

FACULDADE DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

PEDRO AUGUSTO BOTTLENDER MACHADO

**AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE LIGAS Al-Si-Mg EM FUNÇÃO DAS CONDIÇÕES
DE SOLIDIFICAÇÃO E TRATAMENTOS TÉRMICOS**

Porto Alegre
2021

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



**AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE LIGAS Al-Si-Mg EM FUNÇÃO DAS
CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO E TRATAMENTOS TÉRMICOS**

PEDRO AUGUSTO BOTTLENDER MACHADO
ENGENHEIRO MECÂNICO

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre
Janeiro, 2021



**AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE LIGAS Al-Si-Mg EM FUNÇÃO DAS
CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO E TRATAMENTOS TÉRMICOS**

PEDRO AUGUSTO BOTTLENDER MACHADO

ENGENHEIRO MECÂNICO

ORIENTADOR: PROF. DR. Carlos Alexandre dos Santos

Dissertação realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

**Porto Alegre
Janeiro, 2021**



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

ESCOLA POLITÉCNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE LIGAS AL-SI-MG EM FUNÇÃO DAS CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO E TRATAMENTOS TÉRMICOS

CANDIDATO: PEDRO AUGUSTO BOTTLENDER MACHADO

Esta Dissertação de Mestrado foi julgada para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.

DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA

**DR. JOSÉ MARIA DO VALE QUARESMA - PPG EM ENGENHARIA INDUSTRIAL -
PPGEI/ITEC - UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ**

DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - PGETEMA - PUCRS

Ficha Catalográfica

M149a Machado, Pedro Augusto Bottlender

Avaliação da usinabilidade de ligas Al-Si-Mg em função das condições de solidificação e tratamentos térmicos / Pedro Augusto Bottlender Machado. – 2021.

101.

Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PUCRS.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos.

1. Solidificação Unidirecional. 2. Esforço de corte. 3. Alumínio Silício Magnésio. 4. Usinabilidade. 5. Torneamento. I. Santos, Carlos Alexandre dos. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da PUCRS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Bibliotecária responsável: Clarissa Jesinska Selbach CRB-10/2051

“O mais competente não discute, cala-se e domina a sua ciência”.

Voltaire

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus pais, Wanderlei e Ceres, e minha esposa Júlia.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus pela vida a mim dada e a oportunidade de estar concluindo mais uma etapa importante de minha vida.

Agradeço a minha família e esposa pelo apoio constante e incentivo, sempre mostrando o caminho correto a seguir.

Agradeço também aos colegas de Mestrado, especialmente ao colega e amigo Eduardo de Rosso, pela ajuda na fase final.

Em especial agradeço aos professores, especialmente ao professor orientador Carlos Alexandre dos Santos, pelo apoio a mim dado e o conhecimento adquirido nessa caminhada.

Agradeço ao CNPq (Processo nº 403303/2016-8) e à FINEP (Processo nº 0082/16) pelo apoio na infraestrutura que permitiu a realização desta pesquisa.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	6
AGRADECIMENTOS	7
SUMÁRIO	8
LISTA DE FIGURAS	10
LISTA DE TABELAS	15
LISTA DE SÍMBOLOS	16
LISTA DE NOMENCLATURA	17
RESUMO	18
ABSTRACT	19
1. INTRODUÇÃO	20
2. OBJETIVOS	22
2.1. Objetivos Específicos	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1. Considerações Gerais	23
3.2. Conceito de Usinabilidade	24
3.3. Processo de Torneamento	26
3.3.1. Mecanismo de Formação do Cavaco	27
3.3.2. Forças Envolvidas no Processo	29
3.4. Ligas Alumínio-Silício-Magnésio	31
3.4.1. Solidificação das Ligas Al-Si-Mg	35
3.4.2. Tratamentos Térmicos das Ligas Al-Si-Mg	40
3.5. Ligas Al-Si-Mg e sua Usinabilidade	43
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	52
4.1. Equipamentos Utilizados	54
4.1.1. Forno de Fusão Tipo Poço	54
4.1.2. Forno de Solidificação Unidirecional Vertical	55

4.1.3. Forno para Tratamento Térmico	56
4.1.4. Molde Metálico	56
4.1.5. Sistema Digital de Aquisição de Dados	57
4.1.6. Máquina de Ensaio Universal	57
4.1.7. Durômetro	58
4.1.8. Dinamômetro para Medição da Força de Corte (Fc)	59
4.2. Métodos Experimentais	60
4.2.1. Preparação das Ligas	60
4.2.2. Solidificação Direcional	61
4.2.3. Análises Metalográficas e Ensaio Mecânicos	61
4.2.4. Ensaio de Usinabilidade	64
4.2.5. Tratamento Térmico T6	66
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
5.1. Análises Térmicas por Curva de Resfriamento	67
5.2. Solidificação Unidirecional	70
5.2.1. Parâmetros de Solidificação das Ligas 336, 376 e 316	72
5.2.2. Caracterização das Macroestruturas dos Lingotes	76
5.2.3. Caracterização das Microestruturas	77
5.3. Dureza Brinell	81
5.4. Ensaio de Tração	82
5.5. Ensaio de Usinabilidade	84
6. CONCLUSÕES	93
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	95
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	96

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Movimentos envolvidos no processo de corte no torneamento. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).	27
Figura 3.2: Mecanismo de formação do cavaco durante torneamento. Adaptado de Ferraresi (1981).....	28
Figura 3.3: Componentes da força de usinagem durante torneamento. Adaptado de Ferraresi (1981).....	29
Figura 3.4: Variação da força de usinagem x velocidade de corte, em diferentes sistemas de lubrificação. Adaptado de Kishawy; Dumitrescu e Elebestawi (2004).....	30
Figura 3.5: Variação da força de usinagem x velocidade de corte, em diferentes sistemas de lubrificação. Adaptado de Kishawy; Dumitrescu e Elebestawi (2004).....	31
Figura 3.6: Trecho do diagrama de fases do sistema Al-Si. Adaptado de Barbosa (2014).....	33
Figura 3.7: Trecho do diagrama de fases pseudobinário do sistema Al-Mg ₂ Si. Adaptado de Barbosa (2014).	34
Figura 3.8: Técnicas experimentais de solidificação unidirecional: a) vertical ascendente e b) vertical descendente. Adaptado de Brito (2012).	36
Figura 3.9: Corte transversal de uma estrutura celular. Adaptado de Goulart et al. (2009).....	37
Figura 3.10: Representação da atuação dos fatores de influência da instabilidade da interface S/L. Adaptado de Garcia (2007).	37
Figura 3.11: Representação esquemática do processo de solidificação. Adaptado de Reis (2017).....	38
Figura 3.12: Formação dos diferentes tipos de interfaces de solidificação. Adaptado de Shi et al. (2015).	39
Figura 3.13: Alongamento em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários e do percentual de ferro. Adaptado de MA et.al, (2004). ...	40

Figura 3.14: Limite de resistência à tração em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários e do percentual de ferro. Adaptado de MA et.al, (2004).....	40
Figura 3.15: Imagem MET – precipitados da fase β'' na liga Al-Si-Mg. Adaptado de Barbosa (2014).....	42
Figura 3.16: Forças na ferramenta versus velocidade de corte para usinagem de Mg, Al e ligas de Al. Gonçalves. (2012).	44
Figura 3.17: Ferramenta para torneamento recomendada para Alumínio. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).	45
Figura 3. 18: Formação de aresta postiça. Adaptado de Militão (2015).	46
Figura 3.19: Força de corte versus velocidade de corte, avanço 0,20m/volta, A_p 2mm, usinagem a seco. Adaptado de CUNHA (2012).	47
Figura 3 20: Ferramentas de corte para alumínio e suas ligas. Fonte: Adaptado de Sandwik (2012).	48
Figura 3.21: Força de corte (N) versus velocidade de corte para baixas velocidades de corte. Adaptado de Gonçalves (2012).....	49
Figura 3.22: Força de corte para cinco ligas com $V_c=100\text{m/min}$, $f=0,185\text{mm/rot}$ e $a_p=1,5\text{mm}$. Adaptado de Gonçalves (2012).....	50
Figura 3.23: Força de corte (N) versus velocidade de corte (m/min). Adaptado de Gonçalves (2012).	51
Figura 4.1: Fluxograma esquemático das atividades realizadas no procedimento experimental. Fonte própria.....	53
Figura 4.2: Forno tipo poço – Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.....	54
Figura 4.3: (a) Representação esquemática do dispositivo de solidificação direcional e retirada das amostras/corpos de prova, (b) Imagem da área de trabalho.	55
Figura 4.4: Forno tipo Mufla - Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.	56
Figura 4.5: Molde Metálico - Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.	57

Figura 4.6: Desenho técnico - Corpo de prova para ensaio de tração. Fonte própria.	58
Figura 4.7: Durômetro Brinell – Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.....	58
Figura 4.8: Esquema de medição de força. Adaptado de Gonçalves (2012).	59
Figura 4.9: Parte central para análises metalográficas e lateral semicircular. Fonte própria.	62
Figura 4.10: Ensaio de dureza Brinell nas seções dos corpos de prova EBF. Fonte própria.	63
Figura 4.11: Obtenção dos corpos de prova para ensaio de tração. Fonte própria...	63
Figura 4. 12: a) Esquema para medição da Fc. b) Regiões de medição da Fc. Fonte própria.	64
Figura 4.13: Ferramenta de corte. Adaptado de (https://www.iscar.com)	65
Figura 5.1: Curva de resfriamento da liga 336. Fonte própria.	67
Figura 5.2: Curva de resfriamento da liga 376. Fonte própria.	68
Figura 5.3: Curva de resfriamento da liga 316. Fonte própria.	69
Figura 5.4: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 336. Fonte própria.	70
Figura 5.5: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 376. Fonte própria.	71
Figura 5.6: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 316. Fonte própria.	72
Figura 5.7: Posição da isoterma <i>Liquidus</i> em função do tempo. Fonte própria.....	73
Figura 5.8: Posição da isoterma <i>Liquidus</i> em função do tempo, considerando o super-resfriamento. Fonte própria.	73
Figura 5.9: Velocidade de solidificação <i>versus</i> distância da base do lingote. Fonte própria.	74

Figura 5.10: Gradiente térmico líquido <i>versus</i> distância da base do lingote. Fonte própria.....	75
Figura 5.11: Taxa de resfriamento <i>versus</i> distância da base do lingote. Fonte própria.....	75
Figura 5.12: Macrografias da seção longitudinal: a) liga 336, b) liga 376, c) liga 316. Fonte própria.....	76
Figura 5.13: Microestruturas longitudinais das ligas fundidas: a) 336, b) 376 e c) 316. Fonte própria.....	78
Figura 5.14: Formação dendrítica e microconstituintes das ligas a) 336, b) 376 e c) 316. Fonte própria.....	79
Figura 5.15: Espaçamento dendrítico secundário <i>versus</i> distância da base do molde. Fonte própria.....	80
Figura 5.16: Dureza Brinell das ligas a) 336 EBF, b) 376 EBF e c) 316 EBF. Fonte própria.....	82
Figura 5.17: Limite de resistência à ruptura e Alongamento <i>versus</i> Distância da base do molde. a) liga 336, b) liga 376 e c) liga 316. Fonte própria.....	84
Figura 5.18: Força de corte F_c na liga 336 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	85
Figura 5.19: Dureza <i>versus</i> distância da base do molde para ligas EBF. Fonte própria.....	86
Figura 5.20: Força de corte F_c na liga 376 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	87
Figura 5.21: Força de corte F_c na liga 376 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	88
Figura 5.22: Força de corte F_c na liga 336 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	89
Figura 5.23: Força de corte F_c na liga 376 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	90
Figura 5.24: Força de corte F_c na liga 316 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.....	91

Figura 5.25: Dureza Brinell *versus* distância da base do molde, ligas T6. Fonte própria.....92

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Influência de elementos de liga do Al em sua usinabilidade. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).	43
Tabela 5.1: Composição química das ligas (% em massa). Fonte própria.....	69
Tabela 5.2: Medidas dos braços dendríticos secundários referente a todas as posições das ligas 336, 376 e 316. Fonte própria.	80

LISTA DE SÍMBOLOS

A_p	Profundidade de Corte	mm
F_c	Força de Corte	N
F_f	Força de Avanço	N
F_p	Força Passiva ou de Profundidade	N
F_u	Força de Usinagem	N
G_L	Gradiente Térmico no Líquido	°C/mm
t_{sl}	Tempo Local de Solidificação	s
T_L	Temperatura de Transformação <i>Liquidus</i>	°C
T_S	Temperatura de Transformação <i>Solidus</i>	°C
\dot{T}	Taxa de Resfriamento	°C/s
V_c	Velocidade de Corte	mm/s
V_f	Velocidade de Avanço	mm/volta
V_L	Velocidade de Deslocamento da Isoterma <i>Liquidus</i>	mm/s
V_S	Velocidade de Deslocamento da Isoterma <i>Solidus</i>	mm/s

LISTA DE NOMENCLATURA

AA	Aluminum Association
ABFA	Associação Brasileira da Indústria de Ferramentas, Abrasivos e Usinagem
ABNT	Associação Brasileiras de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing Materials
CAD	Computer Aided Design
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBF	Estado Bruto de Fusão
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
GP	Zona Guinier-Preston
HB	Dureza Brinell
ISO	International Organization for Standardization
Itt FUSE	Laboratório de Usinagem - UNISINOS
LAMAT	Laboratório de Materiais – PUCRS
LABCEMM	Laboratório Central de Microscopia e Microanálise - PUCRS
LRT	Limite de Resistência à Tração
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
MQF	Mínima Quantidade de Fluido
PIB	Produto Interno Bruto Brasileiro
S/L	Interface Sólido/Líquido
TP	Termopar

RESUMO

MACHADO, Pedro Augusto Bottlender. **Avaliação da usinabilidade de ligas Al-Si-Mg em função das condições de solidificação e tratamentos térmicos**. Porto Alegre, RS. 2021. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

O objetivo do presente trabalho é avaliar a usinabilidade, no processo de torneamento, de ligas ternárias fundidas de alumínio-silício-magnésio (Al-Si-Mg), com 0,6% de Mg e variações de Si de 3%, 7% e 12% (em massa), bem como após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (T6). Foram elaboradas três ligas, denominadas 336 (Al-3%Si-0,6%Mg), 376 (Al-7%Si-0,6%Mg) e 316 (Al-12%Si-0,6%Mg). Lingotes de cada liga foram obtidos por solidificação unidirecional vertical ascendente utilizando um forno vertical tubular, molde metálico cilíndrico resfriado na base, instrumentado com termopares. Análises microestruturais das amostras foram realizadas utilizando técnicas de macroscopia, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS). As propriedades mecânicas foram avaliadas através de dureza, antes e após tratamentos térmicos. Após caracterização, submeteu-se os corpos de prova a ensaios de usinabilidade, medindo a força de corte F_c , mantendo parâmetros como profundidade de corte, velocidade de corte, geometria e material da ferramenta fixos para todas as ligas. Os resultados obtidos permitiram estabelecer relações entre as condições de solidificação, a formação microestrutural e a usinabilidade das ligas investigadas. Com diferentes composições químicas, notou-se diferentes valores de velocidade de solidificação, gradiente térmico, e taxa de resfriamento, influenciando no aparecimento de braços dendríticos secundários maiores nas ligas 336 EBF e 376 EBF, menores para a liga 316 EBF e microestruturas diferentes para cada liga. Constatou-se valores de dureza semelhantes para as ligas 336 EBF e 376 EBF, e valores maiores para a liga 316 EBF. Os valores da força de corte F_c e dureza foram alterados pelas condições de cada material (estado bruto de fusão e pós tratamento térmico).

Palavras-Chaves: Ligas Al-Si-Mg, Usinabilidade, Solidificação, Tratamento Térmico, Microestrutura, Torneamento.

ABSTRACT

MACHADO, Pedro Augusto Bottlender. **Evaluation of the machinability of Al-Si-Mg Alloys as a function of the solidification conditions and heat treatments.** Porto Alegre, RS. 2021. Master. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The main objective of the present work is to analyze the machinability, in the turning process, of as-cast Al-Si-Mg ternary alloys with 0.6% Mg and 3%, 7% and 12% Si contents (wt.%), as well as after heat treatments by solutioning and artificial aging (T6). Three alloys were confectioned, named as 316 (Al-12% Si-0.6Mg), 376 (Al-7% Si-0.6Mg) and 336 (Al-3% Si-0.6Mg). Ingots of each alloy were obtained in an ascending vertical directional solidification apparatus using a base-cooled cylindrical metallic mold instrumented with thermocouples. Samples extracted from the ingots were characterized by metallographic techniques using macroscopy, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and dispersive energy spectroscopy (EDS). The mechanical properties were evaluated by tensile strength, hardness and microhardness tests, before and after the heat treatments. After characterization, specimens were submitted to machinability tests as a function of cutting force within the turning process, using parameters such as depth of cut, cutting speed, geometry and tool material fixed during all tests. The results obtained allowed to establish relations between the solidification conditions, microstructural formation and the machinability of the investigated alloys. With different chemical compositions, different values of solidification speed, thermal gradient, and cooling rate were observed, influencing the appearance of larger secondary dendritic arms in alloys 336 EBF and 376 EBF but smaller for alloy 316 EBF and different microstructures for each alloy. Similar hardness values were found for alloys 336 EBF and 376 EBF, and higher values for alloy 316 EBF. The values of the cutting force F_c and hardness were altered by the conditions of each material (raw melting state and post heat treatment).

Key-words: Al-Si-Mg alloys, Machinability, Solidification, Microstructure, Heat Treatment, Turning.

1. INTRODUÇÃO

A indústria brasileira foi responsável por 22% do PIB (Produto Interno Bruto Brasileiro) de 2018, e a indústria de transformação em particular, por 11,3%. O setor industrial é o que mais gera riquezas para o Brasil, apesar de não ser o de maior representatividade. A cada R\$ 1,00 produzido pelo setor, gera-se R\$ 2,40 para a economia. Este poder de multiplicação acontece porque a indústria compra de muitos outros setores para a fabricação de novos produtos, estimulando a produção dos demais setores da cadeia (WOLKE, 2018).

A frente destes números destaca-se as áreas da metalmecânica e automobilística e, dentro destas, a usinagem é um processo de transformação de matéria prima indispensável para a produção de peças para os mais variados setores. Segundo a ABFA (Associação Brasileira da Indústria de Ferramentas, Abrasivos e Usinagem), a indústria de autopeças e automobilística consomem 50% das ferramentas de corte utilizadas na indústria brasileira em 2018 (CAMACHO, 2018).

Para tornar-se competitiva, a indústria busca sempre otimizar seus processos, investindo em novas máquinas, layout, ferramentas e materiais. Um dos materiais mais utilizados na indústria é o alumínio, pois suas propriedades mecânicas o tornam muito versátil. Características como baixa densidade (se comparado ao aço), elevada condutividade térmica e elétrica e alta resistência à corrosão, fazem com que este material seja amplamente utilizado. Suas propriedades podem ser alteradas quando o alumínio é ligado a outros elementos, como silício e magnésio. Sua resistência mecânica pode ser elevada com pequenas adições de outros elementos, deixando-o competitivo para substituir materiais convencionais como o aço (HA *et al.* 2019).

Com exceção de peças produzidas pela metalurgia do pó, todas as peças e componentes metálicos passam, em alguma etapa de sua fabricação, pelo processo de solidificação, seja na produção de lingotes ou em peças fundidas em moldes.

Com a fusão dos metais há uma queda abrupta na viscosidade, o que possibilita facilmente acomodar o metal líquido em um molde, de determinada geometria, obtendo-se uma peça acabada ou semiacabada. Isto faz com que a fundição constitua uma rota mais econômica na conformação de uma peça metálica, se não for necessário um elevado ponto de fusão (GARCIA, 2007).

Peças fundidas semiacabadas necessitam de processos que as tornem um produto com valor agregado. O torneamento é comumente usado para gerar e dar acabamento em superfícies cilíndricas. Para que este processo alcance a excelência, é necessário conhecer a usinabilidade da peça a ser trabalhada (CUNHA, 2012).

Com o aumento da utilização das ligas de alumínio nos produtos industrializados e o enorme salto da sua participação nos índices da economia, as indústrias de transformação necessitam aprofundar o conhecimento sobre o comportamento destas ligas durante os processos de fabricação, principalmente na área da usinagem. Com mais estudos nesta área pode-se atingir um menor gasto energético ou redução de etapas nos processos, trazendo economia e aumentando a competitividade da indústria.

Neste trabalho, foram analisadas a usinabilidade de ligas fundidas e tratadas termicamente por endurecimento por precipitação do sistema Al-Si-Mg. Estas ligas, por terem silício e magnésio adicionados ao alumínio, permitem o endurecimento por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). Os resultados obtidos permitirão estabelecer relações entre as condições de solidificação, formação estrutural e usinabilidade das ligas investigadas.

2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo principal avaliar a usinabilidade em torneamento de ligas fundidas e pós tratadas termicamente por endurecimento por precipitação do sistema Al-Si-Mg, com diferentes teores de Si (3%, 7% e 12%), tendo como referência a liga-base Al-x%Si-0,6%Mg. Pretende-se estabelecer relações entre as condições de solidificação, a formação microestrutural e a usinabilidade das ligas investigadas.

2.1. Objetivos Específicos

A partir de lingotes obtidos por solidificação unidirecional vertical ascendente de ligas ternárias do sistema Al-x%Si-0.6%Mg pretende-se:

- 1) Comprovar o acerto nos cálculos de balanceamento estequiométricos mantendo o teor de Mg constante;
- 2) Caracterizar as propriedades mecânicas das microestruturas obtidas por solidificação unidirecional vertical ascendente antes e após tratamentos térmicos;
- 3) Avaliar a usinabilidade dos lingotes nas condições bruta de solidificação e tratado termicamente em termos de força de corte (F_C) no processo de torneamento cilíndrico externo;
- 4) Correlacionar as condições de solidificação, estruturas formadas, tratamentos térmicos e características de usinabilidade.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Considerações Gerais

Dentre os processos utilizados para confeccionar componentes mecânicos, a usinagem tem grande destaque, podendo ser obtido por meio desta, peças simples ou de grande complexidade. Esta variedade de opções para transformação da matéria prima leva a uma imensa variedade de condições de operações, máquinas, materiais, ferramentas e parâmetros. O estudo destas variáveis é o que irá tornar a indústria competitiva.

Peças obtidas pelos processos de conformação, fundição ou soldagem, podem ser produzidas nas dimensões finais ou próximas destas, mas na maioria dos casos, estas peças precisam passar por processos de usinagem para chegar ao acabamento especificado e dimensões dentro das tolerâncias para a garantia de um perfeito funcionamento e permitir o intercâmbio entre componentes.

O processo de usinagem e máquinas operatrizes são divididos em categorias definidas por normas internacionais como a ISO (*International Organization for Standardization*, ou Organização Internacional para Padronização) e DIN (*Deutsches Institut für Normung* ou Instituto Alemão para Normatização), e no Brasil estes processos são definidos e especificados pelas normas da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), que rege todas as diretrizes, concepções e aplicações destes processos, tanto quanto produtos e projetos produzidos pela indústria brasileira. Estas normas também regem recomendações de controle de qualidade para produtos de consumo do mercado nacional e exportados.

Entende-se por usinagem, todo processo mecânico que confere à peça (matéria prima), forma, ou dimensões, ou acabamento, ou ainda a combinação destes três, produzindo cavaco, através da ação de máquinas e/ou ferramentas (FERRARESI, 1981).

Para que esta remoção de cavaco seja precisa e eficiente, além da escolha adequada do processo, deve-se dar uma atenção especial a escolha minuciosa da ferramenta de corte, pois as variações de materiais utilizados para a confecção do produto são vastas (ZONTA, 2018).

3.2. Conceito de Usinabilidade

A usinabilidade pode ser definida como uma grandeza que expressa uma série de propriedades relativas à usinagem de um determinado material em relação a um material tido como padrão, sendo expressa por um valor numérico comparativo, chamado de Índice de Usinabilidade (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2000).

A usinabilidade pode ser interpretada como o grau de dificuldade de usinar um material. Considera-se como grandezas de usinagem de um material, por exemplo, esforço de corte, temperatura de corte, material removido, rugosidade superficial, características do cavaco, produtividade, vida útil da ferramenta. Consideramos estes elementos como grandeza de usinagem devido à variação que eles causam nos esforços de corte dos processos de usinagem.

Um material pode apresentar uma boa usinabilidade quando testado em relação, por exemplo, esforço de corte, mas, no mesmo teste, mostrar um desempenho não satisfatório relativo à rugosidade superficial da peça usinada. Assim, a usinabilidade depende de fatores do material como:

- estado metalúrgico;
- dureza;
- propriedades mecânicas;
- composição química;
- processos anteriores efetuados no material (a quente ou a frio);
- possível encruamento.

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), a usinabilidade não depende apenas do estado metalúrgico da peça, ficando relacionada também com as condições do processo de usinagem, das características das ferramentas, da utilização ou não dos tipos de refrigeração, da rigidez das máquinas ferramentas e dos dispositivos de fixação das peças, além do tipo de remoção do cavaco (contínuo ou intermitente). Com isso, o material pode apresentar uma boa usinabilidade em determinadas condições e ter um valor baixo de usinabilidade em outras.

Erroneamente, pensa-se que a usinabilidade está ligada diretamente com a dureza do material, admitindo-se que materiais moles têm uma boa usinabilidade e um material duro apresenta uma baixa usinabilidade. Mesmo sendo um importante parâmetro na influência da usinabilidade, outros fatores são importantes, como a

presença de inclusões e elementos de liga que melhoram a usinabilidade, a microestrutura do material, a presença de precipitados com durezas diferentes da matriz, a possibilidade de se formar arestas postiça, etc. Por exemplo, um aço inoxidável AISI 303 tem dureza idêntica ao aço inoxidável AISI 316, porém, a usinabilidade do primeiro é muito maior por este ter em sua estrutura sulfetos de manganês para melhorar as condições de usinagem (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2000).

A seguir, apresentam-se algumas propriedades dos materiais metálicos que podem influenciar em sua usinabilidade.

- **Dureza e Resistência Mecânica:** normalmente, valores baixos de dureza e resistência mecânica favorecem a usinabilidade, mas em materiais muito dúcteis, a baixa dureza pode trazer problemas para o processo, facilitando o aparecimento de aresta postiça de corte. Nestes materiais, o aumento da dureza oriundo do encruamento adquirido por conformação a frio melhora a usinabilidade.
- **Ductilidade:** quando o material apresenta um baixo valor de ductilidade, a usinabilidade é favorecida por esta promover a formação de cavacos curtos e menor perda de energia com atrito (entre cavaco-superfície de saída da ferramenta), conforme comentam Diniz, Marcondes e Coppini (2000).

“Em geral, consegue-se baixa ductilidade com alta dureza e vice-versa. Uma usinabilidade ótima se atinge quando se encontra o equilíbrio entre dureza e ductilidade.” (Diniz, Marcondes e Coppini, 2000).

- **Condutividade Térmica:** uma condutividade térmica alta colabora para uma boa usinabilidade. A remoção de material pelo processo de usinagem gera uma grande quantidade de calor, que é transferido para a peça, ferramenta e para o cavaco. Se o material apresentar uma alta condutividade térmica, boa parte do calor é extraído juntamente com o cavaco que é removido pela ferramenta, sem que esta aqueça excessivamente, diminuindo seu desgaste e aumentando sua vida útil (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2000). A condutividade térmica não é uma característica fácil de ser alterada. Todos os aços ao carbono sem elementos de liga têm condutividade térmica similar, o que acontece também em aços inoxidáveis, alumínio, ferros fundidos, etc. Dentre os materiais mais utilizados no processo de usinagem, o alumínio apresenta a melhor condutividade térmica, seguidos dos aços ao carbono sem elementos de liga, aços ligados e aços inoxidáveis. Como dito antes, por apresentar uma alta condutividade térmica, a peça de alumínio retém

parte do calor gerado durante o processo de remoção do cavaco, ocasionando a dilatação térmica do material, dificultando a obtenção de dimensões com tolerâncias pequenas. Para minimizar esse erro, recomenda-se uma refrigeração eficiente e adequada a cada processo (compatível com material e ferramenta).

- Taxa de Encruamento: quando os metais são processados por deformação plástica a frio, eles aumentam sua dureza devido ao encruamento. O nível de encruamento está ligado ao grau de deformação e a capacidade do metal em encruar. Os aços ao carbono sem elementos de liga são materiais que apresentam uma baixa taxa de encruamento, diferente, por exemplo, dos aços inoxidáveis austeníticos e ligas resistentes à altas temperaturas, que apresentam uma elevada taxa de encruamento. Para usinar materiais com elevada taxa de encruamento, a ferramenta deve possuir uma aresta de corte afiada e um ângulo de saída positivo, diminuindo a deformação causada no cavaco. (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2000).

3.3. Processo de Torneamento

Os processos de torneamento, fresamento, furação e retífica estão entre os quatro principais processos de usinagem, tanto quanto à importância, como pela utilização dentro da indústria e quantidade de horas gastas com estes processos dentro da produção. O princípio de usinagem é sempre o mesmo dentro destes processos citados, onde tem-se uma cunha penetrando no material, fazendo a remoção do cavaco.

Segundo Ferraresi (1981), o torneamento é um processo mecânico de usinagem utilizado na fabricação de peças que contenham superfícies de revolução, utilizando uma ou mais ferramentas monocortante. A peça gira em seu eixo de rotação, que é o mesmo eixo de rotação da máquina e, a ferramenta remove o material seguindo uma trajetória coplanar com o referido eixo.

No processo de torneamento, o cavaco é retirado progressivamente pela ferramenta da peça a ser usinada. A ferramenta tem apenas um gume cortante (monocortante) e apresenta uma dureza superior ao material a ser usinado. Tem-se três movimentos envolvidos neste processo de remoção de material: o movimento de corte (movimento entre a ferramenta e a peça, ocasionado pela rotação de peça), junto com o movimento de avanço (movimento entre a ferramenta e a peça, paralelo

ao eixo de rotação), resulta no movimento efetivo de corte, responsável pela remoção de material. A Figura 3.1 ilustra estes movimentos.

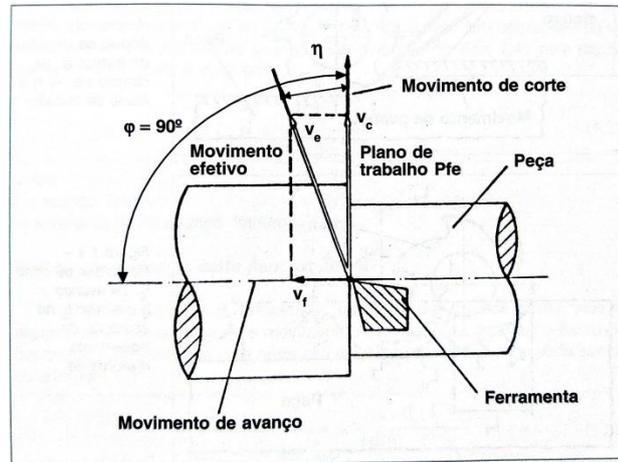


Figura 3.1: Movimentos envolvidos no processo de corte no torneamento. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).

3.3.1. Mecanismo de Formação do Cavaco

Segundo Ferraresi (1981), a formação do cavaco, sob condições normais de trabalho com ferramenta de aço rápido ou metal duro, é um fenômeno periódico (inclusive na formação de cavacos de formato não contínuo). Neste processo, tem-se, alternadamente, uma fase de recalque e uma fase de escorregamento, para cada porção de material removido. Mais detalhadamente, pode-se dividir o mecanismo de formação de cavaco em algumas etapas:

- formada pela penetração da ferramenta na peça, uma pequena porção de material é recalçada contra a superfície de saída da ferramenta.
- este material recalçado que está se formando sobre a superfície da ferramenta sofre uma deformação plástica, que aumenta progressivamente, até que as tensões de cisalhamento iniciem um deslizamento entre a porção recalçada de material e a peça. Este deslizamento acontece de acordo com o plano de cisalhamento dos cristais da porção recalçada, dando origem à região de cisalhamento, sendo assimilado ao plano de cisalhamento, como mostrado na Figura 3.2.

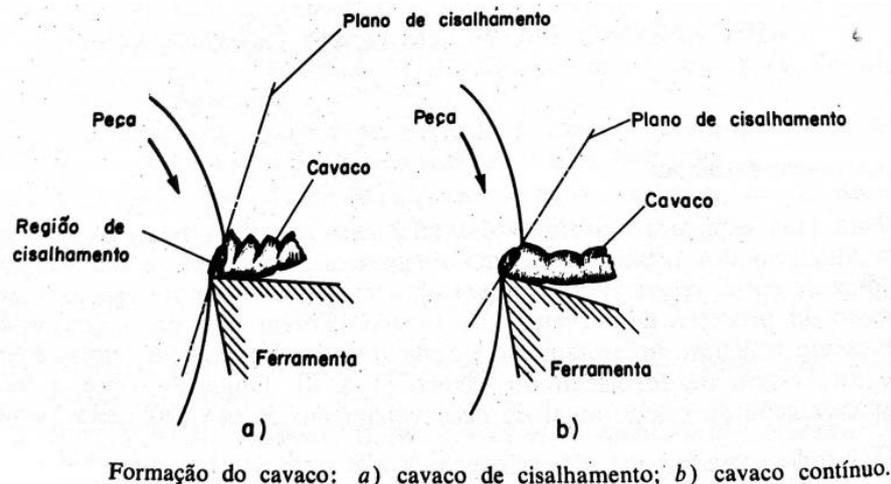


Figura 3.2: Mecanismo de formação do cavaco durante torneamento. Adaptado de Ferraresi (1981).

- com a continuação do movimento de penetração na peça, ocorrerá uma ruptura parcial ou completa na região de cisalhamento, conforme as propriedades do material e das condições do processo de usinagem. Em materiais dúcteis, a ruptura aparecerá nas regiões próximas à aresta de corte, originando, possivelmente, um cavaco contínuo. Em materiais frágeis, surgirá um cavaco de cisalhamento ou de ruptura.

- por fim, inicia-se um escorregamento da porção de material deformada e cisalhada sobre a superfície de saída da ferramenta (cavaco), devido ao movimento relativo entre ferramenta e peça. Uma nova porção de material estará se formando e cisalhando logo na sequência, mantendo-se um ciclo de remoção de material.

Mencionando o alumínio e suas ligas, o formato dos cavacos oriundos da usinagem no processo de torneamento varia. Deseja-se obter cavacos parcialmente contínuos e em espiral, o que pode ser difícil de alcançar conforme a liga que estará sendo trabalhada. De acordo com a ductilidade do material, ter-se-á cavacos longos, contínuos ou cavacos curtos.

Alumínio puro e ligas com baixa ductilidade favorecerão a remoção de material com cavacos extremamente longos, fazendo com que se recorra a ferramentas com geometrias especiais, que facilitem a quebra de cavaco. Ligas como AlMgSi e AlMg5, de alta resistência, não apresentam dificuldades na formação de cavacos favoráveis a usinagem. Ligas eutéticas utilizadas em fundição (DIN - GAlSi12) são propensas a gerar cavacos longos durante a usinagem, enquanto ligas hipereutéticas tendem a formar cavacos fragmentados. (CUNHA, 2012).

A geometria da ferramenta pode afetar na geometria do cavaco. Um ângulo reduzido de inclinação, quando utilizados em alumínio e suas ligas, tende a formar cavacos menores.

3.3.2. Forças Envolvidas no Processo

Para um projeto correto de máquinas operatrizes, dispositivos de fixação e ferramentas de corte, é necessário conhecer valores de forças de usinagem que levem os projetistas a elaborarem estes componentes com rigidez adequada e livres de vibrações. Diniz, Marcondes e Coppini (2000) definem a força de usinagem como:

“As forças são consideradas como uma ação da peça sobre a ferramenta. A força total resultante que atua sobre a cunha cortante durante a usinagem é chamada força de usinagem (F_u).” (Diniz, Marcondes e Coppini, 2000).

Torna-se praticamente impossível medir e conhecer as influências de diversos parâmetros na força de usinagem, pois não se consegue mensurar a direção e sentido da mesma. Assim, não se estuda a força de usinagem propriamente, mas suas componentes segundo diversas direções conhecidas, conforme mostrado na Figura 3.3.

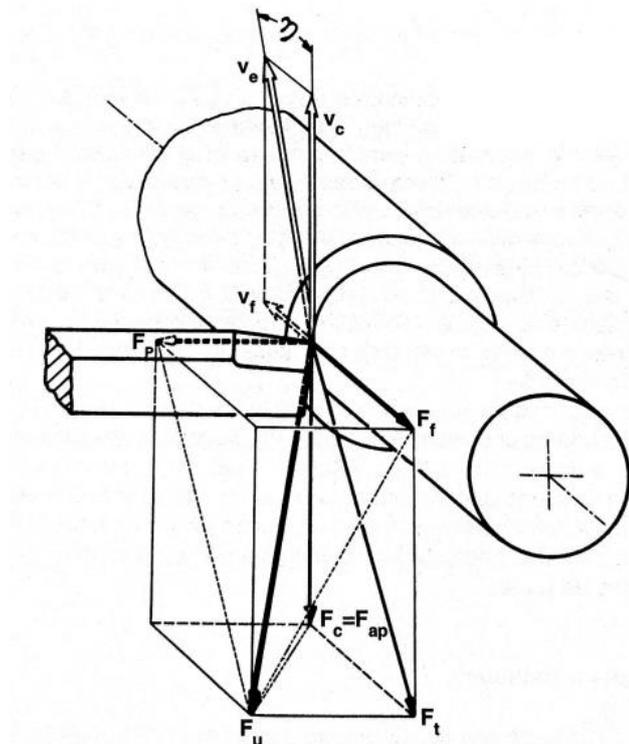


Figura 3.3: Componentes da força de usinagem durante torneamento. Adaptado de Ferraresi (1981).

As três componentes da força de usinagem (F_u) são:

- Força de corte (F_c): projeção de F_u sobre o plano de trabalho, na direção de corte, dada pela velocidade de corte (V_c);
- Força de avanço (F_f): projeção de F_u sobre o plano de trabalho, na direção do avanço, dada pela velocidade de avanço (V_f);
- Força passiva, ou de profundidade (F_p): projeção de F_u sobre o plano de trabalho. Esta componente não contribui para o cálculo de potência de usinagem, porém, é responsável pela deflexão elástica da ferramenta durante o processo de remoção de cavaco, dificultando a obtenção de precisão (forma e dimensão) nas peças.

A força de corte (F_c) é a mais significativa e de maior valor dentro do processo de torneamento, o que faz que esta se torne a principal componente no dimensionamento do motor principal da máquina operatriz. Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), a força de corte pode ser influenciada por fatores como material de fabricação da peça, material e geometria da ferramenta, secção de corte, velocidade de corte, condições de lubrificação e refrigeração, estado de afiação da ferramenta, entre outros. A Figura 3.4 mostra a força de usinagem variando com a velocidade de corte, em diferentes sistemas de lubrificação (seco, mínima quantidade de fluido – MQF e jorro), durante a usinagem da liga de alumínio A356, mostrando a influência do tipo de refrigeração na força de corte.

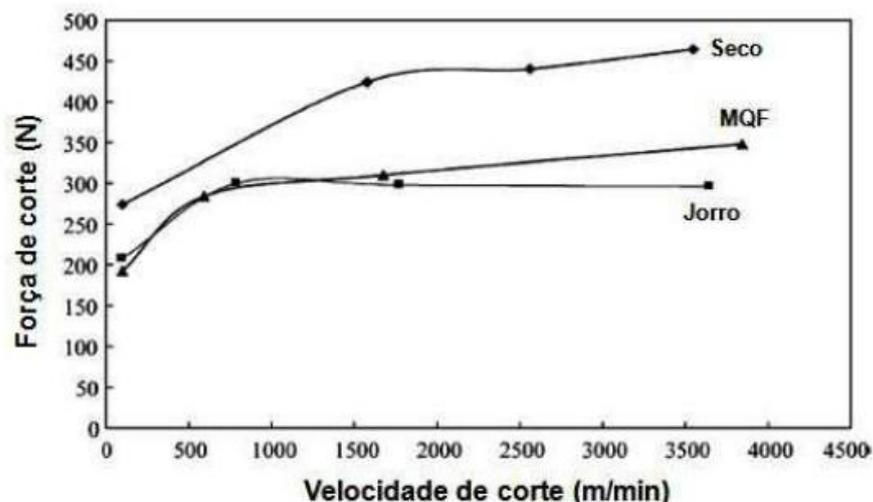


Figura 3.4: Variação da força de usinagem x velocidade de corte, em diferentes sistemas de lubrificação. Adaptado de Kishawy; Dumitrescu e Elebestawi (2004).

Nota-se na Figura 3.4 que para todos os valores de velocidade de corte, as forças envolvidas no processo de usinagem a seco são superiores comparadas ao processo a jorro, inclusive a médias velocidades (aproximadamente 450 m/min).

Na Figura 3.5 tem-se a variação da força de corte com diferentes teores de silício na liga de alumínio AA6351, utilizando parâmetros como avanço e profundidade de corte fixos durante os testes, comprovando a influência dos elementos de liga na força de corte.

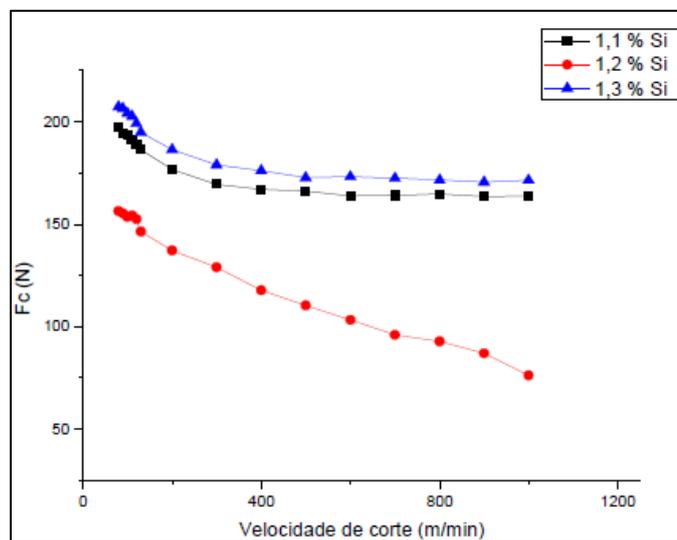


Figura 3.5: Variação da força de usinagem x velocidade de corte, em diferentes sistemas de lubrificação. Adaptado de Kishawy; Dumitrescu e Elebestawi (2005).

3.4. Ligas Alumínio-Silício-Magnésio

Surgindo como uma alternativa na indústria mundial, o alumínio aparece para redução de massa em componentes mecânicos, principalmente nas áreas veicular e aeroespacial. Menos massa significa maior desempenho e em outros casos, seguindo uma preocupação econômica e ambiental, mais economia de combustível, gerando menos impacto. Um automóvel típico de hoje, por exemplo, possui cerca de 25% de sua massa composta por elementos de alumínio e suas ligas (CUNHA, 2012). A característica que tanto atrai em particular essas duas áreas, é a sua densidade reduzida ($\sim 2700 \text{ kg/m}^3$) em comparação com os aços ($\sim 7800 \text{ kg/m}^3$). Mesmo que o projeto exija dimensões maiores quando se utiliza o alumínio e suas ligas, para a mesma tensão de trabalho, elas ainda apresentam vantagem quanto à

redução de massa. Também apresenta alta refletividade à luz e ao calor, alta resistência à corrosão e é não tóxico. Por ser não magnético e não inflamável, ele é um material importante em certas aplicações, como por exemplo, na manipulação de explosivos (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK, 1992). O alumínio apresenta baixa dureza quando se encontra em alta pureza, em torno de 20 HB, com baixa resistência à tração, em torno de 60 MPa a 140 MPa. Quando ligado a outros elementos, como cobre, silício, zinco, magnésio, manganês, por exemplo, suas propriedades são alteradas. Dureza, ductilidade, condutividade e usinabilidade são exemplos de propriedades que podem ser melhoradas com as adições de elementos de liga. Estas propriedades dependem fundamentalmente da composição química da liga, do teor de cada elemento, da microestrutura e, em um segundo momento, dos tratamentos térmicos e mecânicos que esta liga irá sofrer.

Quando se adicionam elementos ao alumínio, estes conferem novas propriedades ao material, normalmente melhorando o desempenho em vários aspectos. Alguns elementos aumentam a dureza, melhoram a resistência à corrosão, melhoram a fluidez do material quando líquido, alteram a microestrutura, refinam o grão, entre outras. No entanto, alguns elementos quando presentes na liga, não adicionados intencionalmente, acabam prejudicando o desempenho do material, sendo encarados como impurezas, e tenta-se minimizar sua presença na liga (SEGUNDO, 2015).

Atualmente, existem centenas de composições de ligas de alumínio fundidas, que são utilizadas em processos de fundição comerciais como fundição em areia verde, molde permanente, por gravidade, por pressão, entre outros. Foram registradas pela *Aluminum Association*, cerca de 238 diferentes ligas de alumínio. Aproximadamente 46% destas ligas pertencem à liga Al-Si e esta classe correspondem a quase 90% das ligas de alumínio manufaturadas. Esta grande utilização das ligas 3XX.X se deve a combinação das propriedades físicas e excelente fluidez do metal líquido no molde. Destacam-se propriedades como resistência à corrosão, resistência a trincas a quente e soldabilidade (ASM METALS HANDBOOK, CASTING, 1992). Se classificadas conforme a aplicação, pode-se subdividir a série 3XX.X em ligas binárias tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. Elas podem conter magnésio, cobre e níquel, sozinhos ou combinados (ASM METALS HANDBOOK, CASTING, 1992).

O silício é um elemento de liga que, quando ligado ao alumínio, tem como

uma das principais funções elevar as características de fluidez, aumentar a resistência a trincas a quente e características de alimentação dos moldes. Dentro do processo de fundição, as ligas mais utilizadas são Al-Si, podendo atingir um teor de silício de até 25% em peso. Quando as taxas de resfriamento do processo são baixas, como a solidificação em moldes de gesso, areia verde ou casca cerâmica, o teor de silício varia entre 5% a 7%, para processos com molde permanente o teor de silício varia entre 7% a 9% e para fundição por gravidade o teor varia de 8% a 12% (ASM METALS HANDBOOK, CASTING, 1992). O sistema Al-Si tem o ponto eutético em 12,5% de Si a uma temperatura de 577°C. A Figura 3.6 mostra parte do diagrama de fases do sistema Al-Si.

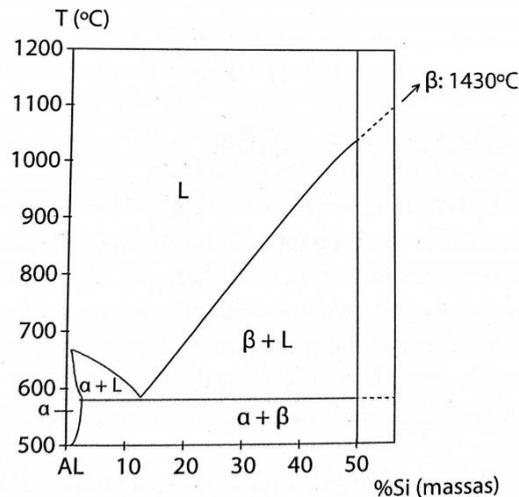


Figura 3.6: Trecho do diagrama de fases do sistema Al-Si. Adaptado de Barbosa (2014).

Por favorecer a fluidez do metal líquido, o silício quando ligado ao alumínio permite a obtenção de produtos com geometrias mais complexas. A contração, porosidade, coeficiente de expansão térmica e soldabilidade são melhorados com o acréscimo de silício a liga. Em contrapartida, em teores elevados, a usinabilidade fica prejudicada. As partículas de silício, por apresentarem uma dureza superior à dureza do alumínio, aumentam a resistência ao desgaste das ligas. No entanto, a morfologia das partículas de silício influencia diretamente no comportamento do material, conforme relatado por Barbosa (2014):

“Deve estar preferencialmente presente sob a forma de cristais arredondados e dispersos na liga de alumínio, o que pode ser obtido pelo tratamento de “modificação”, que consiste na adição de um pequeno teor de sódio na liga Al-Si, mudando a microestrutura e melhorando as propriedades mecânicas.” (Barbosa, 2014).

Conforme citado, o formato das partículas de Si influencia diretamente nas propriedades mecânicas da liga Al-Si, principalmente quando as partículas encontram-se isoladas (fase β). Placas grosseiras de Si, quando presentes na liga, deixam o material com baixa resistência a ruptura, baixa ductilidade e baixa resistência ao impacto. Partículas finas, dispersas e globulares de Si, quando são formadas, elevam as propriedades mecânicas (HAGHSHENAS, 2008 apud WANG, 2004; ZHU, 1985; HASKEL, 2009).

Quando a liga Al-Si é combinada com magnésio, a liga torna-se tratável termicamente. O magnésio tem um papel importante quando adicionado nas ligas Al-Si, pois este permite o ganho nas propriedades como resistência e dureza através do tratamento térmico para controle da formação do intermetálico Mg_2Si . Composições de ligas de alta qualidade empregam um teor de magnésio entre 0,4% e 0,7%. A Figura 3.7 mostra trecho do diagrama pseudobinário do sistema Al- Mg_2Si . Pode-se calcular o teor de Mg_2Si por meio da Equação (3.1):

$$\% Mg_2Si = 1,578 \times \% Mg \quad (3.1)$$

Para as ligas utilizadas nesta dissertação, tem-se o teor de Mg fixo para todas as três ligas, ficando em 0,6% em massa. Assim, tem-se o seguinte teor de Mg_2Si :

$$\% Mg_2Si = 1,578 \times 0,6\%$$

$$\% Mg_2Si = 0,96$$

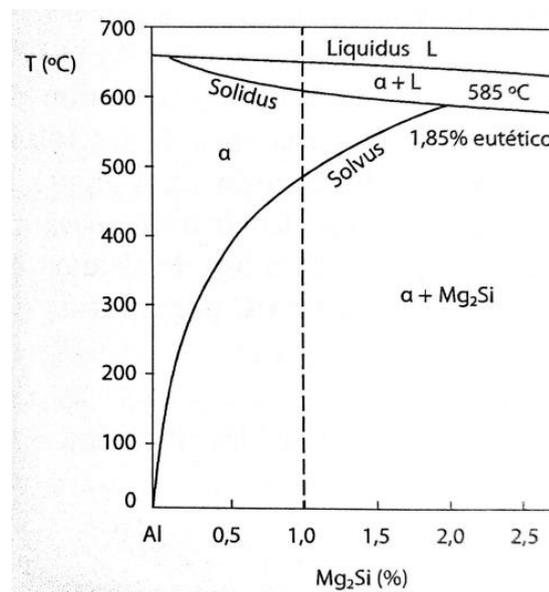


Figura 3.7: Trecho do diagrama de fases pseudobinário do sistema Al- Mg_2Si . Adaptado de Barbosa (2014).

O sistema pseudo-binário, mostrado na Figura 3.7, tem o ponto eutético à 595°C com solubilidade de solução sólida máxima de 1,85% em peso de Mg_2Si .

Uma das impurezas mais prejudiciais às ligas Al-Si é o ferro, sendo que um teor de aproximadamente 0,15% de Fe faz com que se formem compostos de Al_5FeSi em formatos de agulhas que podem precipitar ao redor dos contornos de grãos e, se estes se alinharem, irão propiciar o surgimento de trincas (ASM METALS HANDBOOK, CASTING, 1992). Esta mesma impureza (Fe) pode formar uma fase intermetálica, $\beta-Al_5FeSi$, semelhante a plaquetas. Estas plaquetas favorecem o aparecimento de porosidade, que prejudicam as propriedades elásticas do material (MA et. al., 2004).

3.4.1. Solidificação das Ligas Al-Si-Mg

Os estudos de solidificação unidirecional podem ser divididos em duas categorias: os que tratam a solidificação em condições de fluxo de calor estacionárias e os que tratam a solidificação em regime transiente de extração de calor. Na condição estacionária, o gradiente de temperatura (G_L) e a velocidade de solidificação (V_L) são controlados de maneira independente, e mantidos com seus valores constantes durante o processo, como nos experimentos com a técnica Bridgman/Stockbarger (Garcia, 2007). Na solidificação em regime transiente, todo o calor do sistema é retirado através de um fluido refrigerante que está em contato com superfície externa do molde. O estudo desta técnica é muito importante, pois as condições são semelhantes a uma série de processos industriais que envolvem solidificação. Conhecendo as variáveis térmicas deste processo de solidificação (posição da isoterma líquidus, gradiente térmico, velocidade de solidificação e taxas de resfriamento), podemos entender os efeitos causados nas ligas. A solidificação unidirecional em regime transiente pode ser realizada experimentalmente em diferentes condições: vertical ascendente, vertical descendente. A Figura 3.8 ilustra a extração de calor nestas situações.

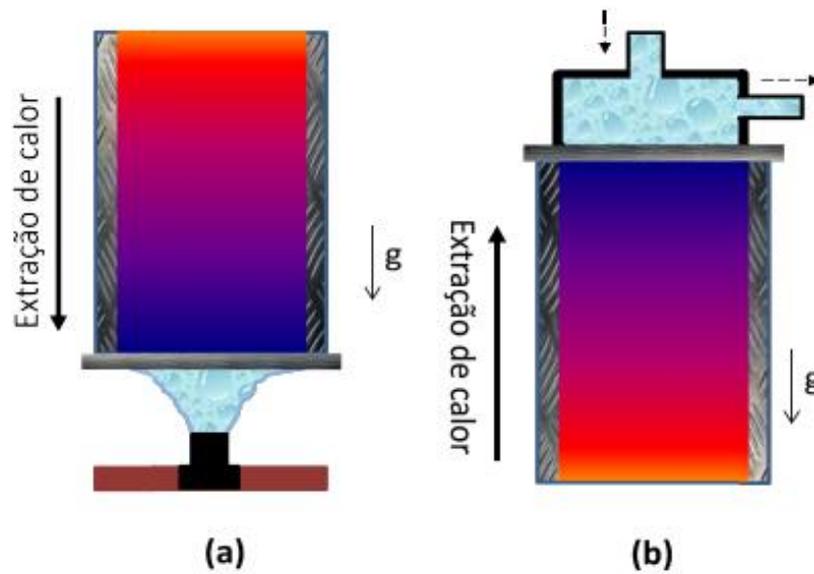


Figura 3.8: Técnicas experimentais de solidificação unidirecional: a) vertical ascendente e b) vertical descendente. Adaptado de Brito (2012).

Neste trabalho utilizou-se a técnica de solidificação unidirecional vertical ascendente. Como a solidificação se dá no sentido vertical, o soluto/solvente rejeitado na frente da solidificação pode eventualmente instabilizar o líquido. Conforme o par soluto/solvente pode aparecer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do metal líquido, acarretando uma solidificação completamente estável sob o ponto de vista de movimentação de líquido. Em uma situação oposta, acontecerá uma convecção induzida pelas diferenças de densidade.

No sistema de solidificação transientes de ligas metálicas, a composição das ligas associadas aos parâmetros térmicos de solidificação, pode proporcionar o crescimento celular para sistemas multicomponentes, conforme mostrado na Figura 3.9.

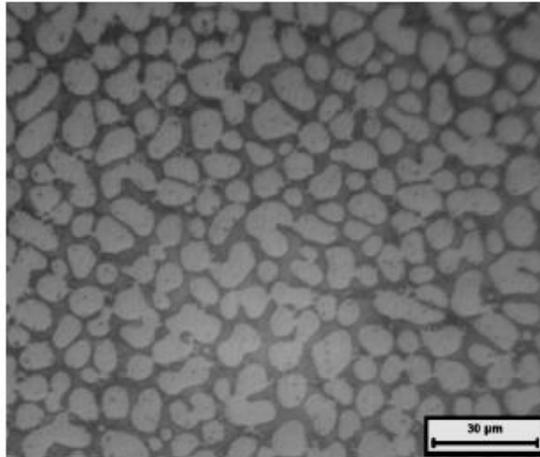


Figura 3.9: Corte transversal de uma estrutura celular. Adaptado de Goulart et al. (2009).

Com o aumento do grau de superaquecimento constitucional, aparecem instabilidades maiores e a estrutura muda de celular para dendrítica. A seção transversal da célula começa a passar para uma configuração do tipo cruz de malta. Com a rejeição de soluto, os braços dendríticos secundários começam a surgir em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos ou braços dendríticos primários. Os parâmetros térmicos também influenciam fortemente na variação da forma da interface sólido/líquido (S/L). À medida que se aumenta a velocidade de avanço da interface, inicia-se o surgimento dos braços dendríticos secundários (ramificações laterais), definindo a morfologia dendrítica, conforme ilustrado na Figura 3.10 (Garcia, 2007).

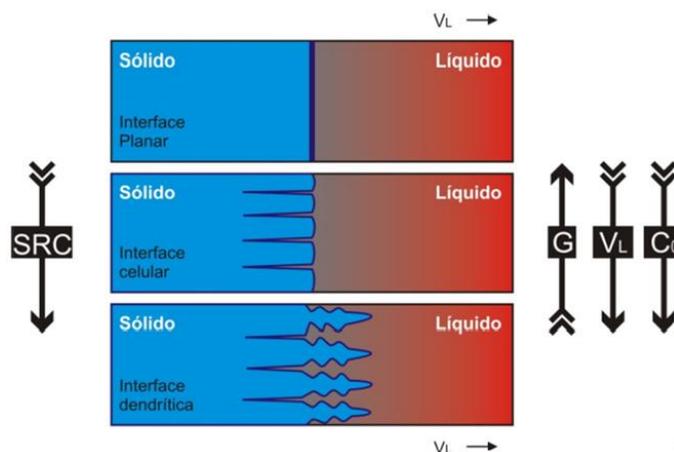


Figura 3.10: Representação da atuação dos fatores de influência da instabilidade da interface S/L.

Adaptado de Garcia (2007).

Em sistemas de solidificação podem-se obter dois tipos de regime de crescimento dendrítico: direcional colunar e equiaxial. Na solidificação unidirecional vertical ascendente de uma liga binária simples, que utiliza molde metálico, a evolução estrutural pode ser vista na Figura 3.11. Para entender a Figura 3.11, tem-se: V_s (velocidade de deslocamento da isoterma Solidus), V_L (velocidade de deslocamento da isoterma Liquidus), região do metal em estado semi-sólido, o sentido do fluxo de calor provocado pela troca térmica por convecção e a direção e sentido da solidificação.

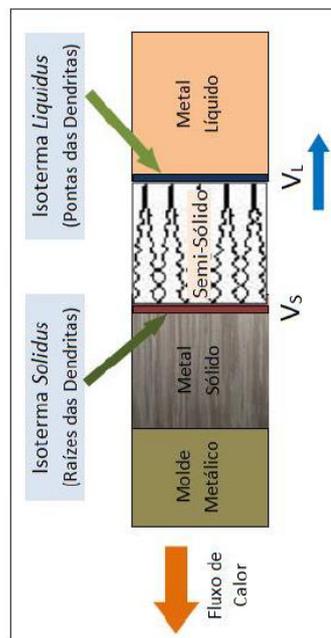


Figura 3.11: Representação esquemática do processo de solidificação. Adaptado de Reis (2017).

No processo de fundição de ligas metálicas, os parâmetros mais afetados pela transferência e extração de calor durante a solidificação são: as velocidades, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento e, por consequência, os tempos de solidificação e os perfis térmicos no metal e no molde (GARCIA, 2007). A taxa de resfriamento determinará o número total de núcleos ativos que podem crescer no início do processo de solidificação. Uma maior taxa de resfriamento aumenta a quantidade de núcleos formados, logo se tem uma estrutura mais refinada.

Na Figura 3.12 pode-se ver que a taxa de resfriamento altera a interface líquido/sólido em uma liga de alumínio: a) interface plana; b) interface celular; c) interface colunar e d) interface dendrítica. No caso da Figura 3.12, para uma solidificação unidirecional, este efeito sobre a morfologia da interface ocorre com um

$G_L = 3,0^\circ\text{C}/\text{mm}$, em função da taxa de resfriamento, do tempo de deslocamento da interface sólido/líquido, e o conseqüente avanço da solidificação (SHI *et al.*, 2015).

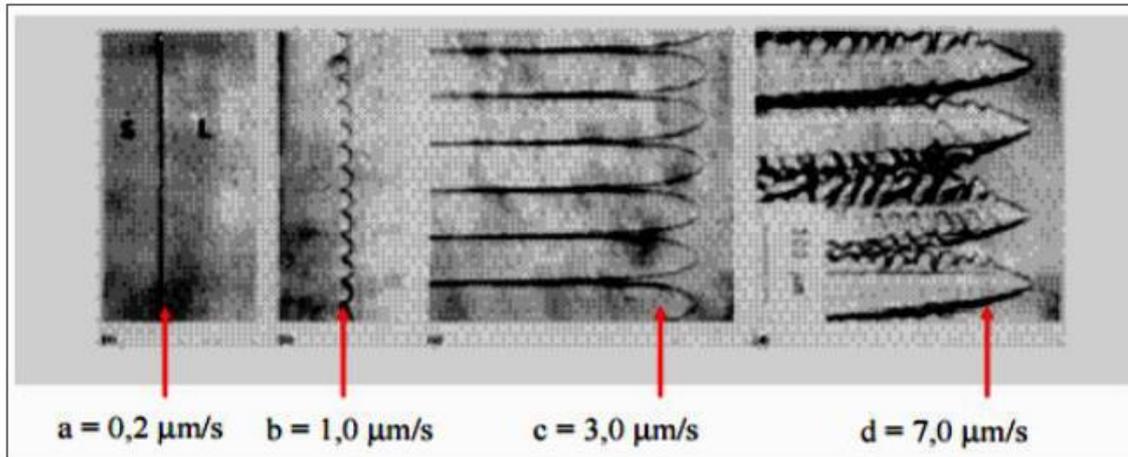


Figura 3.12: Formação dos diferentes tipos de interfaces de solidificação. Adaptado de Shi et al. (2015).

As ligas de alumínio-silício têm microestruturas que consistem basicamente em uma matriz de alumínio (dendritas $\alpha\text{-Al}$), partículas isoladas de silício e/ou formando o microconstituente eutético ($\alpha\text{-Al} + \text{Si}$), e fases intermetálicas. Estas microestruturas dependem da composição química da liga, das condições do processo, taxas de resfriamento, tratamentos térmicos, entre outros fatores (SEGUNDO, 2015).

No caso das ligas Al-Si-Mg, a sequência de solidificação pode ser deduzida na Figura 3.7, que mostra a passagem por três fases de transformações no diagrama de fases em equilíbrio termodinâmico. Segundo Georgatis et. al., 2013, inicialmente forma-se a fase primária de $\alpha\text{-Al}$ na forma de dendritas formando a matriz; em seguida ocorre a reação eutética binária ($\alpha\text{-Al} + \text{Si}$), e por fim, a formação de fases eutéticas ternárias e/ou quaternária, tais como Mg_2Si e/ou compostos intermetálicos de Fe quando este estiver presente na liga.

Os braços dendríticos da matriz de alumínio estão fortemente relacionados à taxa de resfriamento. Conforme a velocidade de resfriamento aumenta, o limite de resistência à tração e o alongamento aumentam, conforme mostram as Figuras 3.13 e 3.14, onde a liga com 23μm de braço dendrítico secundário apresenta o maior alongamento em todas as análises.

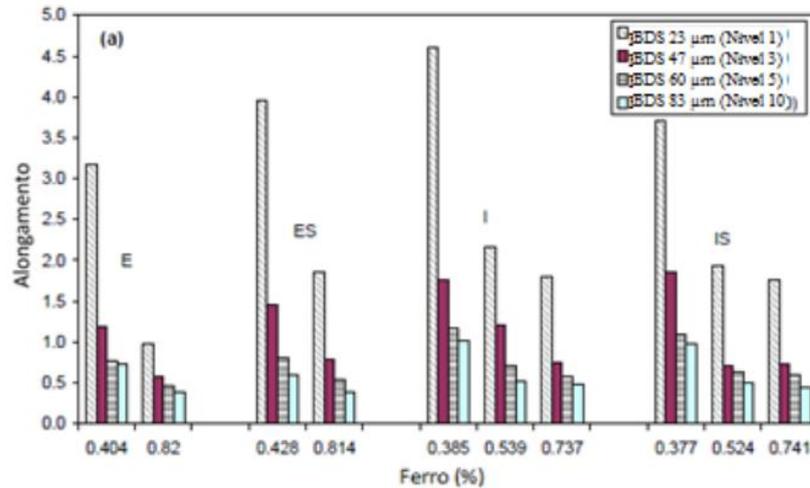


Figura 3.13: Alongamento em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários e do percentual de ferro. Adaptado de MA et.al, (2004).

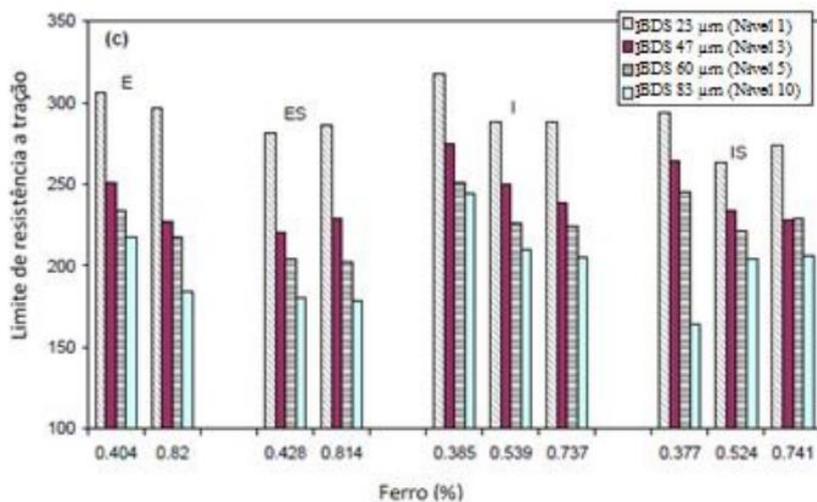


Figura 3.14: Limite de resistência à tração em função do espaçamento dos braços dendríticos secundários e do percentual de ferro. Adaptado de MA et.al, (2004).

3.4.2. Tratamentos Térmicos das Ligas Al-Si-Mg

Quando ligados, alumínio, silício e magnésio, formam uma liga com boas propriedades mecânicas, e principalmente resistência à corrosão. A melhora das características mecânicas pode ser obtida por tratamentos térmicos. O magnésio adicionado promove a formação do precipitado Mg_2Si , que proporcionará o endurecimento da liga após tratamento térmico. Porém, com o aumento do teor de Mg, a liga perde ductilidade e a tenacidade. Deve-se assim achar um equilíbrio entre o teor de Mg e as propriedades mecânicas, pois ao mesmo tempo que é favorecido

o endurecimento por precipitação, a microestrutura pode ser fragilizada (WANG, DAVIDSON, 2001).

A solubilidade da fase Mg_2Si (chamada aqui de fase β) na matriz de alumínio (α -Al) aumenta com o aumento da temperatura. Para a precipitação da segunda fase Mg_2Si a partir de uma solução sólida supersaturada obtida após solubilização e têmpera, é feito o tratamento térmico de envelhecimento. Estes tratamentos favorecem a formação e distribuição uniforme de precipitados finos, o que gera um aumento de dureza na liga. (BARBOSA, 2014).

A precipitação nestas ligas tem uma cinética relativamente rápida, em temperaturas de envelhecimento em torno de $200^\circ C$. O processo tem início com a formação de aglomerados (clusters) de átomos de silício, sendo que a solubilidade na matriz de alumínio é maior para o silício do que para o magnésio. Estes clusters estão distribuídos homoganeamente na matriz. As lacunas retidas com o resfriamento rápido propiciam a difusividade do silício, acelerando o processo. Os átomos de magnésio aos poucos se difundem para os clusters e ligam-se, formando as zonas GP. A formação das zonas GP a $200^\circ C$ são rápidas. Estas zonas têm formato próximo ao esférico e conforme crescem, precipitam-se no formato de agulhas, também conhecidos como β'' .

Diferentemente dos precipitados intermediários, as zonas GP não possuem estrutura cristalina definida, caracterizando-se por desordem interna. Estas zonas podem favorecer a formação de precipitados intermediários, atuando como núcleo de formação destes. Outras formas de heterogeneidade, como contornos de grão e defeitos do tipo discordâncias podem favorecer a nucleação de precipitados (BARBOSA, 2014). A Figura 3.15 mostra precipitados tipo β'' em imagem obtida com microscópio eletrônico de transmissão em uma liga do sistema Al-Si-Mg solubilizada e envelhecida.

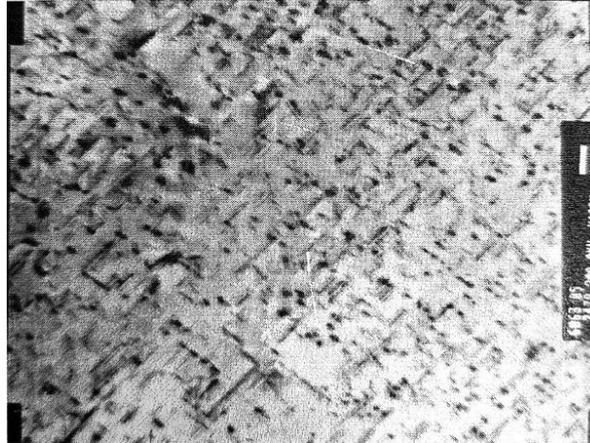


Figura 3.15: Imagem MET – precipitados da fase β'' na liga Al-Si-Mg. Adaptado de Barbosa (2014).

Continuando o envelhecimento, os precipitados β'' crescem e dão surgimento aos precipitados β' . Estes dois precipitados são bastante diferentes. Enquanto β' é totalmente coerente, β'' é semi-coerente com a matriz. Em relação ao tamanho, β'' são bem menores que β' . Quanto ao formato, β' se apresenta no formato de agulhas, enquanto β'' se apresenta no formato de bastonetes. Os valores máximos de dureza nas ligas Al-Si-Mg estão relacionados com a presença destes dois precipitados metaestáveis.

Permanecendo por tempos muito longos no envelhecimento, aparece o precipitado de equilíbrio β . Este é completamente incoerente com a matriz, possuindo formato de plaquetas e tamanho relativamente grande, o que diminui a dureza da liga, caracterizando o superenvelhecimento. A sequência a seguir, mostra a precipitação nas ligas Al-Si-Mg:

Solução sólida \rightarrow zonas GP (esféricas) \rightarrow β'' (agulhas) \rightarrow β' (bastonetes) \rightarrow β (plaquetas quadradas): Mg_2Si

Em geral, tratamentos térmicos com elevadas temperaturas e/ou longos tempos de envelhecimento fazem com que ocorra uma queda da dureza. Isto está relacionado com o crescimento dos precipitados, que fazem com que as discordâncias se movam durante uma sollicitação mecânica, amolecendo a liga, caracterizando o superenvelhecimento.

3.5. Ligas Al-Si-Mg e sua Usinabilidade

No processo de usinagem, o alumínio, geralmente, é facilmente usinado, consumindo baixa energia por unidade de material removido. Os esforços de corte do alumínio e suas ligas são geralmente baixos se comparados à usinagem de ligas ferrosas, podendo gerar pressão específica de corte 70% menores que em alguns aços (STRUZIKIEWICZ, ZEBALA, SŁODKI, 2019). Abre-se uma exceção para a liga de alumínio-silício, pois o elemento silício é extremamente abrasivo e as partículas presentes na liga, isolados ou ligados, desgastam rapidamente as ferramentas de metal duro. Existem muitas possibilidades de liga entre o alumínio e outros elementos, o que proporciona à indústria materiais com uma grande variedade de propriedades mecânicas como resistência mecânica, resistência a corrosão, ductilidade, usinabilidade entre outros. Cada elemento adicionado ao alumínio trará uma propriedade que mudará a característica da liga, sendo difícil apontar a influência de cada um em separado, pois a interação destes causa diferentes alterações nas propriedades do alumínio (ABAL, 2017). A Tabela 3.1, traz de forma resumida, a influência dos elementos que aparecem em algumas ligas de alumínio, quando se trata da usinabilidade do mesmo. A maioria destes, modificam propriedades mecânicas que aumentam a dureza do cavaco, fragilizando-o, favorecendo a sua quebra, elevando a usinabilidade do material.

Tabela 3.1: Influência de elementos de liga do Al em sua usinabilidade. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).

Elementos de Liga	Influência na Usinabilidade
Sn, Bi e Pb	Atuam como lubrificantes e como fragilizadores do cavaco
Fe, Mn, Cr e Ni	Combinam entre si ou com o alumínio e/ou com o silício, para formarem partículas duras, que favorecem a quebra do cavaco e que, em grande quantidade, tem efeito abrasivo sobre a ferramenta
Mg	Em teores baixos (cerca de 0.3%) aumenta a dureza do cavaco e diminui o coeficiente de atrito entre cavaco e ferramenta
Si	Aumenta a abrasividade da peça - a vida da ferramenta diminui com o aumento do tamanho da fase primária do silício
Cu	Forma o intermetálico $CuAl_2$ que fragiliza o cavaco
Zn	Não exerce influência na usinabilidade

Comparando as curvas plotadas de força de corte versus velocidade de corte, mostrado na Figura 3.16, pode-se ver o resultado da adição de elementos de liga. Tem-se valores menores de força de corte para ligas de alumínio se comparados ao alumínio puro, durante todo o intervalo de velocidade de corte, e esta diferença é maior em baixas velocidades.

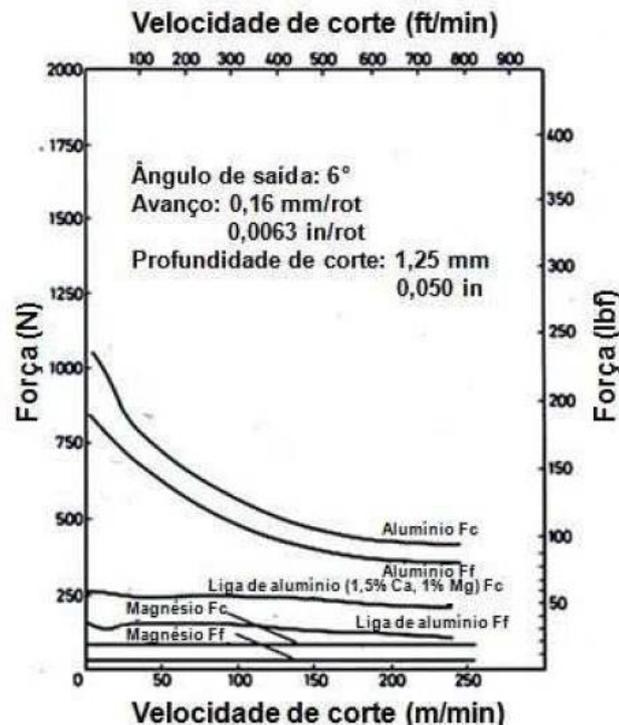


Figura 3.16: Forças na ferramenta versus velocidade de corte para usinagem de Mg, Al e ligas de Al. Gonçalves. (2012).

Se analisada isoladamente a força de corte, pode-se dizer que o alumínio apresenta uma baixa usinabilidade. Se somar a isto outros critérios de usinabilidade como rugosidade superficial e geometria do cavaco, continua-se classificando o alumínio com uma baixa usinabilidade, pois seu cavaco, em condições normais, é longo e o acabamento superficial, insatisfatório. Pode-se compensar essa baixa usinabilidade com velocidades de corte suficientemente altas e a escolha da geometria da ferramenta compatíveis com o material e processo, melhorando a usinabilidade.

O alumínio, em comparação ao aço, tem um módulo de elasticidade 1/3 menor, o que leva o material a se deformar com maior facilidade. Esta característica, segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), tem consequências negativas no

processo de usinagem, dificultando a obtenção de uma boa superfície usinada e podem aparecer deformações indesejadas na peça. Se comparado ao aço e ao latão, por exemplo, o alumínio tem um coeficiente de dilatação térmica maior, dificultando a obtenção de dimensões com tolerâncias pequenas.

Pode-se minimizar o aquecimento e dilatação térmica das peças de alumínio, durante o processo de usinagem, utilizando durante todo o processo, um fluido refrigerante recomendado para o processo e para o material. Sua utilização também influencia na força de corte.

Quando não se utiliza fluido refrigerante, principalmente durante a usinagem em baixas velocidades de corte, aumenta a probabilidade do aparecimento de aresta postiça quando se está usinando peças de alumínio e suas ligas. Para evitar a aparição de aresta postiça e garantir um cisalhamento perfeito do cavaco, as ferramentas de corte devem possuir uma aresta afiada (sem raio da aresta) com ângulos bastante positivos, conforme mostra a Figura 3.17.

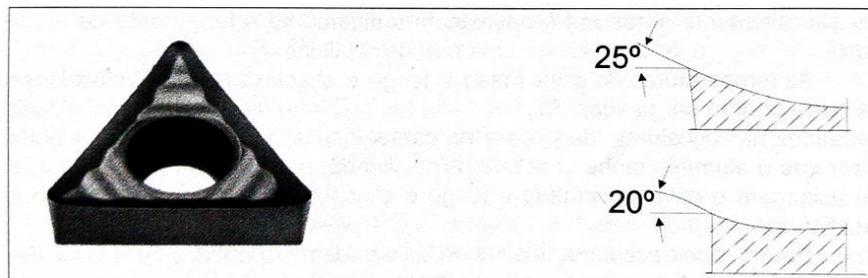


Figura 3.17: Ferramenta para torneamento recomendada para Alumínio. Adaptado de: Diniz, Marcondes e Coppini, (2000).

Dando atenção especial às ferramentas, vê-se que na usinagem das ligas de alumínio, por exemplo, a usinabilidade é influenciada pela afinidade química com os materiais utilizados nas ferramentas de corte, como TiC, TiN, Al_2O_3 , fazendo com que o material se acumule na aresta de corte, o que afeta diretamente na rugosidade superficial (STRUZIKIEWICZ, ZEBALA, SŁODKI, 2019). Segundo Cunha (2012), durante o processo de torneamento cilíndrico externo utilizando velocidade de corte baixa, no caso estudado, uma faixa de 80 a 120 m/min, existe uma grande probabilidade da formação de aresta postiça de corte, o que acaba aumentando a força de corte (F_C). A Figura 3.18 mostra uma ferramenta durante a remoção de cavaco com a aresta postiça depositada na aresta de corte.

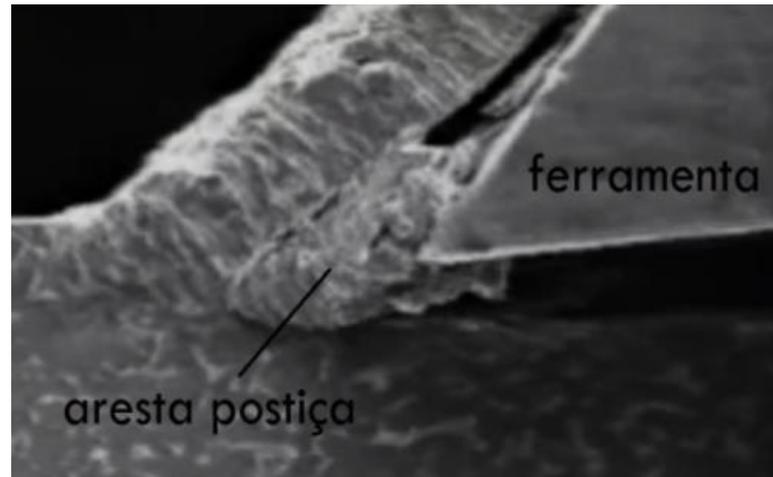


Figura 3. 18: Formação de aresta postiça. Adaptado de Militão (2015).

O metal duro classe K sem cobertura e polido é o material típico usado na confecção de ferramentas de corte para alumínio, com exceção das ligas de Al-Si. As coberturas utilizadas nas ferramentas de corte como TiC, TiN, Al₂O₃, apresentam uma afinidade com o alumínio, o que favorece o aparecimento de arestas postiças. Por o alumínio não desgastar as ferramentas com facilidade, nas ferramentas de metal duro não se utiliza cobertura, que além de propiciar arestas postiças, dificulta a obtenção de gumes cortantes vivos e bem afiados.

Em ligas eutéticas e hipereutéticas de alumínio-silício, recomenda-se o uso de ferramentas de corte de diamante policristalino, para diminuir o desgaste causado pela presença do silício isolado ou ligado.

Outra maneira de reduzir a probabilidade de formação de arestas postiças, é aumentando a velocidade. Com o aumento da velocidade de corte, a temperatura na interface ferramenta-cavaco aumenta, o que diminui a resistência do material e facilita o seu cisalhamento, melhorando a formação da saída do cavaco. Com este aumento de temperatura, não se tem a formação de aresta postiça, reduzindo a força de corte (F_C). Assim, a relação do aumento da velocidade de avanço com o aumento da força de corte tende a serem lineares. A Figura 3.19 mostra que na liga AA 6351 com 1,2% de silício, o tamanho de grão é menor que nas outras duas amostras e por isso, a força de corte é menor neste material.

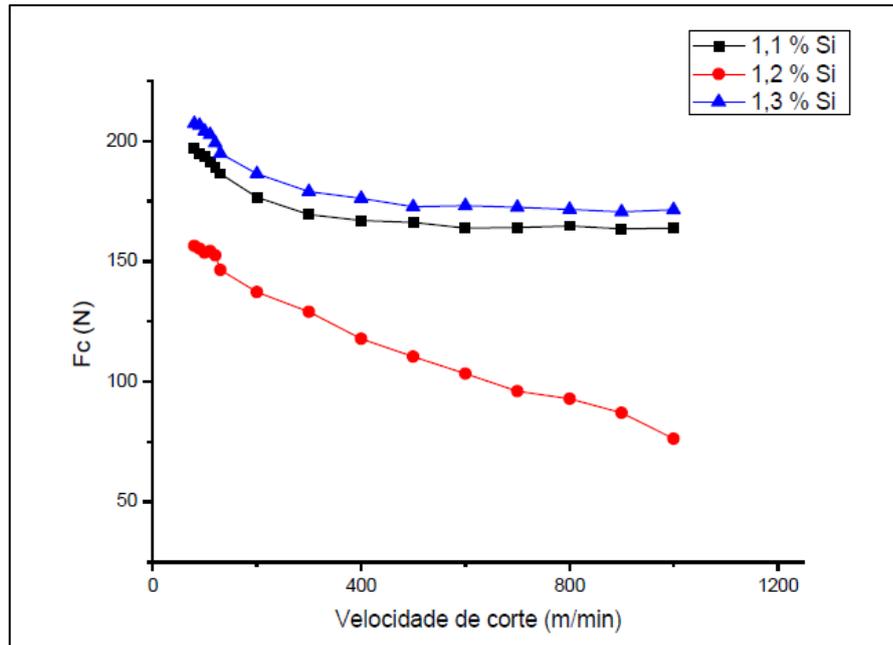


Figura 3.19: Força de corte versus velocidade de corte, avanço 0,20m/volta, Ap 2mm, usinagem a seco. Adaptado de CUNHA (2012).

As velocidades de corte para estas ferramentas podem ser muito altas, tendo seus valores restringidos pelas máquinas-ferramenta usadas no processo. A Figura 3.20 mostra a recomendação de um fabricante para aplicações de ferramentas de corte para alumínio e suas ligas.

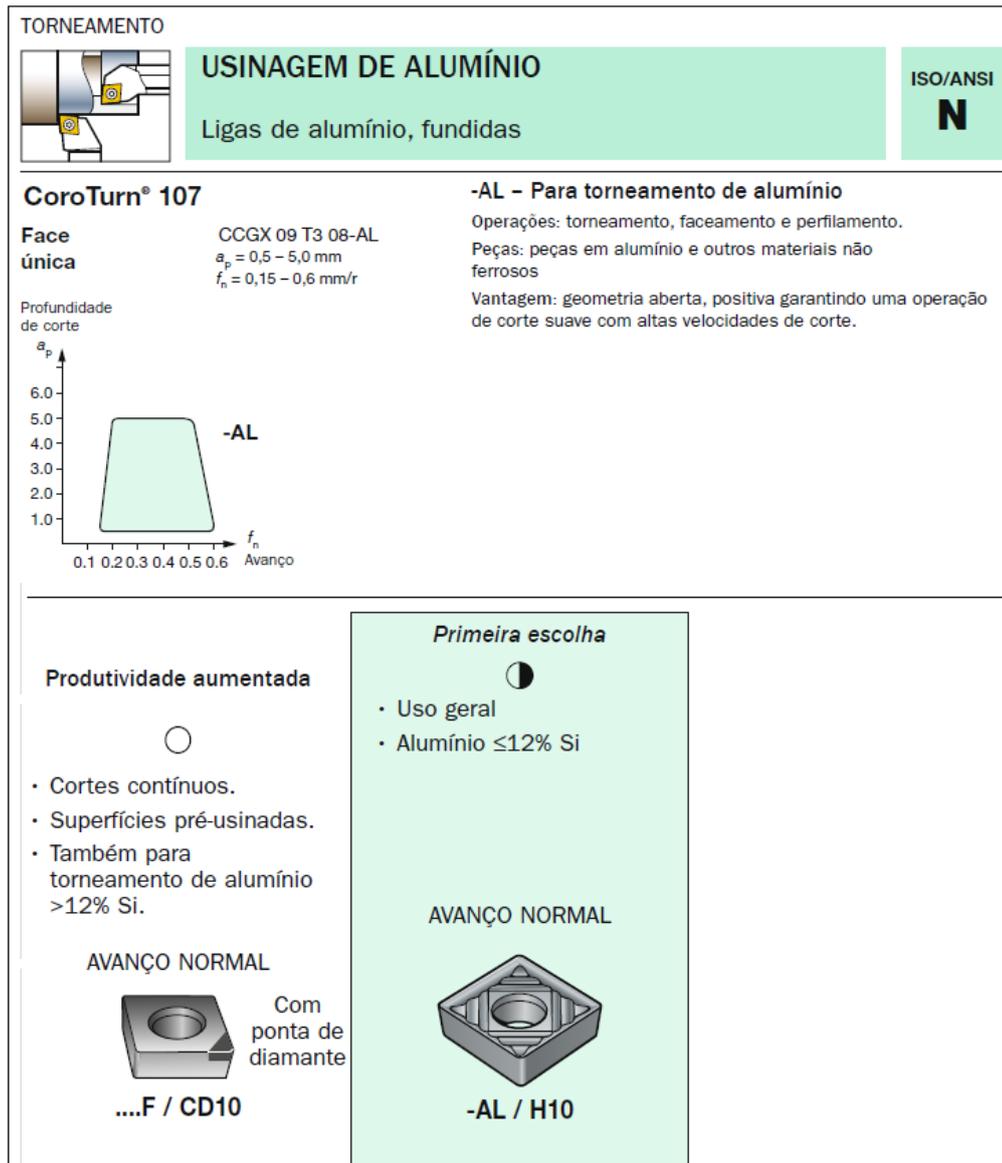


Figura 3 20: Ferramentas de corte para alumínio e suas ligas. Fonte: Adaptado de Sandwik (2012).

Nas ligas de alumínio silício, o silício endurece o alumínio por solução sólida. Na usinagem do grupo destas ligas a ferramenta é desgastada por abrasão. O aumento da fase rica em silício aumenta as tensões e temperatura na interface ferramenta-cavaco. Assim, e teor de silício destas ligas pode gerar partículas primárias mais duras, causando o desgaste por abrasão da ferramenta (BORBA, 2013).

Para estas ligas, recomendam-se ferramentas de metal-duro da classe K, resistentes à abrasão. Ligas fundidas com mais de 12 % de silício só podem ser usinadas com ferramentas de metal-duro ou diamante. A velocidade de corte deverá ser reduzida com o aumento do teor de silício na liga. Além disso, nenhuma liga com

mais de 5% de silício permite a obtenção de superfícies brilhantes (WEINGAERTNER, 1990).

Peças fundidas possuem macroestrutura de acordo com as condições de solidificação do metal, o que afeta diretamente a usinabilidade do material. Por exemplo, as taxas de resfriamento no processo de fundição em molde de areia são menores quando comparado à fundição sob pressão, o que, segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), devido à baixa taxa de resfriamento, apresentam macroestrutura grosseira e a peça obtida tem baixa resistência à tração e baixa dureza, diminuindo a usinabilidade do material, acarretando um maior desgaste da ferramenta, e tendenciando a formar aresta de corte postiça.

Pode-se ver na Figura 3.21, a influência da concentração dos componentes das ligas da série 6XXX (Al, Si, Mg), quando usinadas a velocidades de corte menores que 100m/min.

“A liga 6082 é dentre as ligas ensaiadas a de maior resistência mecânica (limite de resistência à tração = 292,40MPa), isso é conseguido por meio de uma maior quantidade de partículas de segunda fase endurecedora deste tipo de liga (Mg_2Si) em relação a outras ligas, e um substancial excesso de silício.” (Gonçalves, 2012).

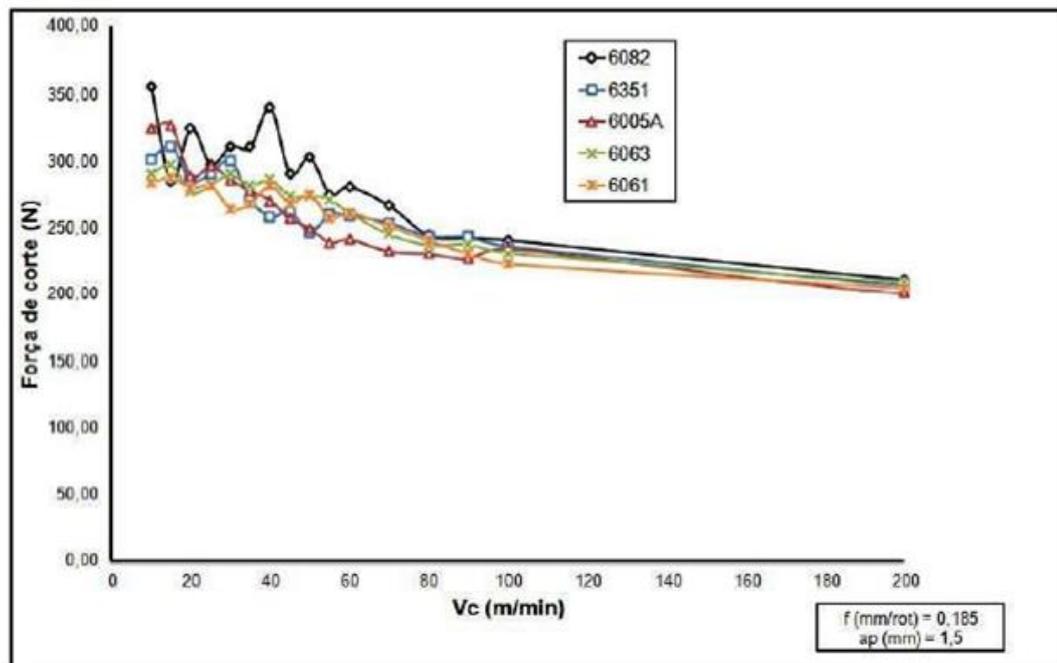


Figura 3.21: Força de corte (N) versus velocidade de corte para baixas velocidades de corte.

Adaptado de Gonçalves (2012).

Analisando apenas a faixa de velocidade de corte de 100m/min mostrada na figura 3.22, pode-se ver diferença significativa da força de corte na usinagem da liga 6082, comparando-a com as ligas 6351, 6005A, 6063 e 6061. Conforme a variação dos elementos das ligas, nota-se a variação da força de corte para os parâmetros de velocidade de corte (100m/min), avanço (0,185mm/rot) e profundidade de corte (1,5mm).

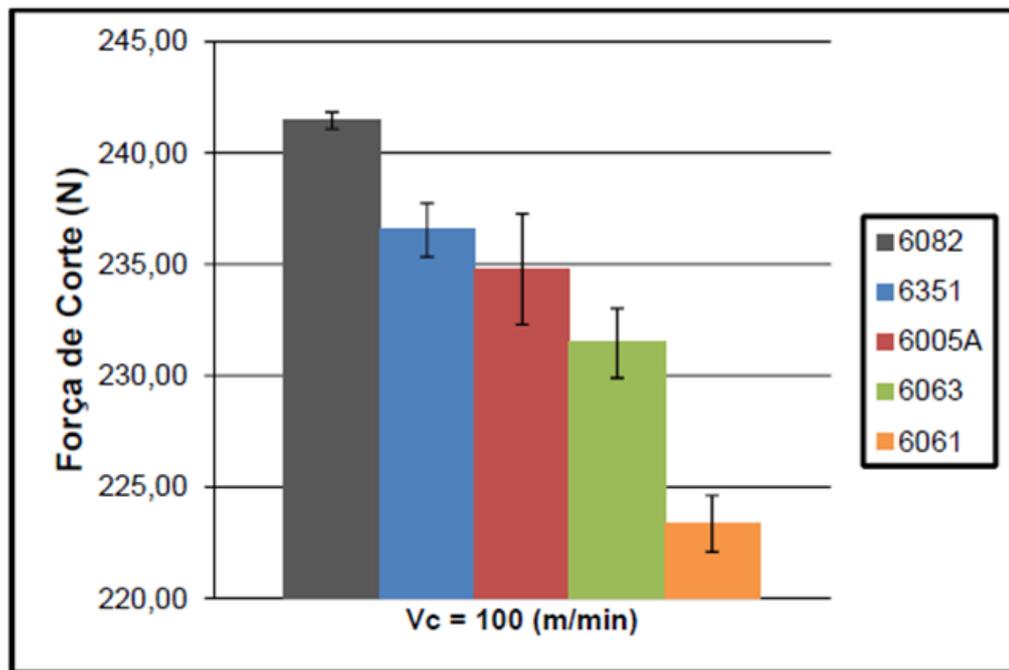


Figura 3.22: Força de corte para cinco ligas com $V_c=100\text{m/min}$, $f=0,185\text{mm/rot}$ e $a_p=1,5\text{mm}$. Adaptado de Gonçalves (2012).

Conforme tem-se um aumento da velocidade de corte, utilizando o mesmo avanço (0,185mm/rot) e profundidade de corte (1,5mm), percebe-se uma tendência de diminuição da força de corte, conforme mostra a Figura 3.23. Esta diminuição é, segundo Machado (2009), parcialmente causada pelo decréscimo da área de contato cavaco-ferramenta e segundo Trent (2000), parcialmente pela redução da resistência ao cisalhamento na zona de fluxo, causada pelo aumento da temperatura oriunda do aumento da velocidade de corte.

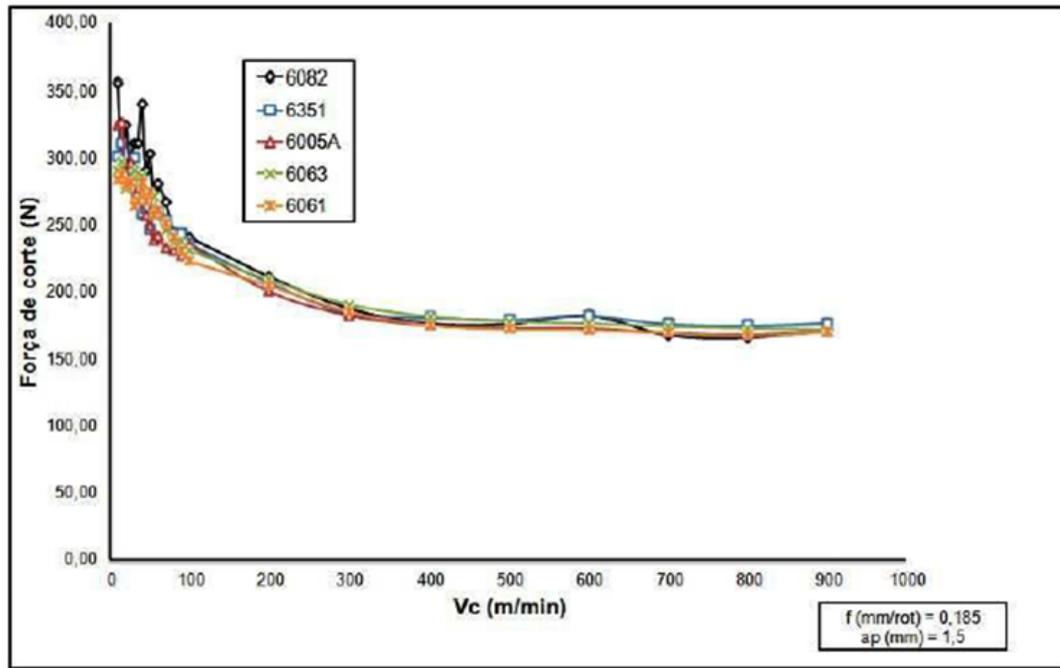


Figura 3.23: Força de corte (N) versus velocidade de corte (m/min). Adaptado de Gonçalves (2012).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Com a finalidade de avaliar a usinabilidade em termos de esforços de usinagem durante o processo de torneamento cilíndrico externo das ligas de Al-Si-Mg (336, 376 e 316), o presente trabalho na parte experimental seguiu as seguintes etapas:

- Preparação das matérias primas;
- Obtenção das ligas;
- Análises térmicas para determinação das temperaturas de transformação T_L e T_S (curva de resfriamento);
- Análises das composições químicas das ligas através de espectroscopia de emissão óptica;
- Realização das solidificações unidirecional vertical ascendente;
- Obtenção dos dados térmicos;
- Caracterização das macroestruturas dos lingotes;
- Caracterização das microestruturas (MEV – EDS);
- Extração de corpos de prova para ensaios de dureza e tração;
- Realização dos ensaios de dureza Brinell;
- Realização dos ensaios de tração;
- Realização de ensaios de usinabilidade nos lingotes fundidos em EBF;
- Realização dos tratamentos térmicos (T6 - solubilização e envelhecimento artificial);
- Realização de ensaios de usinabilidade nos lingotes pós-tratamentos térmicos;
- Análises dos resultados obtidos em relação à usinabilidade dos lingotes em EBF e tratados termicamente;
- Comparação com dados da literatura.

O fluxograma da Figura 4.1 mostra o resumo das atividades realizadas no trabalho.

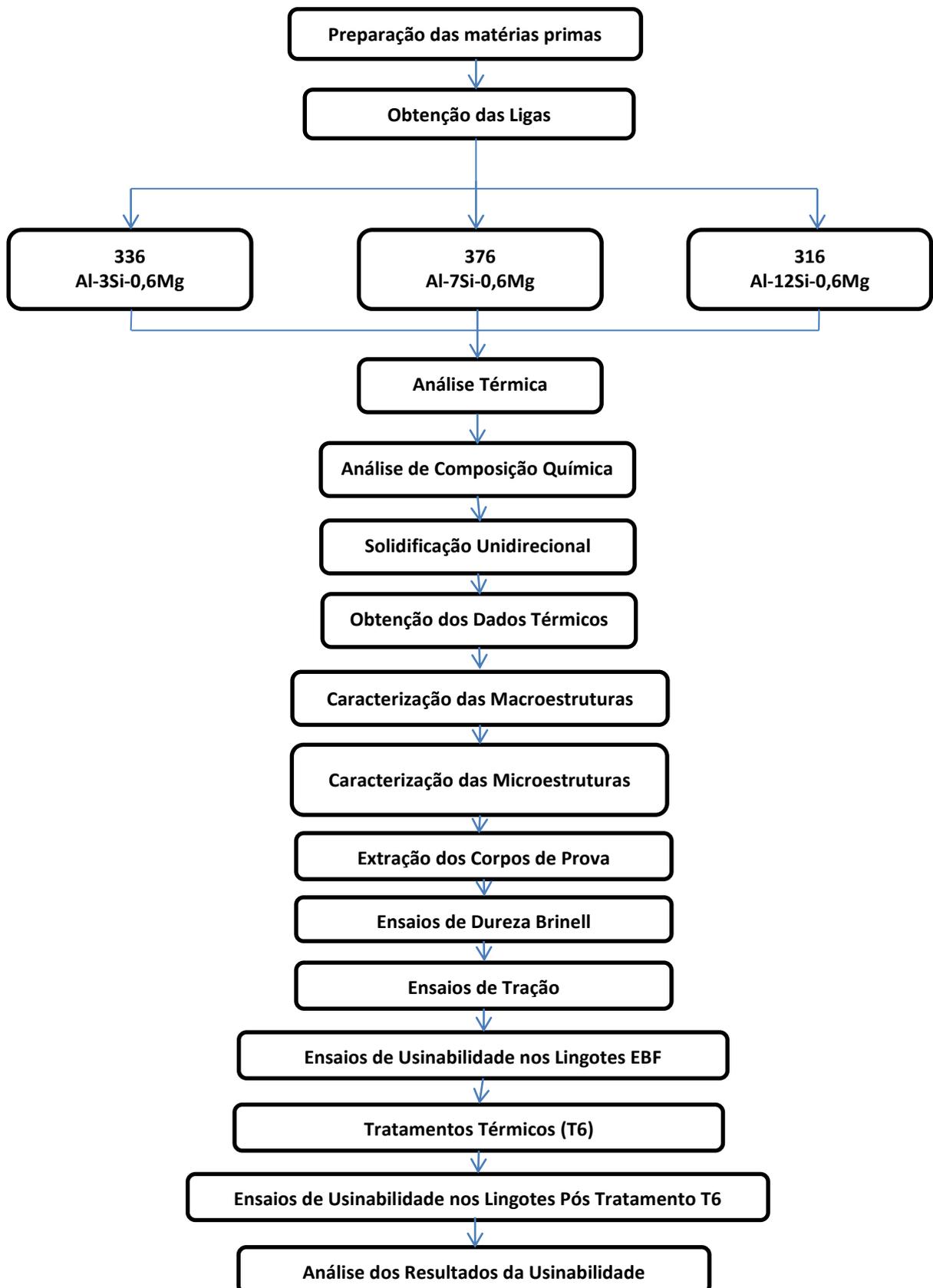


Figura 4.1: Fluxograma esquemático das atividades realizadas no procedimento experimental. Fonte própria.

4.1. Equipamentos Utilizados

Os equipamentos utilizados para a realização dos experimentos deste trabalho fazem parte do Laboratório de Materiais (LAMAT/PUCRS), do Laboratório Central de Microscopia e Microanálise (LABCEMM/PUCRS) e do Laboratório de Usinagem (Itt FUSE/UNISINOS).

4.1.1. Forno de Fusão Tipo Poço

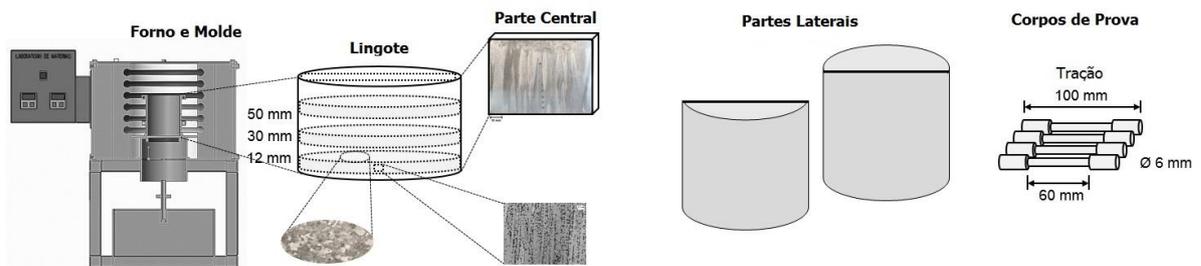
Este forno caracteriza-se por ter uma abertura superior para a alimentação e carregamento com material sólido a ser fundido (Figura 4.2). O aquecimento deste forno é feito por resistências, podendo atingir uma temperatura de 950°C. A disposição vertical facilita o manuseio durante a alimentação e retirada de materiais, principalmente materiais aquecidos. Na parte externa da estrutura do forno encontra-se um *display*, que mostra a temperatura programada e a temperatura atingida. A informação da temperatura é obtida através de um termopar tipo K (*Cromel-Alumel*) que se encontra dentro da câmara de aquecimento. Para garantir um monitoramento mais preciso do metal já no estado líquido, a temperatura foi monitorada com um termopar tipo K acoplado a um multímetro. Para a fusão das ligas metálicas no forno, foram utilizados cadinhos de carbetto de silício revestido com nitreto de boro. Esta cobertura protege os metais em estado líquido contra a contaminação do próprio cadinho.



Figura 4.2: Forno tipo poço – Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.

4.1.2. Forno de Solidificação Unidirecional Vertical

Este forno é utilizado para que a liga metálica seja fundida e a solidificação unidirecional ascendente seja possível de ser realizada *in-situ*. O forno utiliza resistências elétricas de 4300 W para aquecer a região interna do forno, chegando a 950°C. Este forno possui duas zonas de aquecimento independentes, o que garante um melhor controle na temperatura do banho. A parte superior do forno possui uma abertura, que facilita o manuseio durante a alimentação da matéria prima, medições de temperatura, remoção da escória e remoção do molde. Na parte inferior existe um espaço aberto onde o molde metálico é acoplado e a parte inferior do molde fica exposta, de tal maneira que esta possa ser resfriada por água com vazão controlada. Um sistema de resfriamento foi acoplado na parte inferior do forno para que o processo de solidificação unidirecional ascendente aconteça de maneira forçada. O sistema é composto por um reservatório de água, uma bomba de água, um medidor de vazão, um registro para controle da vazão, mangueiras e uma ponteira que distribui a água em toda a base do molde metálico. A Figura 4.3 a) apresenta uma representação esquemática do forno tubular vertical para solidificação direcional e a Figura 4.3 b) mostra uma imagem 360° da área quente do laboratório, onde foram realizadas as solidificações e os tratamentos térmicos.



(a)



(b)

Figura 4.3: (a) Representação esquemática do dispositivo de solidificação direcional e retirada das amostras/corpos de prova, (b) Imagem da área de trabalho.

4.1.3. Forno para Tratamento Térmico

Neste trabalho, as ligas foram analisadas na condição bruta de fusão (EBF) e após serem tratadas termicamente. Para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial, foi utilizado um forno tipo mufla da marca JUNG (Figura 4.4), com temperatura máxima de 950°C. Para um maior controle do processo, a temperatura interna do forno foi medida com um termopar do tipo K acoplado a um multímetro.



Figura 4.4: Forno tipo Mufla - Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.

4.1.4. Molde Metálico

Para o processo de solidificação unidirecional ascendente foi utilizado um molde metálico (Figura 4.5), fabricado em aço ABNT 1020. O molde é composto de três partes: duas partes laterais e uma base. As duas laterais são unidas por parafusos M6 e a base une-se as laterais através de rosca, fechando o molde. Na união das duas laterais existem furações, que são utilizadas para acoplar 6 termopares, utilizados para monitorar as temperaturas do metal durante fusão e solidificação. As dimensões do molde são: diâmetro interno de 106 mm e altura de 140 mm.

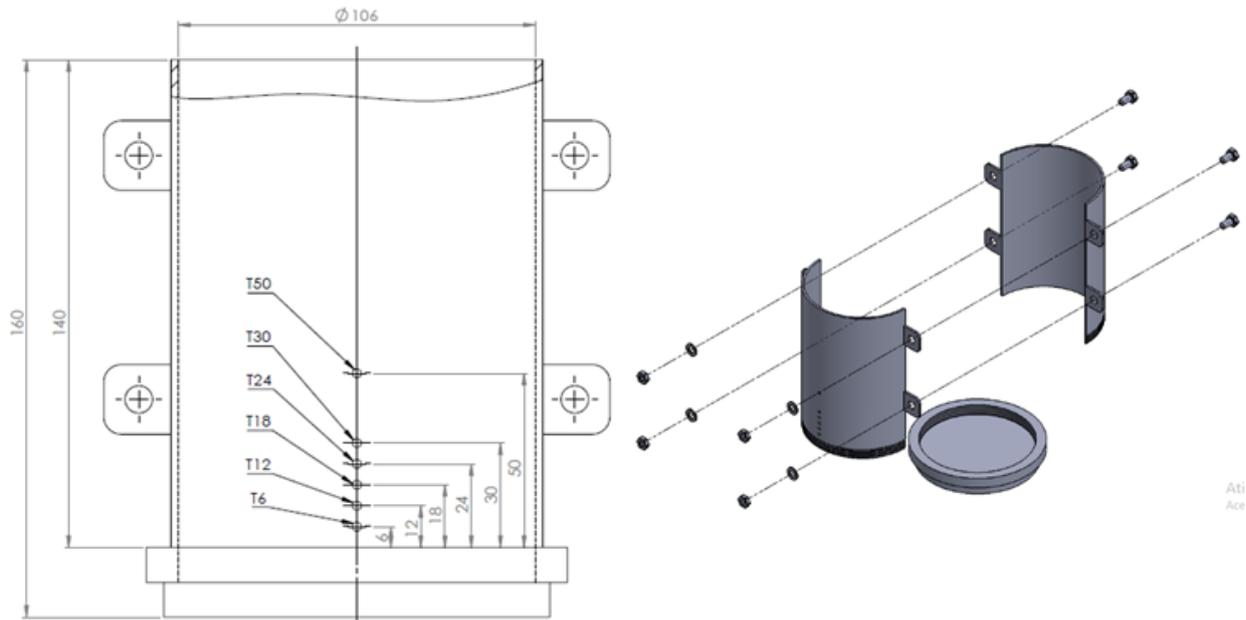


Figura 4.5: Molde Metálico - Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.

4.1.5. Sistema Digital de Aquisição de Dados

Para captar, converter e gravar os dados analógicos vindos dos termopares foi usado um sistema de aquisição de dados. O modelo disposto no LAMAT é o CAD 12/36 (conversor analógico digital) com um módulo condicionador de sinal analógico da *National Instruments*. O software para o registro dos dados é o *National Instruments LabView 8.2*. O monitoramento feito durante a obtenção das ligas e durante a solidificação unidirecional ascendente utilizou frequência de 10 Hz.

4.1.6. Máquina de Ensaio Universal

Uma parte da caracterização consiste no ensaio mecânico de tração. Este ensaio foi realizado na máquina universal de ensaios da marca SHIMADZU, modelo AG-300kNX, com capacidade máxima de 300 kN, seguindo as recomendações da Norma ASTM E8M (ASTM E 8M). A Figura 4.6 mostra as dimensões para a fabricação dos corpos de prova que foram utilizados no ensaio mecânico de tração.

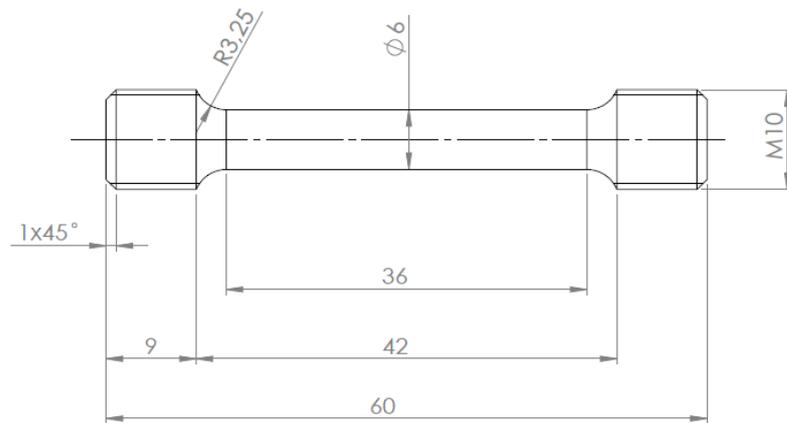


Figura 4.6: Desenho técnico - Corpo de prova para ensaio de tração. Fonte própria.

4.1.7. Durômetro

Outra parte da caracterização consistiu em ensaios de dureza Brinell, que realizados em durômetro da marca WPM (Figura 4.7), utilizando esfera de 5 mm de diâmetro, fabricada em carbeto de tungstênio, aplicando carga de 250 kgf e 30 s de tempo de aplicação de carga. Para a leitura das dimensões das calotas formadas no ensaio foi utilizado um dispositivo óptico com precisão de leitura de 0,01 mm. Os ensaios seguiram a norma ASTM E10 (ASTM E 10).



Figura 4.7: Durômetro Brinell – Laboratório de Materiais/EP/PUCRS.

4.1.8. Dinamômetro para Medição da Força de Corte (F_c)

A força de corte mais significativa no processo de remoção de cavaco por torneamento é a força de corte (F_c). Para a medição desta força, foi utilizado um dinamômetro *Kistler* modelo 9441B. Este dinamômetro possui quatro células de carga que trabalham com um cristal piezoelétrico. Este cristal, ao deformar-se com o esforço de corte, gera um sinal elétrico, que é enviado a um amplificador de sinal da marca *Kistler* modelo 5070. Este sinal é enviado a uma placa da *National Instruments* BNC-2110 e por fim, chega a um computador onde o sinal é captado pelo programa *LabView*. A Figura 4.8 mostra um esquema de como a medição será realizada.

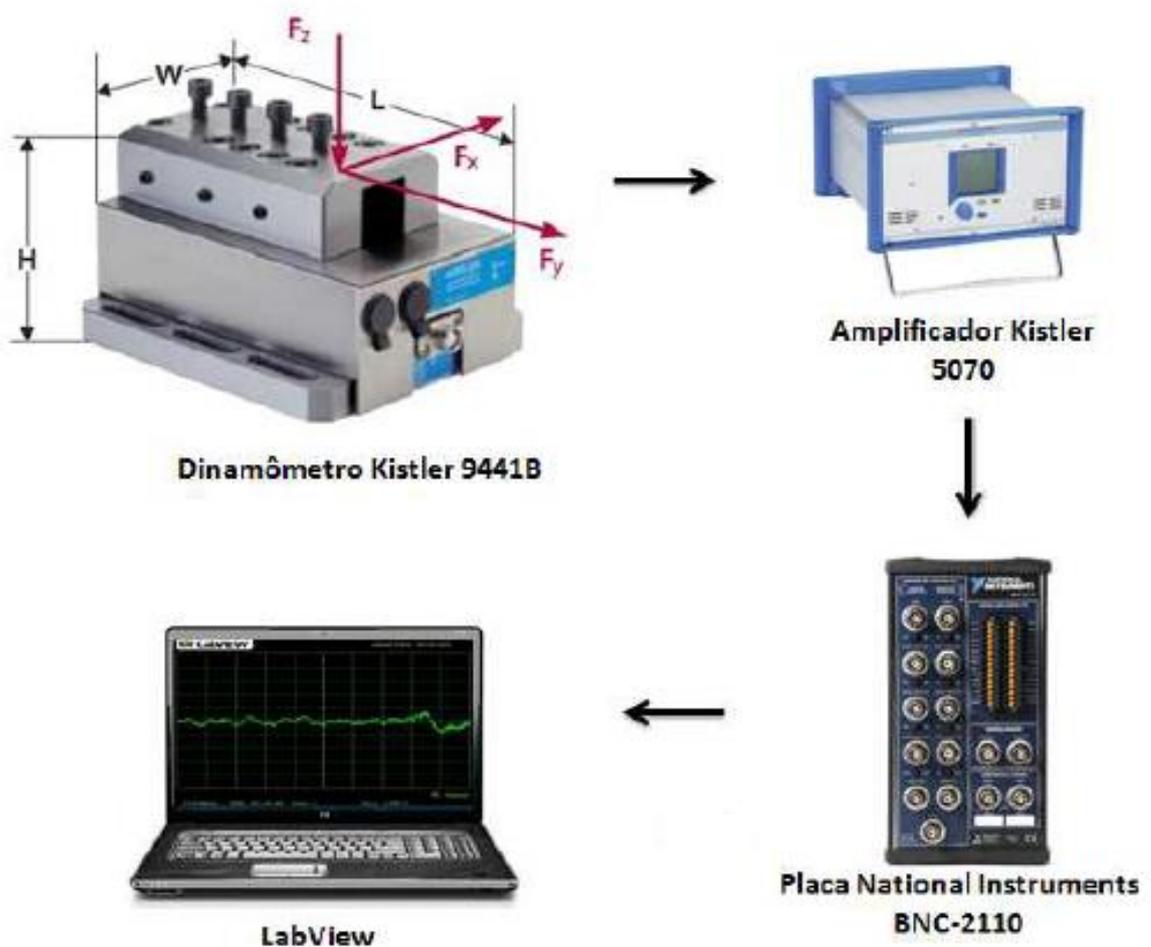


Figura 4.8: Esquema de medição de força. Adaptado de Gonçalves (2012).

4.2. Métodos Experimentais

4.2.1. Preparação das Ligas

Para o trabalho elaboram-se três ligas, a liga 336 (Al-3%Si-0,6Mg), a liga 376 (Al-7%Si-0,6Mg) e a liga 316 (Al-12%Si-0,6Mg). Para a obtenção destas ligas, utilizou-se uma liga base de Al-Si com 12% de Si, sendo esta uma liga eutética. Para obter os teores citados acima, de alumínio, de silício e de magnésio de cada liga, tendo como base a liga eutética Al-Si, foram utilizados alumínio com 99,9% de pureza e magnésio com 99,9% de pureza. Utilizando uma balança de precisão para atingir as quantidades necessárias de cada material, obedecendo aos cálculos de massa, chegou-se às seguintes concentrações:

- liga 336 – 96,4% de alumínio, 3% de silício e 0,6% de magnésio;
- liga 376 – 92,4% de alumínio, 7% de silício e 0,6% de magnésio;
- liga 316 – 87,4% de alumínio, 12% de silício e 0,6% de magnésio.

Estes teores, posteriormente à solidificação, foram comprovados utilizando a técnica de caracterização por espectroscopia de emissão óptica, em um espectrômetro de emissão óptica, modelo SPECTROMAXx, marca AMETEK, com detectores para metais ferrosos e não ferrosos e um sistema digital com o software *Spark Analyzer Pro MAXx*.

Com a quantidade correta de matéria-prima para cada liga, utilizou-se um forno tipo poço para fundir os metais contidos dentro do cadinho de carbetto de silício. Para eliminar possíveis contaminações, revestiu-se o cadinho internamente com pintura a base de nitreto de boro. Utilizou-se como base a temperatura de fusão da liga eutética de Al-Si para a fusão das ligas com um acréscimo de 10%, para a manutenção da liga em estado líquido sem perdas por oxidação. Assim, através de cálculos, chegou-se a uma temperatura de 635°C, ajustada para 650 °C para os procedimentos. Minutos antes do vazamento de cada liga, agitou-se o metal em estado líquido para homogeneizar a composição química e favorecer a flotação dos óxidos para a superfície. Removeu-se a escória da superfície e na sequência realizou-se o vazamento.

Vazaram-se as ligas em moldes metálicos de ferros fundidos para obtenção

dos blocos que foram refundidos unidirecionalmente. Parte do material foi vazado em cápsulas metálicas cilíndricas de análise térmica (equipadas com um termopar tipo K na base) com a finalidade de captar as curvas de resfriamento das ligas, através do sistema digital de aquisição de dados. Com as ligas de ambos os moldes já em estado sólido e em temperatura ambiente, seccionou-se e lixou-se uma parte do material sólido de formato cilíndrico para realização da análise da composição química através de espectroscopia de emissão óptica.

4.2.2. Solidificação Direcional

Após a confirmação da composição química e não sendo necessários ajustes na composição da liga, a próxima etapa realizada foi a solidificação unidirecional vertical. Nesta etapa utilizou-se um forno específico para a solidificação unidirecional vertical, e para a obtenção dos lingotes utilizou-se um molde metálico bipartido e instrumentado com seis termopares. Ajustou-se a temperatura do forno em 650 °C na parte superior e 700 °C na parte inferior. Conectaram-se os seis termopares ao sistema digital de aquisição de dados para a obtenção das curvas de resfriamento das ligas. Para homogeneizar o metal em estado líquido, agitou-se o metal líquido com uma espátula de aço inoxidável, específica para este propósito. Observou-se os seis termopares, e quando estes apresentaram temperaturas muito próximas, todos a 650 °C, desligou-se o forno e no mesmo instante iniciou-se o resfriamento forçado na base do molde metálico, com uma vazão de 4 l/min e uma temperatura inicial de 25 °C (temperatura ambiente). No instante em que o resfriamento é iniciado, começou-se a gravação dos valores do sistema digital de aquisição de dados, para obtenção de valores para elaborar gráficos das curvas de resfriamento das ligas.

4.2.3. Análises Metalográficas e Ensaio Mecânicos

Com os lingotes solidificados e identificados, seccionou-se cada lingote no sentido vertical, de modo a se obter uma parte central com aproximadamente 10 mm de espessura, e duas partes laterais semicirculares. Na Figura 4.9 é mostrado a parte central onde se realizou as análises metalográficas e uma lateral semicircular.

Da parte central retirada do lingote, realizou-se a análise na face longitudinal (perpendicular à base cilíndrica do lingote) da macroestrutura e, em um segundo

momento, a análise da microestrutura. Para revelar a macroestrutura, atacou-se a superfície com Água Régia Fluorada (270 mL de H₂O + 20 mL de HNO₃ + 60mL de HCl + 10 mL de HF). Para a análise micrográfica (realizadas com MEV com o auxílio do EDS) feita na mesma superfície da face longitudinal (perpendicular à base cilíndrica do lingote) onde se realizou as análises macrográficas, preparou-se a superfície com a sequência tradicional de preparo metalográfico (sequência de lixamento e polimento) e atacou-se a superfície com ácido fluorídrico (HF 5%) e água deionizada para a revelação.

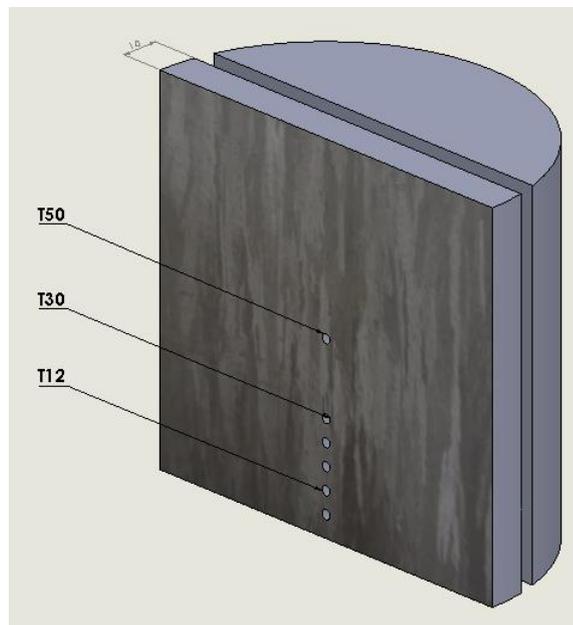


Figura 4.9: Parte central para análises metalográficas e lateral semicircular. Fonte própria.

Submeteu-se a mesma parte central removida dos lingotes (em estado bruto de fusão) a ensaios de dureza (Figura 4.10). Realizou-se também o ensaio de dureza Brinell nos corpos de prova pós tratamento térmico T6.

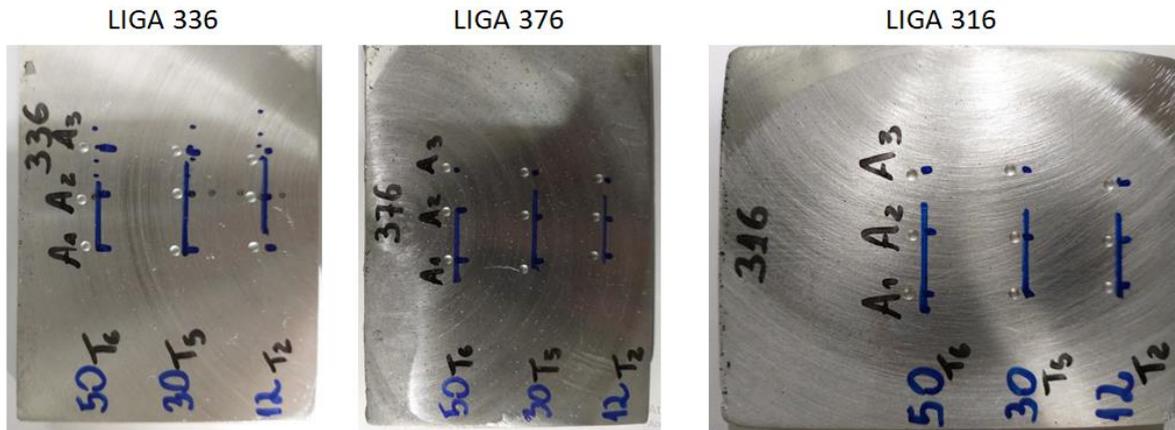


Figura 4.10: Ensaio de dureza Brinell nas seções dos corpos de prova EBF. Fonte própria.

Das duas partes laterais semicirculares dos lingotes, usinaram-se, através do torneamento em máquina CNC, seis corpos de prova (Figura 4.11), padronizados conforme norma ASTM E8-M, para a realização dos ensaios de tração. Realizaram-se os ensaios de tração em uma máquina de ensaio universal com sistema digital integrado para os testes.



Figura 4.11: Obtenção dos corpos de prova para ensaio de tração. Fonte própria.

4.2.4. Ensaios de Usinabilidade

Após os ensaios de caracterização do material, refundiram-se os lingotes, utilizando os mesmos parâmetros citados anteriormente. Com os três lingotes (liga 316 (Al-12%Si-0,6Mg), liga 376 (Al-7%Si-0,6Mg) e liga 336 (Al-3%Si-0,6Mg)), realizou-se o ensaio de usinabilidade através da medição da força de corte (F_C) utilizando um dinamômetro *Kistler* modelo 9441B, como mostra a Figura 4.12 a). A força de corte (F_C) foi medida, a partir da face (formada na base do molde), na região de 20mm, 40mm e 60mm, mostrado na Figura 4.12 b), através do processo de faceamento.

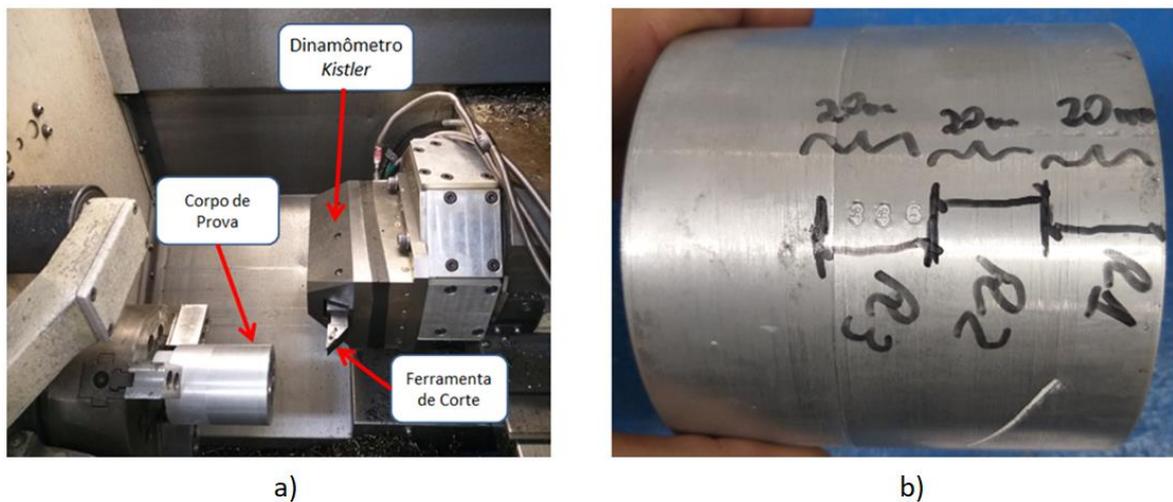


Figura 4. 12: a) Esquema para medição da F_C . b) Regiões de medição da F_C . Fonte própria.

Nesta etapa, os corpos de prova tiveram suas forças de corte (F_C) obtidas através do processo de faceamento. Para isso, foi utilizado um torno CNC, da marca Mazak, modelo Quick Turn Nexus 100-II. A ferramenta de corte escolhida foi da marca ISCAR, modelo VCGT 160408 – AS (Figura 4.13). Para que não ocorresse a influência do desgaste da aresta de corte da ferramenta, a ferramenta foi substituída a cada região usinada (20mm).



Figura 4.13: Ferramenta de corte. Adaptado de (<https://www.iscar.com>)

A velocidade de corte (V_c) recomendada pelo fabricante vai de 60m/min até 1500m/min, e escolheu-se um valor intermediário, respeitando o RPM máximo da máquina e respeitando também o sistema de fixação e comprimento da peça. Para fins de comparação entre as ligas deste trabalho utilizaram-se os mesmos parâmetros para todas as ligas. A velocidade de corte utilizada foi de 250m/min, a profundidade (A_p) 0,5mm e o avanço (F) 0,15m/rot.

O processo de usinagem CNC oferece opções de RPM constante, onde a velocidade de corte se altera com a variação de diâmetro de torneamento, e V_c constante, onde o RPM varia de acordo com o diâmetro de torneamento. Segundo CUNHA (2012) e GONÇALVES (2012), a força de corte F_c é influenciada pela variação da velocidade de corte, e neste trabalho, queremos comparar as alterações causadas apenas pelas condições de solidificação, formação microestrutural e propriedades mecânicas. Assim, optamos por trabalhar com a velocidade de corte constante.

Utilizando a V_c de 250m/min, chega-se a RPMs muito elevados para diâmetros menores que 20mm. Assim, realizou-se um furo passante de 20mm no centro do corpo de prova, limitando a rotação máxima em 4000rpm. Assim, o faceamento iniciará, para o diâmetro externo, com 750rpm e aumentará até 4000rpm

para o diâmetro final de 20mm.

As propriedades mecânicas de resistência à tração, dureza e usinabilidade (Fc) foram analisadas e comparadas nas condições de EBF e nas condições de pós-tratamento térmico (solubilização e envelhecimento artificial), sendo possível assim relacionar as propriedades mecânicas com as condições de solidificação e usinabilidade.

4.2.5. Tratamento Térmico T6

Para efeito de comparação, submeteu-se uma parte das ligas em estado bruto de fusão ao processo de tratamento térmico T6, que envolve solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. Executou-se a solubilização em um forno tipo mufla, com uma temperatura de 540°C num período de 10 horas, conforme eficiência mostrada por Segundo (2015). Após este período, resfriaram-se os corpos de prova em água a temperatura ambiente, realizando assim o processo de têmpera. Para o processo de envelhecimento artificial, submeteram-se os corpos de prova a uma temperatura de 155°C por 5 horas, e estes foram resfriados a temperatura ambiente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nas etapas descritas no Capítulo 4 (Procedimentos Experimentais). Primeiramente, são apresentados os resultados das análises térmicas e verificações das composições químicas das ligas preparadas. Na sequência, são apresentados e discutidos os resultados das etapas de solidificação unidirecional, determinação microestrutural e de propriedades mecânicas, e por último são discutidos os dados obtidos por meio dos ensaios de usinabilidade dos lingotes das três ligas, em ambos os estados (estado bruto de fusão e pós tratamentos térmicos).

5.1. Análises Térmicas por Curva de Resfriamento

Para a realização das análises térmicas, usaram-se cápsulas de análise térmica (com molde metálico), instrumentados com termopar tipo K, permitindo evidenciar os pontos de inflexão das curvas de resfriamento de cada liga, onde pode-se verificar os valores das temperaturas *Solidus* e temperaturas *Liquidus*. A liga 336 apresentou temperatura *Liquidus* de 638°C e temperatura *Solidus* de 530°C, conforme mostra a Figura 5.1. A diferença entre as temperaturas de início e final de solidificação foi de 108°C.

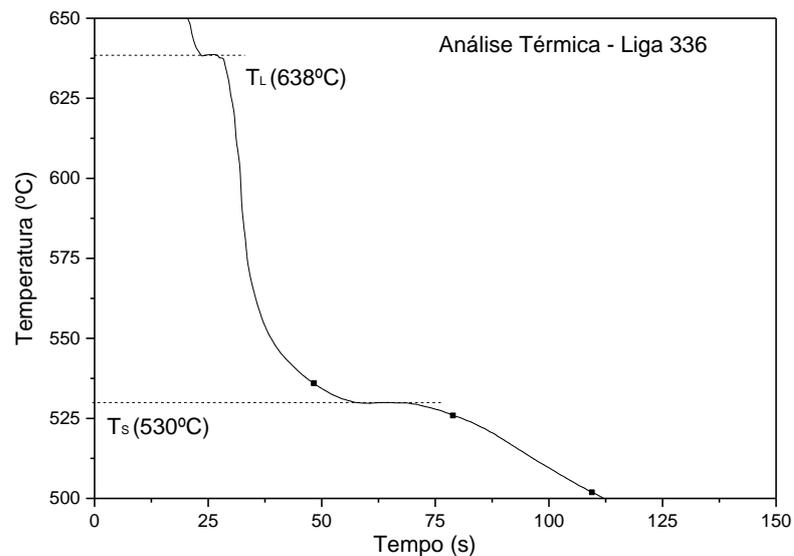


Figura 5.1: Curva de resfriamento da liga 336. Fonte própria.

A liga 376 apresentou temperatura *Liquidus* de 602°C e temperatura *Solidus* de 551°C, conforme mostra a Figura 5.2. Percebe-se uma diminuição da temperatura *Liquidus* de 36°C (5,64%) e um aumento na temperatura *Solidus* de 21°C (3,81%) em relação à liga 336, conseqüentemente tem-se uma menor diferença entre temperatura *Liquidus* e temperatura *Solidus*, apresentando intervalo de solidificação de 51°C.

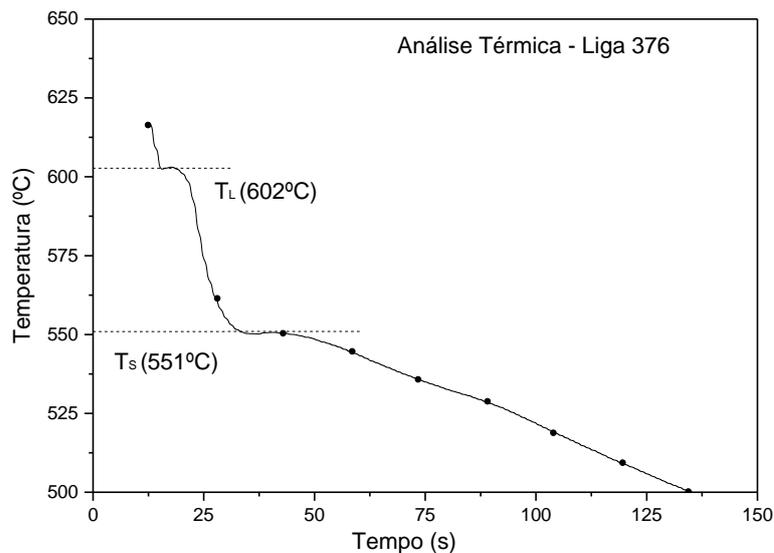


Figura 5.2: Curva de resfriamento da liga 376. Fonte própria.

Para a liga 316, a temperatura *Liquidus* determinada foi de 567°C, enquanto a temperatura *Solidus* foi de 564°C, conforme observa-se na Figura 5.3. Para esta liga, ocorreu uma diminuição da temperatura *Liquidus* de 35°C (5,81%) em relação à liga 376. Na temperatura *Solidus*, observou-se valores próximos para as duas ligas 376 e 316. Destaca-se que a liga 316 apresenta comportamento quase 100% eutético, e esta pequena variação pode ter sido causada pela presença da pequena porcentagem de magnésio (0,6% em massa).

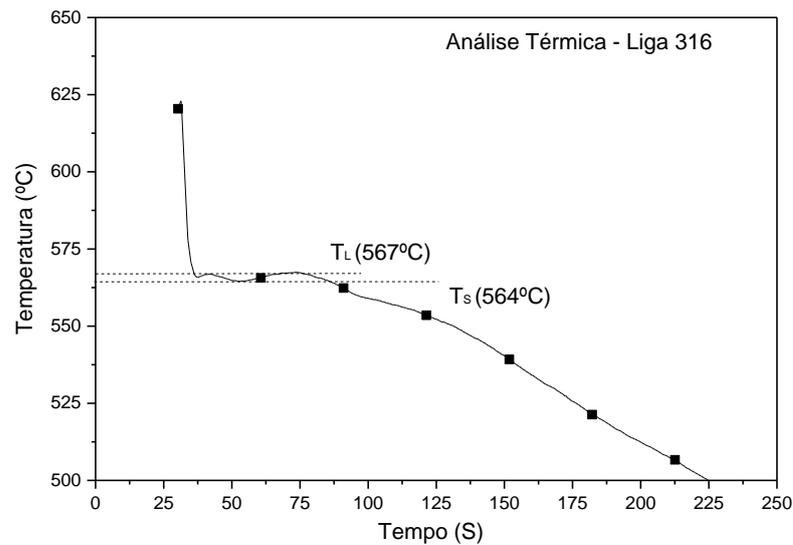


Figura 5.3: Curva de resfriamento da liga 316. Fonte própria.

Conforme ARANGO (2009), os resultados experimentais apresentados pelas ligas binárias Al-3%Si ($T_L=640^\circ\text{C}$; $T_S=540^\circ\text{C}$), Al-7%Si ($T_L=610^\circ\text{C}$; $T_S=570^\circ\text{C}$) e Al-11%Si ($T_L=580^\circ\text{C}$; $T_S=575^\circ\text{C}$), ficam próximos dos encontrados neste trabalho.

5.1. Análises das Composições Químicas

Através de cortes nas seções transversais das amostras de análise térmica, extraiu-se uma amostra de cada liga para a análise da composição química. A análise foi realizada com o auxílio de um Espectrômetro de Emissão Óptica (OES), e os resultados são mostrados na Tabela 5.1. Conforme se pode observar, os valores dos principais elementos de liga ficaram dentro do planejado, apresentando uma variação máxima de 2,7% quando comparados ao valor nominal.

Tabela 5.1: Composição química das ligas (% em massa). Fonte própria.

Liga 336									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
2,98	0,15	0,01	0,0005	0,62	0,0064	0,008	0,001	0,0006	Balanço
Liga 376									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
7,16	0,2	0,009	0,00007	0,65	0,01	0,01	0,001	0,0005	Balanço
Liga 316									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
12,33	0,227	0,05	0,001	0,543	0,013	0,015	0,001	0,0004	Balanço

5.2. Solidificação Unidirecional

Após a confirmação da composição química dentro dos padrões, utilizou-se do dispositivo de solidificação unidirecional vertical para a obtenção de três lingotes, um para cada liga (336, 376 e 316). Nesta etapa utilizou-se o molde metálico bipartido, equipado com 6 (seis) termopares (T6, T12, T18, T24, T30, T50) para o monitoramento térmico.

A partir dos dados térmicos experimentais da liga 336, observa-se que a temperatura média do banho líquido ficou em torno de 685°C, e a diferença de temperatura entre os termopares T6 (o mais próximo da base do molde) e T50 (o mais distante da base) ficou em aproximadamente 14°C. A Figura 5.4 mostra os perfis térmicos durante o experimento de solidificação unidirecional da liga 336. De acordo com a análise térmica da liga, a solidificação tem início em 638°C (temperatura *Liquidus*), com término em 530°C (temperatura *Solidus*), conforme mostrado na Figura 5.1. Para a liga 336, o tempo total para término da solidificação, correspondente ao termopar T50 foi de aproximadamente 295 segundos.

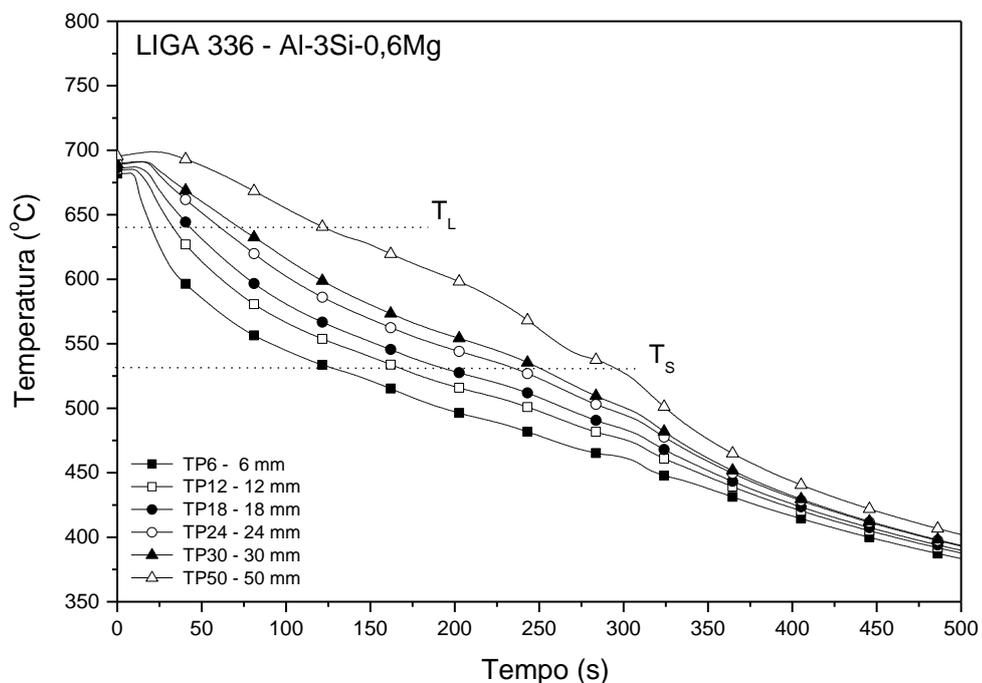


Figura 5.4: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 336. Fonte própria.

Para a aquisição dos dados térmicos experimentais da solidificação unidirecional da liga 376, a temperatura média do banho líquido ficou praticamente igual a liga 336, em torno de 687°C , e a diferença de temperatura entre os termopares T6 e T50 ficou em aproximadamente 12°C . A Figura 5.5 mostra o perfil térmico durante os experimentos de solidificação unidirecional da Liga 376. A solidificação teve início em 602°C (temperatura *Liquidus*), finalizando em 551°C (temperatura *Solidus*), confirmando os valores obtidos nas análises térmicas em molde metálico (Figura 5.2). Para a liga 376, o tempo total para término da solidificação, correspondente ao termopar mais distante da base do lingote (T50) foi de 410 segundos. Observa-se a ocorrência de super-resfriamento do líquido para os 3 primeiros termopares (TP6, TP12 e TP18, os mais próximos da base do molde) muito em função das altas taxas de resfriamento durante o início da solidificação. A partir do TP24 este comportamento não foi observado.

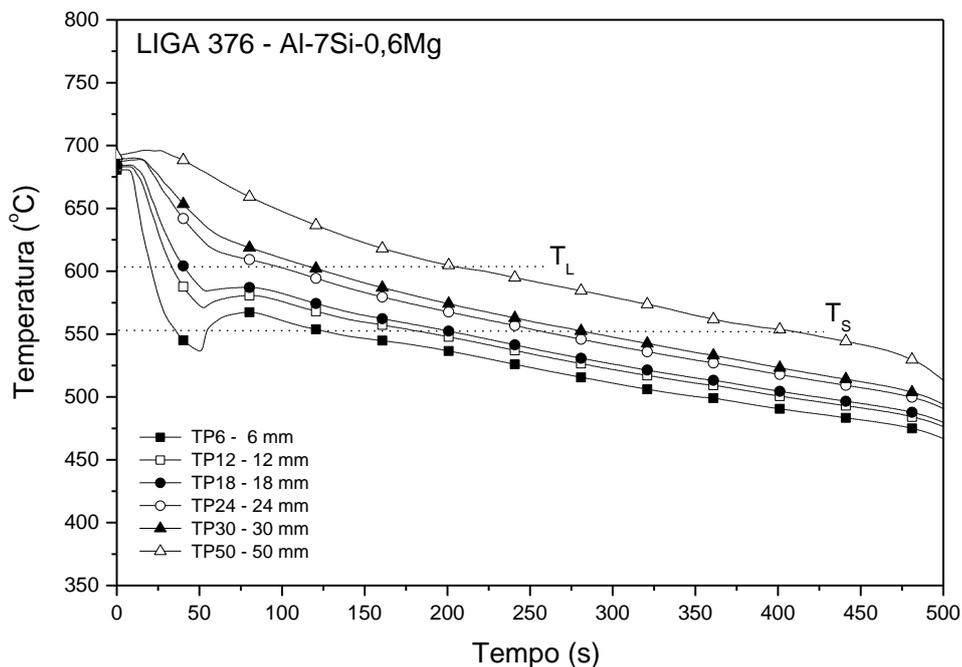


Figura 5.5: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 376. Fonte própria.

Na aquisição dos dados térmicos experimentais da solidificação unidirecional da liga 316, a temperatura média do banho líquido ficou em torno de 715°C , e a diferença de temperatura entre os termopares T6 e T50 ficou em aproximadamente 13°C . A Figura 5.6 mostra o perfil térmico durante os experimentos de solidificação

unidirecional da Liga 316. A solidificação teve início em 567°C (temperatura Liquidus), finalizando em 564°C (temperatura Solidus), conforme valores obtidos na análise térmica em molde metálico (Figura 5.3). Para a liga 316, o tempo total para término da solidificação, correspondente ao termopar mais distante da base do lingote (T50) foi de 320 segundos. Como na liga 376, o super-resfriamento ocorreu nas posições com altas taxas de resfriamento, correspondentes aos termopares TP6 e TP12.

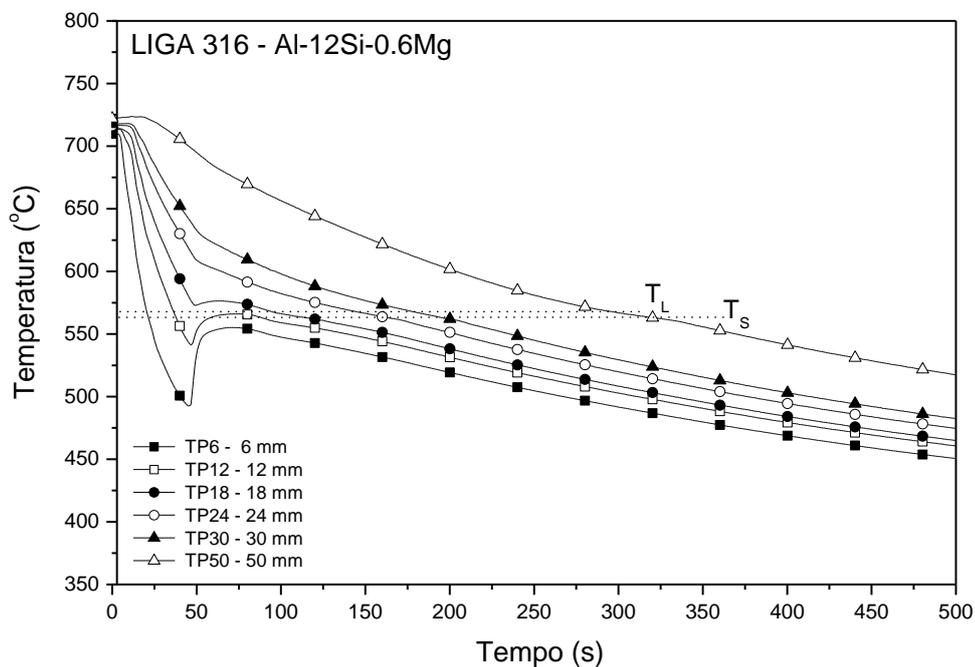


Figura 5.6: Perfis térmicos durante solidificação unidirecional da liga 316. Fonte própria.

A partir das curvas de resfriamento obtidas durante a solidificação unidirecional das Ligas 336, 376 e 316, foi possível determinar os principais parâmetros de solidificação.

5.2.1. Parâmetros de Solidificação das Ligas 336, 376 e 316

Com os dados obtidos a partir das análises térmicas e dos perfis térmicos, foram determinadas as posições da isoterma *Liquidus* em função do tempo para cada posição correspondente aos termopares (TP), e os resultados são apresentados em Figura 5.7, bem como equações de ajuste que representam essas evoluções. Vale ressaltar que estes dados consideram as temperaturas *Liquidus*

obtidas nas curvas de resfriamento, e não aquelas observadas nos super-resfriamentos. Quando consideradas as temperaturas de início de solidificação para condições fora do equilíbrio com a ocorrência do super-resfriamento, o gráfico da Figura 5.7 mostra uma leve alteração, correspondentes aos termopares TP6 e TP12, conforme observado na Figura 5.8.

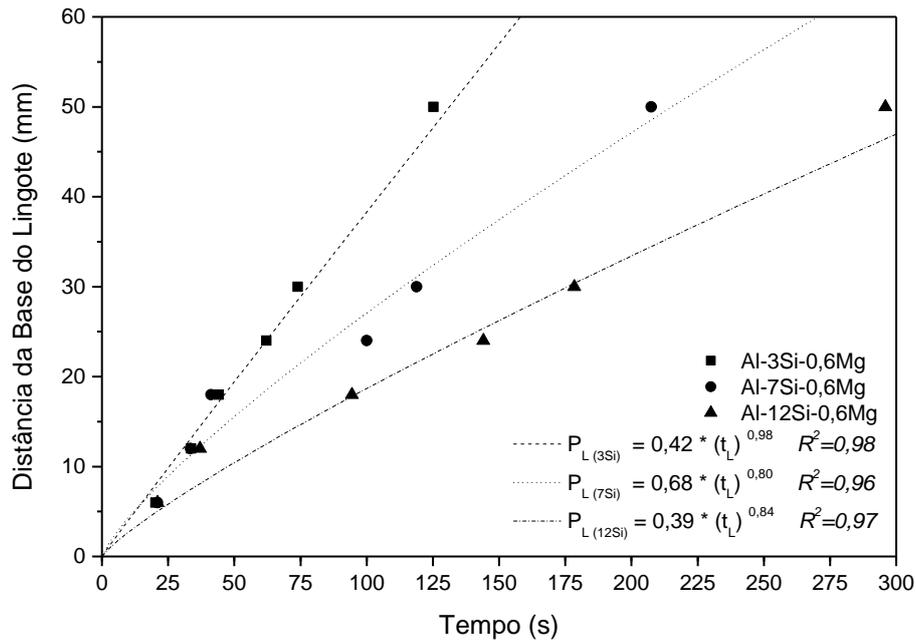


Figura 5.7: Posição da isoterma *Liquidus* em função do tempo. Fonte própria.

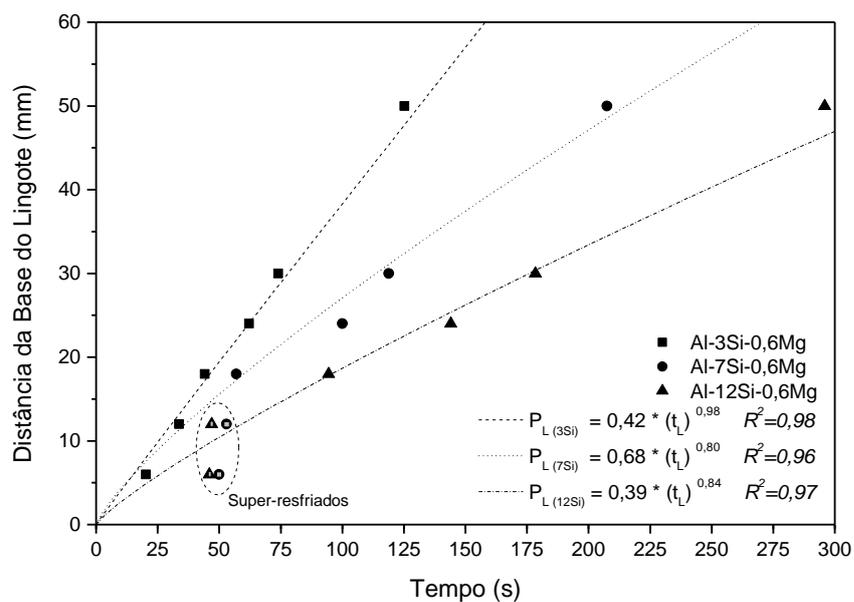


Figura 5.8: Posição da isoterma *Liquidus* em função do tempo, considerando o super-resfriamento. Fonte própria.

Como as diferenças são pouco expressivas, os parâmetros térmicos de solidificação foram então determinados com os dados considerando as temperaturas *Liquidus* de equilíbrio.

A velocidade de solidificação (velocidade de avanço da isoterma *Liquidus*) é apresentada na Figura 5.9, que mostra um comportamento praticamente linear para a liga 336. Nas regiões mais próximas da base do molde, os valores de velocidades são maiores, e percebe-se que o aumento do teor de silício reduz as velocidades de solidificação quando comparadas as diferentes composições químicas. Em geral, a partir do TP 30, as velocidades tendem a ficar constantes.

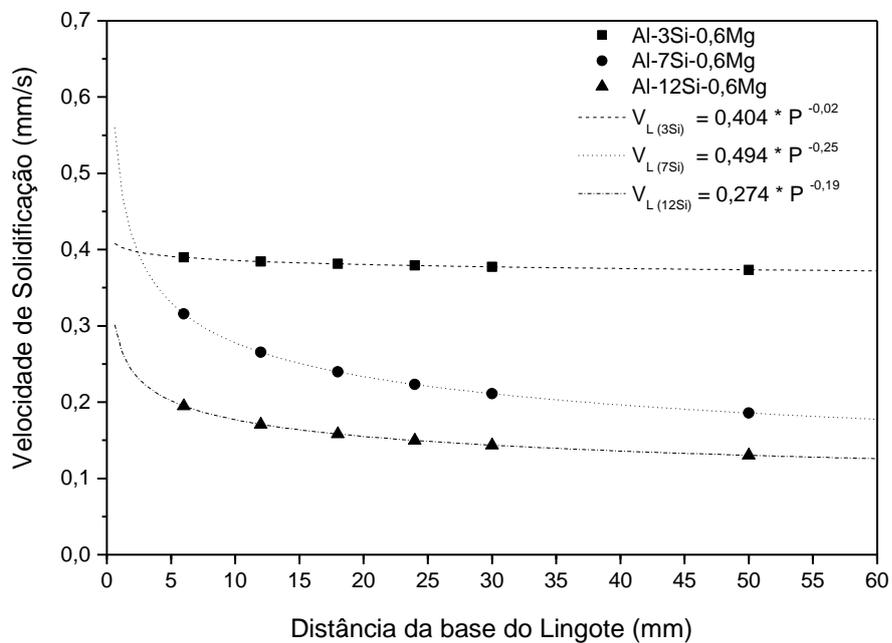


Figura 5.9: Velocidade de solidificação versus distância da base do lingote. Fonte própria.

Determinaram-se o gradiente térmico no líquido (Figura 5.10), também como equações de ajuste que representam essas evoluções. Conforme observado, o gradiente térmico é proporcional ao aumento do teor de silício na liga, apresentando as maiores variações para aquelas posições mais próximas da base do lingote, e tendendo a um comportamento praticamente constante para as posições mais afastadas, nos termopares TP30 e TP50.

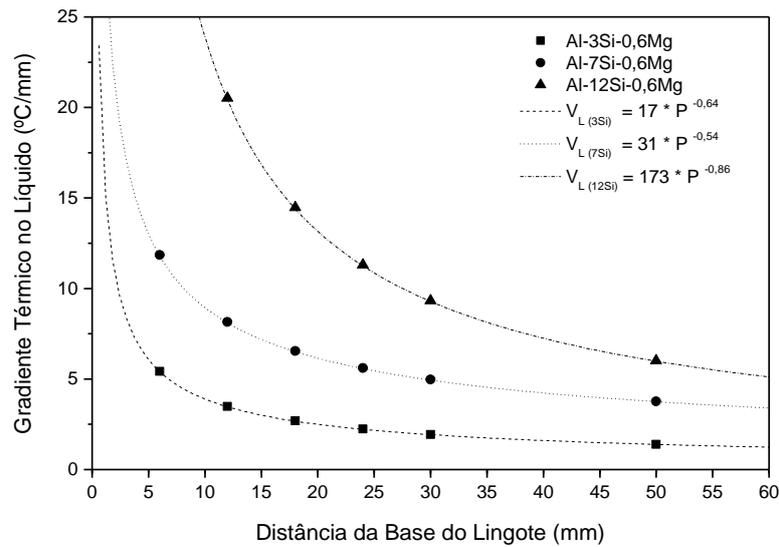


Figura 5.10: Gradiente térmico líquido *versus* distância da base do lingote. Fonte própria.

Calcularam-se as taxas de resfriamento a partir da derivada de cada curva de resfriamento no momento da passagem da isoterma *Liquidus* por cada termopar, $T = dT / dt$. Os perfis de taxa de resfriamento para cada composição analisada podem ser vistos na Figura 5.11. Com o aumento do teor de silício, tem-se um aumento da taxa de resfriamento. Logo, espera-se estruturas mais refinadas para a liga 316.

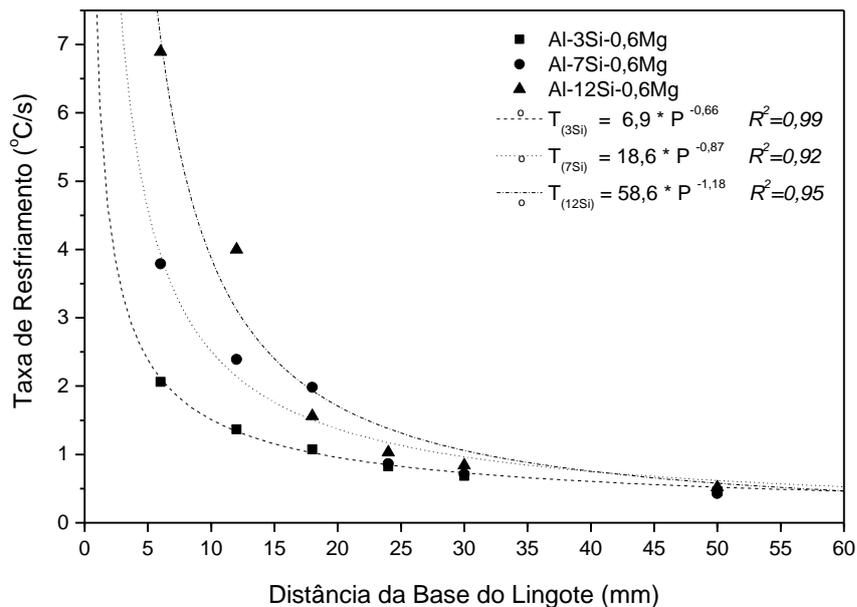


Figura 5.11: Taxa de resfriamento *versus* distância da base do lingote

5.2.2. Caracterização das Macroestruturas dos Lingotes

Com a variação dos parâmetros do processo de solidificação, como velocidade de solidificação, gradientes térmicos e taxas de resfriamento, a macroestrutura da liga 336 apresentou uma grande zona colunar e uma pequena região de granulação equiaxial na parte superior do lingote, mostrada na Figura 5.12a, com alinhamento dos grãos na direção do fluxo de calor. A liga 376, mostrada na Figura 5.12b, apresentou uma zona colunar semelhante à liga 336, e uma zona de granulação equiaxial que se inicia a aproximadamente 70mm da base do lingote. A liga 316, Figura 5.12c, apresentou uma zona colunar de grão refinados e um tipo anômalo de macroestrutura de solidificação, conhecido na literatura como “*feathering grains*” ou grãos em forma de pena (Salgado-Ordorica e Rappaz, 2008). Garcia (Garcia, 2007) sugere que uma das causas para esse desvio na direção de crescimento seja por perturbações mecânicas externas durante a solidificação que, mesmo pequenas, podem mudar a direção de crescimento das pontas dendríticas, com reflexos evidentes na direção do crescimento colunar. Independente da formação desta estrutura anômala observou-se que a estrutura equiaxial teve início mais próxima ao termopar TP50, evidenciando que o aumento no teor de silício proporcionou uma diminuição na região colunar e a ocorrência da transição colunar-equiaxial cada vez mais rápida.

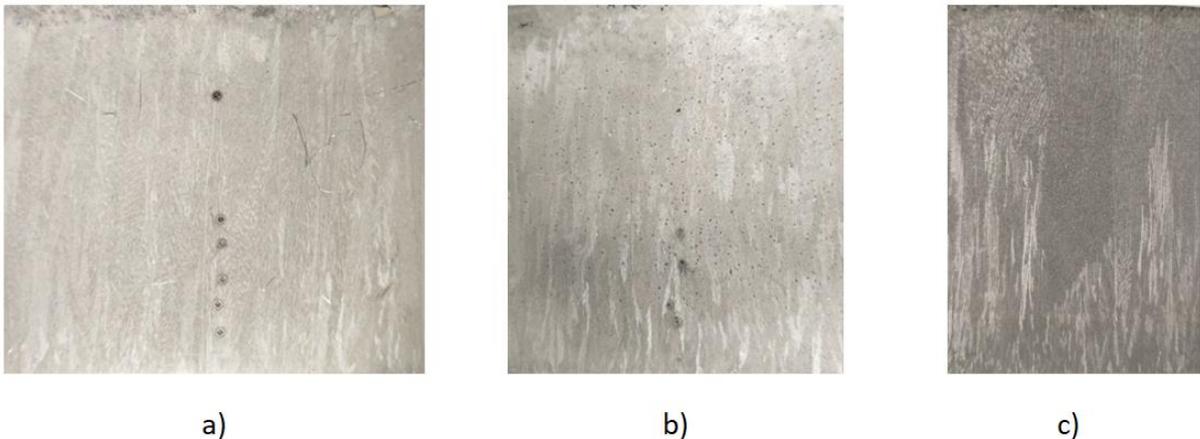
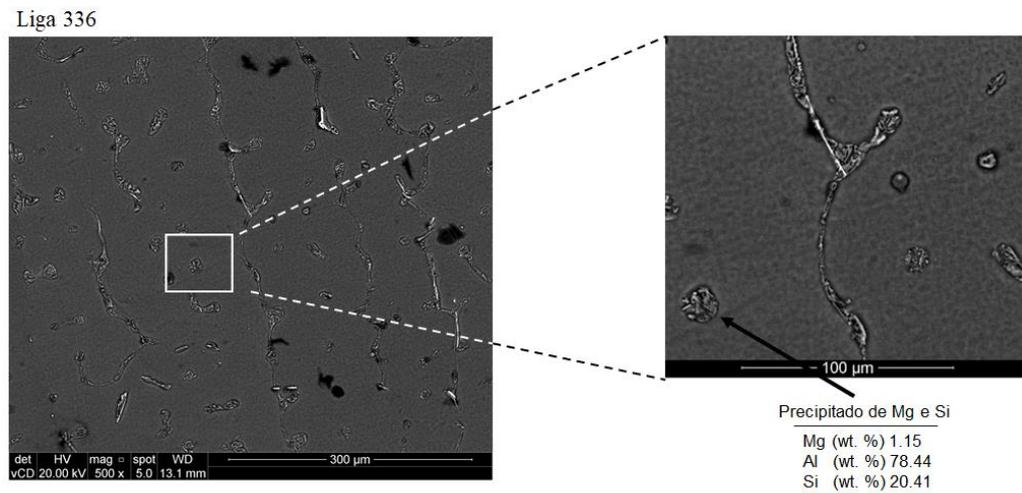


Figura 5.12: Macrografias da seção longitudinal: a) liga 336, b) liga 376, c) liga 316. Fonte própria.

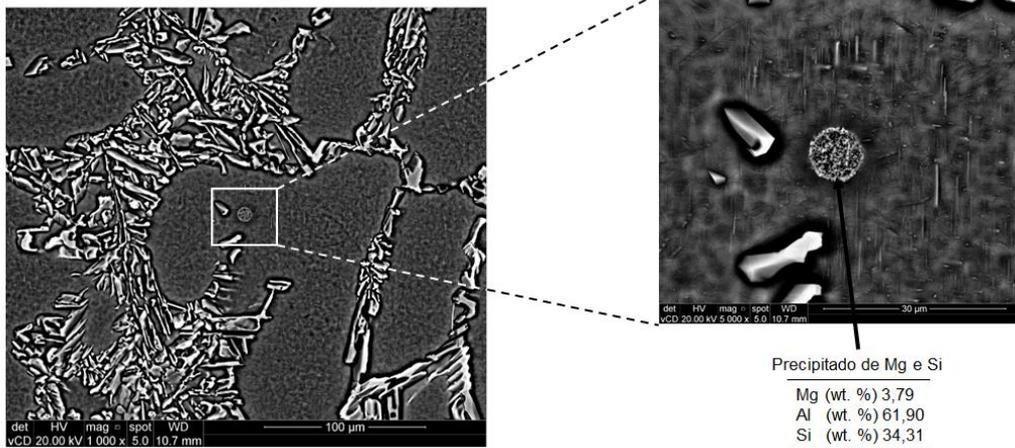
5.2.3. Caracterização das Microestruturas

A Figura 5.13 apresenta as imagens obtidas através do MEV das microestruturas das ligas 336, 376 e 316 (ambas em estado bruto de fusão) e os detalhes dos intermetálicos encontrados nas posições TP 30 (30mm da base do molde). Nota-se que as microestruturas das três ligas foram basicamente formadas por matriz de Al vista nas regiões acinzentadas e por fases interdendríticas de eutético de Al-Si (regiões brancas). Com a ajuda do EDS pode-se constatar a presença de precipitado de Mg e Si em ligas com menor teor de silício. Segundo (2015) afirma que a fragilidade das placas grosseiras de Si é a principal razão para as baixas propriedades, tais como resistência à ruptura, a ductilidade e a resistência ao impacto. No entanto as partículas finas, dispersas e globulares de Si podem resultar em uma melhora nas propriedades mecânicas.



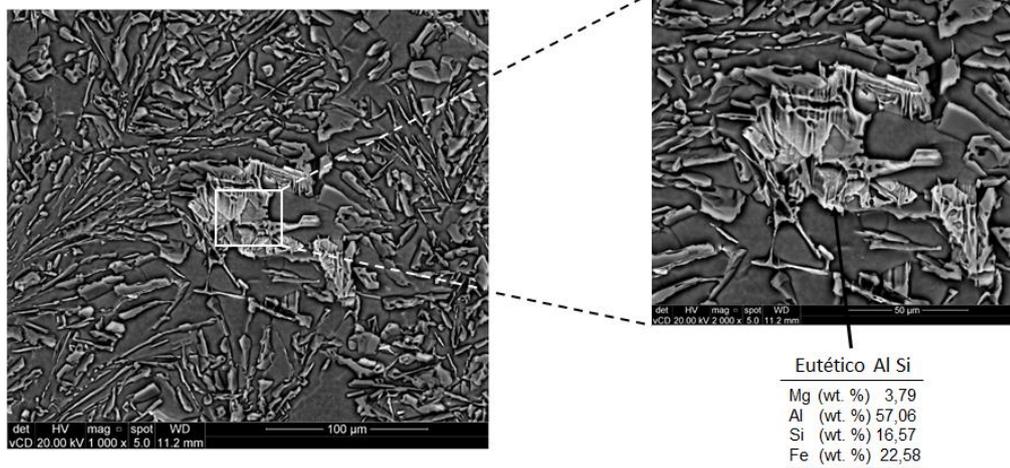
(a)

Liga 376



(b)

Liga 316



(c)

Figura 5.13: Microestruturas longitudinais das ligas fundidas: a) 336, b) 376 e c) 316. Fonte própria.

As Figuras 5.14a à 5.14c mostram claramente uma evolução da morfologia do componente eutético Al Si, o qual é diretamente proporcional ao aumento de Si na liga. A Figura 5.14a mostra a liga 336, onde pode-se observar a rede de ramificação dendrítica na direção do fluxo de calor, tendo pouca concentração de eutético de Al-Si no contorno dos braços dendríticos. Os pontos pretos que aparecem nesta imagem são porosidades causadas pelo aprisionamento de gases durante o processo de solidificação. Para a liga 376, mostrada na Figura 5.14b, o aumento no teor de Si causou aumento na quantidade do eutético de Al-Si, representando aproximadamente 50% da estrutura. Mais uma vez, a formação dendrítica acompanha o sentido do fluxo de calor. Com 12% de Si, a liga 316 tem

comportamento muito semelhante a uma liga eutética de AlSi, porém com algumas formações dendríticas, vistos na Figura 5.14c. Vê-se nesta liga veios de Si em uma forma fibrosa e ramificada, envolvida pela matriz em forma de uma estrutura composta, que segundo GARCIA (2007), apresenta um nível melhor de propriedades como limite de resistência à tração, ductilidade, dureza e usinabilidade.

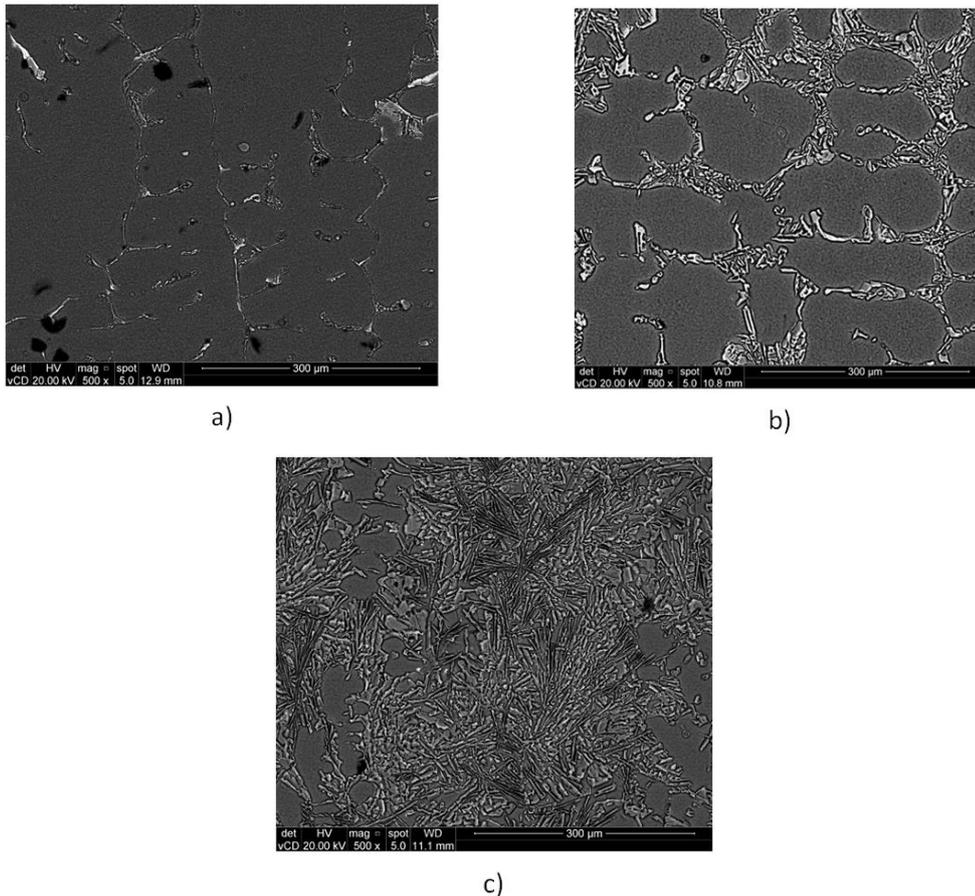


Figura 5.14: Formação dendrítica e microconstituintes das ligas a) 336, b) 376 e c) 316. Fonte própria.

Com a finalidade de correlacionar as condições de solidificação com a microestrutura, foram medidos os braços dendríticos secundários (λ_2) de cada liga. A Tabela 5.2 mostra os valores de λ_2 , onde foram realizadas pelo menos 20 medições em cada região de estudo (TP12, TP30 e TP50).

Como pode ser observado na Tabela 5.2, as ligas 336 e 376 apresentaram tamanhos de braços dendríticos secundários semelhantes, com pouca variação. Pode-se notar que na liga 316, com maior teor de silício (12%), os valores são significativamente menores de λ_2 e o número pequeno de braços dendríticos é provavelmente devido à composição desta liga se aproximar da liga eutética Al-12%Si.

Tabela 5.2: Medidas dos braços dendríticos secundários referente a todas as posições das ligas 336, 376 e 316. Fonte própria.

LIGAS	λ_2 MÉDIA (μm)
336 TP12	43,75
336 TP 30	47,17
336 TP 50	48,62
376 TP 12	44,37
376 TP 30	53,62
376 TP 50	50,35
316 TP 12	22,12
316 TP 30	31,60
316 TP 50	29,47

A liga 336 apresentou valores de λ_2 com pequeno crescimento em relação à posição dos termopares (Figura 5.15), compatíveis com a tendência de constância da velocidade de solidificação apresentada pela liga. Para as regiões mais próximas da base do lingote, até o TP12, observaram-se os maiores valores para as taxas de resfriamento (\dot{T}) e gradiente térmico (Figuras 5.10 e 5.11), o que favoreceu o aparecimento de λ_2 com valores menores quando comparados às regiões do TP 30 e TP50 (Figura 5.15). As ligas 376 e 316 tiveram um aumento de λ_2 no TP30 e um pequeno decréscimo no TP50, intervalo no qual as velocidades de solidificação, gradiente térmico e taxa de resfriamento apresentam valores que vão diminuindo, tendendo a ficarem constantes.

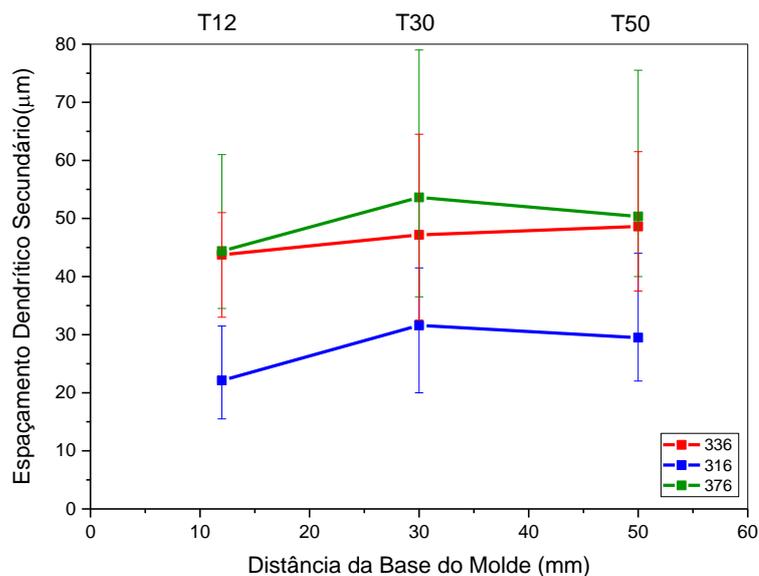


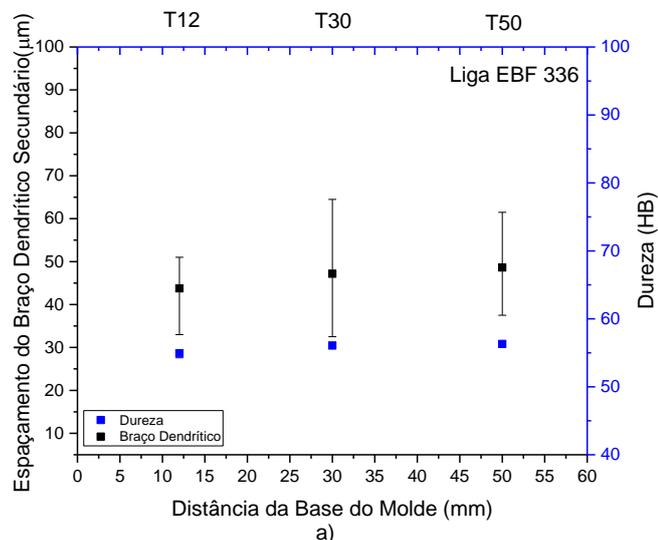
Figura 5.15: Espaçamento dendrítico secundário versus distância da base do molde. Fonte própria.

Em geral, a variação de λ_2 em função da distância da base do lingote foi insignificante, sendo que as maiores variações foram observadas entre as ligas 316 e 336/376, que por sua vez apresentaram valores praticamente idênticos.

5.3. Dureza Brinell

As medições de dureza foram realizadas nas ligas 336, 376 e 316 no estado bruto de fusão (EBF) e após o tratamento térmico T6. Neste tópico serão apresentados apenas os valores obtidos para a condição bruta de fusão, sendo a dureza relacionada com aspectos das microestruturas, que por sua vez foram influenciadas pelas condições de solidificação.

A liga 336 EBF, Figura 5.16a, apresentou um crescimento pequeno do espaçamento dos braços dendríticos (λ_2) na direção do fluxo de calor, juntamente com o crescimento da dureza. Ambas as características para a liga 336 EBF tiveram um aumento no sentido do fluxo de calor, porém muito pequeno, apresentando variação de 10% para λ_2 e 2,5% para dureza. Pode-se associar essa baixa variação à velocidade de solidificação praticamente constante. Para a liga 376 EBF, Figura 5.16b, tem-se um pico de λ_2 na região do TP 30, apresentando um valor de 53,6 μm . Na posição TP12 tem-se o menor valor de λ_2 e o maior valor de dureza. Na liga 316 EBF, Figura 5.16c, aparece um comportamento semelhante à liga 376 EBF, onde na posição TP12 temos o menor valor de λ_2 e maior valor de dureza.



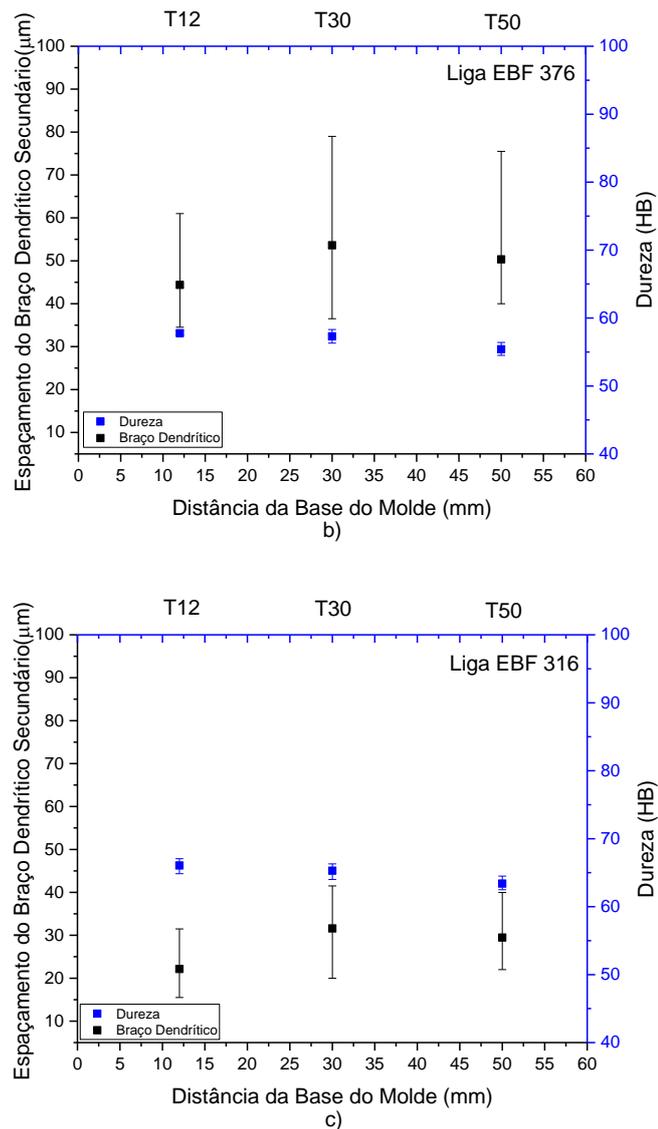


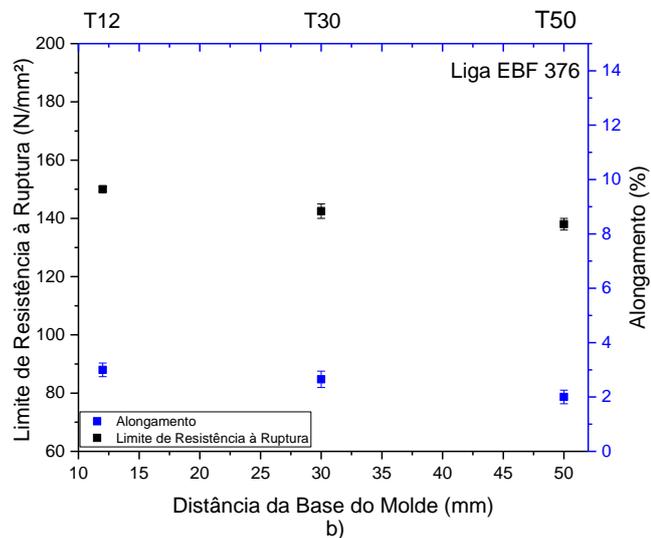
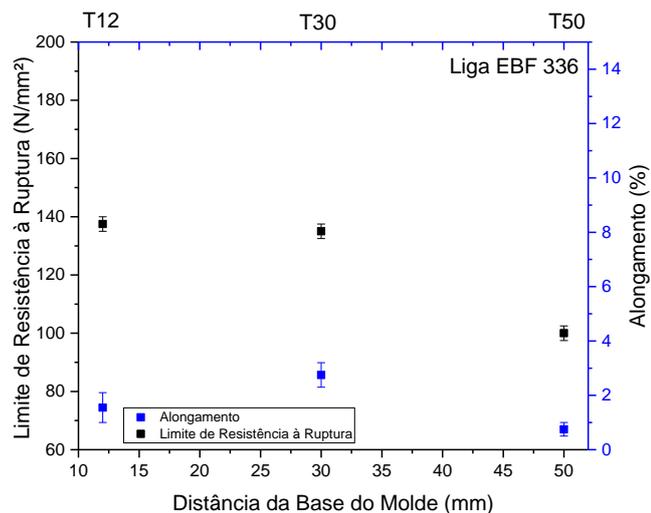
Figura 5.16: Dureza Brinell das ligas a) 336 EBF, b) 376 EBF e c) 316 EBF. Fonte própria.

5.4. Ensaio de Tração

Em ambas as ligas na condição EBF, Figuras 5.17a a 5.17c, na posição da base do molde até o TP12, as taxas de resfriamento, o gradiente térmico e a velocidade de solidificação apresentam os maiores valores, e diminuem no sentido do fluxo de calor. A partir da posição TP12, os valores de taxas de resfriamento, gradiente térmico e velocidade de solidificação continuam diminuindo, mas de maneira mais branda e tendendo a ficarem constantes. A região do TP12 apresentou os menores valores de braços dendríticos secundários e, conseqüentemente, tem-se os maiores valores de limite de resistência à ruptura. A

região do TP30, nas três ligas, apresentou valores de limite de resistência à ruptura próximos aos encontrados na região TP12, porém, levemente menores. Já na região do TP 50, observa-se o mesmo comportamento nas ligas 376 EBF e 316 EBF. Na liga 336 EBF, nesta mesma posição, verificou-se a menor redução (30%) do limite de resistência à ruptura. Destacam-se os valores de limite de resistência à ruptura da liga 316 EBF em todas as posições. Na região TP12 tem-se 185 N/mm², na região TP30 tem-se 170N/mm² e na região TP50 foi determinado 165 N/mm². Pode-se associar esses valores às medidas de braços dendríticos secundários, que entre as três ligas, esta apresentou os menores valores. (MA, 2004).

Os valores de alongamento nas três ligas apresentam valores bem próximos, ficando perto de 2,5%, com exceção da posição TP12 da liga 316 EBF, que ficou próximo a 8%.



b)

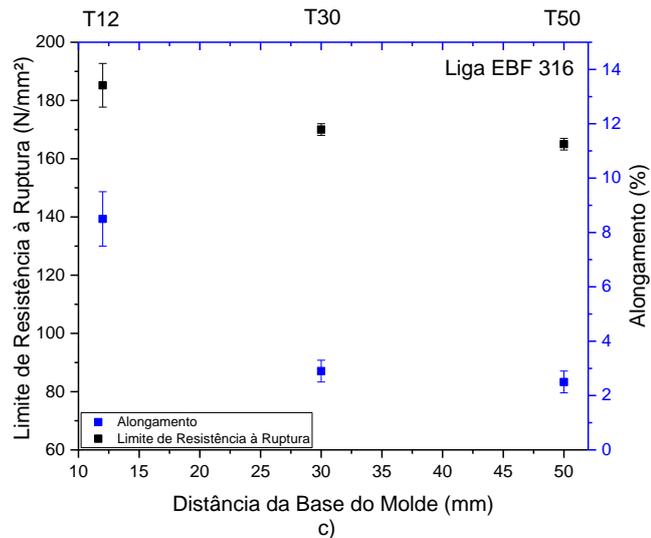


Figura 5.17: Limite de resistência à ruptura e Alongamento versus Distância da base do molde. a) liga 336, b) liga 376 e c) liga 316. Fonte própria.

5.5. Ensaio de Usinabilidade

A usinabilidade do material foi avaliada por meio da Força de Corte (F_c), que é a componente da força de usinagem de maior valor dentro do processo de torneamento. Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), a força de corte pode ser influenciada por fatores como material de fabricação da peça, material e geometria da ferramenta, secção de corte, velocidade de corte, condições de lubrificação e refrigeração, estado de afiação da ferramenta, entre outros.

Na liga 336 EBF, a força F_c , apresentada nas Figuras 5.18a a 5.18c, (valores médios representados pela linha de tendência), tem-se o comportamento de cada amostra durante o ensaio de usinabilidade. Percebe-se na liga 336 EBF, uma queda próxima de 45N em cada intervalo, representando 70% na região de TP12, visto na Figura 5.18a, 62% na região de TP30, Figura 5.18b, e 55% na região de TP50, Figura 5.18c.

Durante a troca das ferramentas, o corpo de prova preso a placa teve sua temperatura diminuída próxima à do início do processo, assim conseguiu-se manter os mesmos parâmetros para cada região testada.

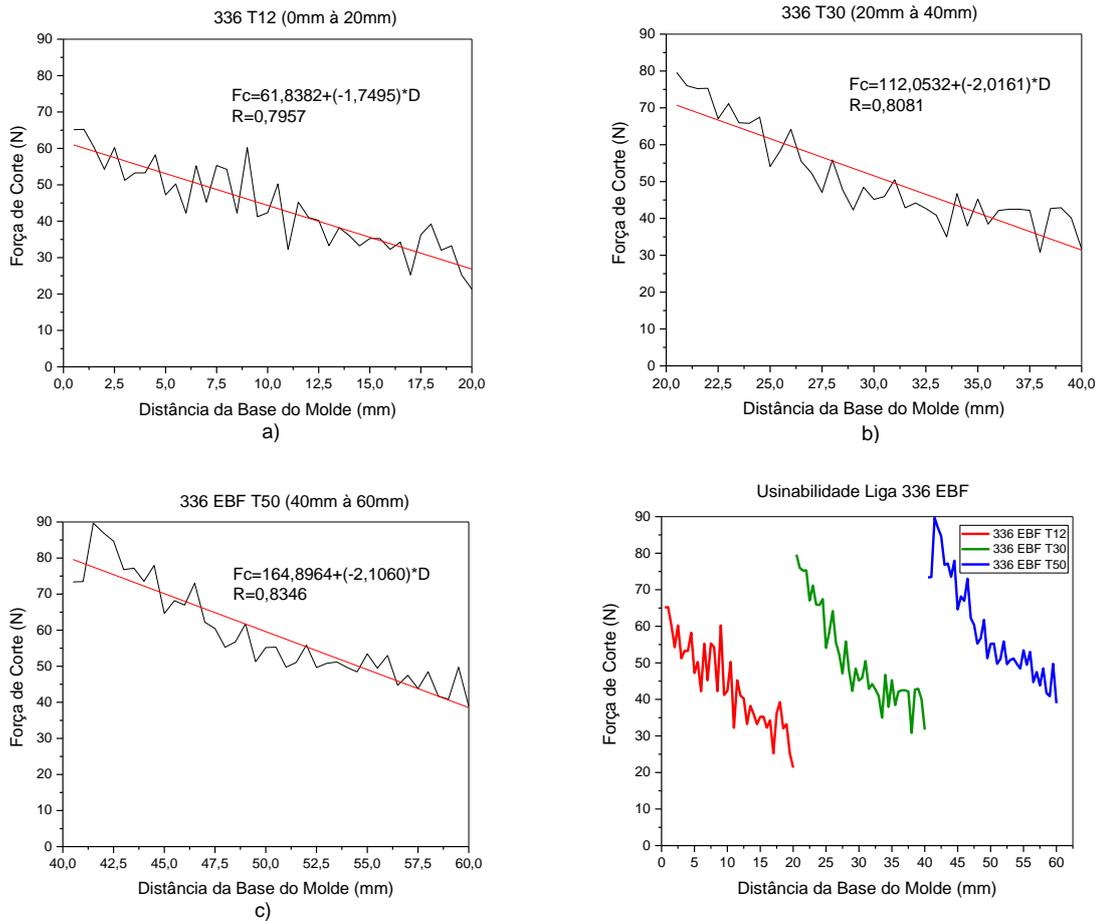


Figura 5.18: Força de corte F_c na liga 336 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

A liga 336 EBF apresenta valores de dureza que aumentaram no sentido do fluxo de calor, conforme Figura 5.19, e a força de corte F_c traz valores proporcionais à dureza, onde o valor máximo de F_c está localizado na região TP50, que apresenta a maior dureza. Logo, pode-se ver a influência das condições de solidificação, formação microestrutural e propriedades mecânicas de cada liga, uma vez que parâmetros como velocidade de corte, profundidade de corte e avanço foram constantes durante todo o processo.

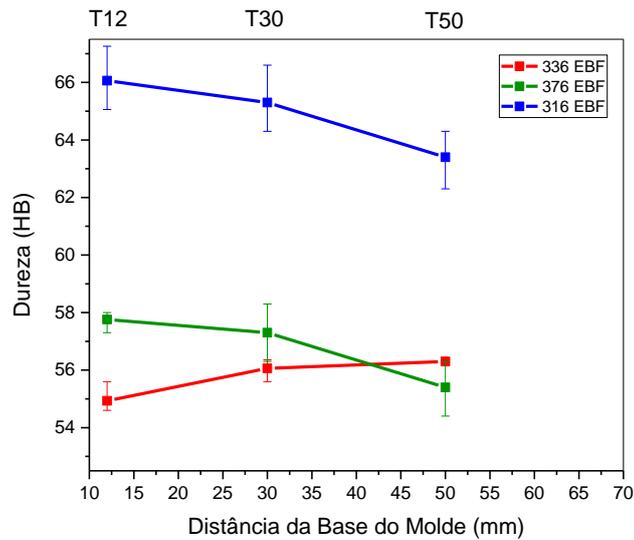


Figura 5.19: Dureza *versus* distância da base do molde para ligas EBF. Fonte própria.

Na sequência, testou-se a liga 376 EBF (Al-7%Si-0,6Mg), mantendo os mesmos parâmetros. Os resultados da Fc são mostrados nas Figuras 5.20a a 5.20d, e os valores médios são ajustados pelas equações e destacados nas linhas de tendências. Nota-se que na região TP12 os valores aparecem à partir de 5mm. Isto se deve a diferença de altura dos corpos de prova, pois todos foram faceados na base para obter uma superfície plana de referência, e a remoção foi maior em alguns, para eliminar qualquer defeito. A região TP12, Figura 5.20a, apresentou uma variação próxima à 25N (31,25%). Na região TP30, Figura 5.20b, tem-se uma pequena diminuição da dureza e uma pequena redução na Fc. O valor mais alto foi de aproximadamente 70N e o menor aproximadamente 40N, resultando em uma diferença de aproximadamente 42,8%. A menor dureza encontrada na liga 376 EBF foi na TP50, Figura 5.20c. Porém, esta região apresentou o maior pico de Fc. Segundo TRENT e WRIGHT (2000), associa-se isso a maior ductilidade do material, que acaba gerando uma grande área de contato entre cavaco e superfície de saída da ferramenta. Este fenômeno não é totalmente entendido, tendo que a liga de um metal puro aumenta seu limite de escoamento (Figura 3.16), mas frequentemente reduz Fc porque a área de contato entre cavaco e ferramenta se torna menor.

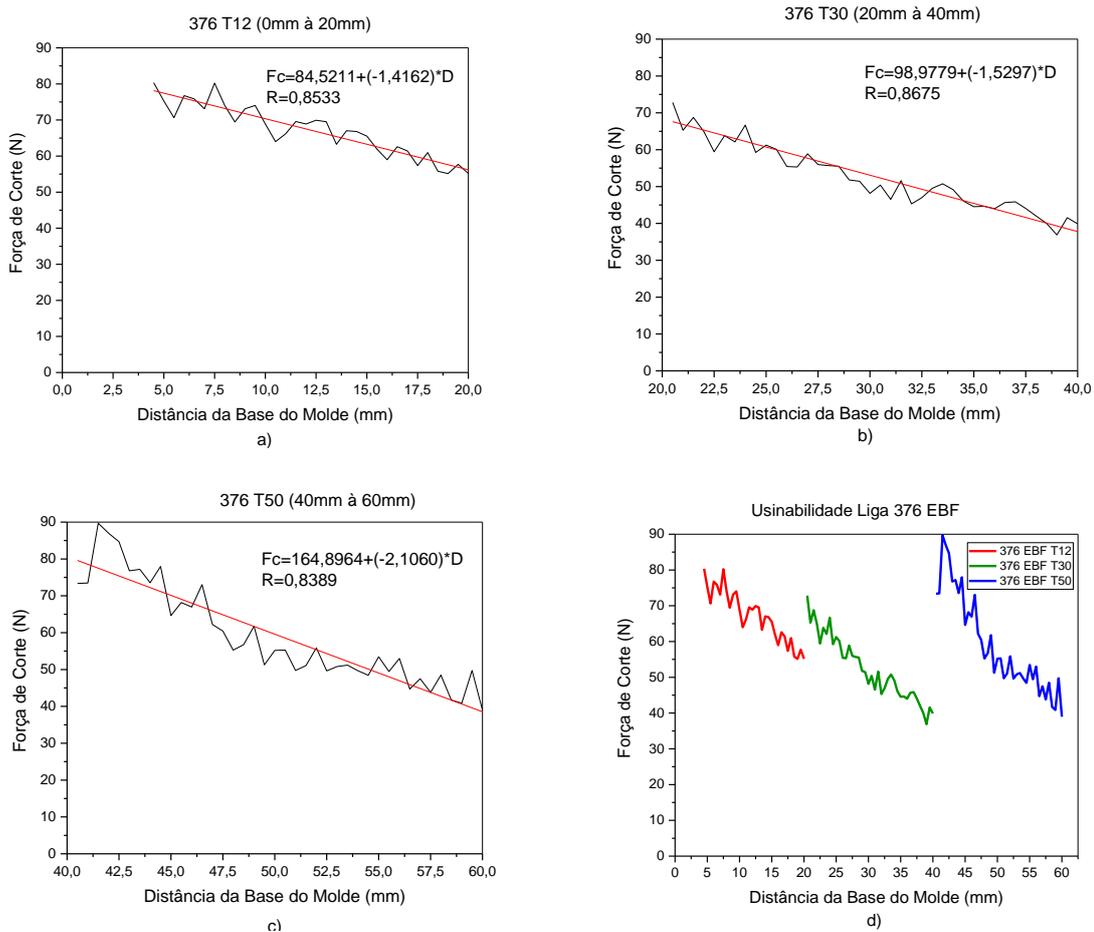


Figura 5.20: Força de corte F_c na liga 376 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

Dentre as três ligas em estado bruto de fusão (EBF), a que contém maior teor de silício é a 316 EBF. Logo tem-se uma maior quantidade de microconstituente eutético (AlSi) e Mg_2Si , com uma estrutura mais refinada. Esta liga apresenta valores de dureza superiores em até 12% (Figuras 5.16a a 5.16c) se comparada às outras (336 EBF e 376 EBF). Os valores de F_c nos primeiros passes do faceamento de cada região tiveram valores menores quando comparados a outras ligas (336 EBF e 376 EBF), e começaram praticamente com o mesmo valor (65N) nas três regiões (TP12, TP30 e TP50) e apresentaram praticamente o mesmo intervalo de variação 30,76% (65N à 45N), o que pode-se ver na Figura 5.21d. A maior dureza na liga na liga 316 EBF facilitou a quebra do cavaco, o que diminuiu a área de contato entre cavaco e ferramenta se torna menor, acarretando em menores de força F_c . (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2000).

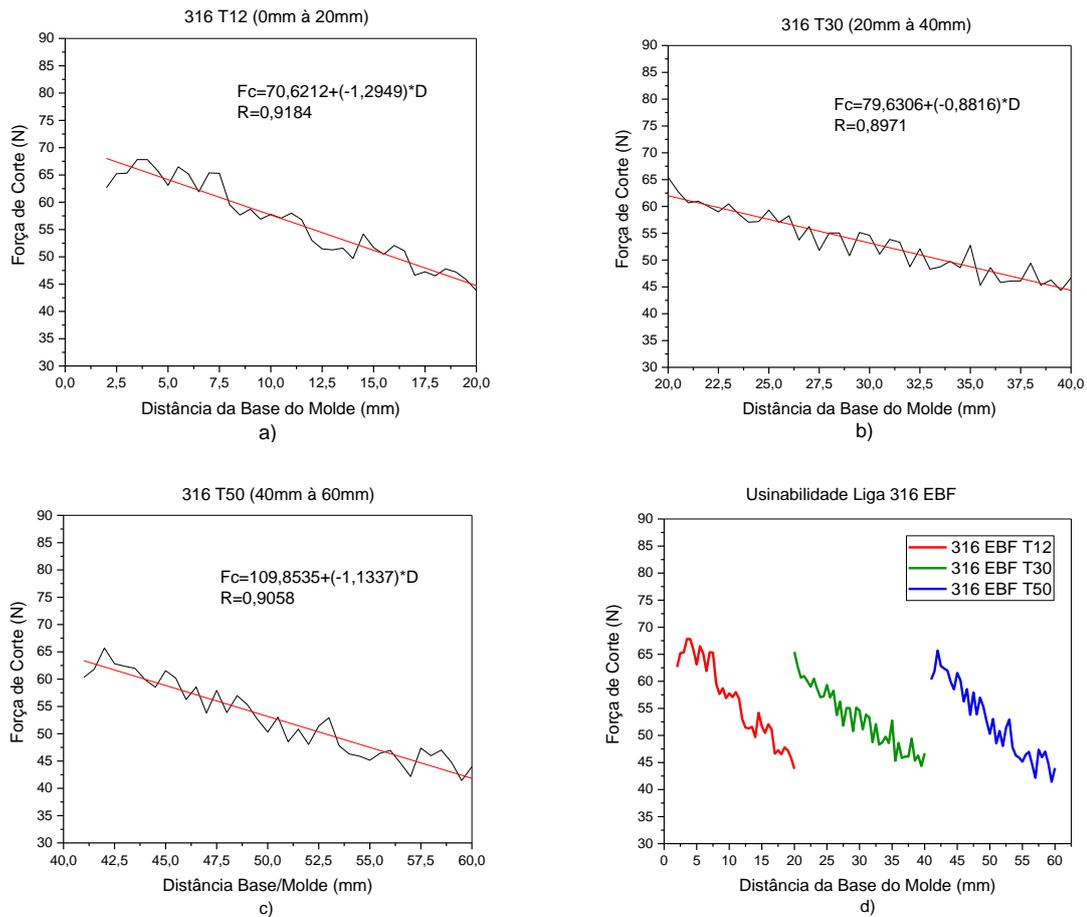


Figura 5.21: Força de corte F_c na liga 316 EBF nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

As Figuras 5.22a a 5.22d mostram as F_c encontradas no ensaio de usinabilidade da liga 336 T6. Este corpo de prova, assim como os próximos a serem apresentados, passaram pelo tratamento térmico T6 (solubilização, têmpera e envelhecimento artificial). A região 336 T6 TP12, Figura 5.22a, teve a obtenção dos dados em 6mm devido a diferença de altura entre os lingotes. Nesta região o pico máximo de F_c chegou a 60N e o mínimo a 45N. Tem-se uma diferença de 25%, muito inferior as ligas em estado bruto de fusão, onde constatou-se diferenças de até 70%. No restante do corpo de prova 336 T6, nas regiões T30, Figura 5.22b, e T50, Figura 5.22c, apresentaram valores de F_c muito próximos à região T12, e comprova-se a efetividade do tratamento térmico T6, onde se tem uma homogeneização da solução sólida através distribuição e solubilização dos precipitados de Mg_2Si .

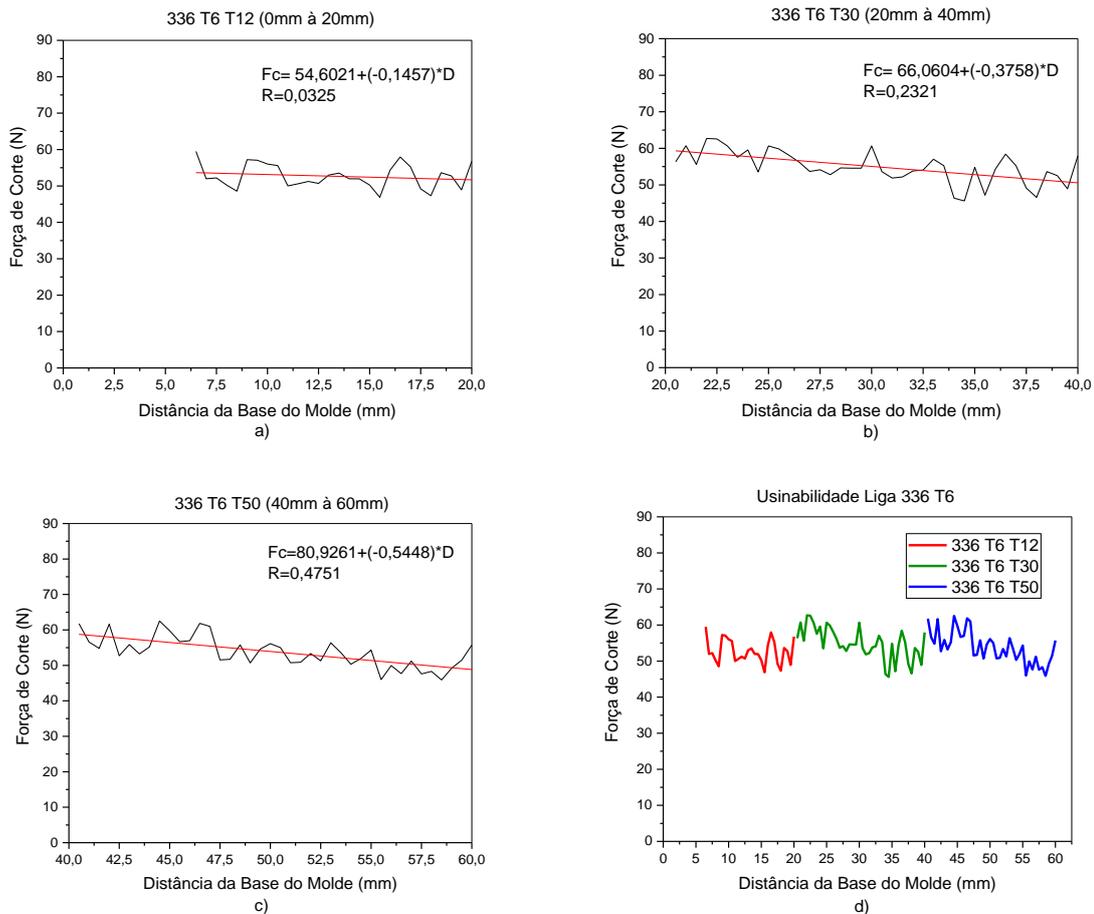


Figura 5.22: Força de corte F_c na liga 336 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

O maior teor de Si na liga 376 T6 faz com que se tenha mais microconstituintes de AlSi e precipitados de Mg_2Si que a liga 336 T6, refletindo na dureza encontrada, que se apresentou ligeiramente maior do que a apresentada na liga 336 T6, conforme mostra a Figura 5.23. Pode-se ver novamente a baixa variação de F_c no decorrer das regiões TP12, Figura 5.23a, TP30, Figura 5.23b, e TP50, Figura 5.23c. Comparando as ligas 376 T6 e 336 T6, o comportamento da força F_c é muito próximo, e o teor maior de Si não é suficiente para alterá-lo significativamente.

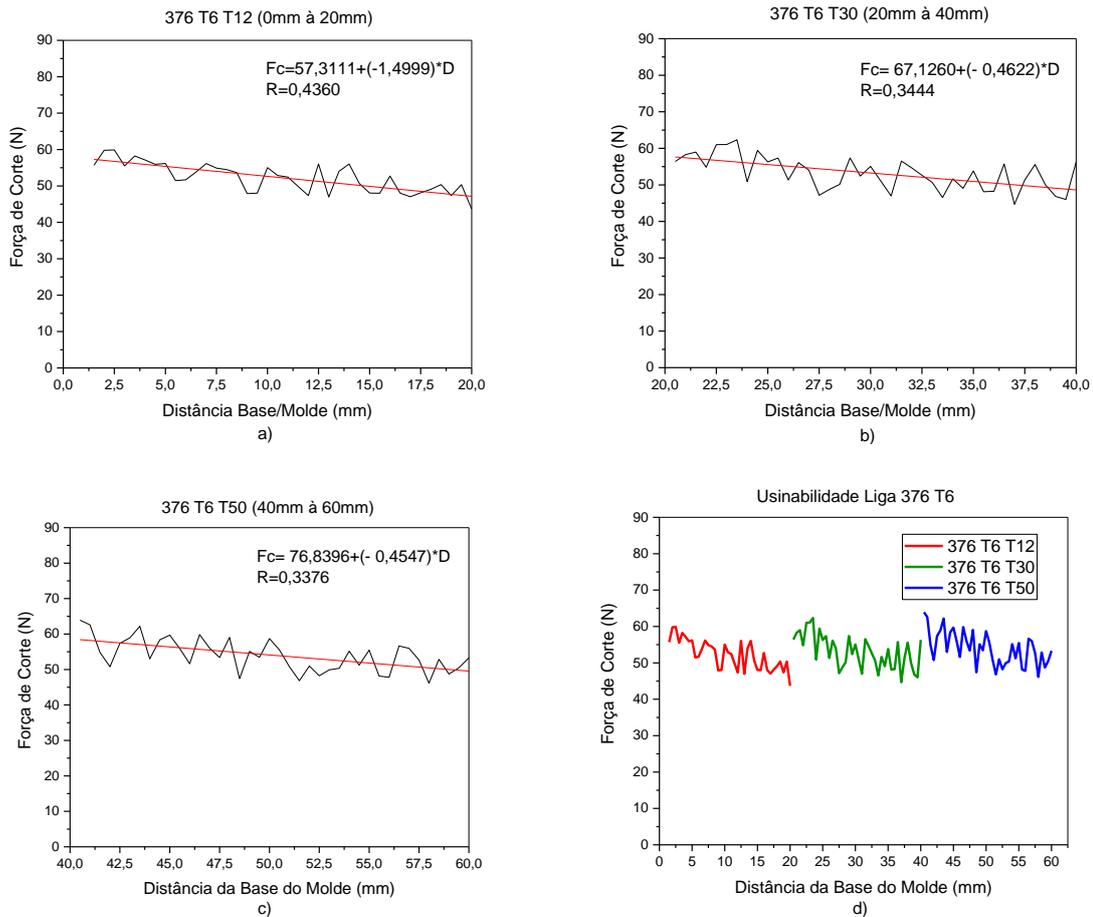


Figura 5.23: Força de corte F_c na liga 376 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

Ainda comparando a usinabilidade nas ligas (através de F_c), viu-se que no corpo de prova 316 T6 os valores de F_c continuaram com valores semelhantes das três regiões (TP12, TP30 e TP50), conforme mostram as Figuras 5.24a a 5,24d, e próximos aos valores de F_c encontrados nas ligas 336 T6 e 376 T6. Observa-se através da linha de tendência e sua equação de ajuste que a variação entre os pontos de F_c analisados é consideravelmente menor que nas 336 T6 e 376 T6. Pode-se associar isto ao equilíbrio entre as microestruturas presentes nesta liga e a homogeneidade da solução sólida através da solubilização dos precipitados de Mg_2Si .

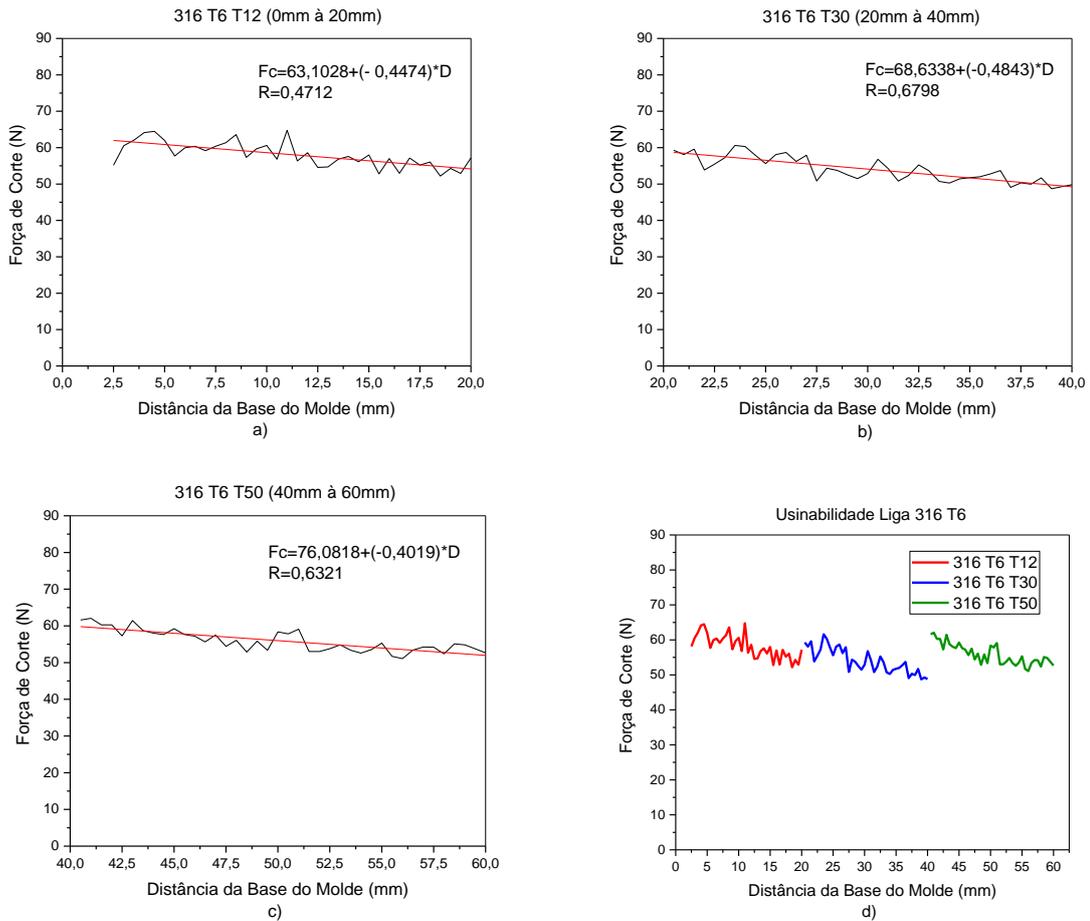


Figura 5.24: Força de corte F_c na liga 316 T6 nas regiões - a) TP12, b) TP30, c) TP50, e d) todas as regiões. Fonte própria.

A Figura 5.25 mostra a dureza encontrada para as ligas 336T6, 376T6 e 316T6 após o tratamento T6. Pode-se perceber que a dureza permaneceu praticamente constante ao longo das regiões dos termopares TP12, TP30 e TP50. Esta linearidade de dureza vem da solubilização dos precipitados de Mg_2Si e da homogeneização da solução sólida. Com valores maiores de dureza quando compara-se a ligas no estado bruto de fusão, a tendência de cavaco descontínuos é maior, e a área da seção de corte acaba sendo menor, reduzindo a F_c .

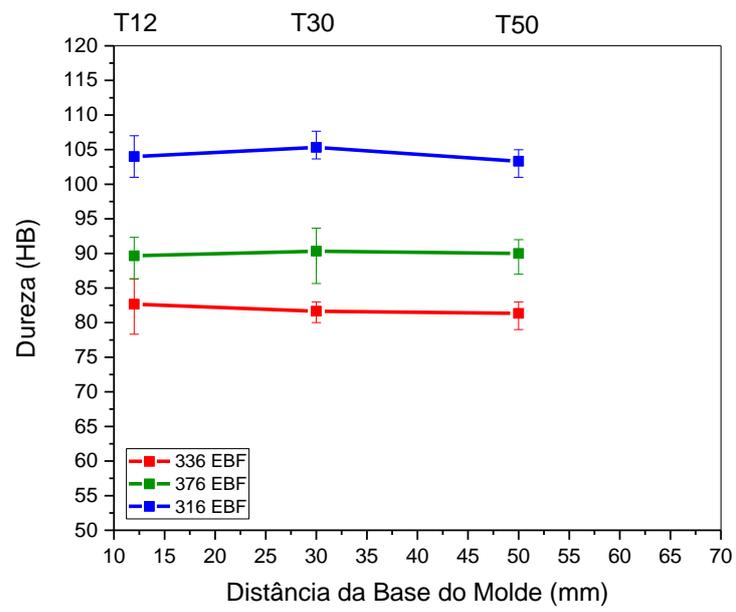


Figura 5.25: Dureza Brinell versus distância da base do molde, ligas T6. Fonte própria.

6. CONCLUSÕES

A comparação da usinabilidade das ligas 336 (Al-3%Si-0,6%Mg), 376 (Al-7%Si-0,6%Mg) e 316 (Al-12%Si-0,6%Mg), em estado bruto de fusão e pós tratamento térmico T6, permitiram obter as seguintes conclusões sobre seus comportamentos durante o processo de torneamento, através do faceamento, como segue:

- Na análise estrutural dos lingotes solidificados, constatou-se uma formação colunar predominante ao longo do lingote e uma pequena região de granulação equiaxial na parte superior do lingote nas ligas 336 e 376, confirmando a eficiência do mecanismo de solidificação unidirecional vertical ascendente. A liga 316 apresentou uma zona colunar de grãos refinados e um tipo anômalo de macroestrutura de solidificação, conhecido na literatura como “*feathering grains*” ou grãos em forma de pena.
- A formação de uma rede de ramificação dendrítica foi constatada em todas as ligas, com tamanhos de braços dendríticos similares para cada uma das ligas. Os tamanhos destes braços foram pouco afetados pelos parâmetros térmicos de solidificação, como gradiente térmico, taxa de resfriamento e velocidade de solidificação.
- Propriedades mecânicas como dureza e limite de resistência à ruptura apresentaram valores muito próximos nas ligas 336 e 376 (com menores teores de Si) em estado bruto de fusão. Já a liga 316 (com o maior teor de Si), apresentou um aumento de dureza próximo a 12% ao longo de todo o lingote, e aumento próximo a 16% de limite de resistência à ruptura também em todo o lingote. O mesmo comportamento também foi observado quando se compara a dureza nas ligas pós tratamento térmico. As ligas 336 T6 e 376 T6 apresentaram valores muito próximos, e um aumento significativo (21,90%) é visto apenas na liga 316 T6.
- Em relação a avaliação da usinabilidade, apesar da liga 316 T6 apresentar valores maiores de dureza em relação às ligas 336 T6 e 376 T6, os valores de Força de Corte (Fc) dos três corpos de prova se mostram muito próximos. Isto se deve pela menor influência da dureza e resistência à tração no processo de usinagem, onde velocidade de corte, avanço e profundidade de corte têm maior influência sobre Fc. Os valores iniciais de Fc de cada região, em todos os corpos de prova, tanto em estado bruto de fusão quanto pós tratamento térmico, apresentam valores muito

próximos. O que se observou é uma variação quando ao longo das regiões para os corpos de prova no estado bruto de fusão.

- Para ligas pós tratamento térmico, percebe-se uma tendência de constância de F_c , provavelmente devido aos valores constantes de dureza observados para esta condição. Logo, conclui-se que a melhor condição para a usinagem de ambas as ligas é após o tratamento térmico T6.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Após analisar as conclusões aqui apresentadas, é visto a necessidade de dar sequência a possíveis trabalhos futuros. A seguir são sugeridas novas abordagens propostas a partir deste trabalho:

- Analisar a influência da temperatura na força de corte F_c durante o processo de usinagem para as ligas apresentadas, tanto em estado bruto de fusão quanto pós tratamento térmico.
- Testar parâmetros de corte diferentes (velocidade de corte, avanço e profundidade de corte) para as ligas apresentadas e apontar os mais eficientes.
- Utilizar outros comparativos para avaliar a usinabilidade das ligas apresentadas, como acabamento superficial e recalque do cavaco.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO, ABAL. **A sustentabilidade da indústria brasileira do alumínio**. 1ª ed. Brasília: CNI, 2017, 60p.

ARANGO, J. M. R. **Análise térmica de ligas Al-Si com adição de Inoculante**. São Paulo. 2009. 125p. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de São Paulo, Brasil.

ASM. **Casting**. Metals Handbook, vol 15, 1992.

BARBOSA, C. **Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações**. Rio de Janeiro: Editora E-papers Serviços Editoriais Ltda. 1ª ed. 2014. 532p.

BORBA, R. B. de. **Estudo da Influência das Afições em Brocas Escalonadas de Canal Reto na Furação da liga de Alumínio SAE306**. São João del-Rei. 2013. 91p. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de São João del-Rei, Brasil.

BRITO, C. C.; LAMEIRA, C. P. T.; SANTOS, M. S.; SIQUEIRA, C. A. **A correlação entre variáveis térmicas, microestrutura e propriedades de liga A356 solidificada unidirecionalmente**. Anais do VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM). Campina Grande - PB, 2010. Brasil.

CAMACHO, C. **O ânimo do setor metalmecânico, O mundo da usinagem**. 2018. Disponível em: <https://omundodausinagem.com.br/o-animo-do-setor-metalmecanico/>. Acesso em 08/04/2019.

CUNHA, D. F. **Influência do teor de silício na usinabilidade de alumínio 6531 – Avaliada através de força de corte e acabamento superficial**. Uberlândia. 2012. 100p. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Uberlândia, Brasil.

CUNHA, P. R. **Caracterização mecânica e metalografia de uma liga de alumínio empregada para cabeçote de motor flex.** São Paulo, 2012. 99p. Dissertação (Mestrado). Escola politécnica. Universidade de São Paulo, Brasil.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L.. **Tecnologia da Usinagem dos Metais.** São Paulo: Art Liber Editora. 2ª ed. 2000. 242p.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais,** Editora Edgard Blucher Ltda, São Paulo. 1981. 751 p.

GARCIA, A. – **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** Campinas: Editora da Universidade Estadual de Campinas. 2ª ed. 2007.

GEORGATIS, E. *et al.* Development of a cast Al-Mg 2 Si-Si in situ composite: microstructure, heat treatment, and mechanical properties. **Journal of materials engineering and performance**, v. 22, p. 729-741, 2013.

GONÇALVES, R. A. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6xxx.** Dissertação (Mestrado). Uberlândia. 2012. 124p. Universidade Federal de Uberlândia, Brasil.

GOULART, P.R. *et al.* **Cellular growth during transiente direcional solidification of hypoeutectic Al-Fe alloys.** **Journal of alloys and compounds.** V. 470, n.1, p 589-599, 2009.

HA, S.-H. *et al.* Simultaneous improvement of strength and ductility in hypoeutectic Al-Si-Mg and Al-Mg alloys with high contents of Mg. **Materials Today: Proceedings**, v. 10, p. 327-331, 2019.

HAGHSHENAS, M.; ZAREI-HANZAKI, A.; FATEMI-VARZANEH, S. M. The effects of thermo-mechanical parameters on the microstructure of Thixocast A356 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 480, p. 68-74, 2008.

KISHAWY, H. A. *et al.* **Effect of coolant strategy on tool performance, chip morphology and surface quality during high-speed machining of A356 aluminum alloy.** *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 45, p. 219-227, 2005.

MA, Z. *et al.* 04-007 Effect of Iron and Cooling Rate on Tensile Properties of B319. 2 Alloys in Non-Modified and Sr-Modified Conditions. **TRANSACTIONS-AMERICAN FOUNDRYMENS SOCIETY**, v. 112, p. 131-140, 2004.

MACHADO, A. R. *et al.* **Teoria da usinagem dos materiais.** São Paulo: Editora Blucher, 2009. 371p.

MILITÃO, M. H. Uma análise experimental do fresamento concordante e discordante. **Revista Iluminart**, v. 13, p.117, ano 2015

POLITÉCNICA UCRS – Laboratório de Materiais. Disponível em:<
https://www.politecnica.pucrs.br/laboratorios/default3/index.php?_lab=lamat&_lang=br&_pg=infraestrutura> Acesso em 18 de dezembro de 2020.

REIS, P. B. **Endurecimento por precipitação em funções das condições de solidificação em ligas leves de Al-Zn-Mg com variações no teor de zinco.** Porto Alegre. 2017. 218p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Escola Politécnica. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

SALGADO-ORDORICA, M.A.; RAPPAZ, M. **Twinned dendrite growth in binary aluminum alloys.** *Acta Materialita*. v 56. n. 19. p. 5708-5718. 2008

SANDVIK CATALOG – Turning, 2012

SEGUNDO, H. E. **Efeitos dos tratamentos de solubilização e precipitação sobre a microestrutura de ligas da família 356 com diferentes teores de magnésio.** Joinville. 2015. 93p. Dissertação (Mestrado). Universidade do Estado de Santa Catarina, Brasil.

SHI, Y.; PAN, Q.; LI, M.; LIU, Z.; HUANG, Z. Microstructural evolution during homogenization of DC cast 7085 aluminum alloy. **Transaction of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, p. 3560-3568, 2015.

STRUZIKIEWICZ, G.; ZEŁBALA, W.; SŁODKI, B. **Cutting parameters selection for sintered alloy AlSi10Mg longitudinal turning. Measurement**, v. 138, p. 39-53, 2019.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. – **Metal Cutting**, 4^a Edition, 2000. 446p.

WANG, Q. G.; DAVIDSON, C. J. **Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys**. Journal of materials science, v. 36, p. 739-750, 2001.

WEINGAERTNER, W. L.; SCHROETER R. B. – Tecnologia de usinagem do alumínio e suas ligas. São Paulo: Editora Alcan Alumínio do Brasil. 1990. 76p.

WOLK, V. **A importância da Indústria no Brasil**. Portal da Indústria, 2018. Disponível em: <<https://noticias.portaldaindustria.com.br/noticias/economia/participacao-da-industria-na-economia-brasileira-sobe-para-22-diz-cni/>>. Acesso em 08/04/2019.

ZONTA, A. **Porque Monitorar a Usinagem**. O munda da usinagem, 2018. Disponível em: <<https://omundodausinagem.com.br/porque-monitorar-a-usinagem/>>. Acesso em 15/08/2019.



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Graduação
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - 3º. andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: prograd@pucrs.br
Site: www.pucrs.br