunar

Na solidificação das ligas metálicas as estruturas básica resultantes de solidificação, em geral, os cristais crescem mais rapidamente em certas direções, o metal líquido vazado na chapa/molde observa-se que a temperatura do líquido em uma distância mínima das paredes, diminui abaixo da temperatura de solidificação, isso ocorre devido a uma condição de super-resfriamento nessa região mais extrema, correlacionado com a velocidade de nucleação heterogênea é relativamente grande, observa-se a taxa de nucleação de grãos é alta na zona coquilhada, os grãos são constituídos de forma alongados e alinhados, em paralelo com a direção do fluxo de calor, demonstram direção cristalográfica factível referente o crescimento em direção da extração de calor. Segundo (PERES, 2005) comenta que os grãos assim formados são alongados e de dimensões bem maiores que os grãos da zona coquilhada, apresentando ainda direções cristalográficas fortemente orientadas.

Figura 10 - Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquilhados com orientação favorável.



Fonte: GARCIA 2001.

As ligas metálicas apresentam a caracterização de crescimento dendrítico orientada na região em equilíbrio térmico com o líquido, proporcionando um crescimento de forma rápida quanto ao calor latente na direção das paredes da chapa/molde.

Segundo (GARCIA, 2001) no processo de solidificação a relação das variáveis possui determinada influência referente ao tamanho da zona colunar, proporcionando o aumento em

relação à temperatura durante o processo de vazamento, diminuindo com o aumento do teor de soluto das ligas metálicas.

Os cristais colunares segundo (GARCIA, 2001), apresenta crescimento na continuidade do calor progressivo, retirado pela condução do sólido a chapa/molde, quando o líquido está super-resfriado pela zona equiaxial por efeito térmico, apresentando o crescimento aleatório dos grãos, orientado na direção de extração de calor que possui as direções cristalinas de maior velocidade de crescimento alinhado com a direção de extração de calor.

2.5.6. Zona Equiaxial

Possui uma região formada de pequenos grãos no centro do molde, sendo considerada a terceira zona macroestrutural como resultado da nucleação de cristais podendo ser também a migração de fragmentos de grãos colunares, “arrastamento termodinâmico para o centro realizado por convecção no líquido”, devidos fusão das ligas metálicas e refusão, na solidificação equiaxial os grãos tendem a ser pequenos, com orientação cristalina aleatória.

São grãos diferentes aos coquilhados e colunar, a zona equiaxial pode ser caracterizada pelo refino do grão que crescem crescimento em direções cristalógrafas aleatórias segundo os autores (PEIXOTO, 2009; PERES, 2005).

Os eventos isolados de nucleação, na formação dos grãos equiaxiais surgem em decorrência da zona colunar, podendo também ser da nucleação de cristais na superfície livre do líquido. São várias as origens dos núcleos geradores, sendo crescente abaixo ter atingido a temperatura *liquidus* (GARCIA, 2001).

2.5.7. Transição colunar-equiaxial (TCE)

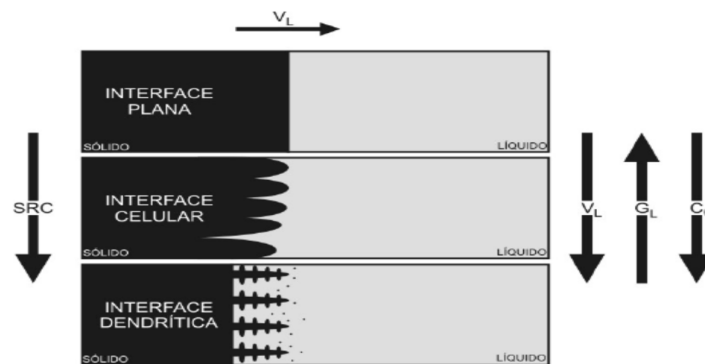
As peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos em geral a macroestrutura apresenta as zonas diferentes, coquilhadas “localizada junto às paredes do molde”, colunar “composta por grãos alongados, demonstra o fluxo de crescimento orientado na direção ao fluxo de calor”, equiaxiais “localizado na parte central da fundição no crescimento dos grãos analisado em todas as direções espaciais”, TCE é composta por duas estruturas “Transição Colunar – Equiaxial”, demonstra nessa transição maior interesse na análise das propriedades mecânicas analisada nas ligas metálicas na solidificação dos metais, essa transição proporciona fatores referente ao sistema de composição da liga, material, temperatura da chapa/molde, superaquecimento, coeficiente de transferência de calor interfacial e fluxo convectivo conforme os autores (CARVALHO et al., 2014; FILHO et al., 2015). As variáveis investigadas de forma experimental relatam, a TCE ocorre quando os parâmetros térmicos de solidificação, sendo a

velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), o gradiente térmico (G_L) e a taxa de resfriamento, atingem valores críticos (CARVALHO et al., 2014; HENRIQUE et al., 2015; FILHO et al., 2015).

2.6. MICROESTRUTURA

Segundo (PEIXOTO,2009), as ligas metálicas correlacionadas com a microestrutura observa-se a interface entre sólido e líquido (S/L), no processo de solidificação dos metais puros essas estruturas podem passar da forma planar para estruturas celulares e dendríticas, em função de alteração nos parâmetros térmicos da chapa/molde, no processo de solidificação, segundo (GOULART, 2010), o soluto ou solvente presente na liga é segregado nesta interface S/L provocando uma distribuição não uniforme, no líquido, dando a intensidade de frente de solidificação, a concentração de teor de soluto a frente da interface S/L proporciona o surgimento favorável a solidificação à nucleação e responsável pela gravidade instabilidade, conhecida como super-resfriamento constitucional (SRC). Conforme o valor de SRC, podemos analisar origem a diferente morfologias, com características: planar, celular e dendríticas. conforme apresentado na figura 11.

Figura 11 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; G_L – gradiente térmico à frente da interface; V_L – velocidade da isoterma liquidus; e C_0 – concentração.

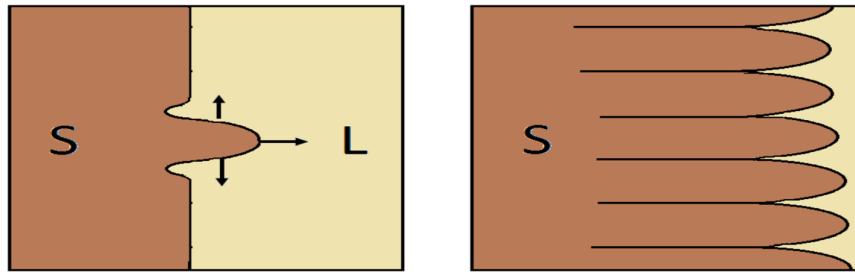


Fonte: GOULART, 2010.

Ligas binárias diluídas são solidificadas, podendo ser analisado a presença de pequena quantidade de super-resfriamento constitucional, entre a interface, sólido/líquidos, apresentando a morfologia celular referente a esse super-resfriamento apresentado de forma suficiente para iniciar o processo de instabilização da interface sólido/líquidos, observando a formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido, super –

resfriamento, até o ponto necessário para manter a força motriz do crescimento do grão, apresentado na figura 12.

Figura 12 -Esquema de desenvolvimento de uma interface celular.

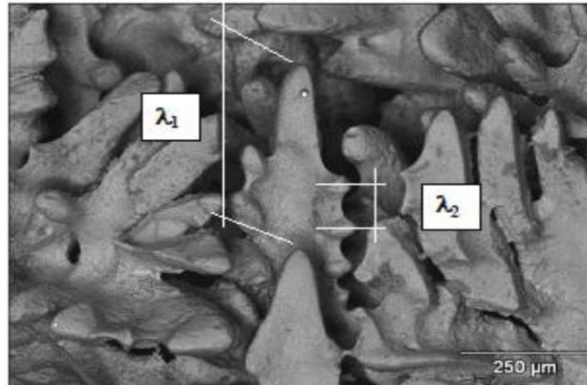


Fonte: PERES, 2005.

Analisando o crescimento, esta protuberância rejeita o soluto de forma longitudinal a frente da interface, quanto lateralmente, sua concentração lateral proporcional maior do que outro ponto do líquido. As condições a protuberância adquire formas instáveis que pode se estender em toda interface, causando a sua degeneração de uma situação plana a uma morfologia celular, (Figura 13), apresenta as ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2) segundo autor (GOULART, 2010), investigando o crescimento de células regulares com a velocidade baixa e perpendicularmente a interface sólido/líquido, na direção de extração do fluxo de calor, praticamente independente da orientação cristalográfica (PERES, 2005).

Aumentando a velocidade de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidade de maior ordem com parando a estrutura celular de forma circular interpolada para dendrítica em formato de cruz de malta, com os ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próxima a direção do fluxo de calor, a rejeição de soluto promover o aparecimento dos braços secundário em direções perpendiculares ao ramo primário (GARCIA, 2001).

Figura 13 - Ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).

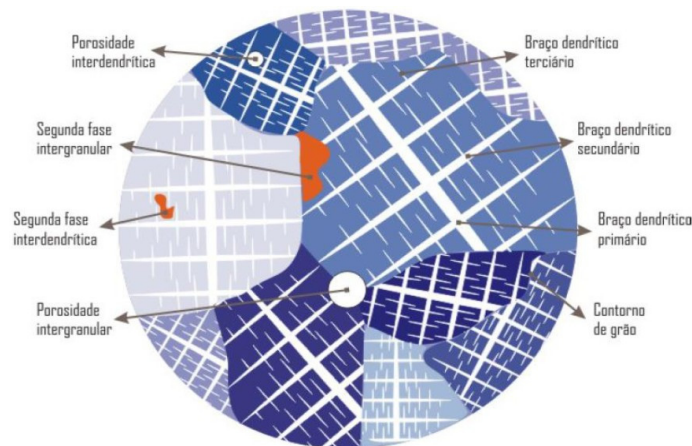


Fonte: GOULART, 2010.

Analisando as distâncias correlacionadas entre os centros de células e as ramificações, são denominadas de braços dendríticos, podendo ser definidas pelos espaçamentos intercelulares e interdendríticos primários e secundários (Figura 13), podendo ser analisados os parâmetros microestruturais quantitativos importantes para a determinação dos efeitos das variáveis de solidificação sob a microestrutura formada, interpolados com os produtos segregados a porosidade e contornos de grão, constituem no arranjo estrutural responsável pelas características mecânicas resultantes do material.

Distâncias entre os centros de células e as ramificações, também denominadas de braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos primários e secundários (Figura 14), esses parâmetros microestruturais quantitativos são utilizados na determinação dos efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada; e juntamente com os produtos segregados, porosidade e contornos de grão, constituem o arranjo estrutural responsável pelas características mecânicas resultantes do material, (Figura 14).

Figura 14 - Arranjo estrutural responsável pelas propriedades mecânicas dos materiais fundidos.



Fonte: ROSA, 2007.

Comparando a forte influência do super-resfriamento constitucional, ele será o único responsável pelas modificações que ocorrem na interface sólido/líquido, analisando a velocidade de solidificação, gradiente de temperatura e taxas de resfriamento também assumem uma importância como apresentado na figura 14.

2.6.1. Analisando a influência dos espaçamento dendríticos nas resistência mecânica

Segundo Goulart (GOULART, 2010), os espaçamentos dendrítico dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação, podemos notar a importância desse processo podendo contar uma forma quantitativa que permite expressar essa interdependência. As taxas de resfriamento (\dot{T}) das ligas metálicas poderá ser correlacionada com as variáveis térmicas de solidificação, como velocidades, deslocamento de isoterma características (V_L) e gradientes térmicos (G_L), que, por sua vez, estão relacionados com parâmetros operacionais como temperatura de vazamento (T_v) e coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h_i) e molde/ambiente (h_{amb}). É exemplificado na literatura que espaçamentos dendrítico diminuem com o aumento da V_L e da \dot{T} . Dessa forma, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem para a obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

2.7. SEGREGAÇÃO

Segundo (GOMES, 2012; FERREIRA, 2004), analisando as ligas de materiais metálicos, as propriedades dos materiais estão correlacionadas com a estrutura solidificada, importante para os diversos fatores que controlam, sendo um fenômeno comum, realizado durante o processo de solidificação, são exercidas influências nas propriedades do material e a segregação, normalmente determinando as propriedades físicas e químicas do material, de forma localizada.

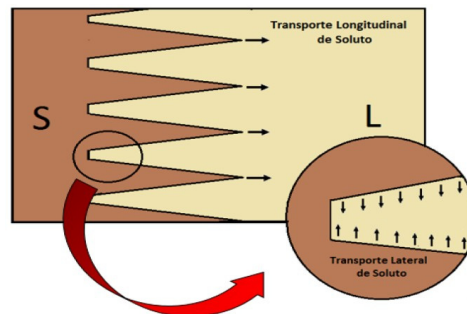
Os estudos das ligas metálicas na segregação entendida, para análise da diferença de concentração proporcionando a distribuição uniforme dos elementos químicos. Podendo ser manifestada em uma liga ou um componente impuro, sendo o resultado da rejeição de soluto ou impureza na fronteira chapa/molde “sólido/líquido”, acompanhado pela distribuição no processo de evolução da solidificação, pelo mecanismo de transporte de massa (GARCIA,2001).

Importante realizar análise do líquido quando está enriquecido de soluto, essa resulta na movimentação por diferentes efeitos, sendo eles: no preenchimento do molde movimentação

do líquido, a densidade provocada pelas diferentes temperaturas “convecção”, composição do líquido na diferença da densidade “convecção”, causada pela decorrente diferença, segundo (GARCIA, 2001), observou a flutuação ou decantação de cristais em crescimento no líquido e sua movimentação, provocado por contrações térmicas ou volumétricas que acompanham a transformação da fase das ligas metálicas sólido/líquido.

Podemos observar na figura 15 a constituição da morfologia dendrítica provocada quando ocorre o rejeito de soluto lateral e longitudinal, com a formação do sólido, o deslocamento “transporte”, do soluto na condição longitudinal ocorre na forma paralela, correlacionado às ramificações dendríticas primárias, provocando a macrossegregação, enquanto o rejeito lateral do soluto ocorre de forma perpendicular as ramificações sendo responsável na formação da microsegregação. (GARCIA, 2001).

Figura 15 - Representação esquemática do crescimento dendrítico com as indicações dos transportes longitudinal e lateral de soluto.



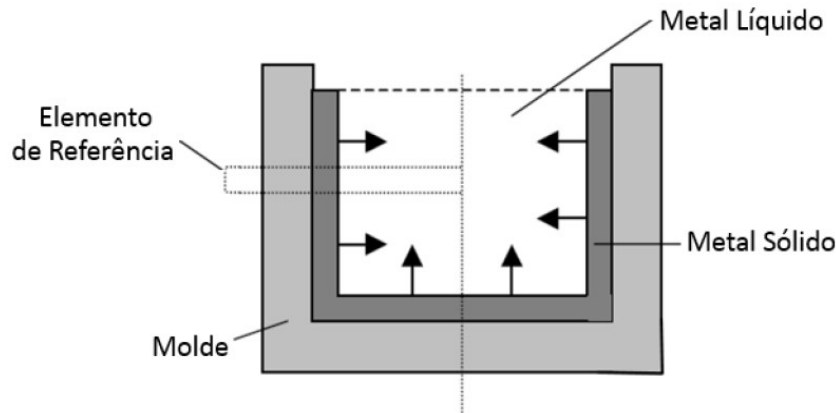
Fonte: GARCIA, 2001.

2.8. VARIÁVEIS TÉRMICAS

No processo de solidificação das ligas metálicas “materiais”, deve ser considerado de forma fundamental, o processo de transferência de calor em regime transitório, a proposta da transformação do líquido/sólido, com vista no acompanhamento de liberação da energia térmica apresentando uma fronteira móvel, separadas das duas fases de propriedades termofísicas distintas.

No processo de solidificação analisando a transferência de calor, na proposta de apresentar as condições indispensáveis de dois objetos, determinar a distribuição de temperaturas no sistema chapa/molde para as ligas metálicas, determinar a cinética da solidificação. Podemos ter uma melhor compreensão analisando a figura 16, ela apresenta ilustração da situação física no processo de solidificação de um lingote, com referência no elemento.

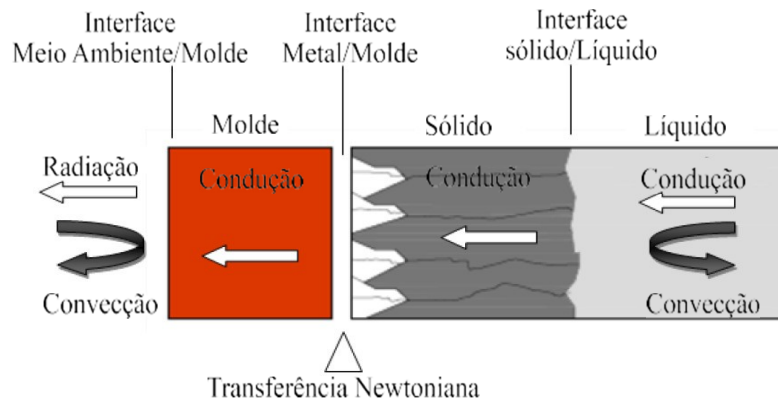
Figura 16 - Elemento de referência representativo do sistema chapa/molde.



Fonte: Adaptado: GARCIA, 2007.

A figura 17, está apresentando um elemento de referência, esquematicamente que podemos analisar os modos de transferência de calor presente, condução térmica no metal e no molde, transferência newtoniana na interface chapa/molde “metal/molde”, convecção no metal líquido e interface “molde/ambiente” e radiação térmica para o meio ambiente.

Figura 17 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.



Fonte: Adaptado: GARCIA, 2007.

Soluções vem sendo cada vez mais analisada em processos de solidificação de ligas metálicas, a indústria busca realizar estudos aprofundados para melhor entendimento, a solidificação em chapa/molde, “metal/molde” na produção de peças com a transferência do calor metal, para o meio, da dissipação. A proposta e desenvolver técnicas na determinação das condições térmicas, proporcionando atendimento na busca pela qualidade de produtos e serviços, minimizar sempre os prejuízos nos processos de produção, estabelecendo variáveis significativas para o controle da solidificação, conhecidas como variáveis térmicas.

2.8.1. Velocidade da Isoterma *Liquidus* (V_L)

Podemos definir a velocidade da Isoterma *liquidus* (V_L) é dada pela derivada da função obtida da t_L , ajustada pelo método dos mínimos quadrados. A derivada da função é aplicada para cada posição em relação à base do lingote, onde a velocidade representa a rapidez com que a frente de solidificação avança ao longo do lingote (BERTELLI et al., 2015; DANTAS, 2014), conforme Equação 2.4:

Equação 2.4:

$$V_L = ds/dt = f(s)$$

2.8.2. Taxa de Resfriamento (T)

Segundo (DANTAS, 2014), a taxa de resfriamento é a perda de temperatura em função do tempo, ou seja, quando o calor está sendo extraído da peça em um determinado instante do processo de solidificação, conforme Equação 2.5:

Equação 2.5:

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt}$$

Podemos representar, a taxa de resfriamento sendo representada como o produto da velocidade de solidificação com o gradiente local (GARCIA, 2001), Equação 2.6.

Equação 2.6:

$$\dot{T} = V_s \cdot GL = V_s^2 \frac{L \cdot \rho}{K}$$

2.8.3. Gradiente Térmico

Gradiente térmico é a única variável do processo de solidificação onde não há controle, pois ele depende da taxa de resfriamento, do material e de demais fatores. O gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido, indica como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento, sendo definida pela Equação 2.7. (DANTAS, 2014).

Equação 2.7:

$$GL = \frac{dT}{Dx}$$

Esta variável é a única das três na qual o processo de solidificação não possui controle, pois ela depende da taxa de resfriamento, do material e de outros fatores. Uma forma de obter este parâmetro é obtendo os dois parâmetros mencionados anteriormente, já que a Equação 2.6 correlaciona todos estes. Este gradiente é a diferença da temperatura da parte sólida em relação

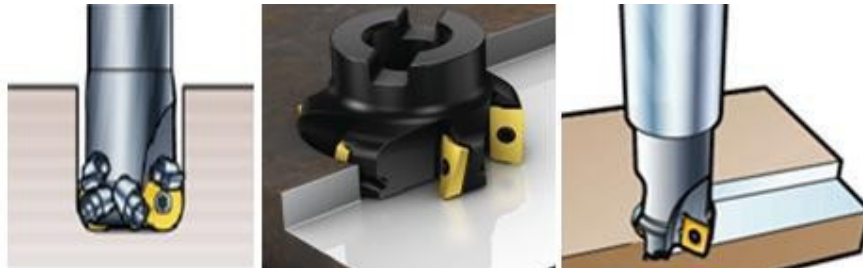
à parte ainda no estado líquido. Segundo GARCIA (2001), no processo de solidificação unidirecional o aumento do gradiente térmico favorece o surgimento de grãos. Este gradiente, assim como a velocidade de solidificação, vai decaindo com o decorrer do processo, pois tende sempre ao equilíbrio de temperatura.

2.9. PROCESSO DE USINAGEM

No processo de fresamento podemos analisar a complexidade, sendo um dos processos de fabricação no emprego de usinagem de peças mais utilizado pela indústria de fabricação, as geometrias podem está correlacionada de acordo com tipo de processo, podendo determinar velocidade de corte constate, empregado em alta taxa de remoção de material correlacionado com as dimensões e geometrias, os autores (MARCELINO et al., 2004; DINIZ et al., 2014), contextualiza na discussão em analisar a fabricação de superfícies planas, contornos, ranhuras e cavidade são algumas operações realizadas no processo de usinagem pelo método de fresamento da superfície planar de topo, apresentado na figura 18.

Figura 18 – Exemplos de fresamento vertical com fresas de topo.

Fonte: SANDVIK, 2014.



Alguns fatores apresentados no processo de fresamento segundo a literatura apresenta correlacionado pelos autores (DINIZ et al., 2014):

- O processo de fresamento de ligas metálicas, “ferramenta fresa”, possui aresta de corte multicortantes referendadas de acordo com a classificação da classe de fabricação, realiza ações rotativas de acordo com processo de usinagem em que, se aplica.
- Fatores que podem influenciar no processo de fresamento de peças metálicas referente ao corte da ferramenta no material, considerando a entrada e saída o número de rotação e o avanço de corte conforme a penetração da ferramenta no material.
- O controle do avanço de corte, realizado pelo centro de usinagem “fresadora CNC” possui fuso esférico com tolerâncias geométricas proporcionando o avanço nas três direção, “x”, “y” e “z” com a fixação de uma morsa na mesa da

máquina, realizando a passada da ferramenta no material fixado, transformando em formas e dimensões geométrica desejada.

2.9.1. Seleção da fresa para usinagem de superfícies planas

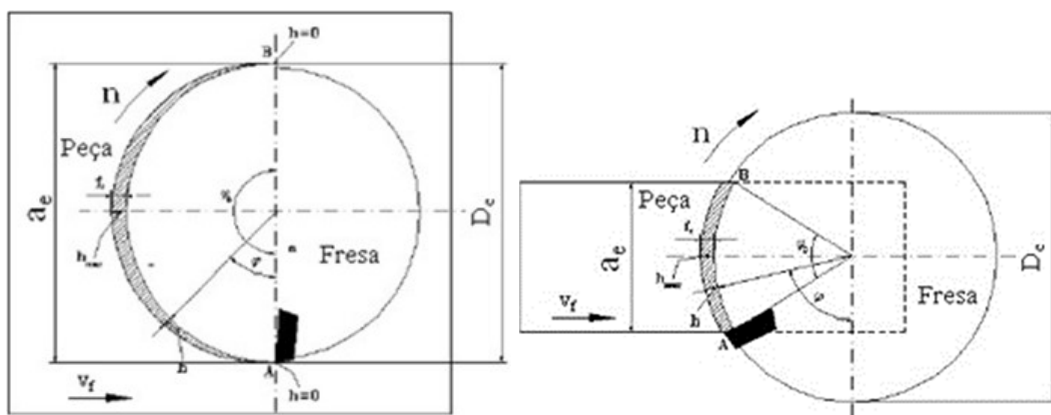
Segundo (DINIZ et al., 2014; SANDVIK, 2014; CAMUSCU et al., 2005), a seleção da fresa para usinagem de superfícies planas estão relacionadas:

- Determinação do diâmetro da fresa;
- Quantidade de insertos da fresa;
- Especificação do inserto de metal duro.

2.9.2. Determinação do diâmetro da fresa

Para realizar uma boa escolha do diâmetro da fresa, (D_c), apresentado na figura 19, deve ser levado em consideração a seleção do inserto de metal duro referente ao plano de corte e o tipo de operação da superfície fresada (a_e), a figura 19 (a), o diâmetro da fresa deve possuir dimensões maiores, que o material a ser fresado conforme apresentado na literatura referenciada pelos autores (DINIZ et al. 2014), as figuras apresentam valor de espessura de corte (h), considerando a entrada e saída no plano de corte, gerando a pressão de corte na usinagem dos metais a figura 19 (b), apresenta a entra e saída da ferramenta no material devendo ser evitado choque de entrada e saída no material, para não ocorrer o lascamento ou quebra dos insertos de metal duro.

Figura 19 – Esquema do fresamento frontal.



Fonte: DINIZ et al., 2014

A Equação 2.8, determina o diâmetro melhor para seleção da fresa, segundo (DINIZ et al., 2014).

:

$$D_c = 1,3 \times a_e$$

Equação 2.8

A especificação técnica na seleção de uma fresa pode ser definida em catálogo de fabricantes, os estudos relacionados a sua forma geométrica é muito importante para definição dos parâmetros de corte, a repetição de passada no processo de fresamento no material, ferramentas com ângulo positivo e passadas ativas em relação ao eixo longitudinal ou transversal ao plano de corte do material.

A figura 19 (a), representa o sentido de corte no fresamento, demonstra a entrada da ferramenta em relação ao material, um posicionamento concordante realizado no plano de corte, o contato realizado com a parte inferior da pastilha na secção do fresamento para maior resistência o ângulo de entrada ou “ataque”, demonstra um ângulo negativo no faceamento observando o início do corte pela parte externa do inserto de metal duro em direção ao início do fresamento, ângulo positivo, cuidados de entrada e saída de ferramentas devem ser observados afim de evitar, desgastes excessivos, vibrações mecânicas que interfere no bom resultado na aquisição de força em comparação na usinagem.

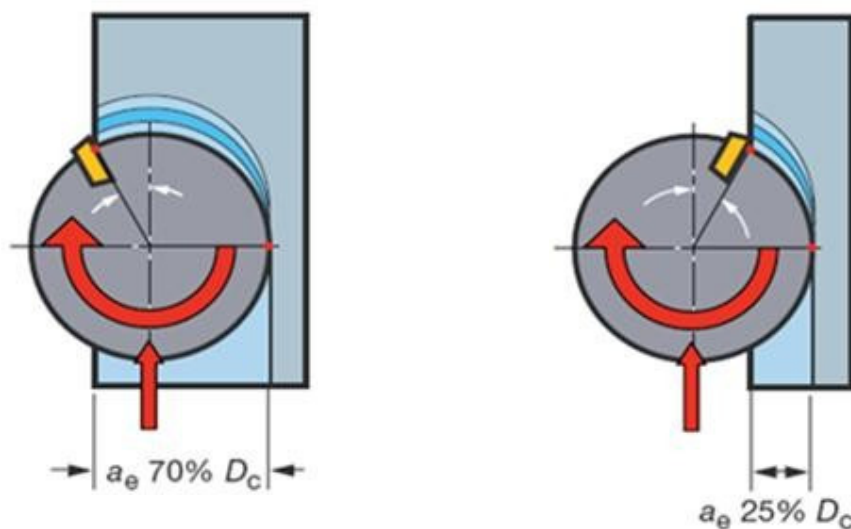
Segundo (DINIZ et al., 2014), para que não ocorra sucessivas quebras na aresta de corte do inserto de metal duro durante o processo da equação 2.8 deve ser considerada para calcular a relação entre D_c e a_e , diâmetro da fresa (D_c) e penetração de trabalho (a_e).

A seleção diâmetro da superfície do material a ser fresada pode ser referenciada pela largura a ser fresada do material, podendo utilizar outro suporte para cotar superfícies com largura diferente, podendo também ser usinada uma superfície maior que o dobro da largura da área a ser fresada, importante lembrar que o balanço da ferramenta e alinhamento referente ao plano de corte deverá ser considerado para não ocorrer um desvião geométrico na superfície a ser fresada. Diversas situação de sentido de avanço de corte são estudadas, porém, na figura 19 (a), foi considerado o avanço inverso entrando no material com corte máximo, corte concordante e saindo com a espessura igual a zero, demonstrada na figura 19 (b), corte discordante reduzindo impacto na entrada do inserto (DINIZ et al., 2014).

Realizar o fresamento pelo método discordante na usinagem dos materiais, possui desvantagens e erros de irregularidade como, aumento da espessura de corte de uma ordem progressiva de zero até um intervalo de valor máximo, inicialmente, ao iniciar a usinagem a fresa vai de encontro com material ele é forçado para base da mesa, criando um excessivo atrito, e ocasionando a deformação plástica na superfície usinada, ao invés de proporcionar a formação de cavaco e baixas temperaturas.

O corte da ferramenta em contato com a superfície encruada pelo corte anterior com a espessura tendendo a zero, ocasionado pelo corte do inserto anterior (DINIZ et al. 2014; SANDVIK, 2014). Importante lembrar que à aresta de corte atinge valores de deformação plástica provocante até a ruptura do material, a usinagem relacionada com os movimentos, realiza a formação de cavacos importante para a dissipação de calor preservando a vida útil da fresa e material usinado, a figura 20 apresenta a posição da aresta de corte na retirada de cavaco, essa operação é resultante da componente da força exercida na usinagem perpendicular ao avanço afastando a ferramenta da peça no fim da operação de um inserto de metal duro, são arestas cortantes realizando a deformação da força de corte no sentido inverso do material, isso ocasiona alternância da componente de força na usinagem que proporciona vibração interferindo no acabamento superficial e nas tolerância geométrica. (SANDVIK, 2014).

Figura 20 – Posicionamento da aresta de corte.



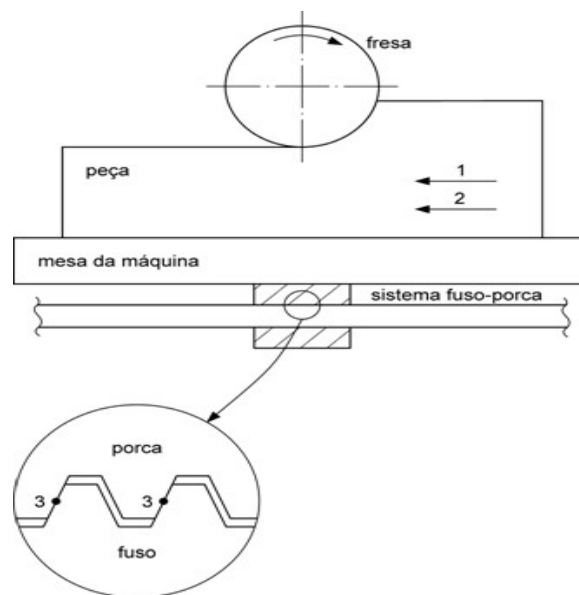
Fonte: SANDVIK, 2014.

Para melhor análise e compreensão, Segundo (DINIZ et al., 2014), no processo de fresamento concordante, podemos evitar defeitos de usinagem, em que a componente aplicada na força de usinagem, sendo realizada perpendicular ao avanço, considerando o sentido de direção no plano de usinagem, forçando o material sob a mesa. Podendo haver a existência inconvenientes, demonstrado na figura 20 (a), com início de corte discordante, analisando a aresta “geometria angular” na penetração no material, superfície a ser usinada considerando o valor máximo de corte atingindo o valor igual a zero (SANDVIK, 2014). Materiais com revestimento superficial “cimentação” uma camada endurecida, o processo realizado pelo contato inicial da aresta de corte proporciona condições desfavoráveis, diminuindo a vida útil

da ferramenta sendo autor (DINIZ et al., 2014). A figura 20 (b) apresenta o centro da fresa fora da peça ao realizar o fresamento frontal ($D_C > 2 a_c$) as condições de usinagem pelo método de fresamento são desfavoráveis.

A componente da força aplicada no processo de usinagem na direção do avanço, são estabelecidos parâmetros constantes para velocidade de corte (V_C) e profundidade de corte (P_C), a fresadora (CNC), representada na figura 21 apresenta o fuso trapezoidal demonstrando o sentido de avanço da mesa, percorrendo em um sentido oposto da força aplicada no fuso. Isso implica o sentido oposto da componente das forças de usinagem, apresentado um módulo variável, correlacionado à variação da espessura de corte, demonstrando a resultante final de força sob o fuso da fresadora (CNC), em módulo, pode gerar vibração conforme o sentido referente ao plano de trabalho. (DINIZ et al., 2014).

Figura 21 – Forças e deslocamentos no fresamento concordante. (1) sentido da força de avanço. (2) sentidos do avanço da mesa. (3) pontos de contato entre porca e fuso.



Fonte: (Diniz et al. 2008).

Segundo os autores (METALS HANDBOOK, 1989; BOOTHROYD et al., 2006; SANDVIK, 2014), a relação da folga correlacionando com fuso trapezoidal, na utilização de fuso esferas recirculantes, “fuso esférico” podemos analisar o fresamento concordante como melhor resultado na análise do acabamento das superfícies dos materiais, sendo a melhor opções justificadas pelos fabricantes de ferramentas (METALS HANDBOOK, 1989; BOOTHROYD et al., 2006; SANDVIK, 2014).

As indústrias de usinagem de metais, realiza a opção pela usinagem de materiais através do método concordante, com fresadoras (CNC), com fuso de esferas recirculantes “fuso

esférico” sem endurecimento superficial do material, aplica-se em situação de materiais fresado, quando a largura é menor que a metade do diâmetro da fresa ($D_c > 2 a_e$) podemos considerar o sentido discordante mais apropriado para o caso, porém não se recomenda esse sentido de usinagem devido aos esforços que pode gerar desgaste no inserto de metal duro, o corte concordante gera mais trinca e lascamento na usinagem de metais (DINIZ et al. 2014).

2.9.3. Número de insertos (f_z)

O número de insertos, está relacionado ao avanço por dente (f_z) [mm/dente], não podendo ser considerado em caso que a velocidade de avanço da mesa (v_f) [m/min] realizar alteração na mesma proporção, correlacionado com a equação 2.9, segundo (DINIZ et al. 2014). O processo de fresamento de matérias está relacionado com avanço por dente e as dimensões geométricas usinadas.

Equação 2.9:

$$V_f = f_z \times z \times n$$

Onde:

z = número de insertos da fresa

n = rotação da fresa em (rpm)

Segundo (DINIZ et al., 2014), a redução do número de inserto da fresa considerando as condições e parâmetros de corte, proporciona o aumento do avanço por inserto correlacionado com o aumento da espessura de corte média (h_m).

Fatores que podem influenciar na quantidade de insertos por fresa, na aplicação da largura da superfície fresada é necessário no mínimo dois insertos, com posição simultaneamente no corte, outros fatores que favorecem a escolha, está relacionado o material das peças e as superfícies de usinagem, isso favorecer a estabilidade da fresadora (CNC), e seus dispositivos de fixação do material minimizando vibração durante a usinagem do material (SANDVIK, 2014). As condições do acabamento superficial no processo de fresamento está relacionada ao número de insertos de metal duro na determinação do avanço por volta do material.

Segundo os autores (DINIZ et al., 2014; SANDVIK, 2014), o número de insertos na redução de problemas está relacionado ao tipo de fresa:

- Fresa de passo largo (poucos dentes tipo L): com aplicação na usinagem por desbaste e semi-acabamento de aços e ligas, com análise da vibração na operação realizada.
- Fresa de passo fino, maior número de insertos, a distância dos insertos é pequeno tipo (M), esse processo de fresamento determina alta taxa de remoção de cavaco. Aumentando da velocidade do avanço de corte dos materiais, comparada com nível da fresa de passo grande. Aplicada em materiais como o ferro fundido, produz cavaco curto, que se alojam bem nos pequenos, espaços entre insertos, limita-se o volume de cavaco removido em materiais metálicos “aços” relacionado pela distância entre os insertos, não aplicando a remoção pesada, caso o inserto for mantido em níveis baixo, apresenta melhor resultados no acabamento superficial do material usinado.
- As fresas de passo extrafino, vários insertos e bolsões no armazenamento do cavaco bastante pequenos do tipo (H), podendo realizar velocidades altas de avanço. Essencial na aplicação de corte interrompido, como ferro fundido, demonstra pequena espessura do cavaco, para as ligas de titânio a velocidade de corte aplicada não considerada baixa com parâmetro proporcional com a rotação por minutos (rpm) e velocidade de deslocamento correlacionado com o número de insertos (Z_n), os estudos realizados pelos autores (DINIZ et al., 2014; SANDVIK, 2014), apresenta uma relevância no processo de usinagem pelo método de fresamento em análise do número de insertos correlacionados com o tipo de passo, largo, extrafino e fino.

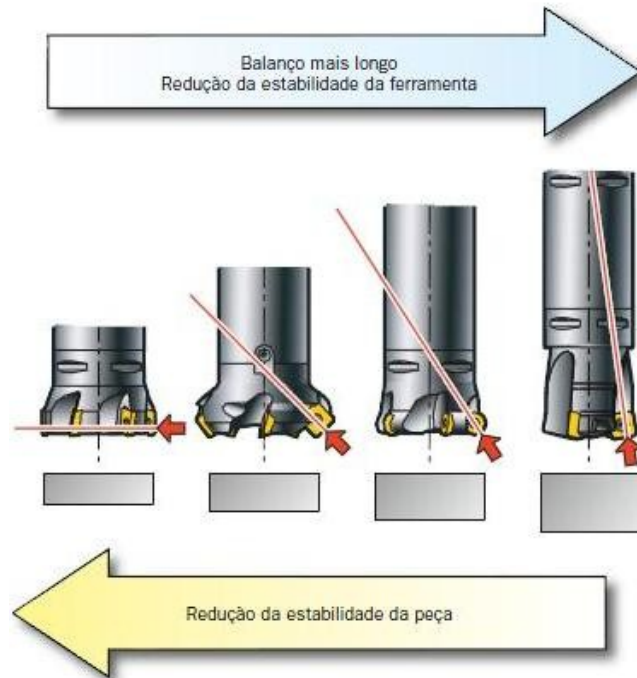
Tabela 2 - Aplicação das fresas de acordo com o tipo de passes.

Tipo de Fresa	Aplicação
Passo Largo	Desbaste e semiacabamento de aço ou onde haja tendência à vibração.
Passo Fino	Corte de ferro fundido e desbaste leve e acabamento de aço.
Passo Extrafino	Corte interrompido de ferro fundido e liga de titânio, acabamento de aço.

Fonte: SANDVIK, 2014.

O balanço das ferramentas de fresagem deve ser considerado de total importância, apresentado na figura 22. Seguindo as orientações dos fabricante ele não pode ser maior que quatro vezes o diâmetro da ferramenta, ex.: caso o diâmetro da fresa seja 10mm o balanço não pode ser maior que 40mm.

Figura 22 - Detalhe da distribuição e balanço da ferramenta.



Fonte: SANDVIK, 2014.

Segundo (KECELJ et al., 2004), o cálculo para análise do balanço com referências no diâmetro da fresa (L/D) em condições elevadas maior que 10, identifica-se uma situação severa, devemos sempre considerar o balanço menor possível $L/D < 5$. Alguns fabricantes orientam outros cálculo, podendo correlacionar a_p em função do balanço.

2.9.4. Fresamento das ligas de alumínio

Segundo (CAVALCANTE, 2010). As ligas de materiais binárias Al proporciona uma boa usinagem comparada com outros materiais “ferro fundido”, considerando a presença de silício maior que 12% apresenta a formação de inclusões duras de silício “*silicato*” a formação de inclusões interfere na influência da ferramenta de usinagem provocando o desgaste, causando defeitos no processo de usinagem.

Segundo (MACHADO et al., 2009), a usinagem de ligas metálicas de alumínio poderá ser realizada a “seco” ou “jorro”, entretanto para as ligas conformadas, com alto teor de cobre, necessitam de fluido com refrigeração constante do material e ferramenta.

Os estudos relacionados ao alumínio apresenta uma correção de fácil deformação. Possui uma estrutura CFC (*cúbica de face centrada*), apresentam seu módulo de elasticidade, é baixo e a ductilidade é alta. As formas geométricas APC (*aresta postiça de corte*), são características que devem ser observadas na construção da sua geometria da ferramenta para

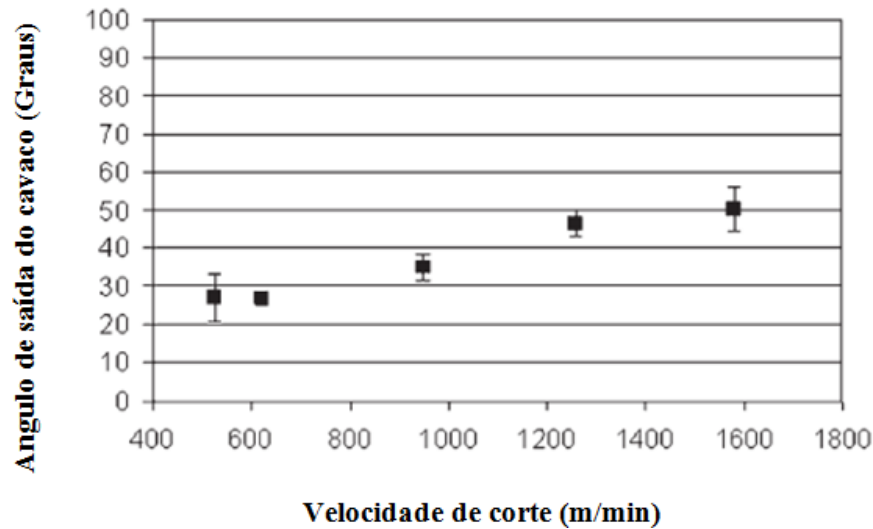
aplicação no processo de usinagem. O fresamento realizado de topo apresenta o número de facas da fresa, representa o mínimo possível e os ângulos de saída representa o maior possível, processo que influencia na retirada de cavaco segundo os autores (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991).

As ligas de alumínio apresenta o ponto de fusão de aproximadamente 660°C, tais temperaturas de fusão do alumínio e da ferramenta durante o processo de usinagem “empastamento” no contato da interface de contato material – cavaco e ferramenta “fresa” a utilização do fluido de corte proporciona a remoção de calor evitando a formação das arestas postiças no cabeçote faceador. Podemos considerar o alumínio sendo um material dúctil, correlacionado com o processo de usinagem “torneamento” e “fresamento” demonstram a retirada de cavacos longos, isso é fundamental para análise da força de corte realizada no material, com a lubrificação no processo de usinagem apresenta-se facilidade no cisalhamento do material. Conforme especificação dos fabricantes de fluidos de corte “óleo solúvel” podemos classificar os óleos emulsionáveis, base vegetal, mineral e sintético ou os semi-sintéticos. A proporção para aplicação no alumínio pode variar de 1:30 e 1:60 combinação de óleo e água, o processo de utilização de jatos controlado por máquinas (CNC) deve ser controlado entre 2/3 para o material e 1/3 para a fresa, a vazão da moto bomba deverá apresentar eficácia sem interrupção no fluxo, conforme referenciado pelos autores

A aplicação do jato de óleo refrigerante deve ser direcionada para a área de corte, sendo 2/3 para a peça e 1/3 para a ferramenta, a vazão deve ser eficiente e seu fluxo sem (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991).

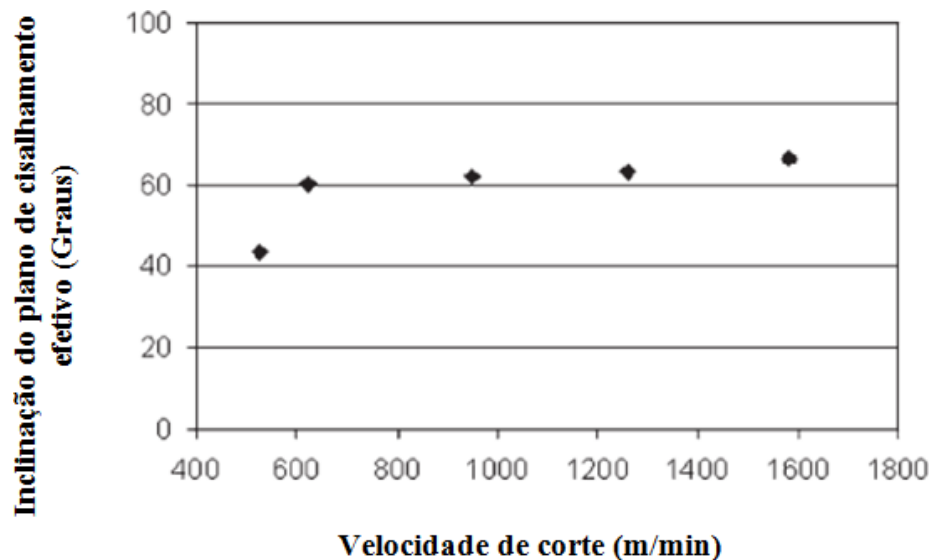
A taxa de aquisição de força no processo de usinagem “corte” com análise morfológica do cavaco e as integridade do material, o processo de faceamento com utilização de altas velocidade de corte em ligas de alumínio 7075 T6. Conforme pesquisa realizada pelos autores Balkrishna e Yung (2001), revelam no ângulo de saída do cavaco “ângulo de cunha” aumento e proporcionalmente as forças aplicadas no fresamento “usinagem” diminuem, o ângulo de cisalhamento aumenta, proporcionando um cavaco fino. Apresentado nas figuras 23 e 24 os resultados obtidos.

Figura 23 – Variação do ângulo de saída do cavaco com a velocidade de corte-AL7075-T6, ferramenta de metal duro, $f_z = 0.2$ mm/dente; $a_p = 1,27$ mm).



Fonte: BALKRISHNA;YUNG, 2001.

Figura 24 - Variação do ângulo de cisalhamento com a velocidade de corte-AL7075-T6, ferramenta de metal duro; $f_z = 0.2$ mm/dente; $a_p = 1,27$ mm.



Fonte: BALKRISHNA;YUNG, 2001

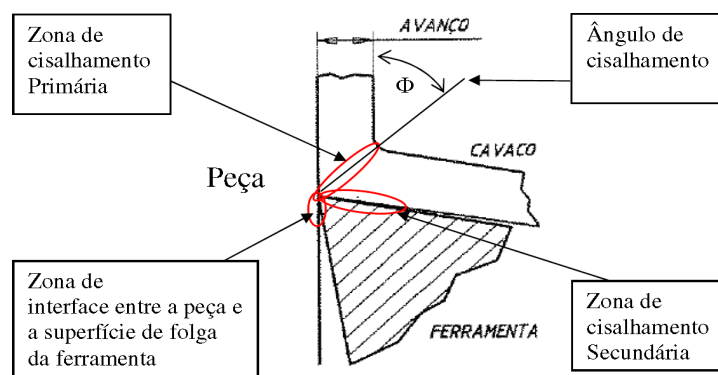
O baixo ponto de fusão do alumínio, (660°C) correlacionado com as temperaturas no processo de usinagem não trazem problemas com as ferramentas atuais. Podendo analisar velocidade de corte elevada no processo de usinagem, entretanto, deve observar à potência em relação a força de corte com análise e vibração excessiva da máquina, conforme o autor Segundo Machado et al. (2009) são recomendadas as velocidades de corte de acordo com tipo de material, sendo para material HSS a velocidade deve ser de até 300m/min , para metal duro até 600 m/min e para PCD até 4.500m/min .

A dificuldade na usinagem das ligas de alumínio é na dificuldade de controle do cavaco, o alumínio possui estrutura (CFC) estrutura de face centrada, proporcionando maiores alterações antes do material cisalhar, resulta no cavaco contínuo, resistentes, grosso, proporcionando dificuldade no mesmo, conforme as referências do autor (SUAREZ, 2008).

2.9.5. Fontes de geração de calor em usinagem

A variação de até 10% gerado na usinagem de materiais, revelado pela ferramenta “fresa” considerando essa transferência para o material, provoca o aumento de temperatura podendo ocasionar pequenos erros dimensionais, as demais temperaturas é dissipada pelos cavacos, apresentados pelos autores (MACHADO; SILVA, 2004). A figura 25 mostra as três fontes onde o calor é gerado, *zonas de cisalhamento na usinagem*.

Figura 25 - Zonas de cisalhamento no processo de corte ortogonal.

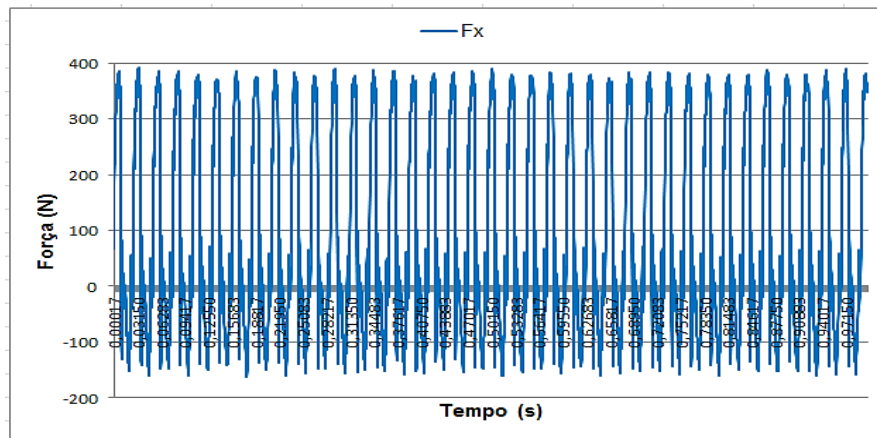


Fonte: TRENT; WRIGHT, 2000.

2.9.6. Medição de força na usinagem

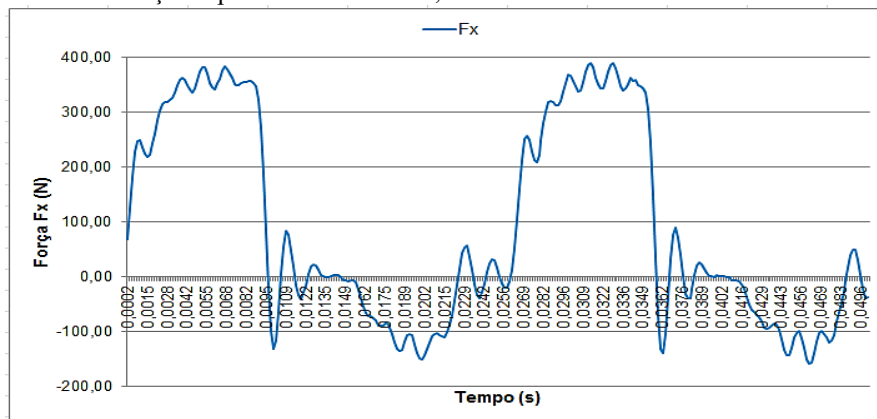
As forças de usinagem tem variação de acordo com a rotação do eixo. Para cisalhar o material depende de cada aresta da fresa exercendo uma força sobre o material a usinar, essa variação ocorre devido o processo de corte da ferramenta (fresa) em que a aresta de corte atuação cíclica (partes ativa e inativa) inerente do processo que se repete em cada rotação. A figura 26 mostra o comportamento da força F_x para o intervalo de 1s, (MONTALVAO, J. A, 2014).

Figura 26 – Nota-se que os valores apresentados positivos e negativos.



Fonte: MONTALVÃO, J. A, 2014.

Figura 27 – Gráfico da força Fx para o intervalo de 0,05s.



Fonte: MONTALVÃO, J. A, 2014.

As análises das forças e torque consistem em avaliar a média quadrática RMS dos valores apresentados nas três componentes F_x , F_y e F_z convertendo os valores negativos em picos positivos, com a utilização do *software* Scilab valores medidos pelo dinamômetros acoplados no eixo árvore da fresadora CNC. (MONTALVAO, J. A, 2014).

Figura 28 – Direções das componentes de forças e torque do dinamômetro rotativo

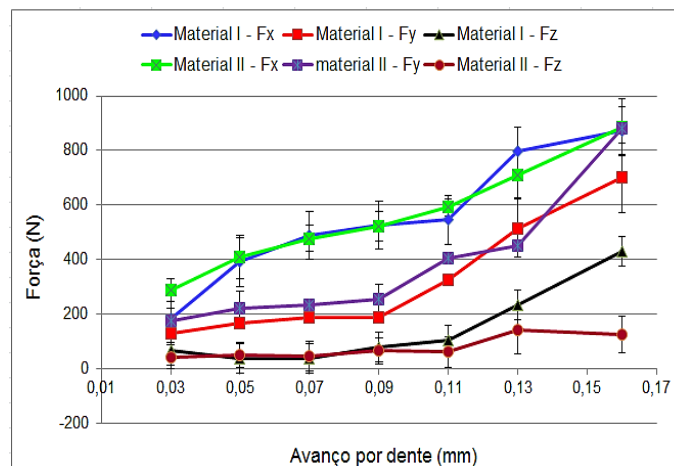


Fonte: KISTLER.

Souza et al., (2014) concluíram que o aumento da velocidade de corte propicia uma redução de forças, independentemente da posição da ferramenta ao longo do caminho, conseguindo uma redução de cerca de 50% sobre as forças quando a velocidade de corte foi duplicada.

Na figura 28 está ilustrado o comportamento das componentes das forças de usinagem referentes ao material I sendo o Aço ferramenta N2711M e o material II o VPlatas, quando se variou o avanço por dente. Pode ser observado que todas as componentes de forças apresentam o mesmo comportamento e estão na mesma faixa de valores, com exceção da força passiva (F_z) no avanço de 0,16mm por dente, quando o material I apresentou maiores valores que o material II. (MONTALVAO, J. A, 2014).

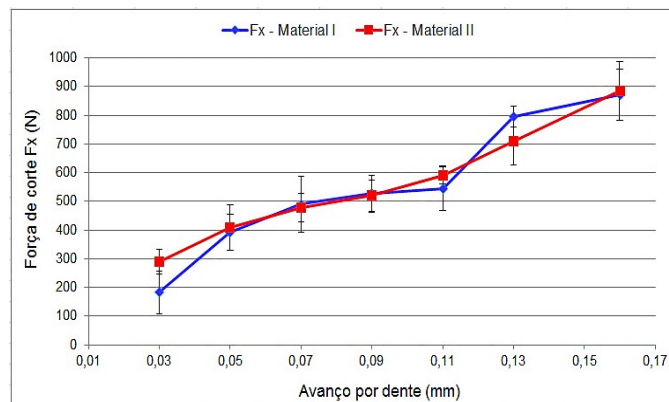
Figura 29 – Comparação das componentes das forças de usinagem: F_x , F_y e F_z em função da variação do avanço por dente (mm) do material I e do material II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p=1,0$ mm e $a_e = 12$ mm.



Fonte: MONTALVÃO, J. A, 2014.

Figura 30 – Comparação da força de corte (F_x) em função da variação do avanço por dente (mm) do material I e do material II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p=1,0$ mm e $a_e = 12$ mm.

Fonte: MONTALVÃO, J. A, 2014.



Fonte: MONTALVÃO, J. A, 2014.

2.10. RUGOSIDADE NA SUPERFÍCIE USINADA

A Norma NBR ISO 4287 (2002) especifica termos, definições e parâmetros para a determinação do estado da superfície (rugosidade, ondulação e perfil primário) pelo método do levantamento do perfil. Essa norma adota o termo da linha média para aquisição de medidas para o perfil de rugosidade.

O comprimento de amostragem (l_r) é definido pela Norma NBR ISO 4287 (2002) como um comprimento na direção do eixo X, usado para identificar as irregularidades características do perfil sob avaliação. Já comprimento de avaliação (l_n) é compreendido como o comprimento na direção do eixo X, usado para estabelecer o perfil sob avaliação, podendo conter um ou mais comprimentos de amostragem. Para obter uma maior confiabilidade dos dados, normalmente recomenda-se um comprimento de avaliação equivalente a cinco vezes o comprimento de amostragem, como mostra a tabela 3 (MACHADO et al., 2011).

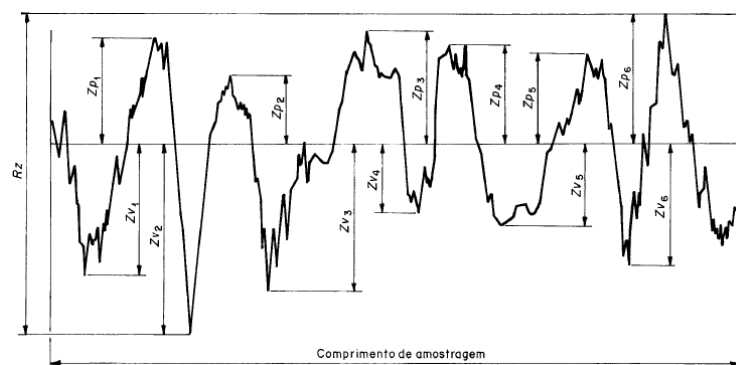
Tabela 3 – Valores recomendados referentes aos comprimentos de amostragem e de avaliação

Faixa de Ra (μm)	Comprimento de amostragem l_r (mm)	Comprimento de avaliação l_n (mm)
até 0,02	0,08	0,4
de 0,02 a 0,1	0,25	1,25
de 0,1 a 2	0,80	4,0
de 2 a 10	2,50	12,5
de 10 a 80	8,00	40,0

Fonte: ISO 4288, 1996, apud MACHADO, 2011.

O Ra é um dos parâmetros de medição mais utilizados em nível mundial, e aplicados na maioria dos processos de fabricação. Grande parte dos equipamentos para esta aquisição apresentam os parâmetros de forma analógica ou digital, onde suas medições são relativamente simples, e seus parâmetros são os indicados pela ABNT (RIBEIRO, 2007).

Figura 31 – Representação da Rugosidade Rz



Fonte: NBR ISO 4287, 2002.

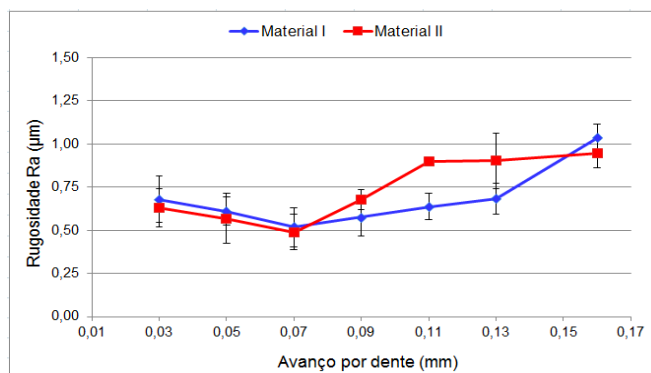
A figura 32 mostra o comportamento do parâmetro de rugosidade R_a , respectivamente, para os dois materiais, Aço ferramenta N2711M material I e VPlatas material II, quando se variou o avanço por dente. É interessante observar que o aumento do avanço até 0,07 mm/dente, promove valores dos parâmetros de rugosidade decrescentes (com exceção de R_z , no material II) e para valores de avanço superiores, a rugosidade aumenta com o aumento do avanço. A exceção foi o maior avanço de 0,16 mm/dente para o material II, que mostrou rugosidades menores que o avanço de 0,13 mm/dente (MONTALVAO, J. A, 2014).

De acordo com MACHADO et al. (2011), as condições de cortes têm grande influência sobre a rugosidade e o avanço é o parâmetro de mais importante. Há uma relação dos parâmetros de rugosidade com o quadrado do avanço. Portanto, a redução da rugosidade com o aumento do avanço para os três primeiros valores do gráfico, não era esperado.

Possivelmente, os valores muito pequenos desses três primeiros avanços (0,03; 0,05 e 0,07 mm/dente) estão fazendo com que o raio de aresta (1,0 mm) das ferramentas tenha uma participação muito influente no processo de formação do cavaco.

Observa-se ainda que para os menores avanços (até 0,07 mm/dente), as rugosidades dos dois materiais são muito próximas, mas para os maiores valores de avanço a rugosidade do material II tende a ser mais elevada que a do material I, apesar das barras de dispersão.

Figura 32 – Rugosidade (R_a) em função do avanço por dente para o material I e material. II. Condições de corte: $v_c = 175$ m/min; $a_p = 1,00$ mm e $a_c = 12$ mm



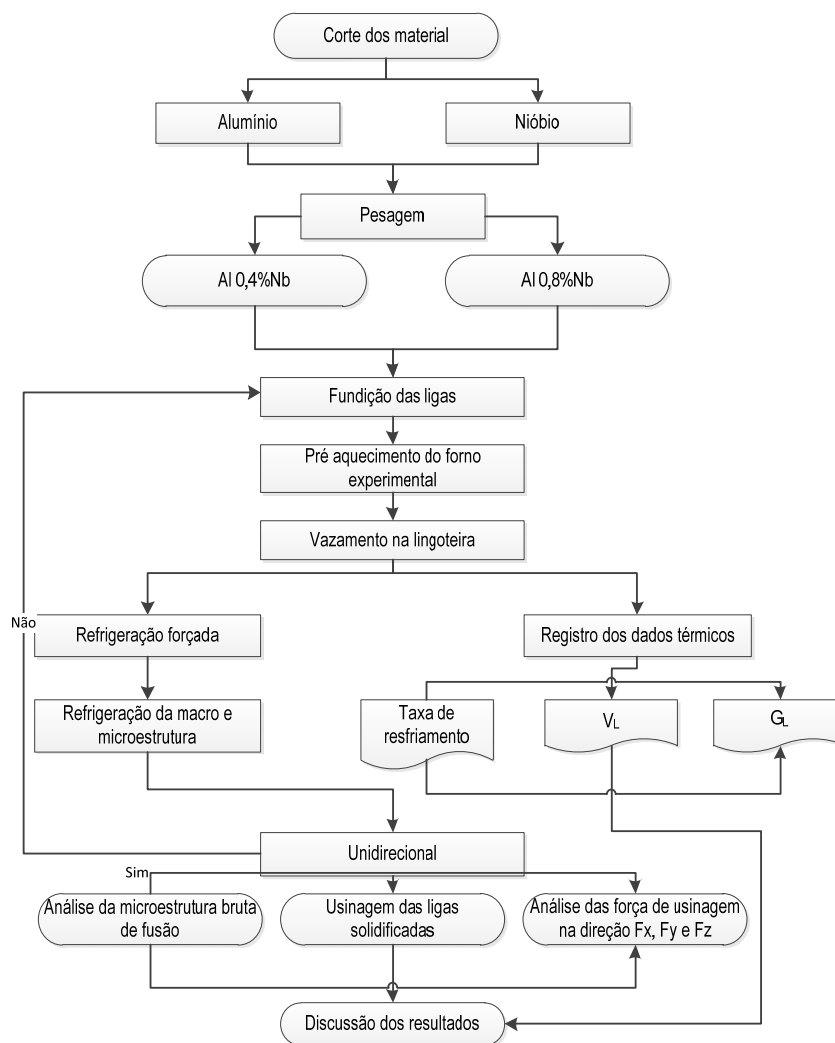
Fonte: MONTALVAO, J. A, 2014.

Souza et al. (2014a) concluíram, após o fresamento do aço AISI P20, que a rugosidade está relacionada com a geometria da ferramenta e é muito influenciada pela estratégia de percurso.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental para as análises das ligas utilizadas neste trabalho consiste nas seguintes etapas: *i.* Cálculo das massas (estequiometria), corte dos metais puros, decapagem e pesagem; *ii.* Primeira fusão e homogeneização da liga em forno tipo mufla com aferição térmica; *iii.* Montagem da lingoteira, inserção dos termopares e acoplamento no dispositivo de solidificação; *iv.* Vazamento dos metais fundidos na lingoteira; *v.* Solidificação natural e posterior refusão, no dispositivo de solidificação; *vi.* Início do experimento com a refrigeração da chapa molde e registro dos dados térmicos; *vii.* Análise da macroestrutura; *viii.* Obtenção das ligas para usinagem do material, análise e comparação das forças na direção Fx, Fy e Fz, com a utilização de programação matemática *software* Scilab *ix.* Análise e tabulação dos resultados experimentais para posterior interpretação. O fluxograma do procedimento experimental é apresentado na figura 33.

Figura 33 - Fluxograma simplificado dos procedimentos experimentais.



Fonte: Própria, 2018.

3.1. CÁLCULOS ESTEQUIOMÉTRICOS, CORTES E PESAGENS.

Para a realização dos cálculos estequiométricos as amostras de metais, comercializadas como puros, foram submetidas a análises quali-quantitativas através de espectrofotometria de fluorescência de raios X por energia dispersiva, EDX- ANACOM, capaz de realizar análises de elementos em baixas concentrações desde o Na11 a U92. Os principais elementos encontrados no alumínio e no níquel e seus teores estão apresentados na Figura 43. Tais concentrações foram levadas em consideração no balanço de massa, assim como a massa específica do soluto e solvente e o volume da lingoteira. A tabela 3 apresenta os cálculos realizados na estequiometria dos metais.

Tabela 4 – Composição química do alumínio nióbio utilizados para a fabricação dos lingotes.

Material	Al	Ni	Fe
Alumínio	99,712 %	0000 %	0,1632%
Material	Z	M	Tf
Nióbio	41	92,90638 g mol ⁻¹	2468 °C

Fonte: Própria; espectrômetro GABITEC, 2016.

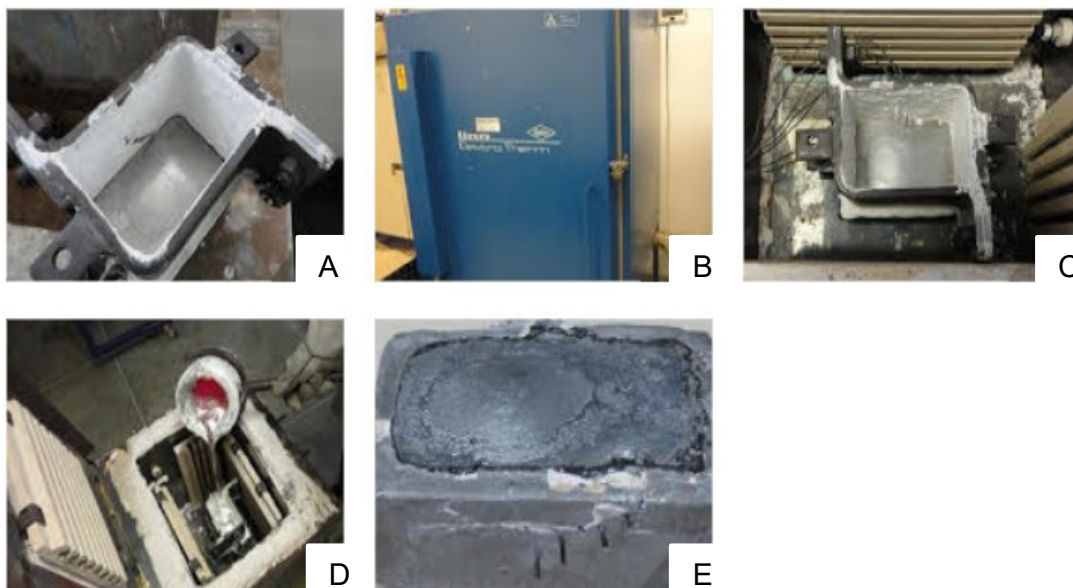
Utilizou-se serra de fita circular, fabricação Starrett, modelo St-3720, com boa capacidade de refrigeração para realizar os cortes dos metais. Após os cortes, os metais foram decapados com solução aquosa de hidróxido de sódio a 10% a 60°C e pesados em balança eletrônica Balmak, linha Brasil, com capacidade máxima de 5 Kg e mínima de 20 g com precisão de 1 g, necessária para o exato balanço de massas na elaboração de ligas (estequiometria).

Os metais previamente pesados foram colocados em cadinho de grafite ligado a carbono AGF-8, da Salamander GF, com capacidade de 0,9 L e levados ao forno tipo mufla, da Elektro Therm, modelo Linn, com temperatura máxima de trabalho de 1200 oC, interior revestido de placas refratárias e controle de temperatura, para a primeira fundição e homogeneização da liga analisada. O cadinho foi previamente revestido com material refratário, cimento a base fibra cerâmica sílico-aluminosa QF-180, da Unifrax, para evitar a contaminação da liga, aumentar a durabilidade do cadinho e facilitar a limpeza do mesmo após os experimentos.

Após fusão dos metais, a liga foi agitada com ajuda de haste de aço inoxidável, com a finalidade de melhorar a mistura dos componentes e a homogeneizar a temperatura, o cadinho

foi retirado do forno e colocado em caixa de areia para realização da aferição da composição por via térmica, ou seja, obtenção da temperatura *liquidus* da liga. Utilizou-se termopar tipo K (chromel-alumel) com isolamento mineral e diâmetro de 1,5 mm da Ecil Temperatura Industrial que foi inserido no interior do metal líquido e aquisitor de dados da *National Instruments modelo Hi-Speed USB Carrier*. As temperaturas *liquidus* obtidas experimentalmente e fornecidas via diagrama de fases da liga binária Al-Nb podem ser observadas na figura 34.

Figura 34 - Apresentação do processo de fusão e solidificação da liga de alumínio com adição de nióbio estabelecendo os critérios de controle, através dos termopares fixado nos intervalos de 8mm, 10mm, 14mm, 18mm, 22mm, 27mm e 35mm.



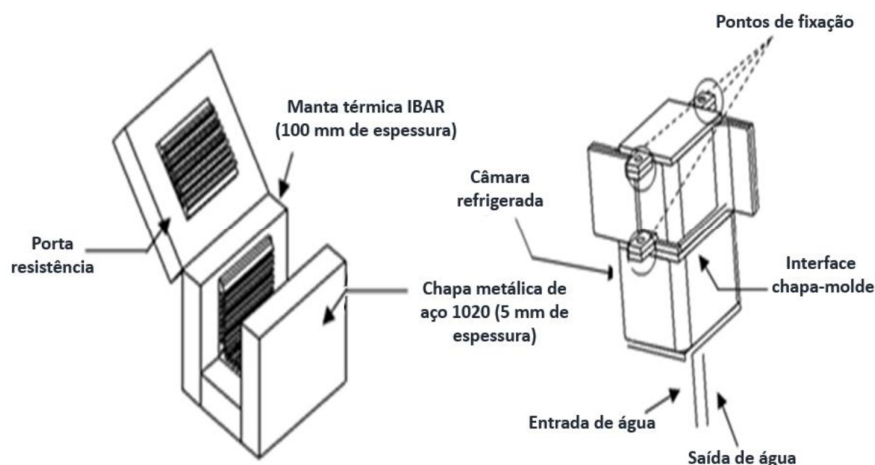
Fonte: Própria 2018.

Considerando o erro relativo aos termosensores utilizados, que é da ordem de 2% e a ocorrência da solidificação fora das condições de equilíbrio termodinâmico, uma vez que não houve tempo suficiente para possibilitar os movimentos atômicos por difusão, necessários para que toda fase sólida já formada e toda fase líquida remanescente atinjam a composição de equilíbrio para a temperatura em se encontram, considerou-se a estequiometria das ligas válida. Obtida a temperatura *liquidus*, o cadinho foi recolocado no forno tipo mufla para a refusão e posterior vazamento na lingoteira. A figura 34 preparação chapa com cimento a base fibra cerâmica sílico-aluminosa QF-180 (a), forno tipo mufla, da Elektro Therm, modelo Linn, com temperatura máxima de trabalho de 1200 oC (b), posição dos termopares para resgistro (c), refusão da liga na lingoteira (d), material solidificado (e).

3.1.1. Preparo da Lingoteira

A lingoteira é composta por dois compartimentos, um atua como câmara refrigeradora, local pelo qual a água é recirculada com o objetivo de resfriar a liga e o outro, desenvolvido para receber a liga no estado líquido, definindo as dimensões do lingote e a quantidade de calor trocada através da interface metal/molde. A Figura 36 apresenta o desenho esquemático da lingoteira projetada para a solidificação unidirecional ascendente.

Figura 35 – Desenho esquemático do (a) forno otimizado e da (b) lingoteira.

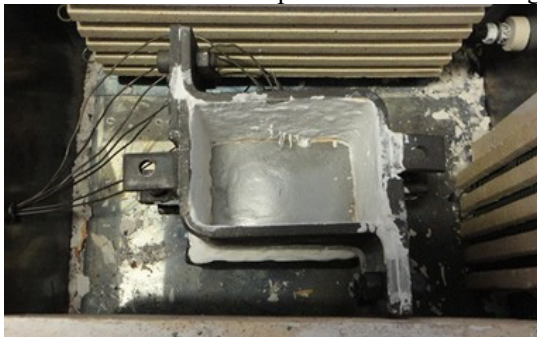


Fonte: DANTAS, 2014.

Inicialmente, foi necessária a aplicação de material refratário, cimento a base fibra cerâmica sílico-aluminosa QF-180, da Unifrax, nas paredes internas da lingoteira, com exceção da chapa-molde resfriada por água, impedindo a interação da liga fundida com a lingoteira e vazamentos do metal líquido entre as conexões, que são fixas por meio de parafusos.

Sete termopares tipo K com isolamento mineral e diâmetro de 1,5 mm da Ecil Temperatura Industrial previamente calibrados e soldados, já que a cada experimento perdem a ponta, foram posicionados na lingoteira a distâncias de 8mm, 10mm, 14mm, 18mm, 22mm, 27mm e 35mm a partir da chapa-molde, conforme apresentado esquematicamente na Figura 37. Para aquisição dos dados utilizou-se o aquisitor da *National Instruments modelo Hi-Speed USB Carrier*, Ni USB-9162, com configuração que permite leitura e aquisição direta de dados e o *software Labview Gignal Express*, do mesmo fabricante que realiza as medições em tempo real dos termopares e as transforma em dados digitais.

Figura 36 - Esquema do posicionamento dos termopares no interior da lingoteira



Fonte: Própria (2018).

Após o preparo da lingoteira, a mesma foi posicionada no interior do forno e realizada as conexões das mangueiras de entrada e saída de água necessária para a refrigeração do lingote. Para que a vazão de água fosse controlada, utilizou-se uma bomba modelo BC – 91SSC fabricada pela Shneider Motobombas, com vazão constante de $7.1\text{m}^3/\text{h}$. O Forno e a lingoteira utilizados neste trabalho são os mesmos descritos em (COUTINHO, 2018).

3.1.2. Determinação da solidificação e realização do experimento

Após a fusão e homogeneização da liga, injetou-se gás argônio comprimido durante um minuto, a vazão de $4\text{L}/\text{min}$, com o objetivo de remover gases, como oxigênio, que provoca a formação de porosidade na liga, com isso removeu-se o óxido formado com o auxílio de espátula inoxidável, com recobrimento de cimento refratário.

Em seguida a liga foi realizada a refusão na lingoteira de modo a preencher todo o volume necessário e solidificado naturalmente para que não houvesse convecção no líquido devido à turbulência do vazamento do metal durante o experimento, o forno não se encontrava previamente aquecido. Com o metal restante no interior do cadinho, retirou-se uma amostra para realização do ensaio de fluorescência de raios-x.

Em sequência, o metal foi novamente fundido utilizando as resistências elétricas do próprio forno experimental de solidificação até atingir uma temperatura superior à estipulada para o início do experimento, temperatura 10% acima da temperatura *liquidus*, onde permaneceu durante 1 hora para a estabilização da temperatura, em seguida a retirada dos cabos de força, para queda gradual de temperatura.

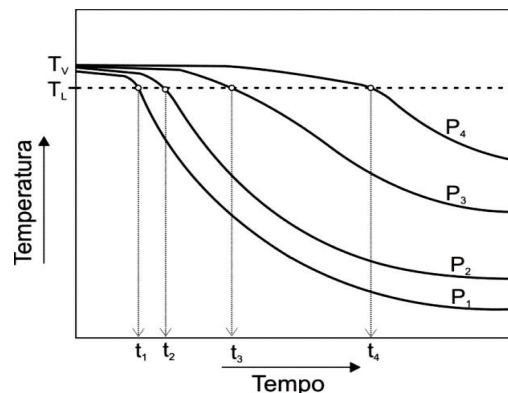
Sendo assim aguarda-se a queda de temperatura até a temperatura estipulada para o início do experimento, 5% acima da temperatura *liquidus*, é acionada a refrigeração forçada para a retirada de calor da chapa/molde, promovendo o resfriamento até a solidificação do volume total do metal líquido e mantendo a refrigeração até que não houvesse possibilidade de refusão por conta de inércia térmica.

3.2. VARIÁVEIS TÉRMICAS EXPERIMENTAIS

As variáveis térmicas podem ser determinadas experimentalmente a partir das curvas de resfriamento obtidas através da solidificação, onde os termopares coletam os dados do mesmo. Os procedimentos dos mesmos estão descritos abaixo:

Segundo FILHO (2013), o tempo de passagem da isoterma *liquidus* é obtido pelos pares ordenados, posição do termopar em relação a chapa/molde e o tempo, obtidos a partir do procedimento experimental. Esses tempos são obtidos a partir da intersecção de uma horizontal indicativa de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos conforme Figura 37.

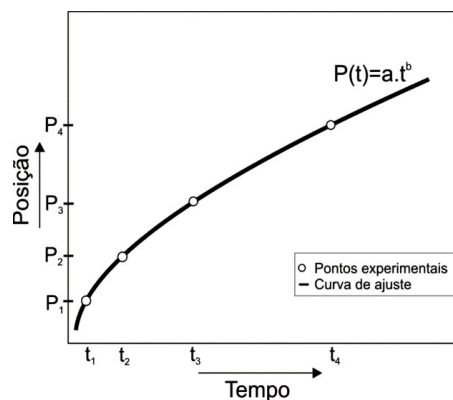
Figura 37 - Curva de Resfriamento



Fonte: FILHO, 2013.

Para gerar a função que represente o deslocamento da isoterma em todo o lingote solidificado, usa-se um programa computacional que ajusta matematicamente a equação pelo método dos mínimos quadrados, gerando a função $P(t)=a.t^b$. Conforme a figura 38.

Figura 38 - Posição da Isotherma Liquidus

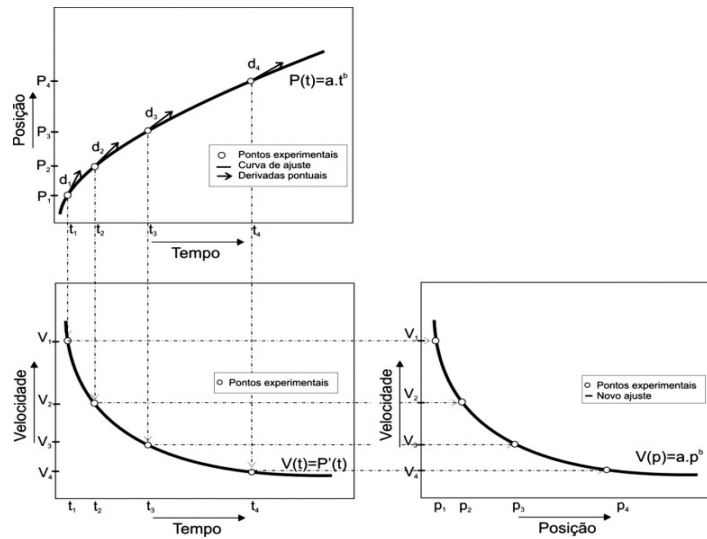


Fonte: FILHO, 2013.

Velocidade de deslocamento da Isotherma *Liquidus*: A velocidade da isoterma *liquidus* (V_L), é determinada através da derivada da função $P(t)$ obtida através do programa computacional, isto é, $V_L=dP/dt$. Aplicado a derivada para cada tempo de passagem da isoterma

liquidus, para cada termopar, obtém-se a velocidade. Conforme figura 39.

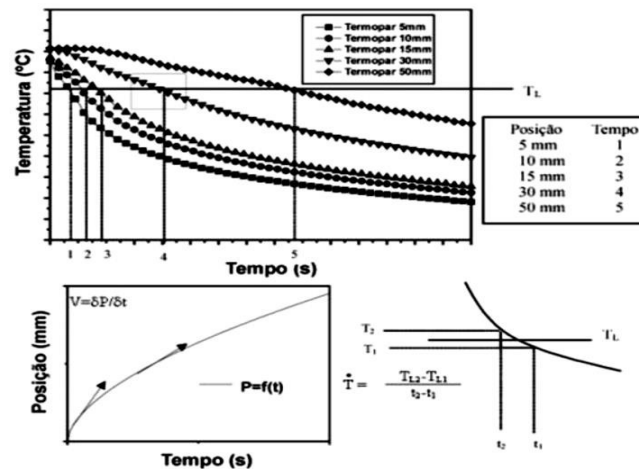
Figura 39 - Velocidade da Isoterma Liquidus



Fonte: FILHO, 2013.

Taxa de resfriamento (\dot{T}): é a interseção da reta de temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, através do resultado da leitura direta das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos termopares correspondentes, ou seja, $\dot{T} = \Delta T / \Delta t$. Conforme a figura 40.

Figura 40 - Esquema representativo da obtenção da Taxa de resfriamento



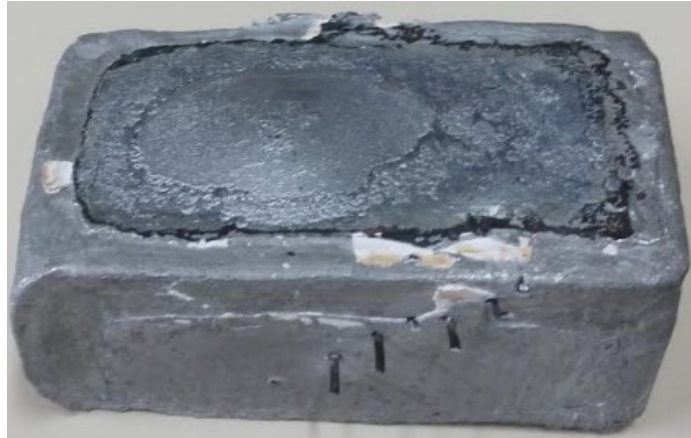
Fonte: DANTAS, 2014.

Gradiente Térmico (GL): os gradientes térmicos são obtidos através da equação $GL = \dot{T} / V_L$ (GARCIA, 2011).

3.2.1. Material da peça

A figura 41 apresenta um taguro de alumínio solidificado com liga de nióbio, retirado da ligoteira com as dimensões aproximadas de 100x 60 x 50mm para análise das forças de corte no fresamento na direção f_x , f_y e f_z .

Figura 41 - Liga de alumínio com nióbio solidificada com a indicação dos termopares.



Fonte: (Própria, 2018).

3.2.2. Análise química

Para determinar a composição química da liga de alumínio recebido pela ALCOA, é determinação das análises foi utilizado o equipamento Espectrômetro de Emissão Óptica da Figura 43, marca Spectromax, modelo 2009, da Indústria GABITEC excelência em alumínio. O programa utilizado para análise foi o Al -01-F para investigação de ligas de alumínio. O processo para determinação quantitativa dos elementos na amostra consiste na espectroscopia adequada, aproximadamente um quadrado de 10 x 10mm, sem qualquer outro tipo de cuidados, como lixamento, polimento e ataques químicos, a amostra ficou exposta à ação de um arco elétrico, parte deste material foi vaporizado e transformado em plasma. Os elétrons e íons excitados neste plasma tiveram suas emissões decompostas em componentes espectrais, que foram processadas pelo equipamento através das intensidades e comprimentos de onda deste espectro. Foi possível conhecer quais foram os elementos químicos presentes na amostra, bem como suas proporções em massa. O equipamento é calibrado periodicamente conforme apresentado pelo setor de qualidade da indústria.

Figura 42 - Spectromax, modelo 2009, da Indústria



Fonte: GABITEC.

Figura 43 - Espectrômetro de emissão ótica.

GABITEC Industria e Comércio de Artefatos de Metais Ltda. Relatório de Análise

Matriz : Al_GABITEC-GT01 Amostra : alumínio ALCOA-Everton
Liga : CMA R01 Corrida : Operador : gabriel

01/12/2016 10:47:42

Elemento	Ref	Si	Cu	Mg	Ref1	Cr	Sn	Ti	Pb	Sr	Fe	Mn	Ni	Zn	Al
Análise 1	1456	0,116	<0,008	<0,008	530	0,0000	0,0078	0,0007	0,0000	0,0006	0,1915	0,0000	0,0000	0,0000	99,667
Análise 2	1081	0,121	<0,008	<0,008	462	0,0006	0,0136	0,0016	0,0048	0,0007	0,1953	0,0000	0,0000	0,0020	99,644
Análise 3	1264	0,100	<0,008	<0,008	495	0,0000	0,0094	0,0000	0,0000	0,0005	0,1664	0,0000	0,0000	0,0000	99,708
Análise 4	1208	0,102	<0,008	<0,008	504	0,0000	0,0083	0,0000	0,0000	0,0005	0,1628	0,0000	0,0000	0,0000	99,710
Análise 5	1368	0,114	<0,008	<0,008	533	0,0000	0,0025	0,0004	0,0000	0,0005	0,1793	0,0000	0,0000	0,0000	99,687
Análise 6	1411	0,101	<0,008	<0,008	580	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0004	0,1573	0,0000	0,0000	0,0000	99,725
Análise 7	1317	0,099	<0,008	<0,008	541	0,0000	0,0039	0,0000	0,0000	0,0004	0,1514	0,0000	0,0000	0,0000	99,729
Análise 8	1229	0,094	<0,008	<0,008	513	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0004	0,1362	0,0000	0,0000	0,0000	99,753
Análise 9	1169	0,091	<0,008	<0,008	475	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0004	0,1532	0,0000	0,0000	0,0000	99,739
Análise 10	1078	0,091	<0,008	<0,008	470	0,0000	0,0002	0,0000	0,0000	0,0004	0,1384	0,0000	0,0000	0,0000	99,754
Média	1258	0,103	<0,008	<0,008	510	0,0001	0,0046	0,0003	0,0005	0,0005	0,1632	0,0000	0,0000	0,0002	99,712
Desv.P	130	0,010	0,001	0,001	37	0,0002	0,0049	0,0005	0,0015	0,0001	0,0203	0,0000	0,0000	0,0006	0,0364

Fonte: Própria, Gabitec 2016.

3.2.3. Caracterização da macroestrutura na solidificação

Na grande maioria das situações prática é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de estrutura caracteriza-se pela isotropia das suas propriedades mecânicas. O tipo e o tamanho dos grãos formados são determinados pela composição química da liga, taxa de resfriamento e por interferências de

natureza química na composição do líquido ou mecânica durante o processo de solidificação (GARCIA, p 295).

Figura 44 - Análise da macroestrutura de solidificação após ataque químico da liga Al0,4%Nb.

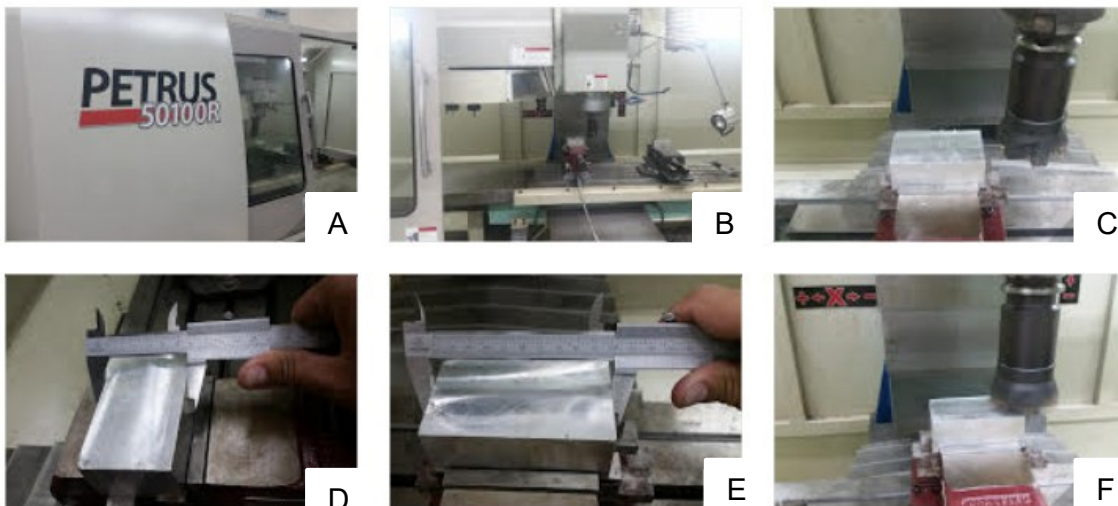


Fonte: SILVA, 2017.

3.2.4. Máquina de usinagem CNC

Para realizar a usinagem dos materiais foi utilizado um centro de usinagem vertical PETRUS, Modelo 50100R, BT 40, com 3 eixos, que pode ser equipado com 16 ferramentas no taf, rotação máxima do eixo árvore é igual a 8000 rpm, rotações por minutos e potência de 9000w, curso de trabalho dos eixos, 610x410y460z (mm), a velocidade de corte máxima de trabalho $V_c = \text{mm/min}$ e avanço de corte em x – y – z de 30.000 mm/min, por minuto igual a 19000 r/min conforme a Figura 46 fresadora CNC modelo Petrus 50110R (a), preparação da célula de carga na base da morsa (b), posição do eixo árvore da fresadora (c), verificação da largura do material (d), verificação do comprimento do material (e), primeira passada da ferramenta no material (f).

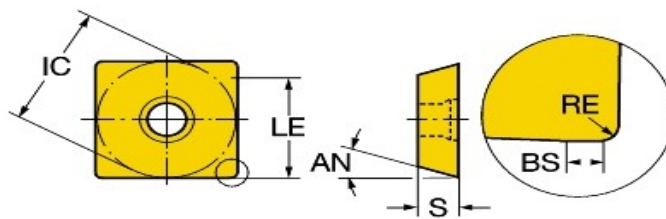
Figura 45 - Centro de usinagem PETRUS com a fixação do material na morsa da fresadora e fixação do cabeçote faceador, laboratório de usinagem do IFG –GO.



3.2.5. Força de usinagem no frasetamento do alumínio

Foi utilizado nos ensaios uma fresa faceadora de topo conforme Figura 46 (c), do fabricante Sandvik, código da pastilha R290-12T308M-PM 4240 (passo médio), com sistema de fixação porta ferramenta ISO 40, sem refrigeração, diâmetro 70 mm, com seis insertos intercambiáveis para usinagem de fresamento de cantos a 90°, formato e tamanho do inserto CoroMill® 290 – 12T3, diâmetro do círculo (IC) 13,29mm, comprimento efetivo da aresta de corte (LE) 10,7mm, comprimento da aresta alisadora (BS) 1,53mm, raio de contato (RE) 0,8mm, ângulo da aresta de corte principal (KRINS) 90° deg, sentido de corte (HAND)R classe do inserto (GRAFE)4240, substrato (HC), cobertura Ti(C,N)+Al₂O₃+TiN, apresentado na Figura 48.

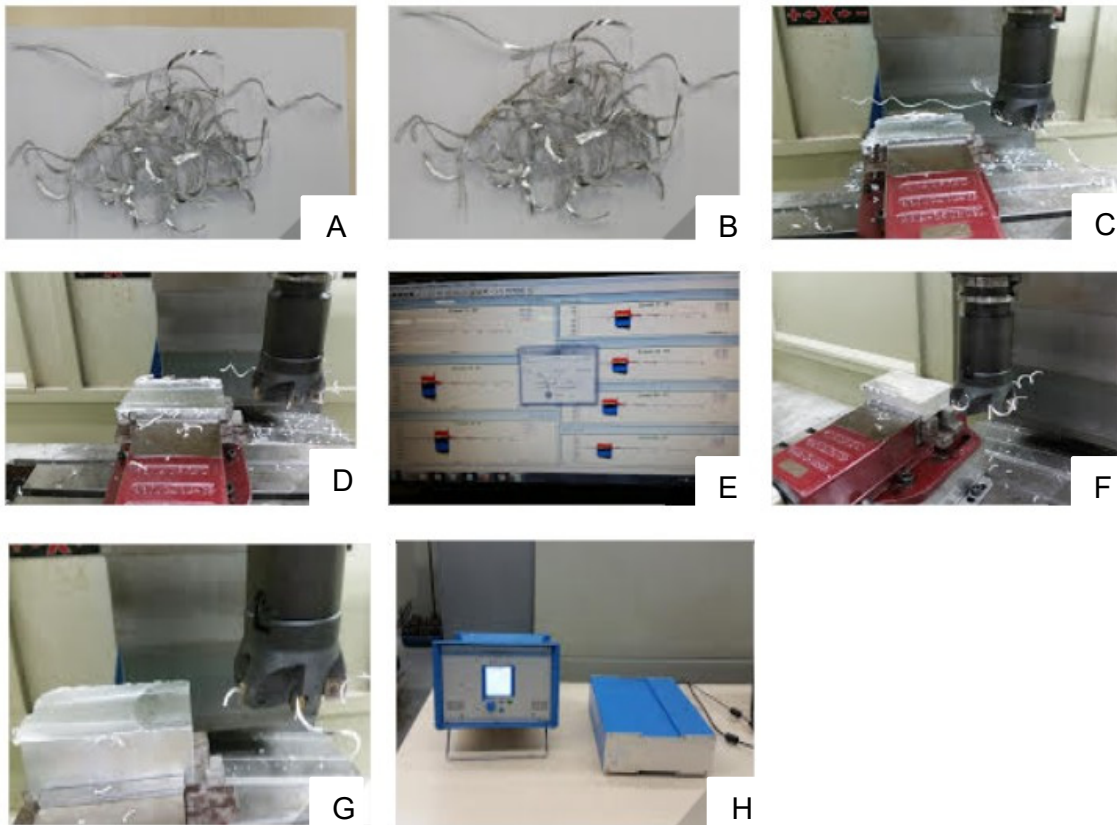
Figura 46: Geometria da ferramenta do inserto de metal duro CoroMill® 290



Fonte: SANDVIK, 2014.

O controle das forças de corte na direção F_x , F_y e F_z foi realizado através do dinamômetro estacionário incorporado com amplificador de carga modelo 9257BA marca Kistler Instrumentos, com três componentes a cristal de quartzo para medição dos três componentes ortogonais de uma força, incorporado com amplificador de carga com quatro faixas de medição comutáveis, 0,5kN a 10kN (F_x , F_y , F_z), possui sensibilidade de 10mV/N (F_x e F_y) e 5mV/N(F_z) com a frequência de trabalho 2kHz (F_x e F_y) e 3,5kHz (F_z) a temperatura dos dados devem ser realizada em operação de 0 a 60°C. Figura 47, amostrado do cavaco Al0,4%Nb (a) amostra do cavaco Al0,8%Nb (b), fresamento na profundidade de corte de 35mm (c), fresamento na profundidade de corte 18mm (d), aquisição da força (e), célula de carga acoplada na morsa (f) início de fresamento (g), dinamômetro Kistler(h).

Figura 47 – Processo de usinagem por fresamento com a coleta de dados de aquisição de força na direção (F_x , F_y e F_z), dinamômetro estacionário com amplificador e celular de carga acoplada na base da mesa e fixada a morsa.



Fonte: Própria, 2018.

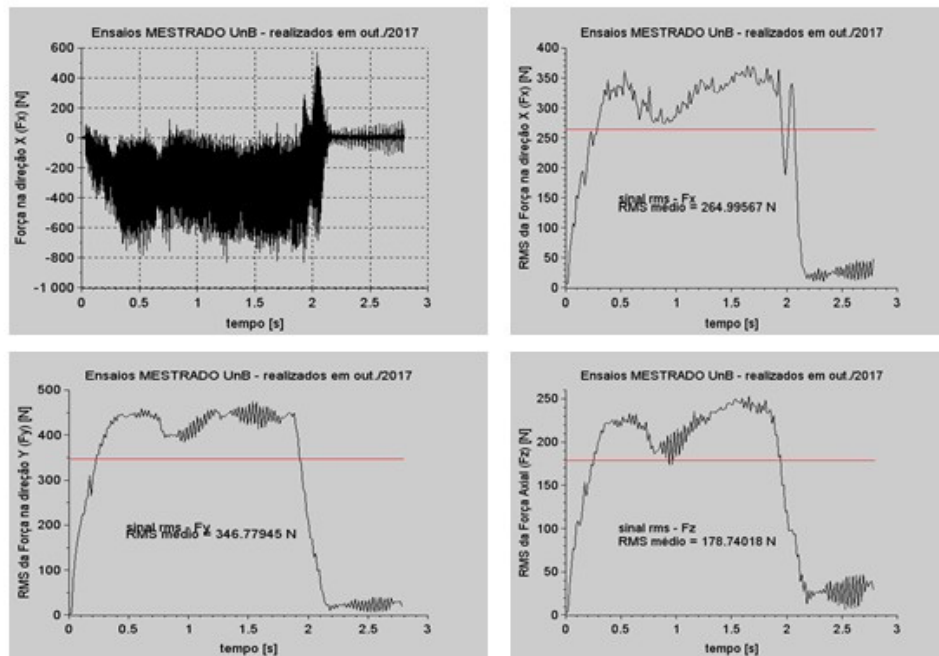
O estudo realizado permite otimizar os parâmetros de corte e assim assegurar menor gasto de energia, melhor acabamento e maior vida da ferramenta. Além disso, as forças de usinagem são determinantes para a qualidade geométrica e dimensional da superfície usinada, uma vez que suas componentes podem induzir deflexões em ferramentas mais esbeltas. Como no fresamento a área da seção transversal do cavaco varia periodicamente, as forças resultantes observadas na movimentação que ocorre entre peça e ferramenta também variam, gerando vibrações excessivas.

Os ensaios realizados para aquisição de força, foram executados por fresamento frontal concordante, sem a utilização de fluido de corte e por meio de passadas no sentido do maior comprimento do corpo de prova, não sendo considerado a entradas e saídas da ferramenta sobre o plano de trabalho. Os parâmetros de corte utilizados foram: velocidades de corte (v_c) de 600m/min e avanços por dente (f_2) de 0,20mm/rot. Foram mantidos constante os valores de profundidade de corte ($P_c = 1,0$ mm) e rotação por minutos ($rpm = 2728$) Não foram realizadas réplicas deste experimento.

3.2.6. Análise dos parâmetros de usinagem

O software computacional estático mostram os valores quadráticos médios do inglês, *root mean square* (RMS), das força de corte na direção F_x , F_y e F_z na direção da força axial de corte. Segundo Câmara (2008) e Jesus Filho (2006) afirmam que, quanto menor, ainda, que para a mesma profundidade de usinagem e avanço por rotação, a fresa com menor ângulo de posição produz cavacos com menor espessura, podendo eliminar possível vibração. Além disso, o engajamento da aresta de corte no material, a carga ou impacto será menor, gerando maior força axial.

Figura 48 - Análise da medição de força de corte na direção F_x – F_y e F_z considerando a frequência de trabalho 2kHz para (F_x e F_y) e 3,5kHz (F_z), tempo de aquisição 2s.



Fonte: Própria, 2018.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

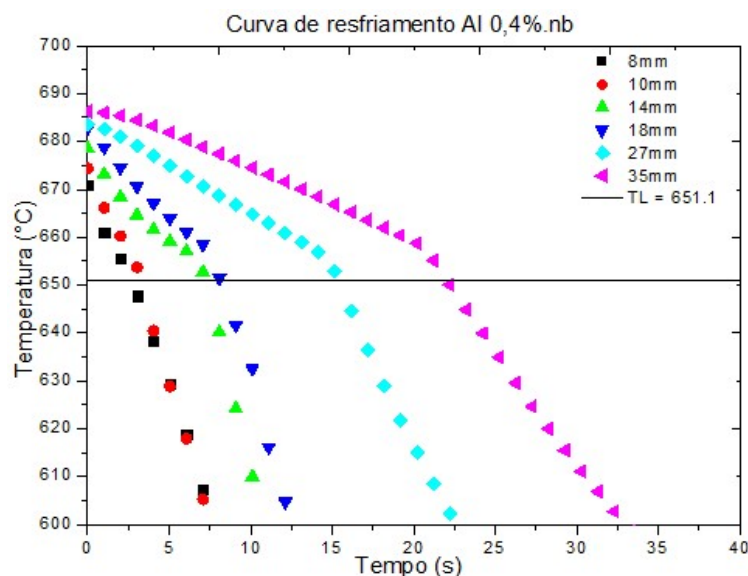
Neste tópico serão apresentados e discutidos os resultados obtidos através dos ensaios experimentais sendo: variáveis térmicas da microestrutura bruta de fusão, medição de força na usinagem pelo método de fresamento.

4.1. VARIÁVEIS TÉRMICAS

Podemos analisar as curvas de resfriamento obtidas para os lingotes das ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb respectivamente. As curvas obtidas são referentes ao registro da temperatura em decorrência do tempo para cada termopar posicionado ao longo do lingote. Nas figuras é destacado a temperatura *liquidus* (T_L) que podemos analisar a variação entre as ligas 651,1°C e 651,27°C. Essa diferença entre as duas T_L , está associada na leitura do termopar e o tempo de resfriamento, a retirada de calor é de forma mais eficiente, mais rápida, quando comparado o tempo da passagem da isoterma liquidus para liga Al0.4%Nb, não foi possível aquisição de dados para o termopar na altura de 22mm para liga Al0.8%Nb, não sendo possível também aquisição de dados para o termopar na altura de 35mm, nota-se que antes da solidificação já existe um gradiente térmico no metal líquido, proporcionando pelo dispositivo de solidificação unidirecional ascendente, devido a isso, é usado como referência para a temperatura de início do experimento o termopar mais próximo a chapa/molde.

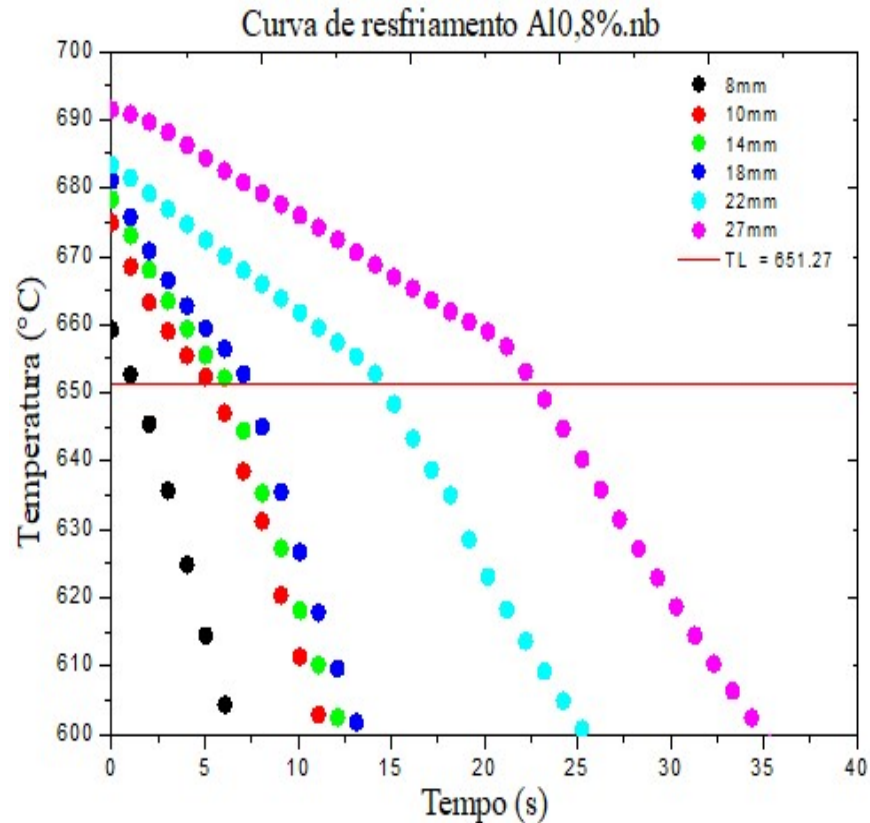
As figuras 49 e 50 apresentam a curva de resfriamento para liga Al0,4%Nb e curvas de resfriamento para a liga Al0,8%Nb. Os números contidos na legenda mostram as alturas dos termopares em relação a chapa/molde.

Figura 49 - Curvas experimentais de resfriamento da liga Al0,4%Nb.



Fonte: Própria, 2018.

Figura 50 - Curva experimentais de resfriamento da liga Al0,8%Nb.

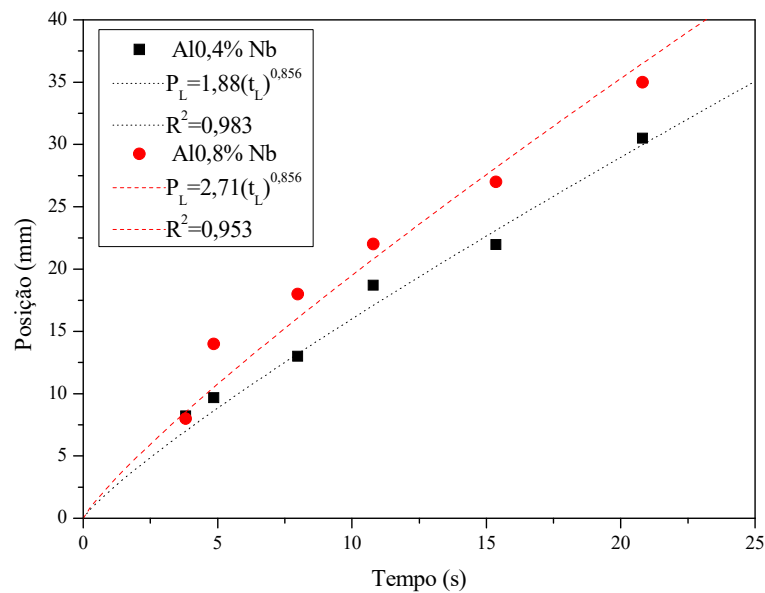


Fonte: Própria, 2018.

Nas figuras 49 e 50, pode ser observado que a liga Al0,4%Nb, quando solidificada, apresentou tempo menor para a solidificação em função da chapa/molde, indicando diferenças na difusividade térmica e redistribuição de soluto entre as ligas. Por meio da análise das curvas de resfriamento foi possível a obtenção das variáveis térmicas e posterior correlação com os tamanhos das microestruturas brutas de fusão.

Conforme análise das curvas de resfriamento com referência em cada um dos termopares foram obtidas as curvas de posição da isoterma *liquidus* apresentado na figura 51 são apresentados os ajustes em forma de potência ($P=a.t^b$) proposta é apropriada para representar a correlação entre t e P , onde o R^2 ficou acima de 0,98 para liga Al0,4%Nb e acima de 0,95 para liga Al0,8%Nb. É notado que para todas as posições o tempo de passagem é diferente para cada liga tanto Al0,4%Nb e Al0,8%Nb, sendo que para Al0,4%Nb a velocidade da isoterma *liquidus* é mais rápida em função da posição conforme apresentado na figura 51 ocorre pelo intervalo de tempo que a isoterma *liquidus* passou na posição correspondente ao termopar seguinte. A taxa de resfriamento (\dot{T}) foi obtida através da diferença da temperatura dividida pela diferença do tempo, podendo ser utilizado um ponto anterior e um posterior ao tempo de passagem da T_L (OKAMOTO; KISHITAKE, 1975).

Figura 51 - Posição a partir da interface metal/molde em função do tempo de passagem da isoterma *liquidus* da liga Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.

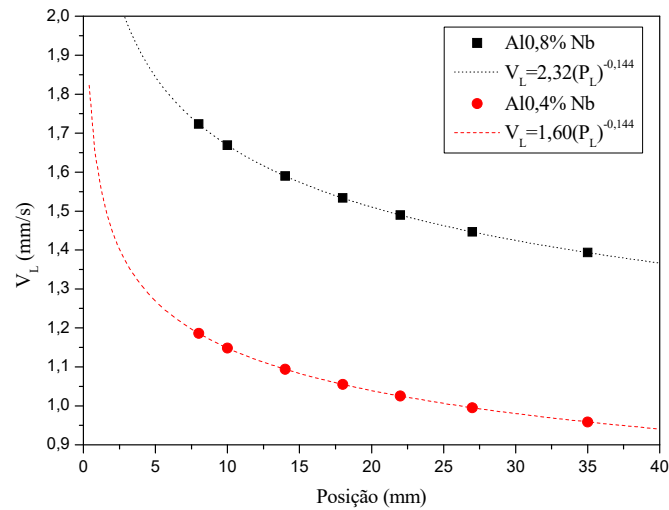


Fonte: Própria, 2018.

A figura 52 mostra o gráfico com as curvas de evolução da velocidade de deslocamento da isotérmica *liquidus* em função da posição para a liga (Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb), definidas por meio da derivada em relação ao tempo de equação experimental $P(t) = 1,88t^{0,856}$ e $P(t) = 2,71t^{0,856}$, respectivamente para as ligas com (Al0,4%Nb e Al0,8%Nb).

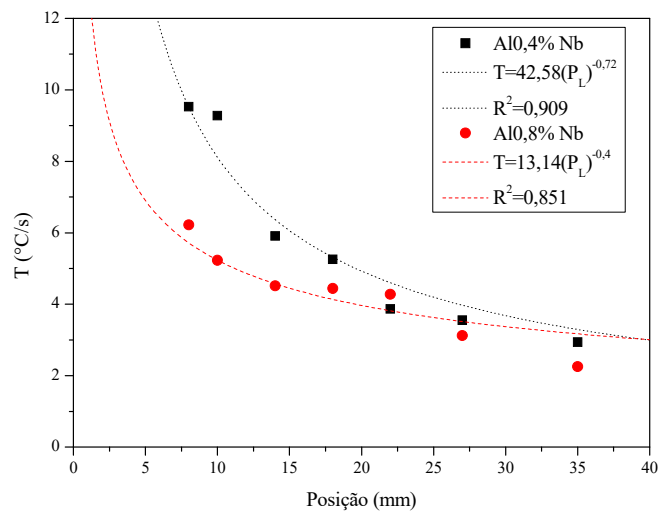
A influência do teor de soluto das ligas pode ser observada no decorrer da solidificação, sendo que, quanto maior o teor de soluto, menor a velocidade de solidificação. Para liga Al 0,4%Nb [$V_L = 4,59(P)^{-0,99}$] diminui com o avanço dos valores de posição, pode ser explicado pela elevação da resistência térmica à extração de calor por condução pelo aumento da camada solidificada, gerando assim um perfil decrescente de velocidades.

Figura 52 – Comparação das velocidades das isothermas *liquidus* em função da posição para as liga em estudo.



Fonte: Própria, 2018.

Figura 53 – Comparação das taxas de resfriamento experimentais obtidas pelo módulo da razão entre os intervalos de temperatura e tempo obtidos antes e depois da passagem das isothermas *liquidus* por cada termopar para a liga em estudo.



Fonte: Própria, 2018.

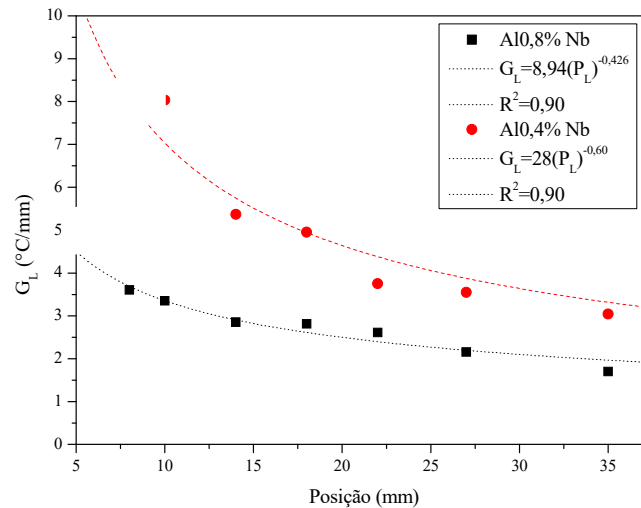
A figura 54 mostra que o perfil da taxa de resfriamento das ligas, destacando que a liga Al0,8%Nb apresenta uma perda maior na taxa de resfriamento devido a retirada de calor nesse ensaio ser maior que o outro, podendo começar a se estabilizar após 30mm para ambas as ligas.

As curvas de V_L e \dot{T} mostram um perfil decrescente a partir do momento que se afastar da interface metal/molde, ou seja, quanto mais distante, menores são os valores das variáveis

térmicas. Esse fenômeno ocorre devido a se formar uma camada já solidificada, uma interface sólido/líquido, e com isso aumenta a resistência térmica do sólido dificultando a passagem de calor em direção ao molde conforme as figura 54 e Figura 55.

O gradiente térmico a frente da interface de solido/liquido, aponta como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento conforme mostra a figura 56.

Figura 54 – Comparação dos gradientes térmicos em função da posição para as ligas em estudo.



Fonte: Própria, 2018.

Quando o gradiente térmico é muito alto durante o processo de solidificação, ele assegura a solidificação sequencial ao longo do lingote como também evita que grãos equiaxiais se iniciem em zonas de sub-resfriamento constitucional dentro do líquido fundindo (WANG et al., 2014). Esse gradiente também reduz a segregação e permite a temperatura de operação dos materiais serem maiores (BRUNDIDGE; MILLER; POLLOCK, 2011).

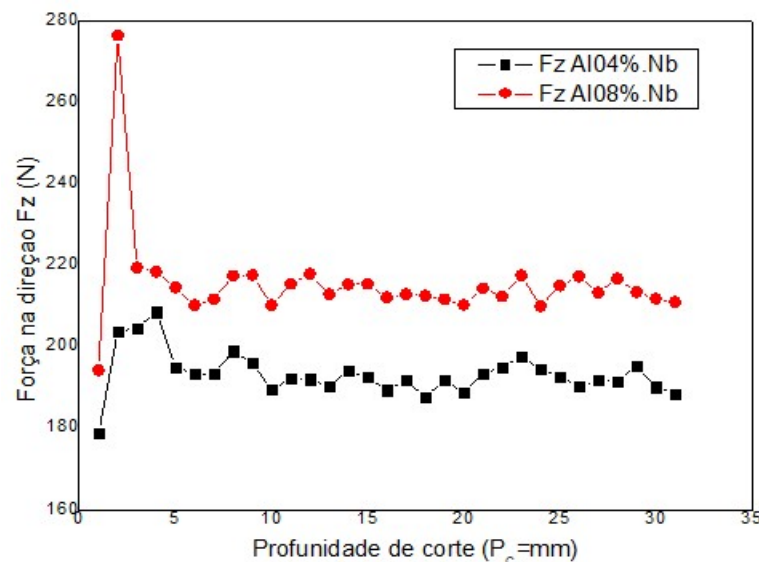
4.2. ANÁLISE DAS FORÇAS NA DIREÇÃO F_x , F_y e F_z .

A taxa de aquisição da força de usinagem na direção de $F_x - F_y - F_z$ respectivamente, para classes de inserto de metal duro R290-12T308M-PM 4240 CoroMill® 290 Sandvik, em função da velocidades de corte ($V_c = 600\text{m/min}$) e profundidade de corte ($P_c = 1,0\text{mm}$) para as condições de corte ($f_z = 0,20\text{mm/d}$), observa-se que a curva de tendência apresentou um valor significativo para as ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb no intervalor de corte de 1 a 35mm, analisado em cada altura dos termopares, os gráficos de análises de tendência mostram a variação de acordo com a rotação e avanço na direção do plano de corte, considerando a taxa

de aquisição de tempo de 2s na direção dos eixos, essa variação ocorre devido o processo de corte da ferramenta (fresa) em que a aresta de corte realizada à atuação cíclica (parte ativa e inativa) inerente do processo em cada profundidade de corte ($P_c = \text{mm}$).

A correlação associada com análise da microestrutura bruta de fusões solidificadas na direção chapa/molde dos grãos colunares em direção dos grãos equiaxiais caracterizada pela isotropia das suas propriedade mecânica associada na avaliação de aquisição de força na usinagem correlacionado com as ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb apresentada na direção Fz, os valores mais significativos em cada profundidade de corte ($P_c = 1,0\text{mm}$) analisado em cada passada até completar o ciclo da profundidade de 35mm, figura 55.

Figura 55 - Força de usinagem nas direções Fz (N) comparação das ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte ($P_c = \text{mm}$) inicial de 1 a 2mm, velocidade de corte ($V_c = 600\text{m/min}$), avanço de corte por dente ($f_z = 0,20\text{mm/rot}$) e rotação por minutos ($\text{rpm} = 3274$).



Fonte: Própria, 2018.

A figura 55 apresenta as linhas de tendência das ligas de (Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb) entre o intervalo da profundidade de corte ($P_c = \text{mm}$) de 1 a 35mm condição inicial da chapa molde no processo de solidificação unidirecional ascendente, correlação analisada com as curvas de resfriamento da microestrutura bruta de fusão, as medições da força apresentada para as condições na direção, Fx, Fy e Fz (N) apresentou o valor maior para liga de Al 0,8%Nb. Na direção de Fy, a liga Al0,4%Nb foi identificado o valor de 395.8568514 (N) para liga Al 0,8%Nb 522.3470773 (N), à análise da macroestrutura, apresenta uma zona de transição coquilhada em direção do crescimento dos grãos colunares, na direção Fx a medição de força apresentada para condição de corte das ligas Al0,4%Nb foi identificada o valor de 306.3926015 (N) para liga Al0,8%Nb 460.595300 (N) na direção Fy, a medição de força apresentada para

condição de corte das ligas Al0,4%Nb foi identificado o valor de 203.6616842 (N) para liga Al0,8%Nb 276.31533087 (N) as taxas de aquisição de força analisada na direção Fx, Fy e Fz diminuiu no intervalo da profundidade de corte (P_c =mm) de 1 até 35mm

As ligas obtidas Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb mostram que o perfil de microdureza diminuiu com o aumento de λ_1 , o que concorda com a literatura, para o aumento de dureza em função da redução do tamanho de grão e do espaçamento dendrítico, ou seja, do refino da microestrutura, que emprega a equação de Hall-Petch (SILVA et al., 2011).

O estudo de propriedades mecânicas em ligas com estruturas brutas de fusão é de suma importância, e vêm sendo estudadas ao longo do tempo, CANTÉ et al. (2010), estudou a correlação do espaçamento dendrítico sob a forma e as propriedades mecânicas, com isso o estudo conseguiu expressões relacionadas ao espaçamento interdendrítico com parâmetros térmicos de solidificação e propriedades mecânicas. Nas propriedades mecânicas verificou-se que o limite de resistência à tração e à tensão de escoamento aumentam com o aumento do teor de soluto de liga e com o espaçamento dendrítico primário e secundário, as ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb na medição de força apresentação redução do teor de soluto das ligas para profundidade de corte corte (P_c =mm) de 8 a 9mm, apresentada na direção de Fx, Fy e Fz.

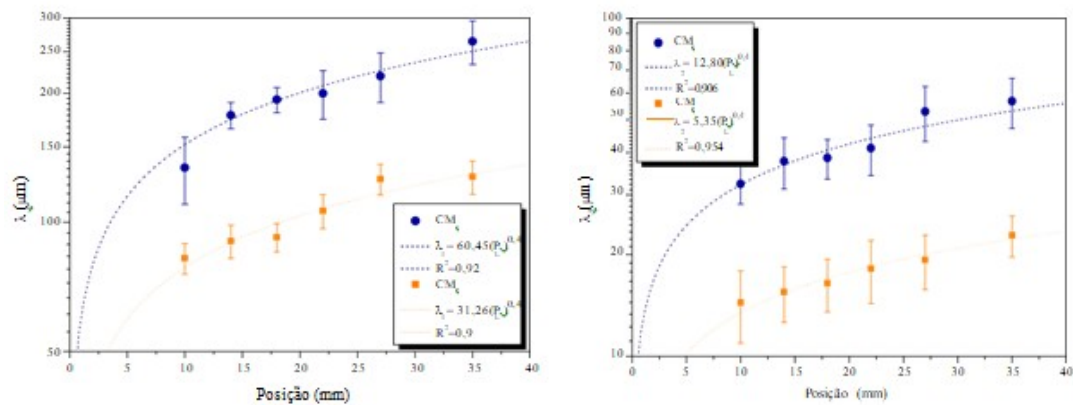
As forças de usinagem na direção Fx, Fy e Fz (N) das ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb analisada em cada profundidade de corte (P_c =mm) de 1 a 35mm condição inicial da chapa molde no processo de solidificação unidirecional ascendente, correlação analisada com as curvas de resfriamento da microestrutura bruta de fusão, segundo a teoria de CANTÉ et al. (2010) na comparação das ligas em estudo correlacionada a taxa de resfriamento T_L (OKAMOTO; KISHITAKE, 1975), associado com o soluto ou o solvente é segregado na interface sólido-líquido, referendado por (GOULART, 2010), na comparação da força de usinagem correlacionada com a profundidade de corte (P_c =mm) os valores obtidos pelo dinamômetro Ksitler apresentou maior aquisição de força na direção Fx, Fy e Fz (N) em contato com a chapa/molde, as figuras apresentadas demonstram em várias posições segregação de soluto na direção colunar para direção equiaxial, apresentando a diminuição da taxa de aquisição da força na direção Fx, Fy e Fz (N) quando mais distante da chapa/molde.

De acordo com a rotação do eixo árvore, essa variação ocorre devido o processo de corte da ferramenta em que a aresta de corte realiza, uma atuação cíclica (MONTALVAO, J. A, 2014), o software scilab com análise dos ensaios experimental, determinou os parâmetros estatísticos, mostram os valores quadráticos do inglês, *root mean square* (RMS), das forças de corte na direção Fx, Fy e Fz, considerando a direção da força axial de corte. As medições de microdureza ao longo do lingote mostram um pequeno decaimento para ambas as ligas, isso

devido ao espaçamento dendrítico aumenta conforme se afasta da chapa/molde (COUTINHO, M.M 2018), mostram que o perfil de microdureza diminui com o aumento de λ_1 , o que concorda com a literatura, para o aumento de dureza em função da redução do tamanho de grão e do espaçamento dendrítico, ou seja, do refino da microestrutura, que emprega a equação de Hall-Petch (SILVA et al., 2011).

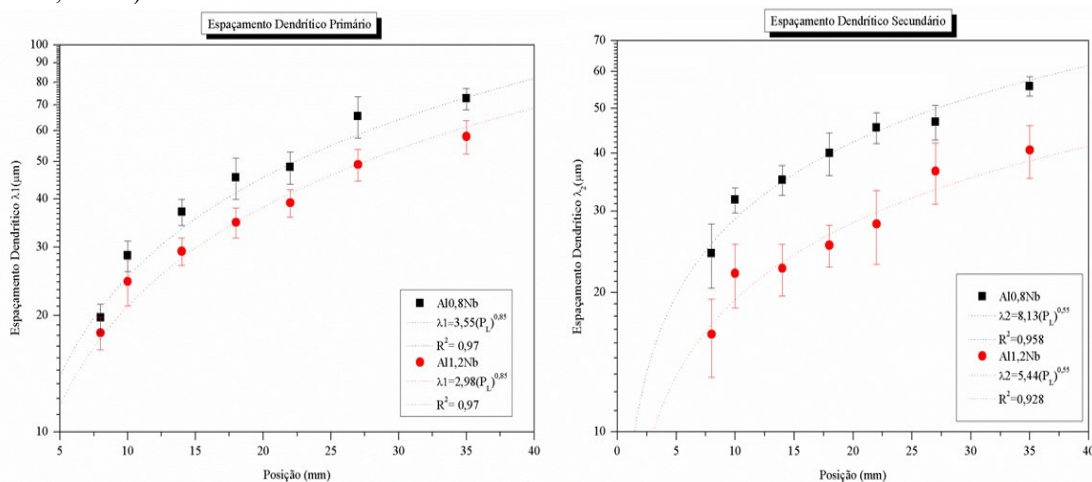
Podemos observar na figura 56 referente aos valores das leis experimentais dos espaçamentos dendrítico (λ_1 e λ_2) para as ligas CM_1 e CM_2 mostram a função da posição em relação a chapa/molde. Podemos observar o a barra de erro na condição do desvio padrão, obtido pelas 50 medidas realizadas para as posições do método (GÜNDÜZ; ÇADIRLI, 2002).

Figura 56 – Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_1 , λ_2 e leis experimentais: CM_1 e CM_2 .



Fonte: COUTINHO, 2018.

Figura 57 – Evolução dos valores do espaçamento dendrítico λ_1 , λ_2 e leis experimentais: (Al0,8%Nb e Al1,2%Nb).

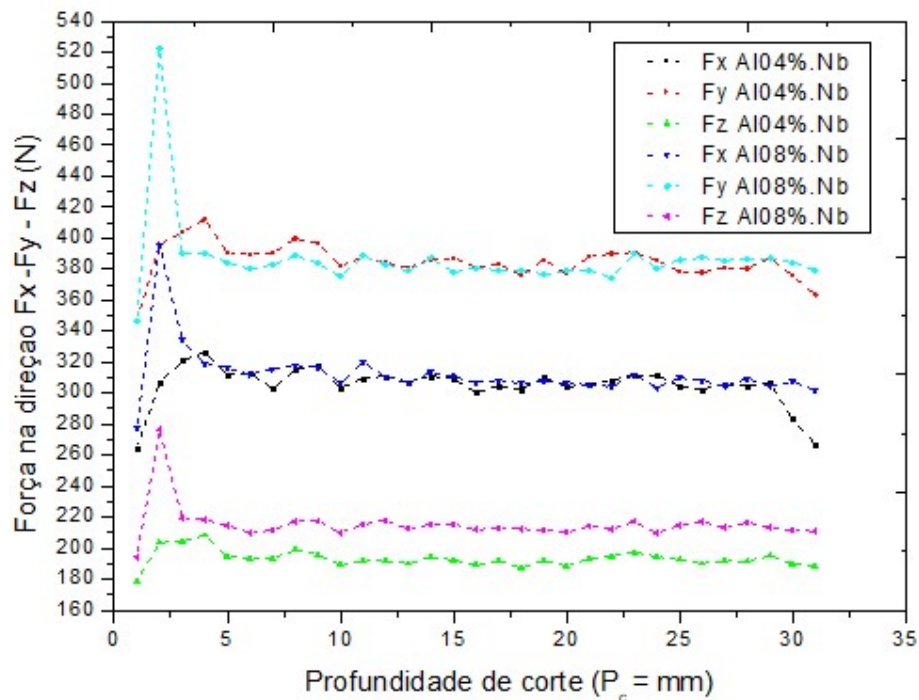


Fonte: SILVA, 2017.

A figura 58 representa os valores da taxa de aquisição da força aplicada nas três direções para simulação estatística do ensaio experimental, o scilab determinou os parâmetros estatísticos dos valores quadráticos do inglês, *root mean square* (RMS), da

força de corte na direção F_x , F_y e F_z , considerando a direção de cada força aplicada podemos observar três condições (1) $x_{\text{rms}} = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i^2}$ = (2) $\sqrt{\frac{x_1^2 + x_2^2 + \dots + x_N^2}{N}}$, representada pela equação (1) $X_{\text{rms}} = \frac{\sqrt{1}}{N} x \sum_{i=1}^N x^2 = \sqrt{\frac{x^2_1 + x^2_2 + \dots + x^2_N}{N}}$ o valor de rms para uma coleção de N valores $\{x_1, x_2, \dots, x_N\}$ aplicada na direção da força F_x , F_y e F_z , para uma função variável contínua $f(t)$ definida sobre o intervalo $T_1 \leq t \leq T_2$ o (RMS) é dado pela equação, (2) $X_{\text{rms}} = \sqrt{\frac{1}{T_2 - T_1} \int_{T_1}^{T_2} (f(t))^2 dt}$, o (RMS) ao longo do tempo para uma função periódica é igual ao (RMS) de um período da função, uma função ou sinal contínuo pode ser avaliado, tomando o (RMS) de uma série de amostras, igualmente espaçadas no tempo, (3) $f_{\text{rms}} = \lim_{n \rightarrow \infty} \left(\sqrt{\frac{1}{2T} \int_{-T}^T [f(t)]^2 dt} \right)^2$ 't:' tempo em segundos (s), 'f:' Frequencia em Hertz (Hz) e 'a:' amplitude (valor de pico positivo e negativo).

Figura 58 - Força de usinagem na direção F_x – F_y e F_z (N) comparação das liga de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte (P_c =mm) inicial de 0 a 30mm, velocidade de corte (V_c =600m/min) e avanço de corte por dente (f_z =0,20mm/rot).

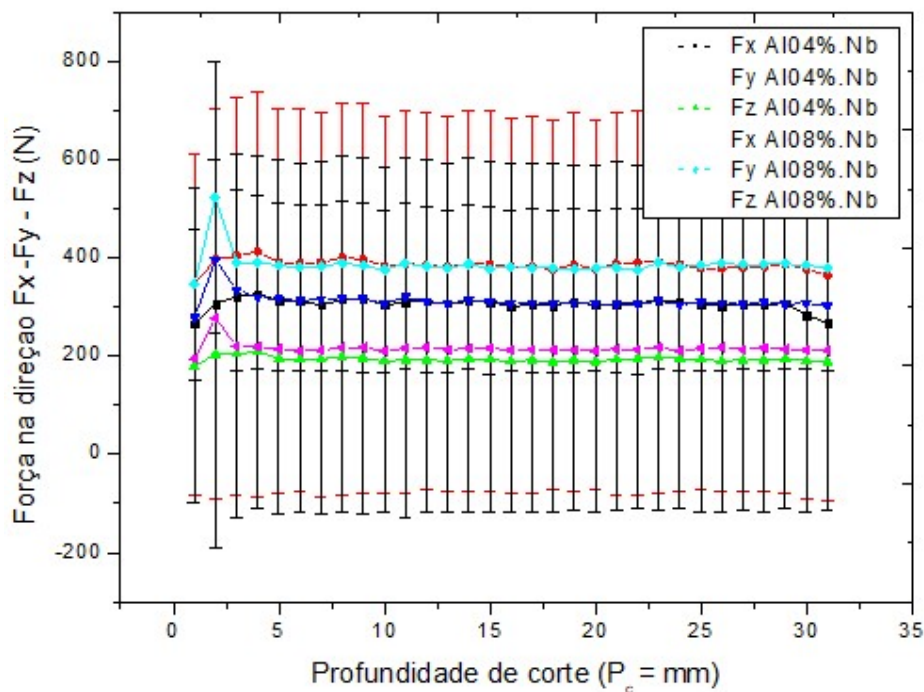


Fonte: Própria, 2018.

A figura 59 mostra o comportamento do parâmetro estatísticos dos valores quadráticos do inglês, *root mean square* (RMS), respectivamente, para as duas ligas. Na condição de avanço, velocidade de corte e rotação por minuto constante. Valores

apresentados nas três componentes F_x , F_y e F_z convertendo os valores negativos em picos positivos, É interessante observar que as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb, apresentam os valores da média quadrática dos picos positivos e negativos o que justifica com a literatura e correlacionado com os ensaios experimentais com a utilização do *software* Scilab, valores medidos pelo dinamômetros acoplados na base da mesa da fresadora CNC. (MONTALVAO, J. A, 2014).

Figura 59 - Média do valor quadrático (RMS), força de usinagem na direção $F_x - F_y$ e F_z (N) comparação das ligas de Al0,4%Nb e Al 0,8%Nb análise da profundidade de corte (P_c =mm) inicial de 0 a 30mm, velocidade de corte (V_c =600m/min) e avanço de corte por dente (f_z =0,20mm/rot).



Fonte: Própria, 2018.

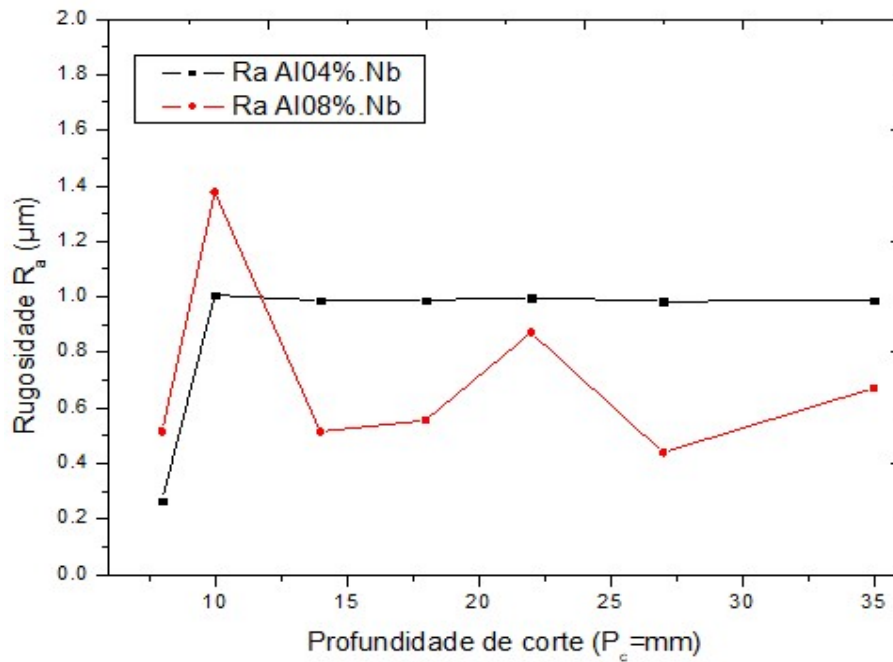
A figura 60 mostra o comportamento do parâmetro de rugosidade R_a , respectivamente, para as duas ligas. Na condição de avanço, velocidade de corte e rotação por minuto constante. É interessante observar que a liga de Al0,8%Nb promove valores dos parâmetros de rugosidade decrescentes e para liga de Al0,4%Nb o valor da rugosidade mantém constante.

De acordo com Machado et al. (2011), as condições de cortes têm grande influência sobre a rugosidade e o avanço é o parâmetro de mais importante. Há uma relação dos parâmetros de rugosidade com o quadrado do avanço.

A correlação da variação do valor da rugosidade para liga Al0,8%Nb, está associada as propriedades mecânicas em ligas com estruturas brutas de fusão, CANTÉ et al. (2010), estudou

a correlação do espaçamento dendrítico sob a forma e as propriedades mecânicas, podendo está relacionado com a análise da liga Al0,8%Nb, que demonstra uma variação distante da chapa/molde correlacionado na transferência de calor no crescimento dos grãos colunar para fase equiaxial correlacionado com a literatura (GARCIA; p 295).

Figura 60 – Rugosidade (R_a) em função das ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb. Condições de corte: $v_c = 600$ m/min; $P_c = 1,00$ mm.



Fonte: Própria (2018).

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados experimentais e computacionais obtidos e analisados neste trabalho permitem que sejam extraídas as seguintes considerações:

- As curvas para as velocidades de deslocamento da isoterma liquidus para as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb foram, respectivamente: $V_L = f(t)$ Caracterização da passagem da derivada em relação ao tempo da equação experimental *liquidus*, entre as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb:

Determinou por meio da derivada em relação ao tempo de equação experimental $P(t) = 4,3007t^{0,6678}$ $R^2 = 0,9760$, é $P(t) = 1,975t^{0,899}$ $R^2 = 0,8576$ para as ligas $V_L = ds/dt = f(s)$ gerando uma função $V_L = f(t_L)$. As curvas de evolução da velocidade de deslocamento da isotérmica *liquidus* em função da posição para a liga Al0,4%Nb apresentou a influência do teor de soluto observada no decorrer da solidificação, menor velocidade de solidificação. Para liga Al 0,4%Nb, a $V_L = 1,60(PL)^{-0,144}$ diminui com o avanço dos valores de posição isso explica pela elevação da resistência térmica à extração de calor por condução pelo aumento da camada solidificada, gerando assim um perfil decrescente de velocidades.

- Determinação das variáveis térmicas e correlação entre as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb:

Os valores obtidos experimentalmente para V_L , \dot{T} e GL diminuem conforme o avanço da isoterma *liquidus*, com isso, conclui-se que quanto mais afastado da chapa/molde os parâmetros experimentais diminuem. Os mesmos são descritos pelas leis experimentais obtidas para ambas as ligas (Al0,4%Nb e Al0,8%Nb) respectivamente: $V_L: 1,60(PL)^{-0,144}$ e $V_L: 2,33(PL)^{-0,144}$; $\dot{T}: 42,58(PL)^{-0,72}$ e $\dot{T}: 13,14(PL)^{-0,41}$; $GL: 28(PL)^{-0,6}$ e $GL: 8,95(PL)^{-0,43}$.

- Aquisição da Força de usinagem da direção F_x , F_y e F_z correlação entre as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb:

Os valores das força aplicada nas três componente, apresentou os valores quadráticos do inglês, *root mean square* (RMS), significativo para F_z , analisado em cada profundidade de corte das ligas (Al0,4%Nb e Al0,8%Nb), comparado com a microestrutura bruta de fusão, conclui-se que quanto mais afastado da chapa/molde os parâmetros experimentais demonstram valores menor que a condição inicial.

- Rugosidade (R_a) em função das ligas de Al0,4%Nb e Al0,8%Nb. Condições de corte: $v_c = 600$ m/min; $P_c = 1,00$ mm.

Os valores apresentados da rugosidade de corte Ra, em função da liga Al0,4%Nb não apresentou variação analisada em cada profundidade de corte, em relação a liga Al0,8%Nb apresentou variação da ordem maior para ordem menor, conclui-se que ambas as ligas estão em conformidade com a norma ABNT. NBR ISO 4287 (2002).

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A correlação dos estudos da microestrutura bruta de fusão em análise da medição de força pelo método da usinagem, fresamento de ligas de alumínio com adição de nióbio, considerando os parâmetros de corte constante são recomendadas as seguintes abordagens de pesquisa, baseando-se nas considerações e resultados deste trabalho:

- Analisar a potência de corte na usinagem correlacionada com ligas de AlNb;
- Investigar a usinagem com variação dos parâmetros de corte a fim de explicar os valores obtidos pela aquisição da força;
- Obter métodos de usinagem na investigação da vibração do eixo árvore da máquina para comparação com as ligas em estudo;
- Determinar os valores de obtido pela aquisição da força considerando a entrada e saída da ferramenta no fresamento ;
- Realizar estudos correlacionados com ligas de AlNb e comparados com ligas de AlTi;
- Correlacionar os estudos na medição de desgaste dos insertos de metal duro;
- Analisar as variáveis de corte com plano fatorial estatístico 2^3 , com variação dos parâmetros de corte;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/historia-do-aluminio/>> Acesso em:

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: <<http://www.abal.org.br,2013.>>
ALCOA – 2015 < <https://www.alcoa.com/brasil> > Acesso em:

ALVARENGA, D. Monopólio brasileiro do nióbio gera cobiça mundial, controvérsia e mitos. Disponível em: <<http://g1.globo.com/economia/negocios/noticia/2013/04/monopolio-brasileiro-do-niobio-gera-cobica-mundial-controversia-e-mitos.html>> Acesso em:

ALVES, A. R.; COUTINHO, A. DOS R. *The evolution of the niobium production in Brazil*. Materials Research, v. 18, n. 1, p. 106–112, 2015.

AYANDA, O.S. e ADEKOLA, F.A. A review of niobium-tantalum separation in hydrometallurgy. *Journal of Minerals & Materials Characterization & engineering*, v. 10, p. 245-256, 2011.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 3, Alloy Phase Diagrams. [s.l: s.n.]. v. 7
ASM. ASM Handbook Volume 9: Metallography And Microstructures. [s.l: s.n.].

BALKRISHNA R., YUNG C. S., *Analysis on high-speed face-milling of 7075-T6 aluminum using carbide and diamond cutters*, International Journal of Machine Tools & Manufacture, V 41, University, West Lafayette, IN 47907, USA., p 1763-1781, 2001.

BAUCCIO, M. Nonferrous alloys and special-purpose materials. 9th ed. Columbus: Metals Park, v. 2, 900p, 1990.

BESKOW, A. B. Estudo da solidificação unidirecional ascendente para obtenção de estruturas colunares grosseiras. [s.l.] PUCRS, 2008.

BOEIRA, A. P.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. *Modeling of macrosegregation and microporosity formation during transient directional solidification of aluminum alloys*. Materials Science and Engineering A, v. 435–436, p. 150–157, 2006.

BOOTHROYD, G. KNIGHT. W.A., Fundamentals of Machining and Machine Tools. Nova Iorque: CRC Press, 2006, ISBN 1-57444-659-2

BRUNDIDGE, C. L.; MILLER, J. D.; POLLOCK, T. M. *Development of dendritic structure in the liquid-metal-cooled, directional-solidification process*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 42, n. 9, p. 2723–2732, 2011

CÂMARA, M. A., Influência do Ângulo de Posição sobre o Fresamento Frontal de Níquel Puro com Insertos de Metal Duro. 2008. 92 f. Dissertação de Mestrado. Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte-MG.

CAMPOS, M. P.; DAVIES, G. J. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. [s.l: s.n.].
CANTÉ, M. V. et al. *The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic Al-Ni alloys*. Metals and Materials International, v. 16, n. 1, p. 39–49, 2010.

CALLISTER JR., WILLIAM D., *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*, 1a ed., Rio de Janeiro, LTC, 2002.

CBMM. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. *Usos e usuários finais de nióbio*. Disponível em <<http://www.cbmm.com.br/portug/capitulos/uses/use&user.htm>> Acessado em: 03 abr. 2012.

Coutinho, M. M (2018). Correlação entre as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Al0,4%Nb em diferentes condições de solidificação. Dissertação de Mestrado em Integridade de materiais da engenharia, Publicação 055A/2018, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 89.p.

COSTA, I. S. Usinabilidade do Aço de Corte Fácil Baixo Carbono ao Chumbo ABNT 12L14. 2014. 112f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia.

DANTAS, P. P. (2014). CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS HIPEREUTÉTICAS DE Al-Ni SOLIDIFICADAS UNIDIRECIONALMENTE. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia. Publicação 010A/2014, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 103.p.

Diffusion-Controlled Dendritic Alloy Solidification. v. 25, n. May, p. 1081–1093, 1994. DOS SANTOS, A.L.B., DUARTE, M.A.V. ABRÃO, A.M., MACHADO, A.R.(1999), Na optimisation procedure to determine the coefficients of the extended Taylor's equation in machining, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 39, pp 17–31

DIOGENES, A. C. Estudo da usinagem por torneamento de ligas de alumínio. 2011,69f, Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ELLIOTT, R.; SHUNK, F. The Al-Nb system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, v. 2, n. 1, p. 75–81, 1981.

FERREIRA, I. L. Análise numérica, analítica e experimental da macrosegregação inversa na solidificação, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. Tese.

FERREIRA, G.A.L.; MÓL, G.S. e SILVA, R.R. Criogenia e supercondutividade. *Química Nova na Escola*, v. 3, p. 8-10, 1996

FILHO, A. DE A. “Elaboração e Estudos De Recristalização De Ligas Alumínio-Magnésio-Tório E Alumínio-Magnésio-Nióbio” Américo De Almeida Filho. [s.l.] Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, 2005.

FILHO, A. DE A. “Elaboração e Estudos De Recristalização De Ligas Alumínio-Magnésio-Tório E Alumínio-Magnésio-Nióbio” Américo De Almeida Filho. [s.l.] Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, 2005.

GARCIA A. Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes Projeções, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005.

GARCIA, A.; PRATES, M. *Mathematical model for the unidirectional solidification of metals: I cooled molds*. Metallurgical Transactions B, v. 9 n. p. 449-457, 1978.

GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e aplicações*. 2. ed. [s.l.] 2011, [s.d.]. v. 2, 2007.

GREENWOOD, N.N. Vanadium to dubnium: from confusion through clarity to complexity. *Catalysis Today*, v. 78, p. 5-11, 2003

GHATEI KALASHAMI, A. et al. The effect of Nb on texture evolutions of the ultrafine-grained dual-phase steels fabricated by cold rolling and intercritical annealing. [s.l.] Elsevier Ltd, 2017. v. 694

GOMES, R. C. F. *Caracterização térmica e mecânica de ligas hipoeutéticas de alumínio - níquel (Al-Ni)*. [s.l.] Universidade de Brasília, 2013.

GOMES, R.; SANTOS, D. O. S. *Transformações de fases*. 1. ed. [s.l.: s.n.].

GOULART, P. R. *Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2010.

GOULART, P. R. *Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2005.

GOULART, P. R. *Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si*. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2005.

GRIFFITH, W. P.; MORRIS, P. J. T. Charles Hatchett FRS (1765-1847), chemist and discoverer of niobium. *Notes and Records of the Royal Society*, v. 57, n. 3, p. 299–316, 2003

GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. *Directional solidification of aluminium-copper alloys*. *Materials Science and Engineering A*, v. 327, n. 2, p. 167–185, 2002.

GÜNDÜZ, S. et al. *Effect of the addition of niobium and aluminium on the microstructures and mechanical properties of micro-alloyed pm steels*. *Materiali in Tehnologije*, v. 50, n. 5, p. 641–648, 2016.

GONÇALVES, R. A. *Investigation of the Machinability of Aluminum Alloys of the 6XXX Series*. 2012. 107 f. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

HATCHETT, C.; HATCHETT, R. A. C. *Química educación Charles Hatchett: The discoverer of niobium*. *Educación Química*, v. 26, n. 4, p. 346–355, 2015.

HENRIQUE, C. et al. *On the Natural Convection in the Columnar to Equiaxed Transition in Directionally Solidified Aluminum-based Binary and Multicomponent Alloys*. v. 18, n. 6, p. 1362–1371, 2015.

HUTCHINSON, C. R. et al. *On the origin of the high coarsening resistance of Ω plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys*. *Acta Materialia*, v. 49, n. 14, p. 2827–2841, 2001.

JESUS FILHO, E. S., Processamento, Usinagem e Desgaste de Ligas Sinterizadas Para Aplicações Automotivas. 2006. 162 p. Tese de Doutorado - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, SP.

JESUS FILHO, E. S.; JESUS, E. R. B; ROSSI, J. L.; SALGADO, L.; COLOSIO, M. A.; SANTOS. Assentos de Válvula Sinterizados – Avaliação da Usinabilidade e Desgaste. In: XVII Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMat, 17, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu-PR. p. 7358-7368.

JOSÉ MARCELINO DIAS FILHO. Análises Térmica e Microestrutural na Solidificação de Ligas Monofásica e Peritéticas do Sistema Zn-Ag 63/2013. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2013. Materiais. 2. ed. [s.l: s.n.].

MACHADO, A. R.; SILVA, M. B., 2004. Apostila de Usinagem dos Metais. 8ª ed. Ed. UFU, Universidade Federal de Uberlândia. 257 p.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B.; Teoria da Usinagem dos Materiais. Revisor técnico Rosalvo Tiago Ruffino. 1ª ed. ISBN 978-85-212-0452-7. São Paulo: Edgard Blücher, 2009. 370p.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. Teoria da usinagem dos materiais. 2ª edição, Editora. Blucher, São Paulo, Brasil, 2011.

MENDES, M. W. D. OBTENÇÃO DE PÓS DE Nb A PARTIR DA REDUÇÃO ALUMINOTÉRMICA COM IGNIÇÃO POR PLASMA. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2005.

METALS HANDBOOK, 1989 ASM Handbook Machining v16

METALS HANDBOOK, 1998, ASM Handbook, Vol. 07 : Powder Metals Technologies

MONTALVAO, J. A. – “Determinação da Usinabilidade dos Aços - Ferramentas N2711M e VPATLAS no Fresamento de Topo”, 2014. 169f, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG.

MOTTA, F. P. *Propriedades de revestimentos de nióbio obtidos por aspersão térmica a plasma sobre aço API 5L X65*. Journal of Chemical Information and Modeling, v. 53, p. 1689– 1699, 2013.

MUNITZ, A.; GOKHALE, A. B.; ABBASCHIAN, R. Effect of supercooling on the microstructure of Al-Nb alloys. Journal of Materials Science, v. 35, n. 9, p. 2263–2271, 2000.

NBR ISO 4287 (2002) Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade

NBR ISO 6892 (2002) Materiais metálicos - Ensaio de tração à temperatura ambiente

OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. *Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys*. Journal of Crystal Growth, v. 29, n. 2, p. 137–146, 1975.

OSÓRIO, W.R., GARCIA, L.R., GOULART, P.R., GARCIA, A., "Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al

9wt%Si casting alloy", *Materials Chemistry and Physics*, v. 106, n. 2, pp. 343-349, December 2007.

Osório, W. R.; Peixoto, L. C.; Garcia, A. Effects of mechanical agitation and of the addition of grain refiner on the microstructure and mechanical properties of castings of the Al-Sn alloy *Revista Matéria* vol.14 no.3 2009.

OLIVEIRA, T. F. DE. A influência do tratamento térmico em óxidos mistos de nióbio e tântalo nanoestruturados a partir da columbita. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2016.

PEIXOTO, L. C. L. Micrpestruturas de solidificação e resistências mecânicas e a corrosão de ligas Pb-Sn diluídas, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 111p. Dissertação

PERES, M. D. Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. Tese.

RIBEIRO, J. L. S. (2007), Fresamento do aço VHSUPER nos estados recozido e temperado com metal duro e cermet, Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 244f Tese (Doutorado)

ROCHA, J. C. . V. . B. . F. F. M. . B. N. J. A. . R. O. F. . MACROESTRUTURAS, MICROESTRUTURAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE HÉLICES NAVAIS FABRICADOS NO ESTADO DO PARÁ. *Society*, n. 1, p. 8420–8430, 2006.

ROSA, D. M. Estruturas Celulares , Transição Celular / Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória Estruturas Celulares , Transição Celular / Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória. Tese, p. 171, 2007.

ROSA, D. M. et al. *Cellular/dendritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys*. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 39, n. 9, p. 2161–2174, 2008.

ROOY, E.L., *Aluminum and Aluminum Alloys*, 15 ed., 743-770, ASM Handbook, 1988.

RUAN, Y. et al. Rapid eutectic growth and applied performances of Fe[Al]Nb alloy solidified under electromagnetic levitation condition. *Materials and Design*, v. 112, p. 239– 245, 2016.

LEITE, R.C.C.; COMIN, A.; MACHADO JUNIOR, D.L.; PEREIRA, E.S.; MITLAG, H. e QUEIROZ, S.R. *Nióbio*, uma conquista nacional. São Paulo: Duas Cidades, 1988.

SANDVIK COROMANT, *Fabricação De Moldes E Matrizes: Guia De Aplicação*, Sandvik Coromant, 1999. Disponível nos site: <http://academico.sandvik.com.br/downloads>, acesso dia 22/01/2014.

SANDVIK COROMANT. *Fabricação de Moldes & Matrizes*. Suécia: Catálogo. 2002.

SANTOS, R. G. Transformação de fases em materiais metálicos. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006, 432 p.

SILVA, B. L. et al. *Correlation between dendrite arm spacing and microhardness during unsteady-state directional solidification of Al-Ni alloys*. Philosophical Magazine Letters, v. 91, n. 5, p. 337–343, 2011.

SILVA, J. I. S. (2017). Caracterização Microestrutural e Mecânica de Ligas Diluídas de Alumínio-Nióbio (Al-Nb). Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação 52A/2017, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 89p.

SIQUEIRA, I. L., Estudo da usinagem de sedes de válvulas de admissão de motores de combustão interna, 2009. 163 p. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SOUZA, A. F. BONETTI, I. Estudo do Contato Ferramenta - Peça no Fresamento de Formas Geométricas Complexas para a Fabricação de Moldes e Matrizes. 8º Congresso Ibero americano de Engenharia Mecânica, Cusco, 2007, 23 al 25 de octubre. Anais

SOUZA, A. F., BERKENBROCK, E., DINIZ, A. E., RODRIGUES A. R. (2014) Influences of the tool path strategy on the machining force when milling free form geometries with a ball-end cutting tool, J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng., DOI 10.1007/s40430-014-0200-9 – Published online: 21/06/2014

SOUZA, A. F., MACHADO A., BECKERT, S. F. DINIZ. A. E. (2014a) Evaluating the roughness according to the tool path strategy when milling free form surfaces for mold application, 6th CIRP International Conference on High Performance Cutting, HPC2014, Procedia CIRP 14, pp 188 – 193

SUAREZ, M. P. Fresamento De Canais Da Liga De Alumínio Aeronáutico 7075-T7. 2008. 111 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia,

SPINELLI, J. E. et al. *Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteady-state directionally solidified Al-Cu alloys*. Materials Science and Engineering A, v. 383, n. 2, p. 271–282, 2004.

TAKEYAMA, M. B.; NOYA, A. *Application of Al – Nb alloy film to metal capping layer on Cu* Application of Al – Nb alloy film to metal capping layer on Cu. Japanese Journal of Applied Physics, v. 55, p. 02BC22, 2016

TANG. Y., 2012, Optimization strategy in end milling process for high speed machining of hardened die/mold steel, Journal of University of Science and Technology Beijing, Volume 13, Number 3, June 2006, Page 240

TRENT, E. M., WRIGHT, P. K. (2000) Metal Cutting, 4th ed., publishing house Butterworth–Heinemann, United States of America

TOLEDO, R. C. Estudo da influência da gravidade na solidificação de ligas metálicas eutéticas.

n. May, 2014.

WANG, C. et al. *Microstructure evolutions of Ni-Ti-Nb-Al alloys with different Al addition*. Journal of Alloys and Compounds, v. 695, p. 2923–2929, 2017.

WANG, C. Y.; BECKERMANN, C. Prediction of Columnar to Equiaxed Transition during

WANG, F. et al. *A high thermal gradient directional solidification method for growing superalloy single crystals*. Journal of Materials Processing Technology, v. 214, n. 12, p. 3112–3121, 2014.

WANG, X. L.; ZHANG, K. F. Mechanical alloying, microstructure and properties of Nb-16Si alloy. Journal of Alloys and Compounds, v. 490, n. 1–2, p. 677–683, 2010.

WANG, C., XIE, Y., ZHENG, L., QIN, Z., TANG, D., SONG, Y., (2014) *Research on the Chip Formation Mechanism during the High-Speed Milling of Hardened Steel*, International Journal of Machine Tools & Manufacture, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2014.01.002>

YILDIRIM, M.; AKDENIZ, M. V.; MEKHRABOV, A. O. *Microstructural evolution and room-temperature mechanical properties of as-cast and heat-treated Fe50Al50-nNb alloys (n=1, 3, 5, 7, and 9 at%)*. Materials Science and Engineering A, v. 664, p. 17–25, 2016.

ANEXO

Publicação baseada no estudo do trabalho apresentada em congresso nacional:

(PAULINO, et al., 2017). “**Monitoramento da potência ativa na usinagem utilizando um sistema de baixo custo**” *Process with Material Removal* - IX COBEF Joinville –SC, Junho 2017.

Programação computacional para análise estatística das força na direção Fx, Fy e Fz com software científico numérico Scilab.

```
// Determinação das forças de corte (Fx, Fy e Fz)
// Autores profs.: Prof. Everton Divino Fernandes Paulino -Prof. Dr. Rhander Viena
// data: 02/set/2017
// contribuição: Prof. Dr. ILDEU SIQUIERA/ Prof. Dr. Paulo Mota - IFG (2017)
// analise da microestrutura mestrado EVERTON DIVINO FERNANDES PAULINO UnB
// SOLIDIFICACAO ALNb 04% 08%
// Aquisição de dados do dinamômetro Kistler
// parâmetros estatísticos dos valores quadráticos do inglês, root mean square (RMS)
// Equação: condição (1)  $x_{\mathrm{rms}} = (2) \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i^2} =$ 
// (3)  $\sqrt{\frac{x_1^2 + x_2^2 + \dots + x_N^2}{N}}$  aplicada para as condições de força.
// Inicializacao do sistema
clear;
close;
clc;

// Carregar as funcoes
exec('tempo.sci', -1);
exec('rms.sci', -1);
exec('valorRMS.sci', -1);

// leitura da planilha com nomes dos arquivos
// a planilha com os nomes de arquivos
planilha = readxls("arquivos_analise.xls");
planilha = planilha(1);
// iteracao

matforças = zeros(1, 4); // matriz de forças
iterArq = 1;
numeroArqs = size(planilha, 1);

// ++++++
// ---- Título dos Ensaios
texto_teste = "Ensaios MESTRADO UnB - realizados em out./2017";
// ++++++

while(iterArq <= numeroArqs)

// Selecionar Arquivo de trabalho
```

```

//nomearq = uigetfile("*. *", "Escolha um arquivo");

nomearq = planilha(iterArq) + ".txt";
mD = fscanfMat(nomearq);
vt = mD(:, 1);
vfx = mD(:, 2);
vfy = mD(:, 3);
vfz = mD(:, 4);

//nome do gráfico
nomegrafico = part(nomearq, 1:length(nomearq)-4)
// sinal em bruto
xset("font size", 4); // estilo de fonte
figure(0)
plot2d(vt, vfx);
xstring(40, -150, "sinal bruto - Nr: " + string(iterArq));

xs2png(0, nomegrafico + "_bruto_sinal" + ".png");

// SELECIONAR o Sinal util (intervalo para analise)
// Esse intervalo dever ser definido pelo usuario
// os valores podem ser vizualizados no sinal em bruto (Figura 0)
printf("Aguardando por click no grafico...");
ti = xclick();
ti = ti(2); // tempo inicial [s]
tf = xclick();
tf = tf(2); // tempo final [s]
clc;

// coordenadas do ponto inicial e final
ci = ti * 2000 + 1;
cf = tf * 2000 + 1;

vt = vt(ci:cf);
// recurso para zerar vetores de tempo que nao comecam com zero...
vt = vt(1 : length(vt)) - vt(1);

vfx = vfx(ci:cf);
vfy = vfy(ci:cf);
vfz = vfz(ci:cf);

CompJanela = 30;
vrmsT = tempo(vt, CompJanela);
vrmsFx = rms(vfx, CompJanela);
vrmsFy = rms(vfy, CompJanela);
vrmsFz = rms(vfz, CompJanela);

```

Foram coletadas as forças resultantes nos eixos Fx, Fy e Fz, com a utilização do dinamômetro Kistler CoMo F Tipo 5861, para simulação dos valores apresentados das força na

direção de F_x , F_y e F_z , para análise numérica realizada pelo método experimental utilizamos o Scilab uma linguagem de programação de alto nível, conforme apresentado na tabela anexo.

Tabela anexo – Valor das forças na direção de f_x , f_y e f_z com análise da profundidade de corte p_c (mm), velocidade de corte v_c (m/min) rotações por minutos rpm avanço por dente f_z (mm/d) e profundidade de corte P_c (mm), para as ligas Al0,4%Nb e Al0,8%Nb.

Pc [mm]	Vc [m/min]	RPM	Fz [mm/d]	Vf	ap [mm]	Fx Al0,8%Nb	Fy Al0,8%Nb	Fz Al0,8%Nb
1	600	2728	0,20	3274	1,0	277,7217171	346,2634822	194,2340299
2	600	2728	0,20	3274	1,0	395,4605953	522,3470773	276,3153087
3	600	2728	0,20	3274	1,0	334,5105503	389,7574545	219,3326873
4	600	2728	0,20	3274	1,0	318,8928347	390,2355792	218,3958113
5	600	2728	0,20	3274	1,0	316,1944469	384,1412596	214,5132958
6	600	2728	0,20	3274	1,0	311,9997964	379,9139576	210,1385398
7	600	2728	0,20	3274	1,0	315,6058152	382,9703915	211,6227525
8	600	2728	0,20	3274	1,0	317,8503815	388,530874	217,3336584
9	600	2728	0,20	3274	1,0	316,7289994	383,7976773	217,5260241
10	600	2728	0,20	3274	1,0	306,4630761	375,2175815	210,1468717
11	600	2728	0,20	3274	1,0	320,0757728	388,3990208	215,3565985
12	600	2728	0,20	3274	1,0	310,4800928	383,2073759	217,8031571
13	600	2728	0,20	3274	1,0	306,5932195	378,8330111	212,8544373
14	600	2728	0,20	3274	1,0	313,6195529	387,0971823	215,2508539
15	600	2728	0,20	3274	1,0	310,9631529	378,0610514	215,3616573
16	600	2728	0,20	3274	1,0	306,8238838	380,501742	212,0700124
17	600	2728	0,20	3274	1,0	308,1639891	379,3955381	212,8398386
18	600	2728	0,20	3274	1,0	306,4407552	379,2828443	212,4952766
19	600	2728	0,20	3274	1,0	307,6736421	376,7045922	211,5833315
20	600	2728	0,20	3274	1,0	306,3284924	378,8023367	210,2166368
21	600	2728	0,20	3274	1,0	305,4094234	379,6606676	214,2863556
22	600	2728	0,20	3274	1,0	304,2639165	374,2072064	212,3256031
23	600	2728	0,20	3274	1,0	312,0670673	390,4322129	217,4088213
24	600	2728	0,20	3274	1,0	303,5383869	380,6815003	209,8986352
25	600	2728	0,20	3274	1,0	309,9381377	385,6877593	214,9868505
26	600	2728	0,20	3274	1,0	307,9608335	387,562067	217,2185084
27	600	2728	0,20	3274	1,0	304,7730278	385,487417	213,2151234
28	600	2728	0,20	3274	1,0	309,3728607	386,8216823	216,666913
29	600	2728	0,20	3274	1,0	304,6201075	387,0903822	213,3947708

30	600	2728	0,20	3274	1,0	307,5613232	384,5017535	211,7298932
31	600	2728	0,20	3274	1,0	301,9413728	379,5331125	210,9001179
32	600	2728	0,20	3274	1,0	305,156954	382,0951394	210,7379775
33	600	2728	0,20	3274	1,0	306,1049221	382,1152322	213,2119501
34	600	2728	0,20	3274	1,0	309,071369	384,292621	215,0144432
35	600	2728	0,20	3274	1,0	304,3399451	379,5277735	211,4417755
36	600	2728	0,20	3274	1,0	308,2857938	378,1016938	213,7852199
37	600	2728	0,20	3274	1,0	305,5559579	376,0884034	210,5445906
38	600	2728	0,20	3274	1,0	303,6787576	375,0758642	208,2249349
39	600	2728	0,20	3274	1,0	304,8971841	379,1129216	214,7390264
40	600	2728	0,20	3274	1,0	301,2472468	374,2283172	207,8926698
Pc	Vc		Fz		ap	Fx	Fy	Fz
[mm]	[m/min]	RPM	[mm/d]	Vf	[mm]	Al0,4%Nb	Al0,4%Nb	Al0,4%Nb
1	600	2728	0,20	3274	1,0	264,9956676	346,7794498	178,7401804
2	600	2728	0,20	3274	1,0	306,3926015	395,8568514	203,6616842
3	600	2728	0,20	3274	1,0	320,8323024	403,9026563	204,5959892
4	600	2728	0,20	3274	1,0	326,8361841	412,0780239	208,4690368
5	600	2728	0,20	3274	1,0	311,9045253	390,5112589	194,82942
6	600	2728	0,20	3274	1,0	312,8252586	389,5081434	193,3884336
7	600	2728	0,20	3274	1,0	302,9767932	390,3883729	193,2782337
8	600	2728	0,20	3274	1,0	314,9353018	399,7412844	198,8704605
9	600	2728	0,20	3274	1,0	317,6004086	396,7269097	195,917378
10	600	2728	0,20	3274	1,0	303,2233999	382,2178812	189,3940068
11	600	2728	0,20	3274	1,0	309,7960591	387,9871051	192,2062735
12	600	2728	0,20	3274	1,0	311,1140628	384,169864	192,0181257
13	600	2728	0,20	3274	1,0	307,2034117	381,1305388	190,1530096
14	600	2728	0,20	3274	1,0	310,9070525	386,3572171	194,1392435
15	600	2728	0,20	3274	1,0	309,6708482	387,0422829	192,4404092
16	600	2728	0,20	3274	1,0	300,3315103	381,2338851	189,3153099
17	600	2728	0,20	3274	1,0	304,8632613	383,2735585	191,7030295
18	600	2728	0,20	3274	1,0	302,5926182	376,0789734	187,6189015
19	600	2728	0,20	3274	1,0	310,2722202	385,9049802	191,8459262
20	600	2728	0,20	3274	1,0	304,0852542	377,2349941	188,6302515
21	600	2728	0,20	3274	1,0	305,5256649	388,0284916	193,4789114
22	600	2728	0,20	3274	1,0	308,347534	390,050084	194,8953642
23	600	2728	0,20	3274	1,0	311,6891786	391,0052633	197,4498917

24	600	2728	0,20	3274	1,0	311,4060702	385,9223176	194,5332561
25	600	2728	0,20	3274	1,0	304,8645274	378,5777675	192,6174883
26	600	2728	0,20	3274	1,0	302,5220217	378,0673583	190,2147277
27	600	2728	0,20	3274	1,0	305,5079271	380,6786129	191,7823762
28	600	2728	0,20	3274	1,0	304,9537089	380,4562657	191,5404872
29	600	2728	0,20	3274	1,0	306,8205978	386,9737054	195,1686192
30	600	2728	0,20	3274	1,0	283,6567055	376,171809	190,1140106
31	600	2728	0,20	3274	1,0	266,9595309	363,5507835	188,4797735
32	600	2728	0,20	3274	1,0	264,9956676	346,7794498	178,7401804
33	600	2728	0,20	3274	1,0	306,3926015	395,8568514	203,6616842

Fonte: o autor, 2018.