

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

**ESTUDO DA INFLUENCIA DO SUPERAQUECIMENTO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE UMA LIGA DE MAGNÉSIO CONTENDO TERRAS RARAS**

ANDRÉ GONÇALVES GARCIA

Dissertação para a obtenção do título de  
Mestre em Engenharia

Porto Alegre (RS)

2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM)

**ESTUDO DA INFLUENCIA DO SUPERAQUECIMENTO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DE UMA LIGA DE MAGNÉSIO CONTENDO TERRAS RARAS**

André Gonçalves Garcia  
Tecnólogo em Fabricação Mecânica

Trabalho realizado no Laboratório de Fundição, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), como parte dos requisitos para exame de qualificação de mestrado em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre (RS)

2012

Esse trabalho foi julgado adequado como qualificação para dissertação de mestrado em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Jr. (PPGEM – UFRGS)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Vinicius Karlinski Barcellos (IFRS)

Prof<sup>a</sup>. Dra. Berenice Anina Dedavid (PUCRS)

Prof. Dr. Carlos Raimundo Frick (UFRGS)

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGEM

## AGRADECIMENTOS

Manifesto os sinceros agradecimentos as seguintes pessoas, instituições e empresas pela valiosa colaboração na execução deste trabalho:

Ao Professor Dr. Jaime Alvares Spim Jr., pela orientação, reconhecimento e estímulo proporcionado.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo apoio financeiro.

Ao Professor Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira e ao Msc. Eng. José Feltrin, pelas contribuições e auxílio no desenvolvimento do projeto.

Aos colegas do Laboratório de Fundição da UFRGS, em especial ao Eng. Sérgio Bartex, aos alunos Igor Zimpel e Breno Luvison Basso pelas sugestões e observações valiosas.

À minha esposa Aline Guilhem Garcia e meu filho José Vitor Guilhem Garcia, por estarem presente na minha vida, pelo apoio incondicional e companheirismo.

À minha família, pelo apoio e compreensão.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.



## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XIV
RESUMO .....	XVI
ABSTRACT .....	XVII
 1.0 INTRODUÇÃO .....	 2
2.0 OBJETIVOS .....	4
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
3.1 Histórico .....	5
3.2 Ocorrência e Processo de obtenção .....	5
3.3 Consumo de Magnésio .....	6
3.4 Características do magnésio .....	7
3.5 Propriedades físico-químicas.....	8
3.6 Propriedades Mecânicas .....	8
3.7 Vantagens e Desvantagens do uso do magnésio .....	10
3.8 Classificação e Nomenclatura das ligas.....	11
3.9 Principais elementos de liga .....	13
3.9.1 Adição de alumínio.....	13
3.9.2 Adição de zinco .....	13
3.9.3 Adição de cálcio .....	14
3.9.4 Adição de cálcio/estrôncio.....	15
3.9.5 Adição de zircônio.....	16
3.9.6 Adição de silício .....	16
3.9.7 Adição de Terras Raras.....	17
3.10 Fundição .....	18
3.10.1 Fundição em areia.....	19
3.10.2 Fundição sob pressão (die casting).....	19
3.10.3 Fundição sob alta pressão (squeeze casting) .....	21
3.10.4 Fundição por Tixomoldagem.....	23
3.11 Tratamento térmico.....	23

3.11.1	Tratamento de recozimento .....	24
3.11.2	Tratamento de solubilização .....	24
3.11.3	Tratamento de envelhecimento .....	26
3.11.4	Problemas no tratamento térmico de ligas de magnésio .....	26
3.12	Solidificação .....	26
3.12.1	Macroestruturas de solidificação .....	27
3.12.2	Microestruturas de solidificação .....	28
3.12.3	Solidificação unidirecional vertical ascendente .....	29
3.12.4	Correlação entre propriedades Mecânicas e estrutura bruta de solidificação	30
4.0	MATERIAIS E MÉTODOS .....	32
4.1	Metodologia Experimental: .....	32
4.2	Material utilizado .....	33
4.3	Sistema utilizado para fusão/solidificação unidirecional vertical ascendente .....	33
4.4	Cadinho .....	34
4.4.1	Propostas de modificações no cadinho .....	35
4.4.2	Cadinho atual .....	37
4.5	Sistema de resfriamento .....	38
4.6	Atmosfera protetora .....	39
4.7	Agitação mecânica .....	40
4.8	Sistema de monitoramento de temperatura .....	41
4.9	Procedimento de fusão do magnésio .....	43
4.10	Corte dos lingotes .....	45
4.11	Metalografia .....	46
4.12	Dureza .....	46
4.13	Microdureza .....	47
4.14	Tração .....	48
4.15	Medidas de espaçamentos dendríticos secundários (EDS) .....	50
5.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	52
5.1	Composição Química da Liga .....	52
5.2	Análise Térmica .....	52
5.2.1	Análise Térmica com Resfriamento Lento – Experimento I .....	52
5.2.2	Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento II .....	54
5.2.3	Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento III .....	56
5.2.4	Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento IV .....	57

5.2.5	Comparação dos Parâmetros Térmicos dos Experimentos II, III e IV .....	59
5.3	Análise Macroestrutural .....	61
5.4	Medidas de Espaçamentos Dendritico Secundário – EDS ( $\lambda_2$ ) .....	64
5.5	Medidas de Dureza .....	69
5.6	Medidas de Microdureza .....	72
5.7	Ensaio de Tração .....	76
5.8	Relação das propriedades mecânicas versus posição no lingote .....	78
5.8.1	Limite de Resistência à tração .....	79
5.8.2	Limite de Escoamento .....	81
5.8.3	Alongamento Específico.....	84
5.9	Relação das propriedades mecânicas versus Espaçamento Dendritico Secundário – EDS ( $\lambda_2$ ).....	86
5.9.1	Limite de resistência a Tração .....	87
5.9.2	Limite de Escoamento .....	89
5.9.3	Alongamento Específico.....	92
5.9.4	Dureza.....	94
5.10	Relação das propriedades mecânicas versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus .....	97
5.10.1	Limite de Resistência a Tração.....	97
5.10.2	Limite de Escoamento .....	100
5.10.3	Alongamento Específico.....	102
5.10.4	Dureza.....	105
5.11	Comparação das propriedades mecânicas entre os experimentos de fusão/solidificação unidirecional.....	107
5.11.1	Limite de Resistência a Tração.....	107
5.11.2	Limite de Escoamento .....	108
5.11.3	Alongamento Específico.....	109
5.11.4	Dureza.....	110
6.0	CONCLUSÕES .....	112
6.1	Considerações Finais .....	112
6.2	Proposta para Trabalhos Futuros .....	113
7.0	Trabalhos apresentados em Congressos e Seminários .....	114
8.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	115

## LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 3.1- Proporção da utilização de magnésio na indústria metalúrgica (Adaptado de França, 2009) .....	7
Figura 3.2- Efeito da adição de cálcio na microestrutura da liga AZ91. (Adaptado de Qudong,2001) .....	14
Figura 3.3- Acima mostra uma foto da microestrutura da liga AZ91 sem adição de elementos, já a foto abaixo mostra a microestrutura da liga AZ91 adicionada por Ca/Sr.. (Adaptado de Hirai,2005) .....	15
Figura 3.4- Comparação da liga AS21 com a liga AZ91 em relação a resistência a fluência. (Adaptado de Dargush, 1997).....	17
Figura 3.5- Micrografia mostrando a morfologia da partícula de $Mg_2Si$ formando o caractere chinês. (Adaptado de Dragush,1997).....	17
Figura 3.6- Modelo da microestrutura da liga ZAXLa05613 onde $A_1$ representa os compostos aciculares $Al_{11}La_3$ formados cruzando os grãos, $A_2$ representa os compostos aciculares $Al_{11}La_3$ que se formam ao longo dos grãos, $A_3$ representa os compostos aciculares $Al_{11}La_3$ que se formam dentro dos grãos e B representa o composto $A_2Ca$ . (Adaptado de Anyanwu et al. 2004). .....	18
Figura 3.7- Máquina de fundição sob pressão com câmara fria. (Adaptado de NADCA, 2012) .....	20
Figura 3.8 - Máquina de fundição sob pressão com câmara quente. (Adaptado de NADCA, 2012).....	21
Figura 3.9 – Diagrama esquemático do processo de fundição Squeeze Casting direto. (Adaptado de Friedrich, 2006).....	22
Figura 3.10 – Diagrama esquemático do processo de fundição Squeeze Casting indireto. (Adaptado de Friedrich, 2006).....	22
Figura 3.11 – Processo de fundição por tixomoldagem. (Adaptado de Kainer,2003). .....	23
Figura 3.12 –Metalografia das amostras brutas de fusão. Ataque nital 4%, aumento 100x. (Garcia A.G., 2011). .....	25
Figura 3.13 A figura da direita mostra micrografia de uma liga AZ91 e a figura da esquerda mostra micrografia da liga contendo cálcio e lantânio ambas solubilizadas por 24 h (413°C) e resfriado ao ar. Aumento de 200x. (Garcia A.G., 2011).....	25
Figura 3.20 (a) Representação das diferentes zonas macroestruturais.( b) Macroestrutura de um lingote de alumínio de seção quadrada. (Adaptado de Garcia, 2001) .....	28
Figura 3.21 Forma tridimensional das Dendritas. (Garcia, 2001).....	28
Figura 3.22 Dispositivo de solidificação vertical ascendente: 1) entrada de água; 2)base do molde; 3) tempores; 4) computador; 5) registrador de temperaturas; 6) lingote; 7) lingoteira 8) controle de temperatura; 9) resistências elétricas; 10) paredes de isolamento. (Garcia, 2005) .....	30
Figura 4.1 Fluxograma da metodologia adotada durante a pesquisa.....	32

Figura 4.2 Lingotes de magnésio utilizados para fusão adquiridos de uma empresa brasileira.	33
Figura 4.3 Sistema para fusão/solidificação unidirecional vertical ascendente. (Acervo Lafun)	34
Figura 4.4 Corpo do cadinho utilizado em trabalhos anteriores.	34
Figura 4.5 Base do cadinho utilizado em trabalhos anteriores.	35
Figura 4.6 Corpo do cadinho já com as barras roscadas soldadas.	36
Figura 4.7 Cadinho e base com as barras roscadas e respectivas porcas para vedação do sistema e extração do lingote.	36
Figura 4.8 Cadinho atual com suas barras roscadas.	37
Figura 4.9 Junta em papel grafite utilizada entre o corpo do cadinho e a base como vedante.	37
Figura 4.10 Tampa em aço galvanizado (a) e manta refratária (b) junto a base do cadinho.	38
Figura 4.11 Sistema de resfriamento contendo mangueiras, conexões e bico para direcionamento do jato de água.	39
Figura 4.12 Mangueira com gás argônio conectada a tampa protetora do forno	40
Figura 4.13 Agitador mecânico	40
Figura 4.14 Canais internos para acomodação dos termopares (a) e agitador mecânico (b).	41
Figura 4.15 Dispositivo com escalonamento para fixação dos termopares.	42
Figura 4.16 Esquema da distribuição dos termopares no lingote	42
Figura 4.17 Tampa do forno com encaixe para o dispositivo dos termopares	43
Figura 4.18 Termopares (a) fixados no dispositivo (b) e já encaixados na tampa do forno, ainda na posição acima do metal.	43
Figura 4.19 Tampa do forno com manta refratária (a) entre os espaços vazios.	44
Figura 4.20 Lingote de magnésio solidificado.	45
Figura 4.21 Representação esquemática do corte no lingote, para retirada de amostras.	45
Figura 4.22 Lamina para análise microestrutural.	46
Figura 4.23 Durômetro universal utilizado no ensaio.	47
Figura 4.27 Microdurômetro universal utilizado no ensaio.	47
Figura 4.28 Lingote de magnésio cortado em camadas para extração de corpos de prova de tração.	48
Figura 4.29 Desenho e medidas dos corpos de prova para ensaio de tração	48
Figura 4.30 Garras para fixação de corpos de prova de ensaio de tração.	49
Figura 4.31 Máquina de ensaio universal.	49
Figura 4.33 Microscópio ótico com sistema de aquisição de imagem.	50
Figura 4.34 Medida do espaçamento dendritico secundário. (Ferri 2008).	51
Figura 5.1 Resultado do experimento I com resfriamento lento.	53
Figura 5.2 Resultado do experimento II com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 780°C.	55

Figura 5.3 Resultado do experimento III com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 715°C. ....	56
Figura 5.4 Resultado do experimento IV com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 650°C. ....	58
Figura 5.5 Taxa de resfriamento em função da posição para os três experimentos. Superaquecimentos de 780°C, 715°C e 650°C.....	59
Figura 5.6 Gradiente térmico em função da posição para os três experimentos. ....	60
Figura 5.7 Velocidade da frente liquidus em função da posição para os três experimentos. ....	60
Figura 5.8 Macroestrutura obtida no experimento I (resfriamento lento). ....	61
Figura 5.9 (a) e (b) Macroestruturas obtidas com temperatura de vazamento de 780°C no experimento II.....	62
Figura 5.10 Macroestrutura obtida no experimento III – 715°C. ....	63
Figura 5.11 Macroestrutura obtida no experimento IV – 650°C.....	63
Figura 5.12 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento I (R. Lento).....	65
Figura 5.13 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento II (780°C) .....	65
Figura 5.14 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento III (715°C).....	66
Figura 5.15 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento IV (650°C).....	66
Figura 5.16 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento II (780°C). ....	67
Figura 5.17 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento III (715°C). ....	68
Figura 5.18 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento IV (650°C). ....	68
Figura 5.19 Medida do Diâmetro da calota esférica.....	69
Figura 5.20 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento I. (R. Lento). ....	70
Figura 5.21 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento II. (780°C).....	71
Figura 5.22 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento III. (715°C). ....	71
Figura 5.23 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento IV. (650°C). ....	72
Figura 5.24 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento I. (R. Lento). ....	73
Figura 5.25 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento II. (780°C). ....	74
Figura 5.26 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento III. (715°C). ....	74
Figura 5.27 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento IV. (650°C).....	75
Figura 5.28 Microdureza Vickers (HV) em diferentes constituintes da amostra. ....	76
Figura 5.29 Identação em precipitado facetado (a) com aumento de 200 vezes e (b) com aumento de 1000 vezes, detalhes da trinca. ....	76
Figura 5.30 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento I (R. Lento).....	79
Figura 5.31 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento II (780°C). ....	80
Figura 5.32 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento III ( 715°C).....	80
Figura 5.33 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento IV (650°C).....	81

Figura 5.34 Limite de Escoamento versus posição no experimento I (R. Lento).	82
Figura 5.35 Limite de Escoamento versus posição no experimento II (780°C).	82
Figura 5.36 Limite de Escoamento versus posição no experimento III (715°C).	83
Figura 5.37 Limite de Escoamento versus posição no experimento IV (650°C).	83
Figura 5.38 Alongamento Específico versus posição no experimento I (R. Lento).	84
Figura 5.39 Alongamento específico versus posição no experimento II (780°C).	85
Figura 5.40 Alongamento Específico versus posição no experimento III (715°C).	85
Figura 5.41 Alongamento Específico versus posição no experimento IV (650°C).	86
Figura 5.42 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).	87
Figura 5.43 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).	88
Figura 5.44 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).	88
Figura 5.45 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).	89
Figura 5.46 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).	90
Figura 5.47 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).	90
Figura 5.48 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).	91
Figura 5.49 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).	91
Figura 5.50 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).	92
Figura 5.51 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).	93
Figura 5.52 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).	93
Figura 5.53 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).	94
Figura 5.54 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).	95
Figura 5.55 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).	95
Figura 5.56 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).	96
Figura 5.57 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).	96

Figura 5.58 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento). .....	97
Figura 5.59 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C). .....	98
Figura 5.60 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C). .....	99
Figura 5.61 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C). .....	99
Figura 5.62 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento). .....	100
Figura 5.63 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C). .....	101
Figura 5.64 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C). .....	101
Figura 5.65 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C). .....	102
Figura 5.66 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento). .....	103
Figura 5.67 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C). .....	103
Figura 5.68 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C). .....	104
Figura 5.69 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C). .....	104
Figura 5.70 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento). .....	105
Figura 5.71 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C). .....	106
Figura 5.72 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715 .....)	106
Figura 5.73 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C). .....	107
Figura 5.74 Comparativo entre os experimentos correlacionando Limite de Resistência a Tração com a posição ao longo do lingote. ....	108
Figura 5.75 Comparativo entre os experimentos correlacionando Limite de Escoamento com a posição ao longo do lingote. ....	109
Figura 5.76 Comparativo entre os experimentos correlacionando Alongamento Específico com a posição ao longo do lingote. ....	110
Figura 5.77 Comparativo entre os experimentos correlacionando Dureza com a posição ao longo do lingote. ....	111



## LISTA DE TABELAS

Pág.

Tabela 3.1	Produção mundial de magnésio no ano de 2010. (International Magnesium Association, 2012). ....	6
Tabela 3.2	Propriedades físicas e químicas do magnésio puro. (Kainer, 2003). ....	8
Tabela 3.3	Vantagens e Desvantagens do uso do magnésio em aplicações de engenharia. (Adaptado de Kainer, 2003).....	11
Tabela 3.4	Letras que representam os elementos de ligas na nomenclatura do magnésio. (Adaptado de ASTM, 1990). ....	12
Tabela 3.5	Letras utilizadas para diferenciar as ligas com os mesmo teor de elemento de liga. (Adaptado de ASTM, 1990). ....	12
Tabela 3.6	Letras utilizadas para indicar o tipo de tratamento térmico ou mecânico da liga. (Adaptado de ASTM, 1990). ....	13
Tabela 5.1	Composição Química das Amostras (% massa atômica).....	52
Tabela 5.2	Parâmetros Térmicos do Experimento I (adaptado de Bartex, 2012). ....	54
Tabela 5.3	Parâmetros Térmicos do Experimento II (adaptado de Bartex, 2012). ....	55
Tabela 5.4	Parâmetros Térmicos do Experimento III (adaptado de Bartex, 2012) ....	57
Tabela 5.5	Parâmetros Térmicos do Experimento IV (adaptado de Bartex, 2012).....	58
Tabela 5.6	Medida de Espaçamento Dendrítico Secundário para cada experimento. ....	64
Tabela 5.7	Medida de Dureza Brinell para cada experimento.....	70
Tabela 5.8	Medida de Microdureza Vickers para cada experimento. ....	73
Tabela 5.9	Medida de Microdureza Vickers nas diferentes fases do experimento I. ....	75
Tabela 5.10	Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ , $\sigma_e$ e $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento I (R. Lento).....	77
Tabela 5.11	Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ , $\sigma_e$ e $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento II (780°C). ....	77
Tabela 5.12	Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ , $\sigma_e$ e $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento III (715°C).....	78
Tabela 5.13	Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ , $\sigma_e$ e $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento IV (650°C). ....	78

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

$\sigma_c$	=	Tensão convencional	[MPa]
$\sigma_r$	=	Tensão real	[MPa]
$\sigma_o$	=	Tensão nominal	[MPa]
$\sigma_u$	=	Limite de resistência a tração	[MPa]
$\sigma_e$	=	Limite de escoamento	[MPa]
$\delta$	=	Alongamento específico	[%]
P	=	Força aplicada	[N]
S	=	Área total	[mm <sup>2</sup> ]
$\varepsilon_c$	=	Deformação convencional	[adimensional]
$\varepsilon_r$	=	Deformação real	[adimensional]
$\Delta l$	=	Variação de comprimento	[mm]
l	=	Comprimento final	[mm]
$l_o$	=	Comprimento inicial	[mm]
$U_r$	=	Módulo de resiliência	[N.m/m <sup>3</sup> ]
$U_t$	=	Módulo de tenacidade	[N.m/m <sup>3</sup> ]
HB	=	Dureza Brinell	[HB]
HV	=	Dureza Vickers	[HV]
P	=	Potência	[kW]
Q	=	Quantidade de calor	[cal]
$\Delta T$	=	Variação de temperatura	[°C]
t	=	Tempo	[s]
$T_L$	=	Temperatura liquidus	[°C]
$T_S$	=	Temperatura solidus	[°C]
$T_V$	=	Temperatura de vazamento	[°C]
$\dot{T}_L$	=	Taxa de resfriamento (liquidus)	[K/s]
$V_L$	=	Velocidade da Interface	[K/mm]
$G_L$	=	Gradiente térmico (liquidus)	[°C]
$V_L$	=	Velocidade de interface	[mm/s]
$\lambda_2$	=	Espaçamento dendritico secundário	[μm]
$\rho$	=	Densidade do material	[kg/m <sup>3</sup> ]

Cp's	=	Corpos de prova
T <sub>1</sub>	=	Termopar 1
T <sub>2</sub>	=	Termopar 2
T <sub>3</sub>	=	Termopar 3
T <sub>4</sub>	=	Termopar 4
T <sub>5</sub>	=	Termopar 5
T <sub>6</sub>	=	Termopar 6
T <sub>6</sub>	=	Termopar 7

## RESUMO

A demanda por aumento da eficiência energética vem obrigando empresas e centros de pesquisa a desenvolver e utilizar novos materiais buscando a redução de peso. Entre esses materiais, destacam-se as ligas de magnésio, com aproximadamente dois terços da densidade do alumínio e a melhor relação peso/resistência entre os metais. Porém, a utilização do magnésio em altas temperaturas tem suas limitações, devido à baixa resistência a fluência e a formação do precipitado  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> que tem baixo ponto de fusão, tornando as ligas de magnésio mais suscetíveis aos efeitos de deslizamento nos contornos de grãos. Algumas ligas de magnésio contendo elementos terras raras foram desenvolvidas para melhorar a resistência a fluência. O trabalho em questão visa analisar o comportamento da liga Mg<sub>6</sub>Al<sub>3</sub>La<sub>1</sub>Ca, correlacionando os parâmetros de solidificação com as propriedades mecânicas: dureza, alongamento específico, limite de escoamento e limite de resistência à tração. Para isso, foram solidificados unidirecionalmente, com atmosfera de argônio, três lingotes da liga Mg<sub>6</sub>Al<sub>3</sub>La<sub>1</sub>Ca a partir de sobreaquecimento de 780°C, 715°C e 650°C. O resfriamento dos lingotes ocorreu no forno e por resfriamento forçado. Os resultados obtidos de limite de resistência à tração, limite de escoamento e dureza tem uma relação direta com a temperatura de vazamento onde os melhores resultados foram obtidos com as temperaturas mais elevadas. Portanto, conclui-se que na temperatura de 780°C com resfriamento forçado foram obtidas as melhores propriedades mecânicas.

Palavras-chaves: ligas de magnésio; solidificação; espaçamentos dendríticos secundários; macroestrutura; propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

The demand for increased energy efficiency is forcing companies and research centers to develop and use new materials aimed at reducing weight. Among these materials, there is magnesium alloys, because it has about two-thirds of the density of aluminum and the best weight/resistance between the metals. However, the use of magnesium at elevated temperatures has its limitations due to low resistance to creep; the formation of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> precipitate which has a low melting point makes the magnesium alloy more susceptible to slip around the grains. Some magnesium alloys containing rare earth elements have been developed to improve resistance to creep. The work in question is to analyze the behavior the Mg<sub>6</sub>Al<sub>3</sub>La<sub>1</sub>Ca alloy, correlating the parameters of solidification with the mechanical properties: hardness, specific elongation, limits yield strength and tensile strength. For that, three ingots of the alloy Mg<sub>6</sub>Al<sub>3</sub>La<sub>1</sub>Ca were solidified unidirectionally using argon atmosphere with overheating of 780°C, 715°C and 650°C. The cooling of ingots occurred in the furnace and by forced cooling. The results of limit tensile strength, yield strength and hardness have a direct relation with the pouring temperature where the best results were obtained with higher temperatures. Therefore, it is concluded that the best mechanical properties were obtained at temperature of 780°C with forced cooling.

**Keywords:** magnesium alloys, solidification, secondary dendritic spacings arms, macrostructure, mechanical properties.

## 1.0 INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de desenvolver materiais mais leves que reduzam o impacto ao meio ambiente, fez com que as ligas de magnésio assumissem um papel muito importante nas pesquisas científicas. As suas características físicas, químicas e mecânicas aliadas a baixa densidade (aproximadamente dois terços da densidade do alumínio) e a melhor relação peso/resistência entre os metais despertaram um grande interesse das indústrias.

As indústrias principalmente a automobilística objetivando atender um apelo da sociedade por produtos ecologicamente corretos buscam alternativas para produzir veículos mais leves que os atuais. Outras indústrias também têm interesses em tornar suas peças, por exemplo: computadores pessoais, máquinas portáteis e eletrônicos em geral, outro ramo da indústria que está começando a desenvolver estudos com ligas de magnésio é a aeroespacial.

Materiais como plásticos, alumínio e magnésio começaram a ser usados em peças que anteriormente eram fabricadas em aço, diminuindo relativamente seu peso, porém, devido a suas características mecânicas possuem restrições quanto ao uso em peças estruturais limitando-os.

O Alumínio é entre os metais o mais utilizado na indústria devido ao seu baixo custo, já o plástico esta diminuindo a sua aplicação devido a sua fonte de extração ser esgotável (petróleo) e também por problemas de reciclagem, tornando o magnésio o material de grande interesse no momento devido a sua densidade bem inferior ao aço (quase quatro vezes menos) e por apresentar uma boa usinabilidade.

Devido à característica das ligas de magnésio perder resistência mecânica acima de 120°C estudos estão sendo desenvolvidos no intuito de melhorar esta variável, assim novos produtos como chassis e blocos de motores entre outros que trabalham sob temperaturas elevadas e necessitam manter as características inalteradas poderão ser confeccionados em magnésio.

Para melhorar a resistência a fluência alguns elementos tem sido utilizados como ligantes nas ligas de magnésio formando compostos intermetálicos nos contornos de grãos, dentre estes destacamos as terras raras que buscam formar novos compostos evitando a formação da fase  $\beta$  ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) que possui baixo ponto de fusão podendo causar o enfraquecimento dos contornos de grãos.

O presente trabalho utiliza uma liga de magnésio que tem em sua composição cálcio e lantânio que melhoram a resistência a fluência a altas temperaturas, para estudos que

correlacionam as características metalúrgicas com as propriedades mecânicas. O objetivo de estudar esta liga é quem sabe substituir o alumínio na confecção de peças hoje somente fabricadas com o mesmo.

## **2.0 OBJETIVOS**

Este trabalho foi realizado tendo como objetivo analisar as influências das variáveis térmicas (velocidade, taxa e gradiente) com as propriedades mecânicas da liga através de análises metalográficas e ensaios mecânicos. Para isso foram realizadas as seguintes etapas:

- Remodelar o aparato experimental (já existente no laboratório) de fusão/solidificação unidirecional para análise térmica da liga;
- Estudar o desempenho mecânico estrutural da liga contendo Mg-Al-Zn-Ca-La.
- Avaliar a influência do superaquecimento nas propriedades mecânicas;
- Analisar a morfologia da estrutura bruta de fusão, macro e microestruturas;
- Avaliar a influencia da taxa de extração de calor na morfologia e propriedades mecânicas da liga;
- Obter equações empíricas correlacionando a morfologia e as propriedades mecânicas da liga;



### 3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Histórico

A palavra magnésio é originária do termo magnésia alba do latim, já magnésia era um distrito de Tessália, Grécia. Por volta de 1618 houve uma grande seca em Empson, Surrey, Grã Bretanha, onde Henry Wicker descobriu que na sua fazenda havia um buraco com água que o seu gado apesar da escassez não bebia dali, analisando a “água amarga” descobriu-se várias propriedades medicinais. As propriedades medicinais deste sal chamaram muito a atenção que ficou conhecido como sal de Empsom. (Peixoto, 2000).

Em 1755 o magnésio foi reconhecido como elemento químico pelo físico e químico Joseph Black, e foi isolado através da evaporação do mercúrio de uma amalgama de magnésio obtido pela eletrólise de uma mistura de magnésia ( $MgCO_3$ ) e óxido de mercúrio pelo físico e químico Humpry Davy e somente em 1831 conseguiu-se uma forma de utilização através do químico Francês Antonie Bussy. (Figueiredo, 2008).

O magnésio é o sexto elemento em abundância na crosta terrestre com aproximadamente 2% dela e o terceiro mais abundante dissolvido na água do mar. Elemento químico de símbolo Mg de número atômico 12 (12 prótons e 12 elétrons) com 24 u.m.a. É um metal alcalino terroso sólido nas condições ambientais. (Kainer, 2003)

#### 3.2 Ocorrência e Processo de obtenção

A ocorrência do magnésio na natureza é geralmente na forma de sais, carbonatos, sulfetos, óxidos e cloretos (na água do mar). Os silicatos olivina, serpentina e talco não representam nenhum papel importante no refino de magnésio, embora eles representem a maioria das ocorrências naturais dos compostos de magnésio. Os mais importantes são a Magnesita-  $MgCO_3$  (27%Mg), a Dolomita  $MgCO_3.CaCO_3$  (13%Mg), a Carnalita  $MgCl_2.KCl.6 H_2O$  (8%Mg) e a Brucita  $Mg(OH)_2$ . (Figueiredo, 2008)

O metal pode ser obtido de duas formas: processo eletrolítico e o silicotérmico. Pelo primeiro extrai-se o magnésio principalmente da água do mar, sendo também possível usar como matérias-primas magnesita, dolomita e águas salinas naturais. Por eletrólise do cloreto

de magnésio, obtêm o cloro e o magnésio metálicos. O processo silico térmico ou ferrosilícico emprega como matéria prima a dolomita. O mineral ferrosilícico liga de ferro e silício é misturado à dolomita calcinada e prensado em pequenos tijolos, que são postos numa retorta de aço, submetidos ao vácuo e aquecidos a 1200°C. Por esse processo, extrai-se o magnésio em forma de cristais, que se fundem. (Figueiredo, 2008).

### 3.3 Consumo de Magnésio

O consumo mundial de magnésio vem crescendo ano a ano segundo a associação internacional de magnésio no ano de 2000 foram produzidos 366.900 ton./ano e comparando com dados mais recentes de 2010 que fechou o ano com uma produção de 809.000ton/ano verifica-se um aumento substancial na produção de magnésio. A tabela 3.1 mostra como está dividida a produção mundial de magnésio.

Tabela 3.1 Produção mundial de magnésio no ano de 2010. (International Magnesium Association, 2012).

<b>País</b>	<b>Ton./ano</b>
<b>Estados Unidos</b>	45000
<b>Brasil</b>	16000
<b>China</b>	654000
<b>Israel</b>	30000
<b>Casaquistão</b>	20000
<b>Russia</b>	40000
<b>Ucrania</b>	2000
<b>Sérvia</b>	2000
<b>TOTAL</b>	<b>809000</b>

O crescimento na produção de magnésio tende a ser constante devido as indústrias de computadores, ferramentas, eletrônicos, automóveis e aeroespaciais estarem apostando muito no magnésio como a liga metálica “ideal” pois agrega resistência mecânica com baixa densidade.

Apesar do crescimento do consumo de magnésio no mundo ainda a sua maior utilização se dá como elemento ligante do alumínio. O gráfico apresentado na figura 3.1 mostra como está distribuído a utilização do magnésio.

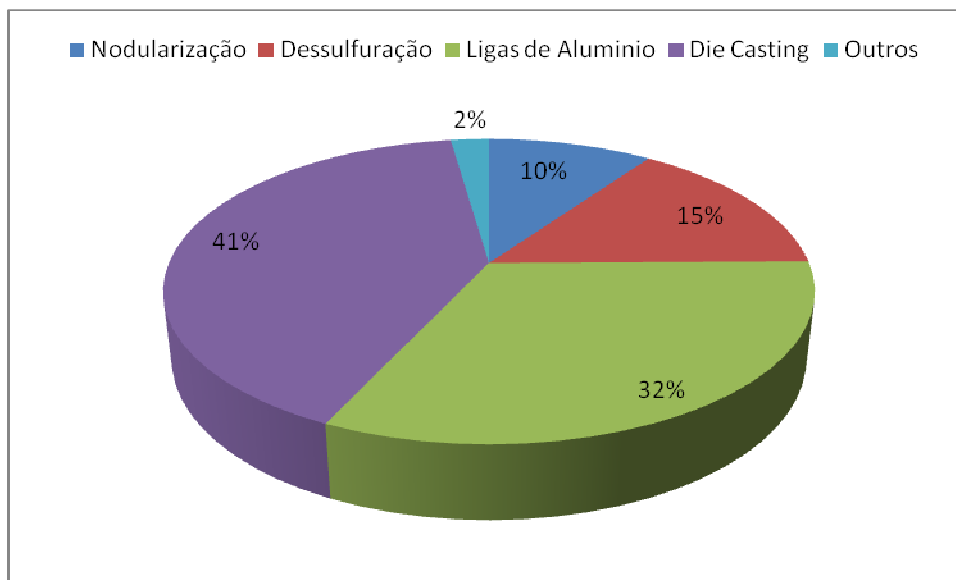


Figura 3.1- Proporção da utilização de magnésio na indústria metalúrgica (Adaptado de França, 2009)

### 3.4 Características do magnésio

Metal de cor prateada que oxida quando exposto ao sol. Possui boas características de resistência mecânica, módulo de elasticidade e baixa densidade ( $1,7\text{g/cm}^3$ ), 30% menor do que a densidade do alumínio, além disso possui a melhor relação resistência /peso entre os metais. Na forma de pó entra em ignição ao ser aquecido, forma uma chama branca, bastante brilhante. É um metal que quando aquecido reage muito rápido quando em contato com a água e o ar devendo ser manuseado com bastante cuidado. Por isso nunca deve ser extinto o fogo do magnésio com água, geralmente utiliza-se o processo de abafamento com areia ou pó químico.

### 3.5 Propriedades físico-químicas

Magnésio e suas ligas possuem propriedades que ainda não foram totalmente estudadas e que poderão ser de grande valia para a indústria metalúrgica e metal-mecânica.

A Tabela 3.2 mostra algumas das propriedades do metal magnésio.

Tabela 3.2 Propriedades físicas e químicas do magnésio puro. (Kainer, 2003).

Propriedade	Valor
Cor	Cinza Prateado
Densidade (temperatura ambiente)	1,74 g/cm <sup>3</sup>
Densidade (temperatura de fusão)	1,58 g/cm <sup>3</sup>
Temperatura de fusão	650°C ± 5°C
Temperatura de ebulição	1107°C ± 10°C
Estrutura cristalina	HCP
Calor latente	370KJ/kg ±15
Coefficiente de expansão linear	26. 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>
Contração (sólido/líquido)	4,2%
Capacidade calorífica (20°C)	1,05kJ . (kg.K) <sup>-1</sup>
Condutividade Térmica (20°C)	155W.(K m) <sup>-1</sup>
Módulo de Elasticidade	45GPa
Elongação na fratura	1-12%
Condutividade elétrica (IACS)	38%
Pressão de Vapor	360Pa a 650°C

### 3.6 Propriedades Mecânicas

As aplicações do magnésio comercialmente puro são muito limitadas possui o limite de escoamento de aproximadamente 20MPa e o limite de resistência a tração de 20MPa, são muito baixos, por isso, utiliza-se o magnésio ligado a outros elementos para melhorar as aplicações como material para construção mecânica.

O valor do módulo de elasticidade (E) do magnésio e suas ligas é de aproximadamente 45GPa na temperatura ambiente, enquanto modulo de cisalhamento (G) é de 16,5GPa com um coeficiente de Poisson de 0,35.

Ligas fundidas de magnésio são fornecidas com limite de resistência a tração até 280MPa e tensão limite de escoamento de até 160MPa aproximadamente, enquanto que ligas

trabalhadas com limite de resistência a tração até 360MPa e tensão limite de escoamento até 300MPa.(Nonferrous, 2012).

As ligas de magnésio apresentam dureza suficiente para aplicações estruturais, exceto aquelas que envolvam abrasão severa. Embora haja uma grande variação de dureza entre as ligas de magnésio, a sua resistência à abrasão varia apenas de 15% a 20%.

Os produtos confeccionados por ligas de magnésio possuem propriedades mecânicas e ductilidade variadas. Isso deve-se aos elementos de ligas e também do tipo de tratamento térmico utilizado a liga. Outros fatores que também influenciam as propriedades mecânicas são os parâmetros adotados durante o processo de fusão, tais como: temperatura, velocidade e taxa de deformação. ( Ferri, 2008).

A resistência a fadiga é outro importante fator que deve ser considerado para as ligas de magnésio. As curvas para as ligas de magnésio tendem a um nível de menor número de ciclos quando comparadas as ligas de alumínio. O mecanismo de iniciação das trincas de fadigas em ligas de magnésio é relacionado ao escorregamento na orientação preferencial dos grãos e à frequente existência de micro poros. No caso do magnésio puro, a orientação da trinca é fortemente influenciada pelo deslizamento do contorno de grão (fenômeno de fluência). Pequenos poros superficiais, rugosidade elevada e corrosão são fatores mais importantes para a redução da vida em fadiga do que composição química e tratamento térmico. Essa grande diferença pode ser muito bem entendida em uma comparação entre produtos fundidos e usinados, uma vez que os produtos usinados possuem um acabamento superficial mais refinado e conseqüentemente, uma maior vida em fadiga. O trabalho a frio cria uma deformação plástica que gera uma tensão compressiva residual que aumenta a vida em fadiga.

Exceto em aplicações em temperaturas elevadas é que se tem sido registrado caso de falha por fadiga em ligas de magnésio fundido. Em geral, essas falhas tem origem em projetos inadequados que geram concentradores de tensões. (Figueiredo, 2008).

Outra característica interessante nas ligas de magnésio é sua excelente capacidade de amortecimento, se comparada a outros metais. A capacidade de amortecimento pode ser uma propriedade interessante na seleção de materiais, tanto para indústria aeronáutica, como para equipamentos eletrônicos, uma vez que a capacidade de alto amortecimento não somente reduz as vibrações causadas pela deformação plástica, como também reduz vibrações causadas pela deformação elástica, minimizando o ruído. (Brooks, 1982).

O fenômeno da fluência que ocorre nas ligas de magnésio pode ser resolvido utilizando-se elementos de ligas terras raras, como por exemplo a liga AE42 que possui 4% de alumínio e 2% de terras raras.(Powell, 2002). O alumínio é altamente reativo com terras raras e forma a fase  $Al_{11}RE_3$  com alto ponto de fusão no contorno de grão. A adição de terras raras diminui a quantidade de alumínio na formação do eutético  $MgAl$  e a fase  $\beta$   $Mg_{17}Al_{12}$ , assim melhorando a resistência a fluência (Zhu, 2010). Porém, a partir de 150°C, ocorre a decomposição da fase  $Al_{11}RE_3$   $Al_2RE$  deixando parte do alumínio disponível para formar a fase  $\beta$ , indesejada, que contribui com o decréscimo da fluência. Esta instabilidade a partir de 150°C ocorre pela adição de terras raras na forma de mischmetal, que é uma mistura de cério, lantânio, neodímio e praseodímio. Os elementos de terras raras são capazes de aumentar a fluidez da liga assim como o alumínio, porém somente a partir de 3%. (Ferri, 2008). Pesquisas tem mostrado que a adição somente de lantânio nas ligas contendo alumínio melhora a resistência a fadiga por não apresentar a instabilidade térmica da fase  $Al_{11}RE_3$  e por formar a fase  $Al_{11}La_3$  termicamente estável, esta última fase dificulta o escorregamento entre dois grãos adjacentes.(Anyanwu, Gokan et al. 2004).

### 3.7 Vantagens e Desvantagens do uso do magnésio

As ligas de magnésio por apresentarem excelente resistência específica e rigidez, excepcional estabilidade dimensional, alta capacidade de reciclagem além de baixa densidade, são materiais ideais para a indústria automobilística. A pressão dos governos para que as montadoras de veículos diminuam a emissão de gases poluentes, fez com que as indústrias automobilísticas buscassem novas alternativas para diminuir o peso de seus veículos. Assim, a pesquisa e o desenvolvimento de novas ligas de magnésio têm aumentado muito nestes últimos anos. A tabela 3.3 mostra algumas vantagens e desvantagens em se utilizar ligas de magnésio em aplicações de engenharia. (K.U. Kainer, 2003)

Tabela 3.3 Vantagens e Desvantagens do uso do magnésio em aplicações de engenharia.  
(Adaptado de K.U. Kainer, 2003)

Perfil característico das ligas de magnésio	
Vantagens (+)	Desvantagens (-)
- Menor densidade de todos os materiais estruturais metálicos	- Poucas ligas otimizadas
- Alta resistência específica	- Apenas algumas ligas trabalhadas
- Boa fluidez e adequação para o processo die casting	- Baixa ductilidade e dureza em temperaturas ambientes
- Fácil usinagem com alta velocidade de corte	- alta resistência mecânica e fluência limitas sob altas temperaturas
- Boa soldabilidade sob proteção de gases inertes	- Alta reatividade química
- Resistência a corrosão altamente melhorada utilizando magnésio de alta pureza	- Alta contração
- Prontamente disponível	- Conceitos de reciclagem disponíveis não compreensíveis
<b>Quando comparado com polímeros:</b>  - Melhores propriedades mecânicas - Melhor condutividade térmica e elétrica - Reciclável -Resistente ao envelhecimento	- Notáveis barreiras em relação à combustibilidade, comportamento à corrosão e manuseio.
	- Número limitado de fornecedores, sem estabilidade e preços baixos.
	- Em algumas aplicações resistência à corrosão limitada
	- Baixo módulo de elasticidade

### 3.8 Classificação e Nomenclatura das ligas

As ligas de magnésio utilizam nomenclatura padronizada pela ASTM (American Society of Testing and Materials) e está dividida em quatro partes. A primeira parte é composta por duas letras e indica os dois principais elementos da liga. A segunda parte composta por dois números indica o percentual dos elementos na liga. A terceira parte é utilizada se existirem duas ligas com características iguais e servirá para designar por ordem de patente. A quarta parte servirá para designar o tratamento térmico ou mecânico utilizado.

A tabela 3.4 mostra as letras utilizadas para representar os elementos de ligas na nomenclatura do magnésio.

Tabela 3.4 Letras que representam os elementos de ligas na nomenclatura do magnésio. (Adaptado de ASM, 1990a).

Letra	Elemento	Letra	Elemento
A	Alumínio	M	Manganês
B	Bismuto	N	Níquel
C	Cobre	P	Chumbo
D	Cádmio	Q	Prata
E	Terras Raras	R	Cromo
F	Ferro	S	Silício
H	Tório	T	Titânio
J	Estrôncio	W	Ytrio
K	Zircônio	Y	Antimônio
L	Lítio	Z	Zinco

A letra “E” indica uma mistura de elementos que se dá o nome de metais terras raras que são elementos químicos que fazem parte do grupo dos lantanídeos e actinídeos, na literatura também são conhecidos por misch metals.

A segunda parte é a quantidade percentual dos elementos de liga. A tabela 3.5 mostra a terceira parte que difere as ligas com mesmo teor de elementos de liga.

Tabela 3.5 Letras utilizadas para diferenciar as ligas com os mesmo teor de elemento de liga. (Adaptado de ASM, 1990a).

Letra	Significado
A	Primeira Liga registrada na ASTM
B	Segunda Liga registrada na ASTM
C	Terceira Liga registrada na ASTM
D	Liga de alta pureza
E	Liga de alta resistência à corrosão
X1	Liga não registrada na ASTM

A tabela 3.6 mostra a quarta parte da nomenclatura que serve para indicar o tipo de tratamento térmico ou mecânico.



Tabela 3.6 Letras utilizadas para indicar o tipo de tratamento térmico ou mecânico da liga. (Adaptado de ASM, 1990b).

Letra	Significado
F	Não tratado
O	Recozido
H10 e H11	Levemente encruado
H23, H24 e H26	Encruado e parcialmente recozido
T4	Tratamento térmico de solubilização
T5	Envelhecido Artificialmente
T6	Tratamento térmico de solubilização e envelhecido artificialmente
T8	Tratamento térmico de solubilização, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente.

### 3.9 Principais elementos de liga

Estudos tem sido desenvolvidos para melhorar as características mecânicas e metalúrgicas das ligas de magnésio através da adição de elementos de liga. Alguns elementos de ligas formam fases intermetálicas que aumentam a resistência mecânica da liga. Devido a grande variedade de elementos de ligas que podem ser adicionados ao magnésio será apresentado a seguir alguns elementos químicos utilizados para melhorar estas características.

#### 3.9.1 Adição de alumínio

O alumínio é o elemento químico mais utilizado para adição em ligas de magnésio podendo variar entre 3 a 9% este percentual em peso da liga. O alumínio melhora a fundibilidade e a fluidez da liga, pois forma a fase  $\beta$  ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) que em temperatura ambiente forma precipitados que melhora a resistência a tração da liga, porém quando aquecido a temperaturas superiores a  $125^{\circ}C$  este precipitado é responsável pela diminuição da resistência mecânica da liga. (Kainer, 2003; Figueiredo, 2008).

#### 3.9.2 Adição de zinco

O zinco é o segundo elemento de liga mais importante para o magnésio. Usualmente utilizado em conjunto com o alumínio para aumentar a resistência à temperatura ambiente, entretanto quando adicionado em teores acima de 1% reduz a ductilidade a quente em ligas contendo alumínio. Em conjunto com o Zr e terras raras ou tório produz endurecimento por precipitação. (Polmear, 1989).

A adição do zinco no sistema Mg-Al promove a melhoria na resistência mecânica da liga em temperatura ambiente e também ajuda a superar o prejudicial efeito corrosivo do ferro e do níquel que são considerados impurezas presentes na liga. (Yang, 2008)

Atualmente a liga AZ91 é a mais utilizada e corresponde por aproximadamente 90% de todo fundido de magnésio produzido no mundo.

### 3.9.3 Adição de cálcio

O cálcio é adicionado imediatamente antes do vazamento em fundidos para redução de oxidação da liga. Atua também como redutor da oxidação no tratamento térmico. Age ainda como refinador de grão.

O cálcio possui densidade menor que a do magnésio ( $1,55\text{g/cm}^3$ ), e oferece um efeito benéfico sobre a resistência a oxidação, fornecendo melhorias no manuseio da liga fundida, além de ser uma alternativa bem econômica, (You, Park et al, 2000). Pesquisas anteriores mostram que o efeito da adição de cálcio na microestrutura do AZ91 resulta em um refinamento da estrutura e na redução da fase  $\beta$  –  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  e formam o composto  $\text{Al}_2\text{Ca}$ . O limite de resistência a tração e alongação são reduzidas em temperatura ambiente e o limite de resistência a tração na temperatura de  $150^\circ\text{C}$  aumenta com o acréscimo da quantidade de cálcio na liga. (QUDONG, Wenzhou et al, 2001). A figura 3.2 mostra a formação da fase  $\beta$  e do composto  $\text{Al}_2\text{Ca}$  na liga AZ 91.

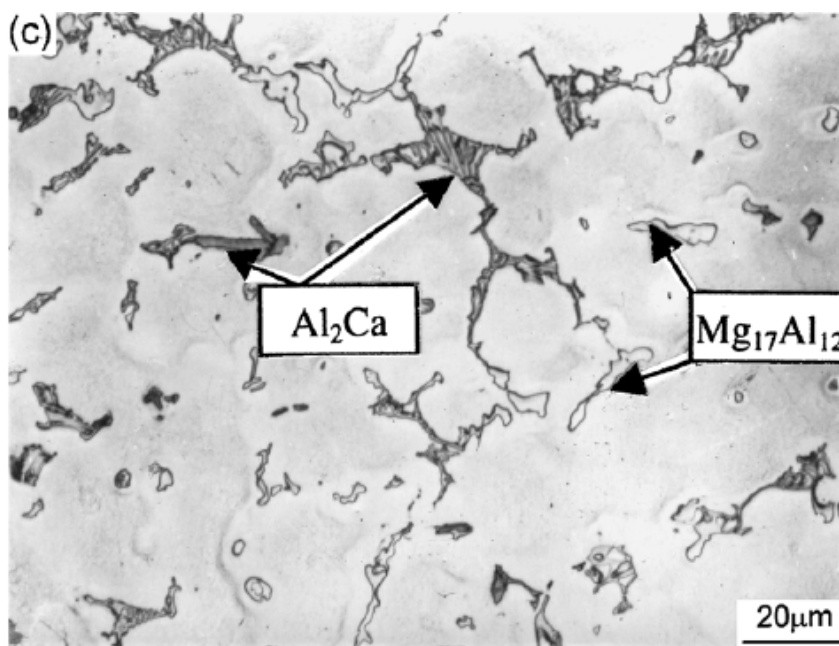


Figura 3.2- Efeito da adição de cálcio na microestrutura da liga AZ91. (Adaptado de Qudong, 2001)

### 3.9.4 Adição de cálcio/estrôncio

A adição de metais alcalinos terrosos (Ca-Sr), tem sido registrada em diversos trabalhos e é considerada como alternativa para ligas de magnésio resistentes a altas temperaturas, devido a formação de compostos intermetálicos altamente estáveis.

A adição de Ca/Sr serve para aumentar a resistência fluência e também para refinar o grão. A figura 3.3 mostra a microestrutura de uma liga AZ91 sem e com adição dos elementos químicos cálcio e estrôncio.

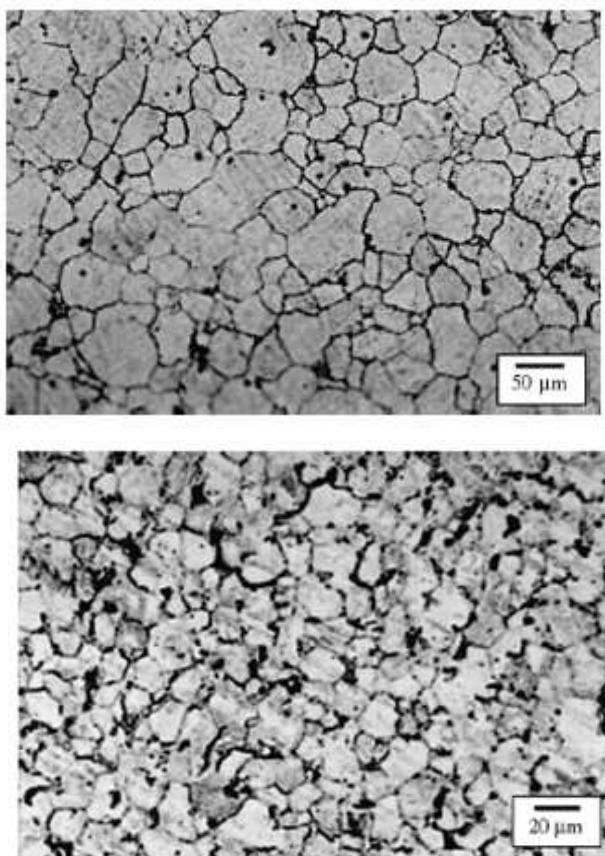


Figura 3.3- Acima mostra uma foto da microestrutura da liga AZ91 sem adição de elementos, já a foto abaixo mostra a microestrutura da liga AZ91 adicionada por Ca/Sr.. (Adaptado de Hirai, 2005)

Alguns estudos comprovam que há um limite de percentual para adição de Ca/Sr onde após este limite não há influencia alguma na liga. Estes percentuais seriam de 0,5% em peso para o Sr e de 1,0% de peso para o Ca. Fazendo com que o tamanho de grão médio passe de 40μm em uma liga AZ91 para os 17 μm em uma liga adicionada por Ca/Sr.

### 3.9.5 Adição de zircônio

O zircônio tem efeito de refinador de grão em ligas de magnésio. Acredita-se que a proximidade do parâmetro de rede do zircônio com o magnésio permite que precipitados ricos em zircônio formados durante a solidificação atuem como local de nucleação heterogênea para o magnésio.

A adição de percentuais menores que 1% de peso de Zr em ligas Mg-Re, resultam em um aumento significativo da resistência a tração à temperatura ambiente e a 200°C, devido ao refinamento de grãos.

Em estudos recentes descobriu-se que o refino de grão de magnésio através da adição do Zr é dependente da formação de partículas na fusão, que podem sofrer uma reação peritética. Este fenômeno é ajudado pela presença de impurezas de Fe e Si que agem como núcleo ou um catalisador para a formação de partículas de Zr. (Yang, 2008)

### 3.9.6 Adição de silício

A adição de silício na liga de magnésio produz melhorias nas características mecânicas. A adição de silício melhora a fluidez da liga quando o metal é fundido. O composto intermetálico  $Mg_2Si$  desenvolvidos pela adição de silício se formam entre os grãos e impede o deslizamento a altas temperaturas, isto porque o intermetálico  $Mg_2Si$  apresenta alto ponto de fusão (1085°C), alta dureza (460 Vickers) e baixa densidade (1,9 g/cm<sup>3</sup>). (Yuan, Liu et al. 2002; Evangelista, Gariboldi et al. 2004).

A figura 3.4 apresenta resultados de um ensaio de fluência realizado entre uma liga AZ91 e uma liga AS21.

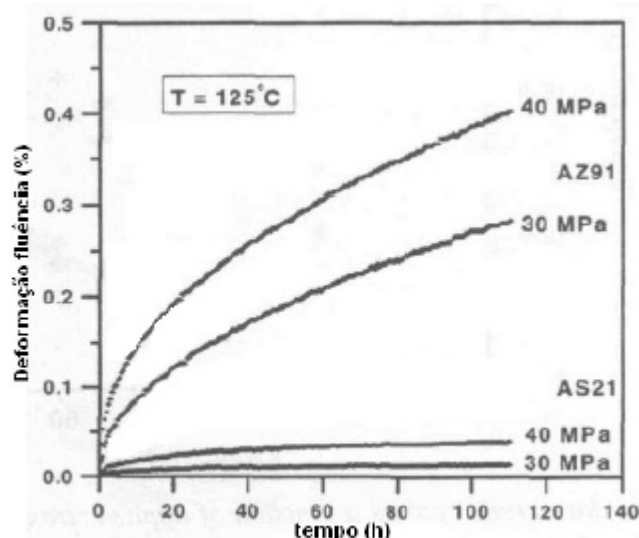


Figura 3.4- Comparação da liga AS21 com a liga AZ91 em relação a resistência a fluência. (Adaptado de Dargush, 1997)

Porém mesmo apresentando resultados satisfatórios de resistência a fluência a liga de magnésio contendo silício apresenta baixa resistência a corrosão e também seu uso é limitado a processos que possuam uma alta taxa de extração de calor, por exemplo, o processo de fundição por die casting. O precipitado  $Mg_2Si$  quando em condições de resfriamento lento apresenta crescimento e engrossamento, tomando a forma lamelar tipo caracteres chineses, conforme mostra a figura 3.5, que diminuem as propriedades mecânicas da liga.(Yuan, Liu 2002).

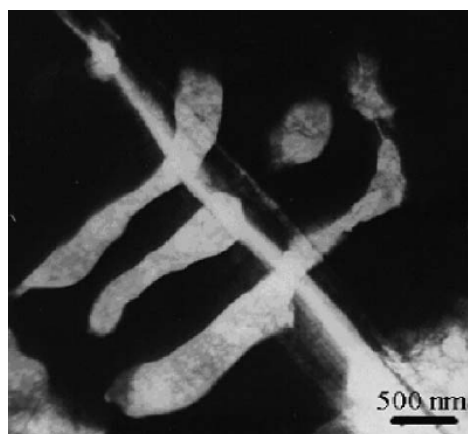


Figura 3.5- Micrografia mostrando a morfologia da partícula de  $Mg_2Si$  formando o caractere chinês. (Adaptado de Dragush, 1997)

### 3.9.7 Adição de Terras Raras

A adição de metais de terras raras nas ligas de magnésio tem sido amplamente estudadas nos últimos anos visando o melhoramento das propriedades mecânicas em

solicitações a altas temperaturas como materiais estruturais na indústria automobilística e aeroespacial. Os metais terras raras são representados por quatro elementos que são eles: cério (Ce), lantânio (La), neodímio (Nd) e o praseodímio (Pr), também chamados de misch metal. (Lu, Wang et al. 1999; Wang, Wang et al. 2003).

O aumento da resistência a fluência se deve, sobretudo a formação da partícula  $Al_{11}RE$  que se forma nos contornos de grãos produzindo um efeito de clivagem dos mesmos. (Pettersen, Westengen et al. 1996).

A utilização do lantânio como elemento terra rara adicionado a liga de magnésio formou o composto acicular  $Al_{11}La_3$  cruzando os grãos, nos contornos de grão e também dentro dos grãos, dificultando o deslizamento de grãos e impedindo o movimento de discordâncias dos contornos de grãos. (Figueiredo, 2008; Anyanwu et al. 2004).

A figura 3.6 mostra esquematicamente como forma-se o composto acicular  $Al_{11}La_3$  na microestrutura da liga ZAXLa05613.

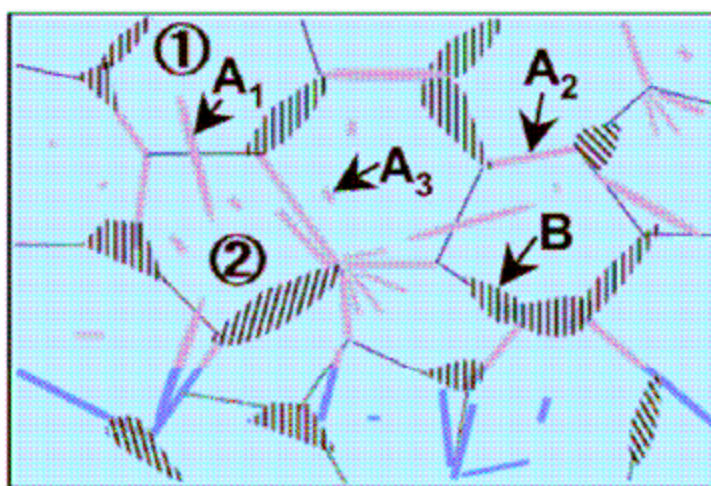


Figura 3.6- Modelo da microestrutura da liga ZAXLa05613 onde  $A_1$  representa os compostos aciculares  $Al_{11}La_3$  formados cruzando os grãos,  $A_2$  representa os compostos aciculares  $Al_{11}La_3$  que se formam ao longo dos grãos,  $A_3$  representa os compostos aciculares  $Al_{11}La_3$  que se formam dentro dos grãos e B representa o composto  $A_2Ca$ . (Adaptado de Anyanwu et al. 2004).

### 3.10 Fundição

As ligas de magnésio podem ser fundidas utilizando-se de vários processos, dentre eles: fundição em areia, fundição sob pressão (die casting), fundição sob alta pressão (squeeze casting), tixoconformação.

Dos processos citados anteriormente o mais utilizados para fusão de magnésio é a injeção sob pressão (die casting), pois, apresentam melhor acabamento da peça fundida e o contato com o oxigênio é menor que em outros processos evitando a reação do metal fundido com o ar.

### 3.10.1 Fundição em areia

Fundição em areia é uma das técnicas mais antigas utilizadas para a fabricação de materiais metálicos. A fundição em areia também tem sido utilizada para ligas de magnésio, porém alguns cuidados devem ser tomados para se utilizar a areia como processo de fundição do magnésio, são eles: (Friedrich, 2006)

- O magnésio fundido reage com alguns materiais do molde inclusive com a areia sílica e a umidade. A umidade tem que ser a mínima possível inclusive utiliza-se inibidores para evitar a reação entre o metal e o molde;

- o magnésio fundido oxida facilmente formando óxidos que são arrastados juntamente para dentro do molde, por isso deve-se projetar o molde da melhor maneira possível evitando as restrições nos canais de entrada assim minimizando a turbulência;

- A densidade do magnésio é a menor entre os metais, assim sua pressão metalostática é baixa e para preencher o molde por gravidade deve-se tomar cuidado para que o mesmo seja permeável e evite o aprisionamento de gases no seu interior;

Um molde de areia é constituído por areia, aglutinador e um inibidor à reação do magnésio. Historicamente misturas de areias verdes com ligantes a base de água são utilizados, uma mistura típica para molde de magnésio seria a apresentada abaixo:

- Bentonita 4%
- Acido Sulfúrico 5%
- Acido Bórico 1%
- Água 4%
- Areia ( o restante)

### 3.10.2 Fundição sob pressão (die casting)

Fundição sob pressão ou “die casting” é um processo no qual o metal fundido é conduzido sob pressão para dentro de um molde de aço de elevado acabamento superficial e tolerâncias estreitas, sendo que, nesse molde, o metal solidifica quase que instantaneamente.

Os moldes metálicos são chamados de matrizes. A matriz, confeccionada em aço ferramenta tratado termicamente, é geralmente construída em duas partes que são fechadas hermeticamente no momento do vazamento do metal líquido. Muitas matrizes são refrigeradas a água. Isso é importante para evitar superaquecimento da matriz, aumentando sua vida útil e evitando defeitos nas peças. É automatizada e realizada em máquinas de câmara quente e máquina de câmara fria. (NADCA, 2012)

A máquina de câmara fria a câmara de pressão localiza-se fora do forno, o metal é adicionado com uma concha e é normalmente utilizado para metais que atacam o sistema cilindro pistão pois, o contato entre as mesmas é muito rápido, evitando o ataque da liga ao sistema. Máquina bastante utilizada para ligas de alumínio e algumas ligas de zinco. A figura 3.7 mostra o esquemático de uma máquina de câmara fria.

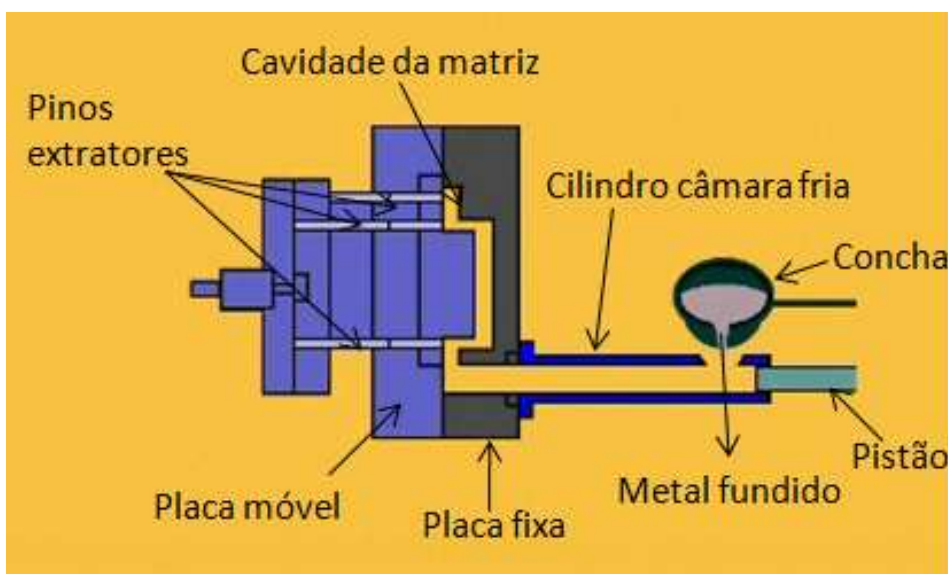


Figura 3.7- Máquina de fundição sob pressão com câmara fria. (Adaptado de NADCA, 2012)

A máquina de câmara quente, a câmara de pressão localiza-se dentro do forno, o metal líquido não entra em contato com a atmosfera, é amplamente utilizado para ligas de baixo ponto de fusão e que não atacam o sistema cilindro /pistão de injeção, podendo o metal ficar em contato direto com o mesmo. É muito utilizada para ligas de zinco e magnésio. A figura 3.8 mostra o esquemático de uma máquina de câmara quente. (NADCA, 2012).



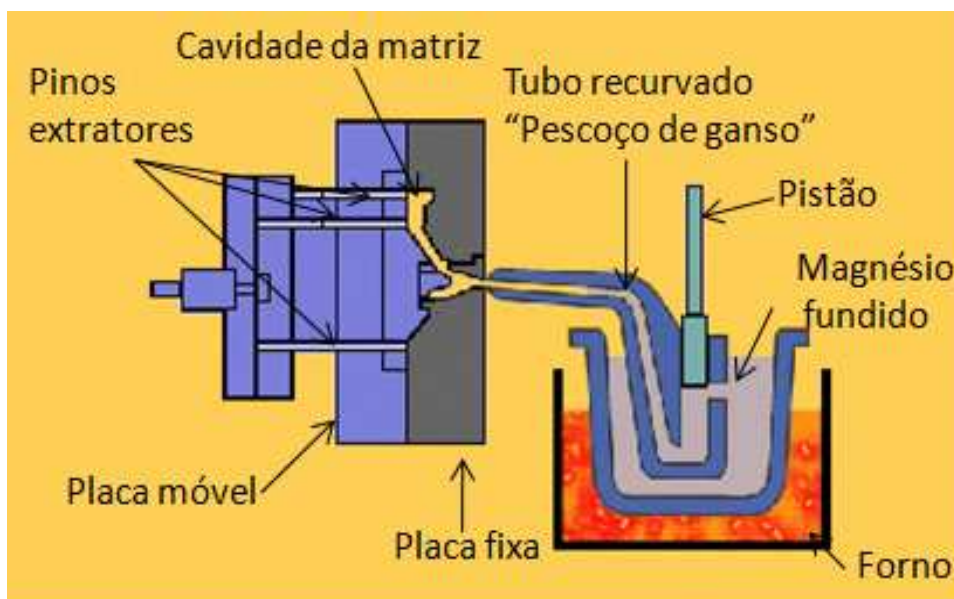


Figura 3.8 - Máquina de fundição sob pressão com câmara quente. (Adaptado de NADCA, 2012)

Utiliza-se máquina de câmara quente para ligas de magnésio porque em contato com o oxigênio oxida rapidamente, podendo entrar em combustão. Neste processo o sistema de bombeamento fica submerso no metal líquido que é empurrado diretamente para a matriz através de um cilindro, com o metal líquido sem contato externo até a solidificação dentro da matriz. (NADCA, 2012).

Alguns parâmetros são muito importantes para que as peças fundidas pelo processo de alta pressão saiam perfeitas, a qualidade e a temperatura do banho metálico, parâmetros de injeção da máquina (pressão e velocidade de injeção) e a temperatura e lubrificação dos moldes.

### 3.10.3 Fundição sob alta pressão (squeeze casting)

O nome squeeze Casting é frequentemente utilizado para processos bastante diferentes, e é necessário distinguir entre Squeeze Casting direto e Squeeze Casting indireto.

Squeeze Casting direto tem algumas semelhanças com equipamento tipo prensas de forjamento. O metal líquido é vazado na cavidade inferior da matriz, antes a cavidade da matriz superior já havia se movido para baixo e fechado o molde. Ao fechar a matriz aplica-se uma pressão no metal que se deseja fundir. Este processo tem sido bastante utilizado para a produção de peças de magnésio monolíticos.

Uma vantagem deste processo é a inexistência de um sistema de câmara, levando a alta produção de material e com um custo benefício alto. Como a pressão de solidificação é

aplicada sobre a superfície de vazamento e todas as distancias de alimentação são curtas as peças vazadas são geralmente livres de poros. Este processo é usado principalmente em peças com formas simples sem riquezas de detalhes. A figura 3.9 mostra o diagrama esquemático de um processo Squeeze Casting direto. (Friedrich, 2006).

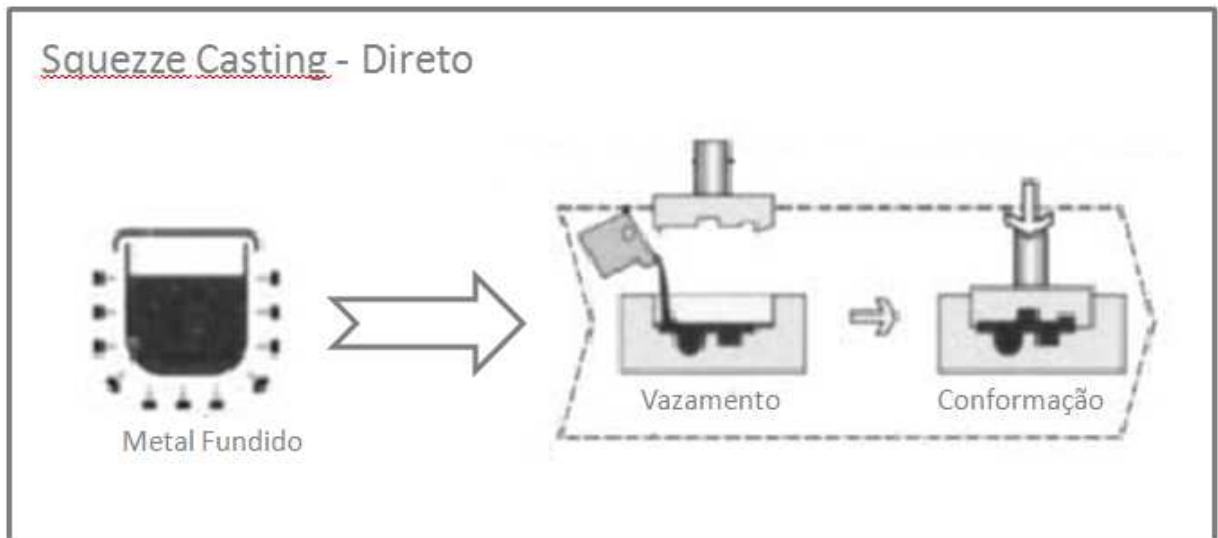


Figura 3.9 – Diagrama esquemático do processo de fundição Squeeze Casting direto. (Adaptado de Friedrich, 2006).

Squeeze Casting indireto utiliza-se de combinações de moldagem com enchimento do cilindro a baixa pressão e com alta pressão para preenchimento da cavidade. A velocidade de enchimento é controlada para diminuir fluxo turbulento do metal assim evitando o arraste de bolhas para dentro da cavidade. A velocidade de enchimento é na proporção de 1/100 a velocidade de preenchimento da cavidade. A figura 3.10 mostra o diagrama esquemático de um processo Squeeze Casting indireto. (Friedrich, 2006).

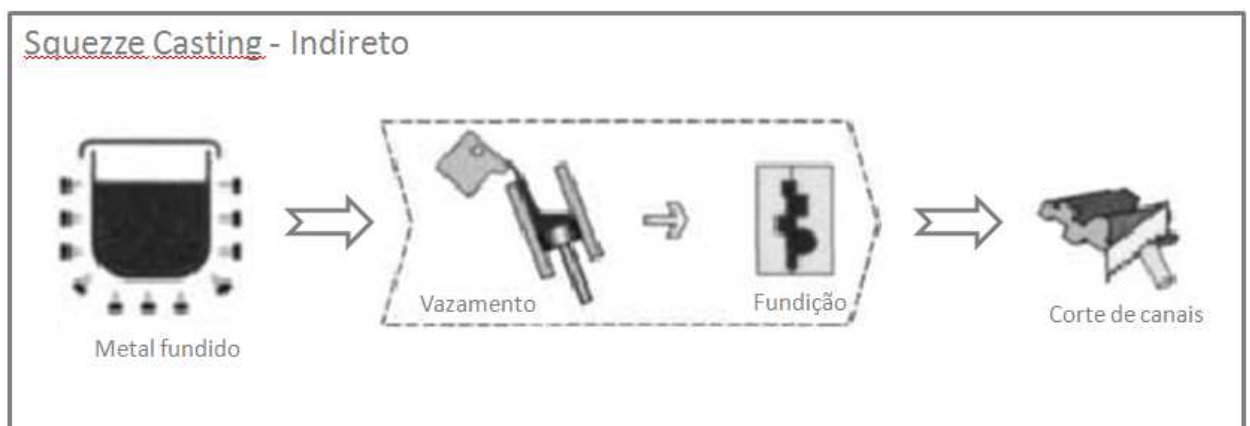


Figura 3.10 – Diagrama esquemático do processo de fundição Squeeze Casting indireto. (Adaptado de Friedrich, 2006).

Squeeze Casting permite o processamento de diversas ligas que tem sua faixa de solidificação bastante estreita, e que são muito difíceis para vazarem por outros processos de fundição. O nível de baixa porosidade de peças fundidas por squeeze casting é muito benéfico para as ligas que são passíveis de endurecimento por envelhecimento.

#### 3.10.4 Fundição por Tixomoldagem

O processo de tixomoldagem é patenteado pela empresa norte-americana Thixomat e caracteriza-se por moldagem por injeção a altas velocidades de ligas metálicas que possuem características tixotrópicas, ou seja, materiais que tornam-se mais líquidos quando submetidos a agitação ou centrifugação. O magnésio por apresentar estas características pode ser utilizado pelo processo de tixofundição.

A máquina utilizada para tixofundição é muito similar a uma máquina de injeção de plásticos, porém a diferença é que a alimentação do canhão de injeção se dá através de fragmentos de metal ao invés de grânulos de plásticos. A figura 3.11 mostra a máquina de injeção pelo processo de tixomoldagem.(Ferri, 2008).

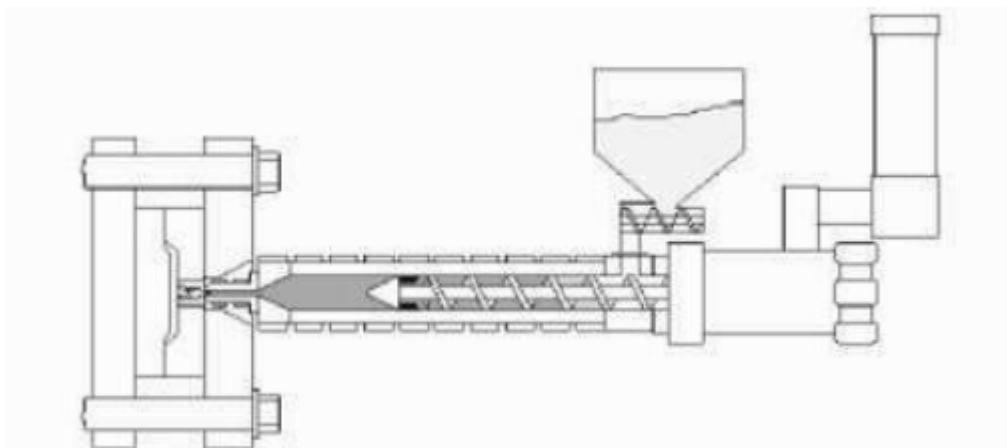


Figura 3.11 – Processo de fundição por tixomoldagem. (Adaptado de Kainer,2003).

#### 3.11 Tratamento térmico

As ligas de magnésio são geralmente tratadas termicamente para melhorar as propriedades mecânicas. O tipo de tratamento térmico depende da composição da liga e da forma (fundido ou forjado) e também das condições de serviços previstas.

O tratamento de solubilização melhora a resistência, a tenacidade e a resistência ao choque. O envelhecimento artificial após solubilização melhora a dureza e o limite de elasticidade, mas com algum sacrifício da tenacidade. O recozimento diminui consideravelmente as tensões e melhora a ductilidade facilitando assim alguns tipos de fabricações. Algumas modificações destes tipos de tratamentos têm sido executadas a fim de obter combinações de propriedades desejáveis. Por exemplo, aumentando o tempo de envelhecimento para algumas peças fundidas de ligas de magnésio aumenta consideravelmente o limite de elasticidade.

A atmosfera utilizada para o tratamento térmico de ligas de magnésio pode ser o ar, porém geralmente são utilizadas atmosferas protetoras como  $\text{SO}_2$  ou  $\text{CO}_2$ , também pode ser utilizado uma atmosfera inerte utilizando o argônio para isto. (Chiaverini, 2008).

#### **3.11.1 Tratamento de recozimento**

Consiste em aquecer o liga a uma temperatura moderada para efetuar a recristalização, aglomeração do precipitado ou remover as tensões internas. A temperatura de recozimento para a maioria das ligas trabalhadas a frio é em torno de  $340^\circ\text{C}$ .

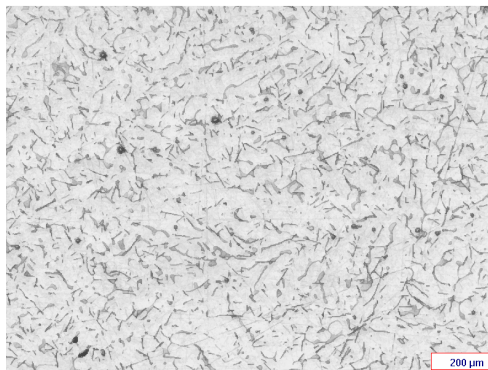
Aliviar tensões em ligas laminadas. O alívio de tensões é utilizado para reduzir ou remover tensões residuais em ligas de magnésio forjadas a frio ou a quente. Quando são extrudadas folhas de laminados utiliza-se para aliviar as tensões temperaturas mais baixas e maior tempo para minimizar as distorções, por exemplo  $150^\circ\text{C}$  durante 60 minutos, em vez de  $260^\circ\text{C}$  em 15 min.

#### **3.11.2 Tratamento de solubilização**

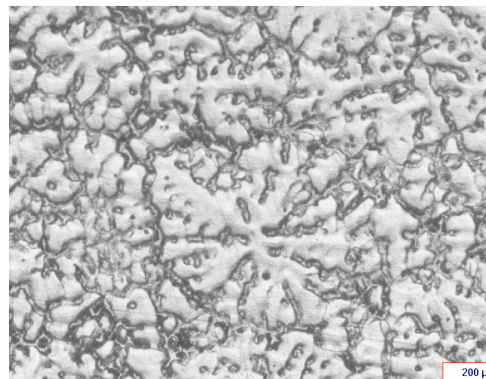
Este tratamento consiste em aquecer a liga a uma determinada temperatura onde alguns constituintes da mesma entram em solução, e após a têmpera, manter estes constituintes em solução durante o resfriamento. A temperatura do tratamento térmico de solubilização fica em torno de  $340^\circ\text{C}$  a  $570^\circ\text{C}$  dependendo da composição da liga e os tempos de exposição da liga é de 16 a 24 horas. A liga tratada por solubilização é designada por tempera T4, por exemplo, AZ91- T4, conforme ASTM. (ASM, 1990).

Ao utilizar o tratamento por solubilização em ligas de magnésio com composições diferentes poderemos ter variações no comportamento das mesmas. A liga AZ 91 comparada a uma liga contendo cálcio e lantânio quando solubilizadas por 24 horas a uma temperatura de  $413^\circ\text{C}$  apresentaram microestruturas bastante diferentes das microestruturas brutas de

fusão, com a liga AZ91 tendo uma solubilização mais acentuada que a liga com cálcio e lantânio. A figura 3.12 mostra as micrografias das ligas em estado bruto.( Garcia A.G., 2011a).



Liga contendo cálcio e lantânio



AZ91

Figura 3.12 –Metalografia das amostras brutas de fusão. Ataque nital 4%, aumento 100x. (Garcia A.G., 2011a).

Após a solubilização das ligas verifica-se através da figura 3.13 que a liga AZ91 teve sua morfologia bastante modificada em relação a liga contendo lantânio e cálcio isso se deve a baixa difusividade do lantânio na matriz de magnésio causando baixa mobilidade e pouca mudança morfológica. A liga AZ91 nota-se a dissolução da fase beta (fase mais escura) na matriz.

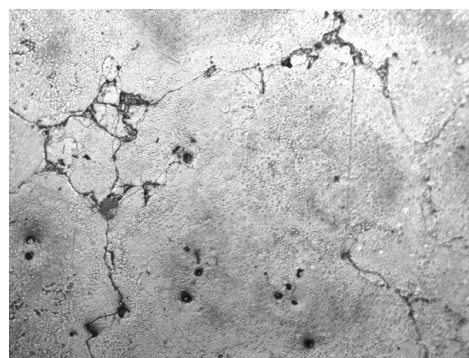
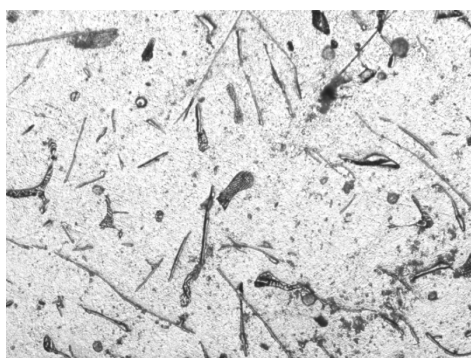


Figura 3.13 A figura da direita mostra micrografia de uma liga AZ91 e a figura da esquerda mostra micrografia da liga contendo cálcio e lantânio ambas solubilizadas por 24 h (413°C) e resfriado ao ar. Aumento de 200x. (Garcia A.G., 2011a).

### 3.11.3 Tratamento de envelhecimento

O tratamento de envelhecimento consiste em aquecer a liga de magnésio já temperada até uma temperatura que varia entre 150°C e 260°C para efetuar a precipitação dos elementos da solução sólida, por um tempo de 3 a 16 horas. O tempo e a temperatura do tratamento de envelhecimento pode variar dependendo da composição da liga. Este tratamento é designado pela ASTM como T6, por exemplo, AZ 63-T6. Um alto limite de elasticidade e endurecimento é desenvolvido neste tratamento. É muito utilizado para peças fundidas para alívio de tensões. (Heat Treating, 2012) (Popescu, 2009).

### 3.11.4 Problemas no tratamento térmico de ligas de magnésio

Alguns problemas podem surgir durante o processo de tratamento térmico de ligas de magnésio, por exemplo:

- Oxidação devido a não utilização de atmosfera protetora, podendo causar enfraquecimento local da peça;
- Empenamento devido a mau condicionamento da peça dentro do forno ou pela circulação de calor não uniforme na peça, é necessário sempre verificar a melhor forma de fixar a peça dentro do forno;
- Crescimento de grão devido a tempo maior que recomendado à temperatura de aquecimento é evitado colocando a peça no forno somente quando estiver na temperatura de tratamento.

## 3.12 Solidificação

Para Garcia (Garcia,2001) solidificação é um fenômeno de transformação de fases que ocorre rotineiramente, desde a produção de cubos de gelo até o manuseio de utensílios e componentes que passaram quase que invariavelmente pelo processo de solidificação durante sua solidificação.

Müller (Müller,2002) relata solidificação como uma descrição científico-tecnológica da transformação de um material da fase líquida para a fase sólida. Embora represente o estudo genérico dessa transformação para todo o campo dos materiais, ela está mais associada

ao estudo dos metais e suas ligas, devido à importância que ela exerce sobre as estruturas e propriedades dos mesmos.

A definição de solidificação dada por Folle (Folle, 2005) engloba tudo o que os autores Garcia e Müller descreveram sobre o assunto. Solidificação pode ser entendida como um processo de transformação de fase líquido/sólido onde as condições operacionais como temperatura de vazamento ( $T_v$ ), condições de extração de calor metal/molde( $h_i$ ) e molde/ambiente ( $h_{amb}$ ) juntamente com as características do metal puro ou liga metálica exercem influencia em parâmetros térmicos como taxa de solidificação ( $\dot{T}$ ), gradientes térmicos ( $G$ ) e velocidade de deslocamento de isothermas características. (Folle, 2005).

O foco das pesquisas em solidificação de metais e suas ligas é o resultado da transformação líquido/sólido e consequentemente sua estrutura formada. A formação de macro e microestruturas são resultados da morfologia obtida durante a solidificação que por sua vez, é influenciada pela velocidade, taxa de resfriamento e gradiente de temperatura. (Folle,2005).

### 3.12.1 Macroestruturas de solidificação

A macroestrutura de solidificação pode apresentar-se na forma de grãos totalmente colunares ou completamente equiaxiais isto dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. A forma mista de solidificação (colunar e equiaxial) ocorre quando grãos equiaxiais no seio do líquido encontram condições de nuclear e crescer, à fronteira do crescimento colunar, assim provocando uma transição chamada de transição colunar-equiaxial (TCE). O estudo desta transição é de grande interesse pois podemos prever as propriedades mecânicas dos fundidos através dela. (Figueiredo 2008; Garcia 2001; Goulart 2010).

Na revelação da macroestrutura de fundidos/lingotes geralmente encontramos estas diferentes estruturas distribuídas de forma bem característica sendo, uma região periférica, em contato direto com o molde, formada de grão equiaxiais de granulometria reduzida, seguida de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente conhecida por grãos colunares e por fim de uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior aos encontrados na periferia.

A figura 3.20 mostra a representação das diferentes zonas macroestruturais.



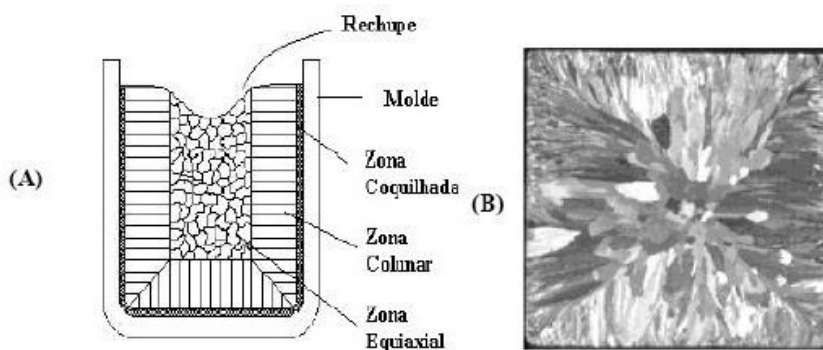


Figura 3.20 (a) Representação das diferentes zonas macroestruturais. (b) Macroestrutura de um lingote de alumínio de seção quadrada. (Adaptado de Garcia, 2001)

### 3.12.2 Microestruturas de solidificação

A solidificação dos metais sob taxas de resfriamento convencionais ocorre sempre sob a forma cristalina, onde o início é dado pela formação de pequenos cristais em pontos do fundido que atingiram a temperatura de solidificação. Estes cristais, também chamados de núcleos ou centros de cristalizações crescem através da solidificação de novas partículas sobre eles, ocasionando a deposição em eixos preferenciais, chamados de eixos de cristalização. A grande maioria dos metais estes eixos são em numero de três, ortogonais entre si. Cada eixo cresce em direção ao metal líquido, e após um certo desenvolvimento passa a emitir outros eixos (ortogonais) e assim por diante até que toda a massa líquida se torne sólida. Ao conjunto formado pelo eixo principal ( $\lambda_1$ ) e seus eixos secundários ( $\lambda_2$ ) ou terciários dá-se o nome dendrita, mostrada na figura abaixo. O nome dendrita vem do grego dendron significa árvore, devido a semelhança com a ramificação das arvores. (Ferri, 2008). A figura 3.21 mostra como seria a representação de uma dendrita tridimensional.

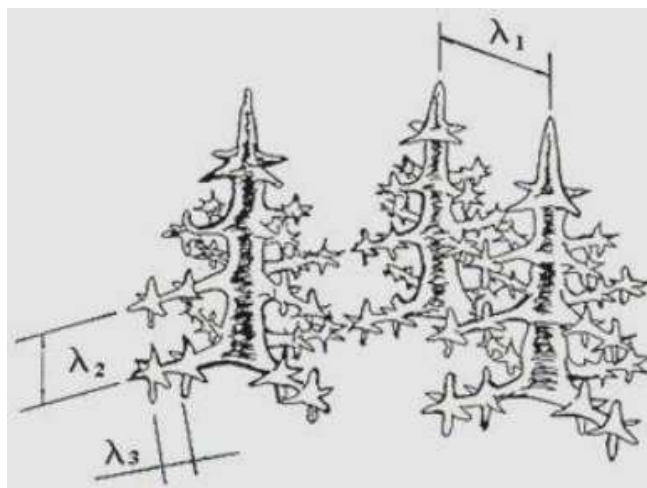


Figura 3.21 Forma tridimensional das Dendritas. (Garcia, 2001)



O crescimento das dendritas é limitado pelo encontro de seu eixo com o de outra dendrita, após a solidificação cada dendrita formou um pequeno cristal de formado irregular. Assim podemos afirmar que cada dendrita é um grão primário.

Uma maneira muito utilizada para determinar os efeitos da solidificação e suas consequentes variáveis térmicas, sobre a microestrutura formada consiste em medir os espaçamentos dendríticos ou seja os espaços entre os braços primários, secundários ou até mesmo os terciários.

Os espaçamentos dendríticos exercem uma grande influencia sobre as propriedades mecânicas das ligas no seu estado bruto de solidificação, espaçamentos dendríticos menores a microestrutura será caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica que existe entre as ramificações dendríticas, favorecendo o comportamento mecânico. Para remover as diferenças de concentrações provocadas pela segregação de soluto é utilizado a pratica dos tratamentos térmicos.

### 3.12.3 Solidificação unidirecional vertical ascendente

Na solidificação unidirecional vertical ascendente o metal é fundido dentro de um dispositivo (cadinho) até uma temperatura acima da temperatura de fusão após e acionado o sistema de refrigeração forçada que se localiza na parte de baixo do equipamento. Assim a solidificação processa-se na forma vertical de baixo para cima. Termopares são inseridos em vários pontos do metal para poder monitorar a evolução térmica durante o processo de solidificação.

Os dados coletados são armazenados na memória do computador, para posteriormente levantar os dados das variáveis térmicas da solidificação que são elas: coeficiente transitório de transferência de calor entre o metal e o fluido de refrigeração, velocidades das isotermas características (temperatura de fusão se o metal puro, ou temperatura liquidus e solidus se for uma liga), gradientes térmicos e taxas de resfriamento.

No dispositivo, mostrado na figura 3.22, a solidificação evolui no sentido contrario da ação da gravidade e consequentemente, o peso próprio do lingote atua favorecendo o contato térmico com a base refrigerada. (Garcia, 2005).

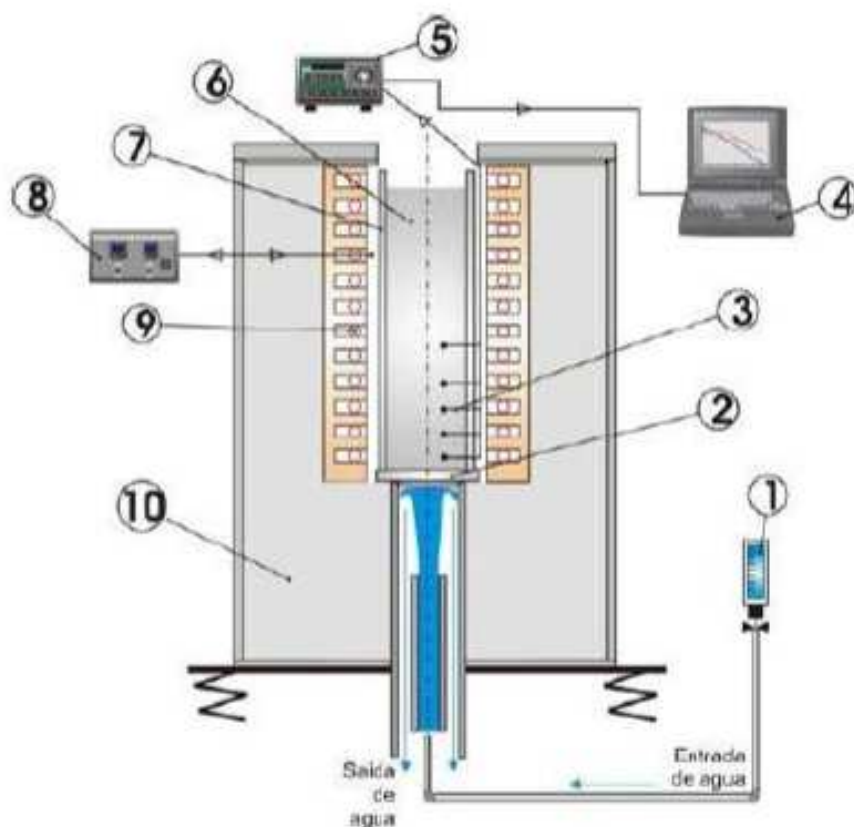


Figura 3.22 Dispositivo de solidificação vertical ascendente: 1) entrada de água; 2) base do molde; 3) tempopares; 4) computador; 5) registrador de temperaturas; 6) lingote; 7) lingoteira; 8) controle de temperatura; 9) resistências elétricas; 10) paredes de isolamento. (Garcia, 2005)

#### 3.12.4 Correlação entre propriedades Mecânicas e estrutura bruta de solidificação

Os aspectos metalúrgicos e mecânicos são fatores que controlam a microestrutura e são determinantes na resistência mecânica e na ductilidade das ligas metálicas em seu estado bruto de fusão.

As ligas apresentam uma rede dendrítica que varia seu teor de soluto continuamente, além de uma dispersão de segundas fases, porosidades e inclusões, que tem grande influência durante aplicações de esforços mecânicos.

À medida que o tamanho de grão diminui, há uma tendência de aumento da resistência mecânica (Garcia, 2001). Neste particular, pode-se citar a conhecida equação de Hall- Petch, a qual estabelece uma relação entre o limite de escoamento do material e o tamanho médio do grão (Osório, 2002), dado pela expressão:

$$\sigma_e = \sigma_o + k \sqrt{d} \quad (1)$$

onde  $k$  é a constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias,  $d$  o diâmetro do grão e  $\sigma_0$  é a tensão associada ao início do escoamento.

Para metais fundidos, entretanto, nem sempre a resistência aumenta com a diminuição do tamanho de grão. A resistência irá aumentar com a redução do tamanho de grão apenas se a produção de grãos pequenos não aumentar a quantia de microporosidade, a porcentagem do volume da segunda fase ou o espaçamento dendritico.(Ferri, 2008).

Estudos tem buscado relacionar a microestrutura, em particular o espaçamento dendritico com as propriedades mecânicas(Garcia. A.G, 2012 b). Citando também o efeito do espaçamento dendritico como fator de influencia, indicando que o refino dos espaçamentos dendriticos possam ser até mais significativos sobre as propriedades mecânicas do que o próprio tamanho de grão. (Quaresma, 2000).

#### 4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

A realização deste trabalho deu-se a partir da melhoria do sistema de fusão/solidificação já existente no Laboratório de Fundição da UFRGS e da metodologia descrita a seguir para estudo da liga e suas correlações metal-mecânica. Para fusão/solidificação unidirecional vertical ascendente foi modificado um sistema existente no Lafun. Foram modificados o sistema de resfriamento, o tipo de cadinho e a atmosfera de proteção. Estas modificações serão tratadas com maiores detalhes na sequência.

##### 4.1 Metodologia Experimental:

Um fluxograma da metodologia experimental foi adotado durante o trabalho de pesquisa, na figura 4.1 é descrito este esquema.

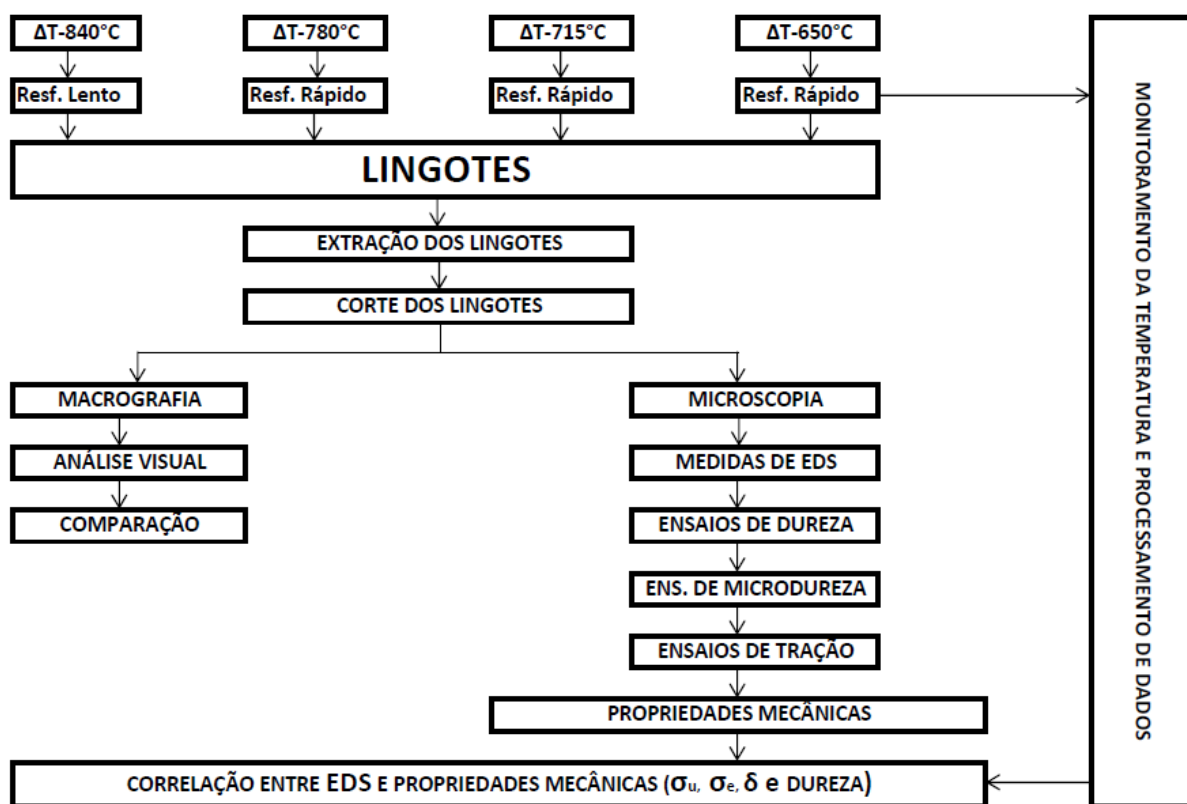


Figura 4.1 Fluxograma da metodologia adotada durante a pesquisa.

#### 4.2 Material utilizado

A carga de magnésio utilizada foi retirada de lingotes comerciais fornecidos por uma empresa brasileira especializada em produção de magnésio, conforme mostrado na figura 4.2. Foi realizado um espectrômetro de emissão ótica para análise das composições químicas dos lingotes.

Estes lingotes foram cortados com serra manual nas dimensões aproximadas de 80x80x40mm para serem acondicionadas dentro do cadinho. A carga utilizada em cada experimento foi de 2,5kg para preencher 105mm de altura no cadinho quando líquido.



Figura 4.2 Lingotes de magnésio utilizados para fusão adquiridos de uma empresa brasileira.

#### 4.3 Sistema utilizado para fusão/solidificação unidirecional vertical ascendente

O sistema de fusão/solidificação baseou-se no utilizado por Garcia (Garcia, 2005), composto de um forno tipo poço para solidificação unidirecional, com tampa para isolar a liga da atmosfera, dispositivo para monitorar temperatura (termopares), sistema de refrigeração e atmosfera protetora. A figura 4.3 mostra o sistema montado para a fusão da liga de magnésio em estudo.

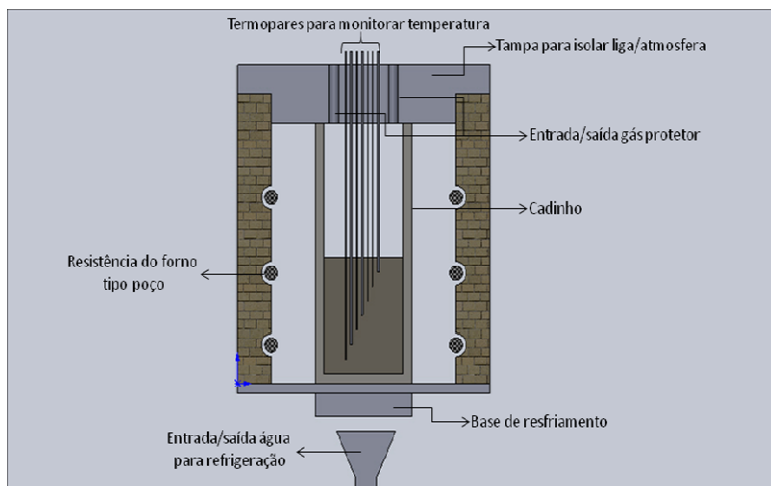


Figura 4.3 Sistema para fusão/solidificação unidirecional vertical ascendente. (Acervo Lafun)

#### 4.4 Cadinho

O cadinho utilizado neste trabalho, foi testado em trabalhos anteriores (Ferri et al, 2008) foi confeccionado em aço inoxidável AISI 410. Esse material foi escolhido para minimizar os efeitos da corrosão, uma vez que o magnésio é muito reativo e fornece a oxidação do ferro presente no aço carbono comum, diminuindo a vida útil do cadinho.

O corpo do cadinho apresenta as seguintes dimensões: 250 mm de altura, 114 mm de diâmetro na base e 118 mm de diâmetro no topo com uma conicidade de  $1^\circ$ , com espessura de 9mm indicada para a extração do lingote de magnésio sólido. A base do cadinho confeccionada no mesmo material possui as seguintes dimensões: 25mm de espessura com um rebaixo de 10 mm para o encaixe das duas peças. As figuras 4.4 e 4.5 mostram o corpo do cadinho e a sua base respectivamente.



Figura 4.4 Corpo do cadinho utilizado em trabalhos anteriores.



Figura 4.5 Base do cadinho utilizado em trabalhos anteriores.

Entretanto, neste caso a extração do lingote após o resfriamento era muito difícil. Observou-se que a liga aderida as paredes do cadinho dificultava também a limpeza do mesmo, tornando a etapa de desmoldagem complexa e demorada.

#### 4.4.1 Propostas de modificações no cadinho

Por isso, resolveu-se executar modificações no cadinho já existente. Assim, as modificações não seriam tão abruptas e os mesmos parâmetros de fusões usados anteriormente poderiam ser adotados.

Foi soldado duas barras roscadas na aba superior do cadinho distantes  $180^\circ$  uma da outra e na base do cadinho foi feito dois furos passantes para a passagem das barras, porcas foram colocadas antes e depois da base com o intuito de fechamento e vedação do sistema e as porcas colocadas antes da base para a extração da base e do lingote solidificado. As figuras 4.6 e 4.7 representam bem este sistema com as barras e as porcas instaladas.





Figura 4.6 Corpo do cadinho já com as barras roscadas soldadas



Figura 4.7 Cadinho e base com as barras roscadas e respectivas porcas para vedação do sistema e extração do lingote.

Este sistema funcionou bem por três processos de fusão/solidificação, após apresentou empenamento da tampa superior e acúmulo de material no rebaixo da base diminuindo a área de encaixe e tornando-se um pouco perigoso sua utilização sem pequenos reparos.



#### 4.4.2 Cadinho atual

O cadinho atual, ilustrado na figura 4.8, possui quatro barras roscadas distas  $90^\circ$  entre si, estas quatro barras roscadas distribuem melhor a tensão em toda a extensão da tampa. A tampa superior foi confeccionada com 10 mm de espessura a anterior a espessura era de 6 mm, e refeito o encaixe da base, também utilizou-se uma junta de grafite, conforme figura 4.9, entre o corpo do cadinho e a base para melhor vedação do sistema.



Figura 4.8 Cadinho atual com suas barras roscadas.



Figura 4.9 Junta em papel grafite utilizada entre o corpo do cadinho e a base como vedante.

Todas as fusões restantes deste trabalho foram executadas por este novo cadinho sem problemas aparente.

#### 4.5 Sistema de resfriamento

O sistema de resfriamento sofreu alterações em relação ao projeto anterior utilizado no laboratório. Foi confeccionada uma tampa, conforme figura 4.10, em chapa galvanizada para fixar a manta refratária que serve de isolante entre a base do cadinho e a atmosfera. Esta tampa é retirada momentos antes de ligar o sistema de resfriamento. No sistema anterior a parte inferior do cadinho, ou seja, a base ficava para fora do forno para receber o jato de água então a diferença de temperatura entre o centro do lingote e a extremidade mais próxima da base ficava em torno de 50°C. Após estas alterações esta diferença de temperatura diminuiu consideravelmente ficando entre 15°C.

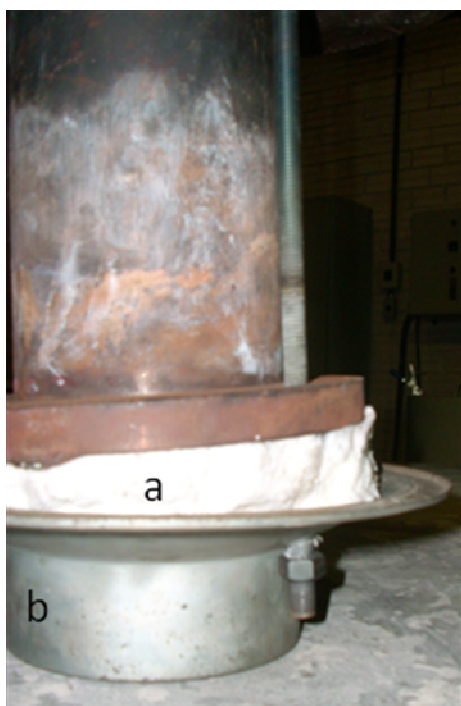


Figura 4.10 Tampa em aço galvanizado (b) e manta refratária (a) junto a base do cadinho.

Por ser um sistema de resfriamento que utiliza água como meio refrigerante, são necessários conexões, mangueiras e bacia de contenção. No centro da bacia de contenção, figura 4.11, foi instalado um bico que direciona o jato de água para o centro da base do cadinho, a fim de realizar o resfriamento do mesmo.



Figura 4.11 Sistema de resfriamento contendo mangueiras, conexões e bico para direcionamento do jato de água.

#### 4.6 Atmosfera protetora

A fusão de magnésio exige cuidados especiais devido a sua alta combustibilidade. A superfície do magnésio líquido reage com o oxigênio gerando calor e chama. Para evitar esta situação perigosa durante a fundição, ou seja, a rápida oxidação, utiliza-se uma atmosfera inerte, mais pesada que o ar.

Segundo a literatura especializada (Polmear, 1989; Yang et al, 2008) em fusões de magnésio recomenda-se a utilização de hexafluoreto de enxofre, gás carbônico e argônio ou a mistura desses. Outros autores utilizaram somente argônio como atmosfera protetora. A utilização do gás hexafluoreto de enxofre deve diminuir devido a sua agressividade a camada de ozônio grande causador do efeito estufa.

Neste trabalho foi utilizado somente o argônio como atmosfera protetora nos experimentos. Utilizou-se uma vazão de 10 L/s de argônio durante o aquecimento e, após o magnésio já estar fundido a vazão foi modificada para 5 L/s mantendo-se até o final do processo. A figura 4.12 mostra a mangueira oriunda do cilindro de gás argônio conectada a tampa de proteção do forno.



Figura 4.12 Mangueira com gás argônio conectada a tampa protetora do forno

#### 4.7 Agitação mecânica

Trabalhos anteriores ( Figueiredo, 2008; Ferri, 2008) utilizaram um agitador mecânico para homogeneizar o banho metálico durante a fusão da liga.

Neste trabalho, o banho também foi agitado durante os experimentos. O agitador utilizado, figura 4.13, foi uma haste de 800 mm de comprimento, confeccionada em aço inoxidável, com uma pá plana em uma das extremidades de 50 x100 mm e um acionador na outra.

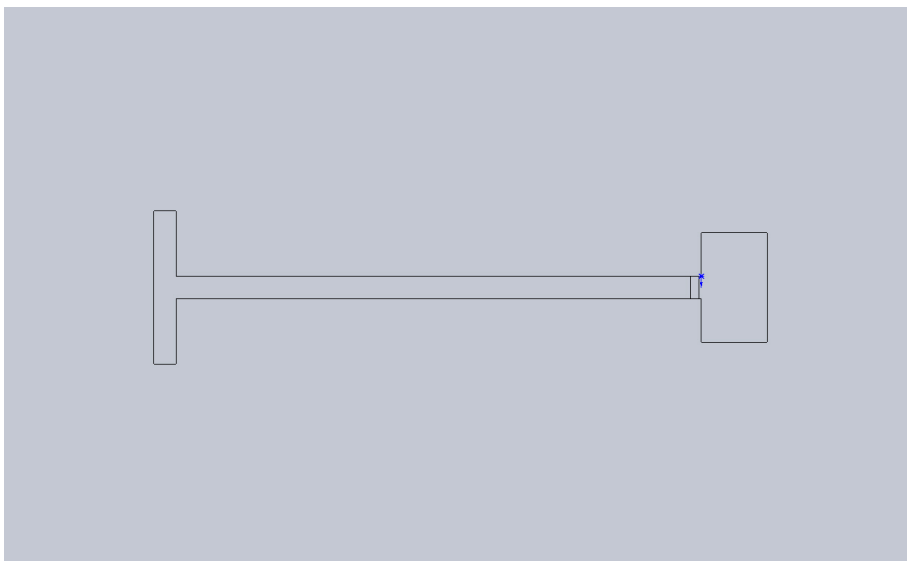


Figura 4.13 Agitador mecânico

O agitador é posicionado junto ao pente de termopares. Quando o banho está próximo à temperatura de fusão (aproximadamente  $650^{\circ}\text{C}$ ) é introduzido o agitador no banho, e então manualmente inicia-se a agitação por aproximadamente 180 segundos para sua completa homogeneização. Depois o agitador é posicionado num local dentro do forno para não intervir na operacionalidade dos termopares.

#### 4.8 Sistema de monitoramento de temperatura

Para monitoramento da temperatura foram utilizados sete termopares tipo K com a seguinte descrição: isolamento mineral com a bainha em aço inox 446 com 500 mm de comprimento, diâmetro de 1,5 mm e cabo de compensação de 3m.

Para a fixação dos termopares foi utilizado um dispositivo que já existia no laboratório e usado em experimentos de estudos anteriores. Este dispositivo consiste de duas peças em aço onde a parte interna possui canais, conforme figura 4.14, para acomodar os termopares e o agitador mecânico.



Figura 4.14 Canais internos para acomodação dos termopares (a) e agitador mecânico (b).

Para que os termopares permanecessem na mesma posição uma peça, (figura 4.15), com os detalhes internos iguais a anterior, porém com escalonamento para monitorar diferentes regiões do lingote foi utilizada nos experimentos. Ao fazer-se uso deste dispositivo de fixação dos termopares pode-se garantir que os mesmos ficarão dentro do líquido em posições anteriormente estabelecidas, conforme a figura 4.16.



Figura 4.15 Dispositivo com escalonamento para fixação dos termopares.

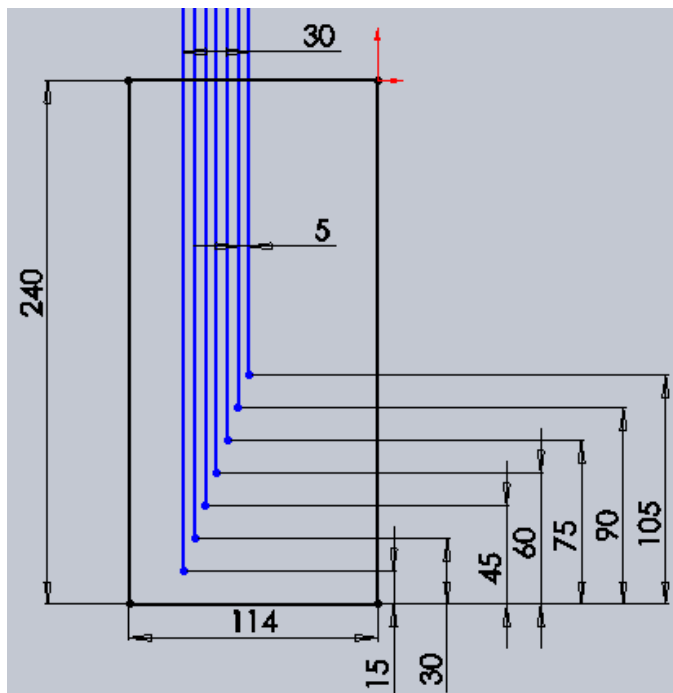


Figura 4.16 Esquema da distribuição dos termopares no lingote

Após a fixação dos termopares e do agitador, o pente de termopares é conectado no rasgo da tampa do forno, mostrado na figura 4.17. Assim que o forno é aquecido a tampa é colocada. Os termopares (figura 4.18) ficam acima do metal e após a fusão do metal eles são baixados até suas posições com o auxílio do dispositivo escalonado.





Figura 4.17 Tampa do forno com encaixe para o dispositivo dos termopares

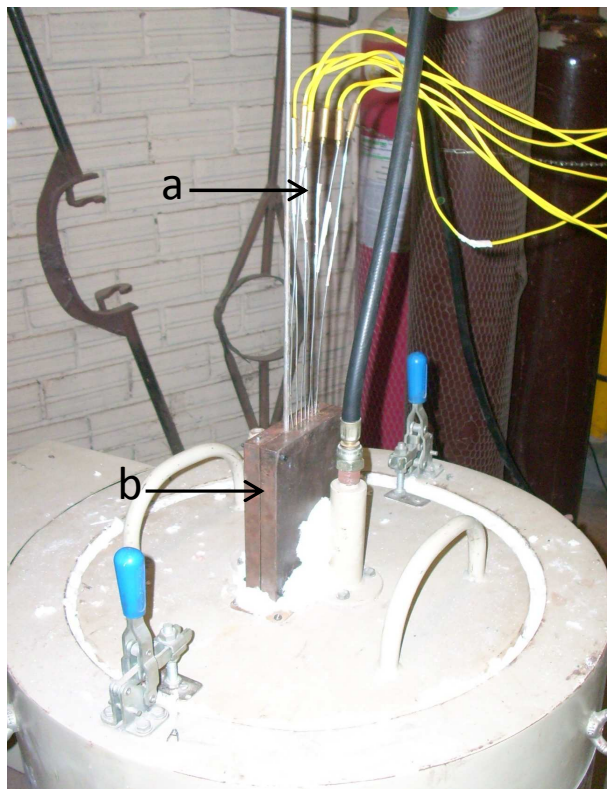


Figura 4.18 Termopares (a) fixados no dispositivo (b) e já encaixados na tampa do forno, ainda na posição acima do metal.

#### 4.9 Procedimento de fusão do magnésio

Na preparação, o cadinho é preenchido com a liga sólida, é aquecido no forno aberto ao ar a temperatura de 200°C por aproximadamente 30 minutos para a retirada da umidade da carga e dos refratários, assim como do cadinho. Passado este tempo, o forno é fechado e vedado todos os possíveis espaços com manta refratária, conforme figura 4.19. A temperatura

é elevada gradativamente até 450°C quando é aberta a válvula de entrada de gás argônio na câmara.

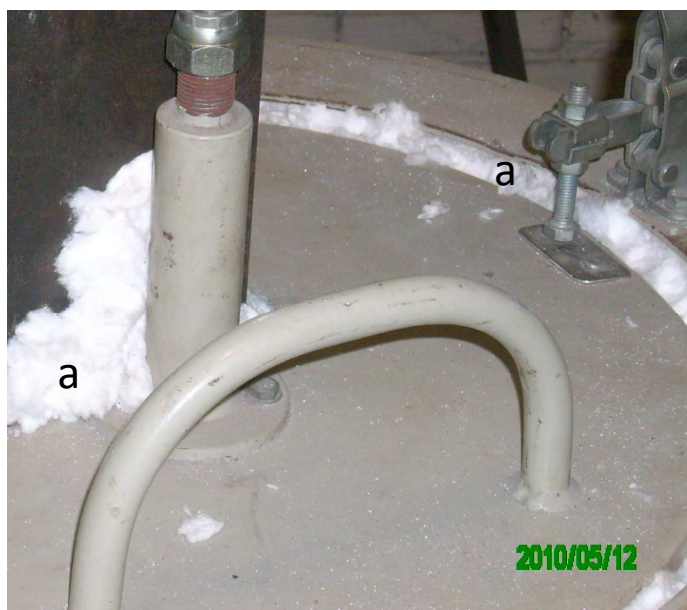


Figura 4.19 Tampa do forno com manta refratária (a) entre os espaços vazios.

Um termopar de imersão é colocado entre a carga sólida de magnésio para monitorar a fusão próximo de 650°C. Logo após o termopar é retirado e o agitador é então introduzido no banho, o líquido é agitado. Assim que o agitador é retirado do banho líquido os termopares são inseridos no banho. A partir deste momento eleva-se a temperatura até o ponto desejado, então o forno é desligado e, inicia-se o procedimento com resfriamento forçado com jato de água ou lento se natural. A temperatura em função do tempo é registrada em um sistema de análise térmica.

O tempo necessário para a fusão do magnésio é aproximadamente duas horas divididas em: 30 minutos de aquecimento, 1 hora até chegar a temperatura liquidus e mais 30 minutos até atingir a temperatura desejada.

A figura 4.20 mostra um lingote solidificado com os termopares, que foi retirado do cadinho após um experimento.



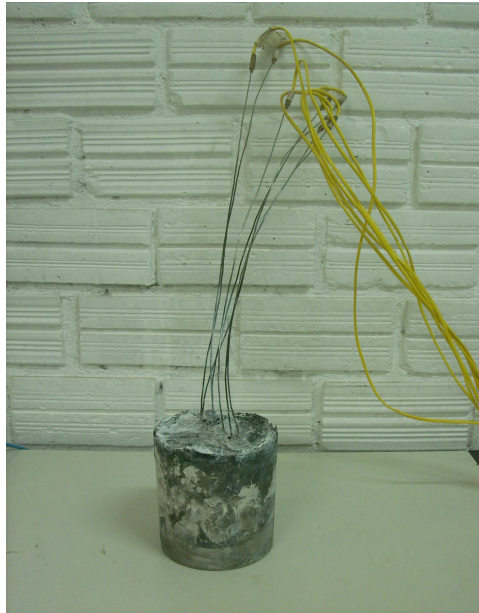


Figura 4.20 Lingote de magnésio solidificado.

#### 4.10 Corte dos lingotes

Os lingotes brutos de fusão foram seccionados, conforme figura 4.21, em duas laminas centrais. As amostras foram cortadas da parte central para análise macroestrutural, microestrutural e ensaios mecânicos.

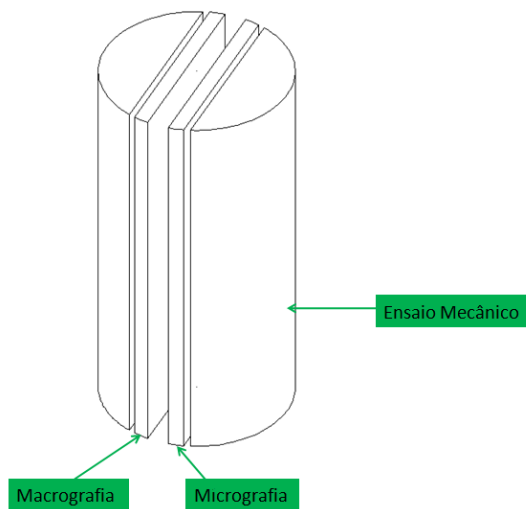


Figura 4.21 Representação esquemática do corte no lingote, para retirada de amostras.

A lâmina para análise microestrutural, conforme figura 4.22, foi cortada em filetes de 15 mm partindo da base e coincidindo com a posição dos termopares. O restante da lamina foi utilizada para realizar o ensaio de dureza. O restante do lingote ( as duas partes externas) foi utilizado para confeccionar os corpos de prova para ensaio de tração.

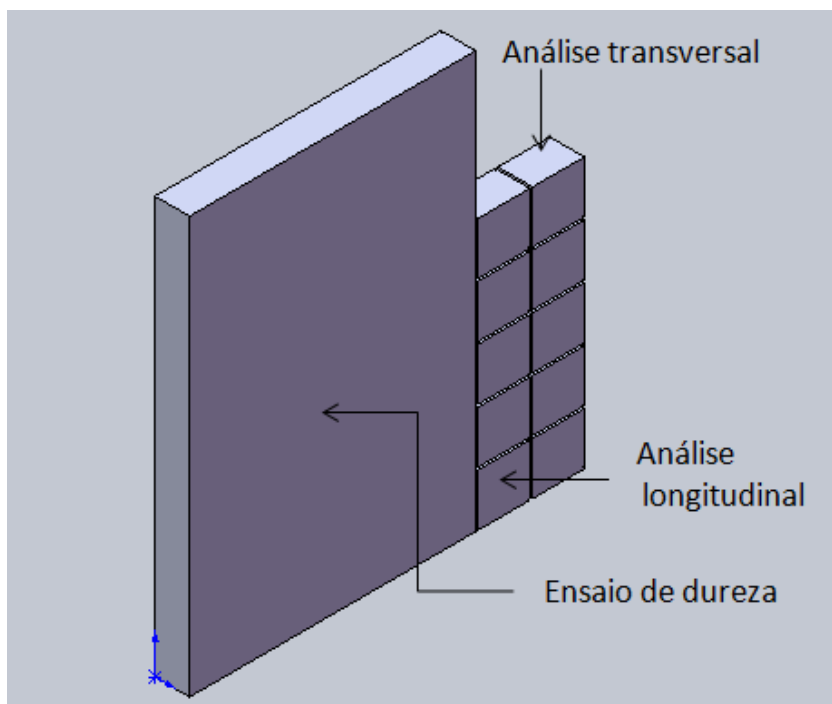


Figura 4.22 Lamina para análise microestrutural.

#### 4.11 Metalografia

Na sequência do corte das amostras foram embutidos os pedaços de magnésio com resina de cura a frio, pois o embutimento a quente acarretaria alterações na microestrutura do metal, após a cura as amostras foram identificadas com uma caneta vibratória por numeração que identifica a posição e a geometria da amostra na lâmina (fig.4.22). A seguir as amostras foram lixadas obedecendo a seguinte ordem de lixas: #120, #220, #400, #600, #1200.

As amostras assim que lixadas foram limpas em um sistema de ultrassom e polidas em um pano de polimento utilizando-se como abrasivo a alumina de  $1\mu\text{m}$ . Após o polimento as amostras passaram pelo processo de ataque químico utilizando nital 3% e limpeza com água, logo em seguida, foi usado um secador para retirar a umidade.

#### 4.12 Dureza

Para medida de dureza foi utilizado a região da lâmina mostrada anteriormente na fig.4.23. As amostras foram ensaiadas utilizando-se de um durômetro universal, ilustrado na figura 4.26. Utilizou-se o método Brinell (HB) com esfera de aço temperado de diâmetro 2,5 mm e carga de 62,5 kgf.

As identações foram medidas com o auxílio de um programa para análise de imagem acoplada em um microscópio óptico com aumento de até 1000 vezes. Mediu-se então o diâmetro da indentação e após foi calculada a dureza conforme a NBR NM 6506.

Foram realizadas seis medidas para cada região analisada e após calculado uma média e desvio padrão das medidas afim de obter uma confiabilidade maior dos resultados.



Figura 4.23 Durômetro universal utilizado no ensaio.

#### 4.13 Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado com o auxílio de um microdurômetro universal, conforme figura 4.27, pelo método Vickers (HV) com sistema de visualização ótica e aumento de 400 vezes. Em todos os ensaios utilizou-se o peso de carga 25 gf e tempo de 10 s.

Foi realizado cinco medidas para cada fase analisada e calculado media e desvio padrão dos resultados.



Figura 4.27 Microdurômetro universal utilizado no ensaio.

#### 4.14 Tração

O corpo de prova de tração foi confeccionado segundo norma técnica ASTM B 557-02A “Standard Test Methods of tension Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloys Products”, com algumas adaptações ao tamanho do lingote fundido onde foram extraídos dois corpos de prova por camada, conforme figura 4.28, respeitando assim as regiões analisadas neste trabalho, regiões estas com 15, 30, 45, 60 e 75 milímetros a contar da base refrigerada. Ao todo foram confeccionados vinte corpos de prova de tração por lingote de magnésio. Na figura 4.29 está representado o corpo de prova de tração e suas respectivas medidas.

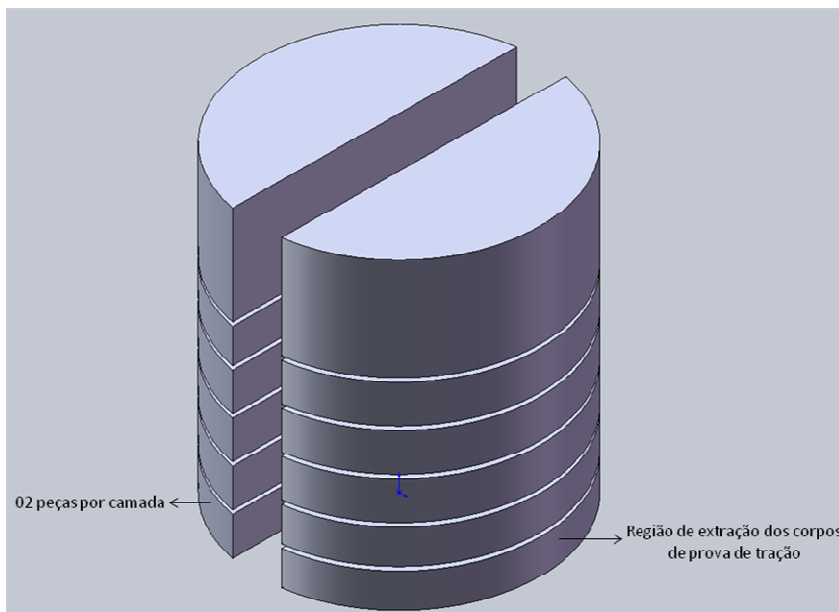


Figura 4.28 Lingote de magnésio cortado em camadas para extração de corpos de prova de tração.

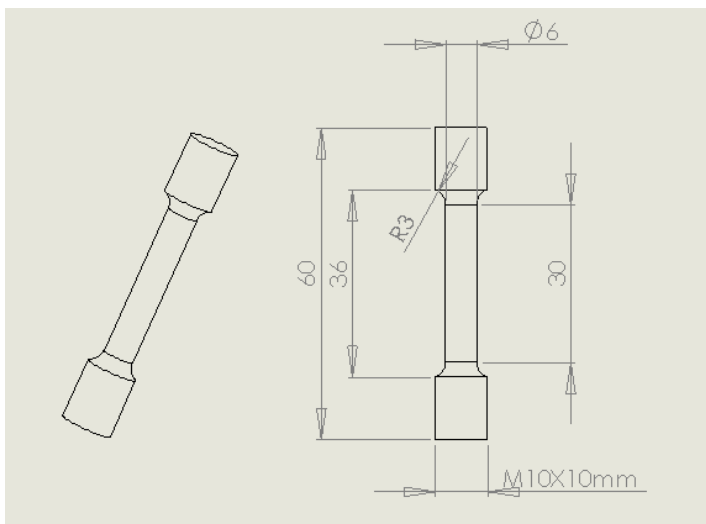


Figura 4.29 Desenho e medidas dos corpos de prova para ensaio de tração

Nos trabalhos anteriores do laboratório foi projetada uma garra específica para prender o corpo de prova, esta garra bipartida foi confeccionada em aço carbono e possui um parafuso para fixar na máquina de tração.

Para os ensaios deste trabalho foi confeccionada uma nova garra com pequena modificação com relação a anterior, sua lateral é vazada para uma melhor fixação das garras na máquina e melhor centralização do corpo de prova. Na figura 4.30(a) e (b) esta representada respectivamente a garra antiga e a garra confeccionada para este trabalho.

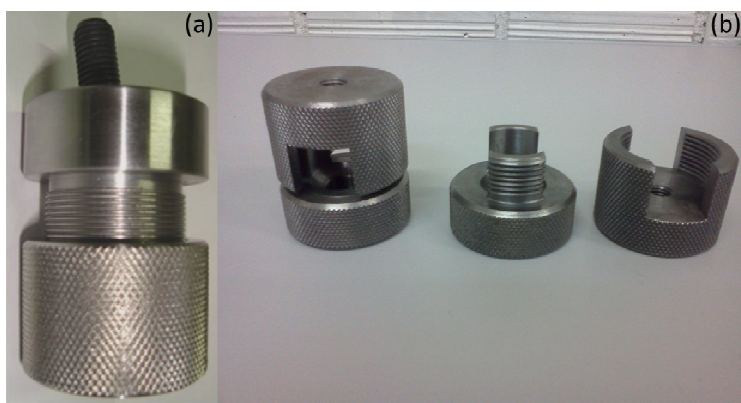


Figura 4.30 Garras para fixação de corpos de prova de ensaio de tração.

Os ensaios de tração foram realizados com uma máquina de ensaio universal, figura 4.31, com capacidade de carga para 2000 kgf, faixa de velocidade de 0,02 a 500 mm/min. Com transdutor de deslocamento embutido na máquina, para os ensaios deste trabalho foi utilizado uma célula de carga de 500kgf acoplada ao equipamento. O transdutor de deslocamento mede o valor instantâneo de deslocamento ao longo do ensaio e a célula de carga mede o valor da força instantânea aplicada ao corpo de prova durante o ensaio até a sua ruptura.(Ferri, 2008).



Figura 4.31 Máquina de ensaio universal.

De posse dos dados fornecidos pela máquina é possível averiguar algumas propriedades mecânicas do material em estudo. Esta máquina está acoplada a um computador com um programa que depura os dados enviados por ela.

Este programa fornece dados de força e deslocamento instantâneo em formato de texto (.txt). Estes dados são importados para uma planilha do programa Origin Pro7.5

Através destes dados podemos obter as seguintes informações: Limite de resistência à Tração ( $\sigma_u$ ), Limite de Escoamento ( $\sigma_e$ ) e Alongamento Específico ( $\delta$ ).

#### 4.15 Medidas de espaçamentos dendríticos secundários (EDS)

Para determinar a medida de espaçamento dendritico secundário utilizou-se de um microscópio óptico com sistema de aquisição de imagem, conforme figura 4.33, e um programa para medição dos espaçamentos dendríticos secundários.



Figura 4.33 Microscópio óptico com sistema de aquisição de imagem.

Este programa utiliza-se de ferramentas para calcular o comprimento dos braços dendríticos, como apresentado na figura 4.34, foram realizadas em torno de 20 medidas de distancia e após média e desvio padrão para uma melhor precisão dos resultados.



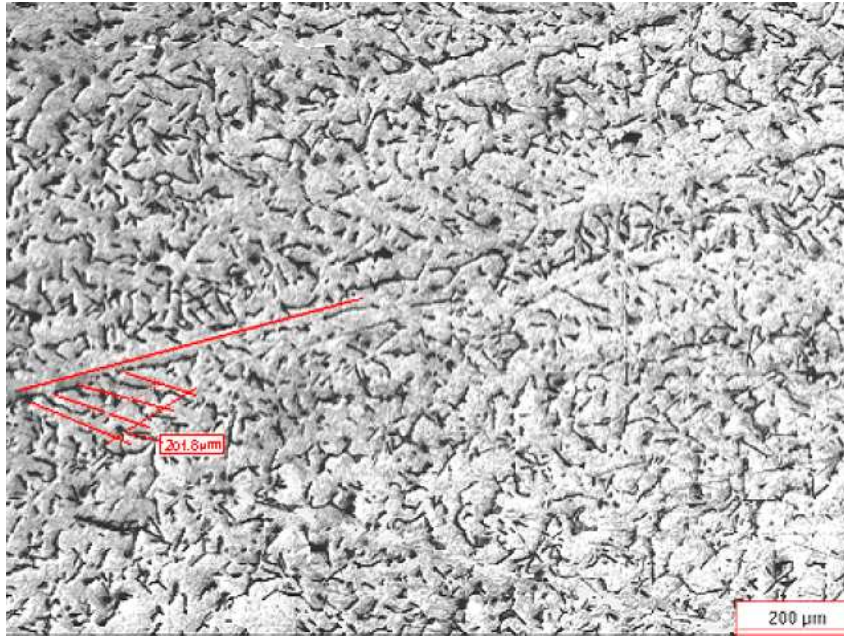


Figura 4.34 Medida do espaçamento dendritico secundário. (Ferri 2008).

## 5.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Composição Química da Liga

A composição química da liga utilizada nas fusões deste trabalho foi obtida através de um espectrômetro e segue na tabela 5.1

Tabela 5.1 Composição Química das Amostras (% massa atômica).

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Ca	Ag
5,9000	0,0320	0,3030	0,0270	0,0058	0,0024	0,0012	0,9880	0,0008
Ce	La	Ne	Pr	Th	Zr	Pb	Sn	Mg
0,1140	2,7700	0,1000	0,0670	0,0300	0,0010	0,0050	0,0092	90,6000

O resultado desta análise mostra que os elementos químicos predominantes na liga são: Alumínio, Cálcio e Lantânio, também podemos notar a presença em mínimas proporções de elementos terras raras (mish metals), como Tório, Cério, Praseodímio, Neodímio e o Lantânio em uma proporção maior como citado acima. Todos os lingotes utilizados para este estudo são do mesmo lote de fabricação, ou seja, a composição química de cada experimento não apresenta grandes variações.

### 5.2 Análise Térmica

#### 5.2.1 Análise Térmica com Resfriamento Lento – Experimento I

A figura 5.1 mostra a curva de Temperatura x Tempo extraída do experimento I (Resfriamento Lento) onde foi utilizada uma temperatura de superaquecimento de 845°C. Neste experimento, a liga solidificou-se de forma lenta e gradual, dentro do forno.



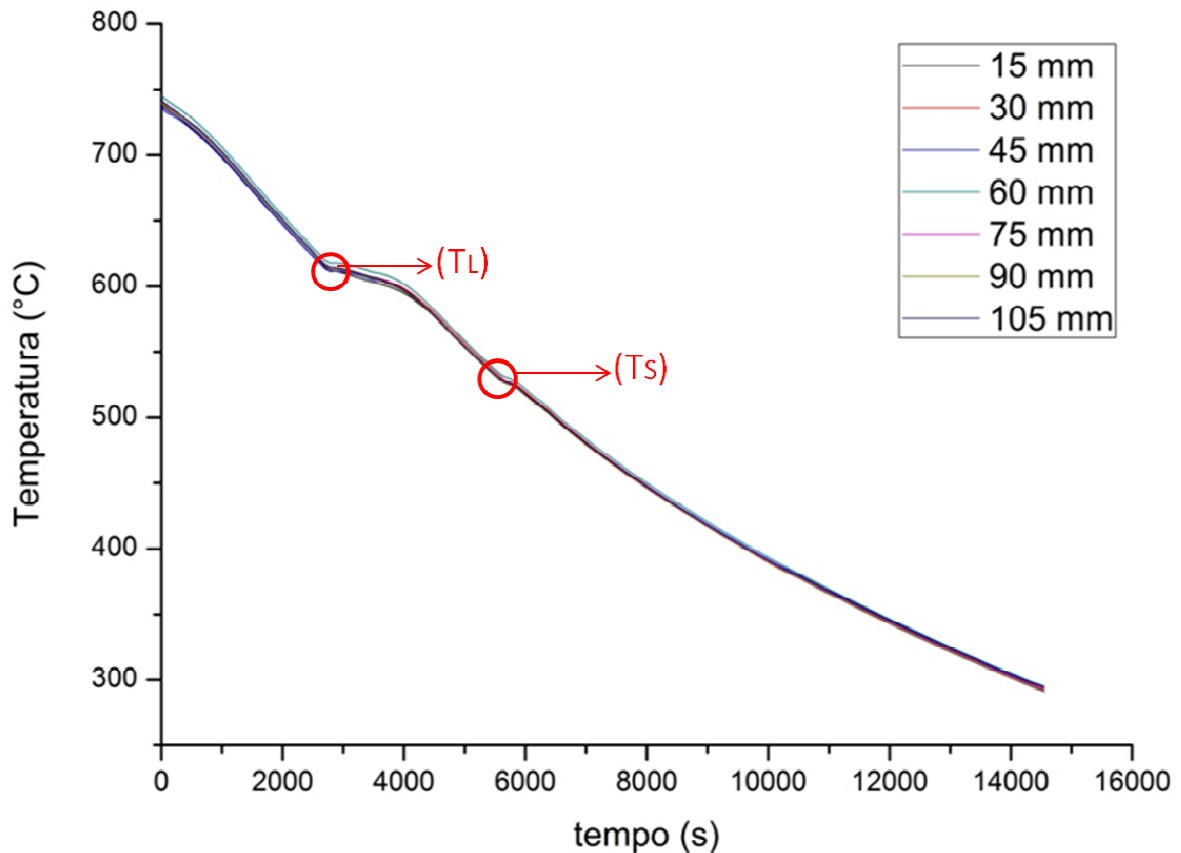


Figura 5.1 Resultado do experimento I com resfriamento lento.

Algumas comprovações foram verificadas neste experimento, primeiro, o longo tempo para solidificação do lingote em torno de 2 horas, segundo, a taxa de extração de calor foi muito próxima em todas as regiões, isto comprova que houve uma boa homogeneidade na extração de calor ao longo do lingote.

No gráfico fica evidente dois pontos de mudança na inclinação da curva, o primeiro em torno de 615°C mostrando uma tendência na formação de temperatura liquidus ( $T_L$ ) e o segundo em torno de 520°C mostrando uma tendência na formação da temperatura solidus ( $T_S$ ).

No experimento I não foi possível calcular a velocidade ( $V_L$ ) devido a existir várias frentes de solidificação.

Nos outros experimentos com resfriamento rápido, a velocidade foi convencionada como o afastamento da frente de solidificação à base do lingote, sendo este ponto considerado o referencial para a medida da velocidade.

A tabela 5.2 apresenta os resultados dos parâmetros térmicos obtidos na solidificação do experimento I.

Tabela 5.2 Parâmetros Térmicos do Experimento I (adaptado de Bartex, 2012).

<b>POSIÇÃO (mm)</b>	<b><math>\dot{T}_L</math> (K/s)</b>	<b><math>\dot{T}_S</math> (K/s)</b>	<b><math>G_L</math> (K/mm)</b>
15	0,048	0,045	0,060
30	0,047	0,045	0,130
45	0,047	0,043	0,130
60	0,049	0,043	0,330
75	0,047	0,042	0,130
90	0,049	0,043	0,060
105	0,049	0,042	0,060

### 5.2.2 Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento II

No experimento II foi utilizada uma temperatura de superaquecimento de 780°C, a partir do momento que todos os termopares atingiram esta temperatura foi acionado o sistema de refrigeração com uma vazão constante de água de 5 l/min. Tendo assim forçada seu resfriamento da base refrigerada do lingote até a superfície do lingote.

A figura 5.2 mostra a curva de temperatura x tempo extraída do experimento II (com resfriamento rápido).

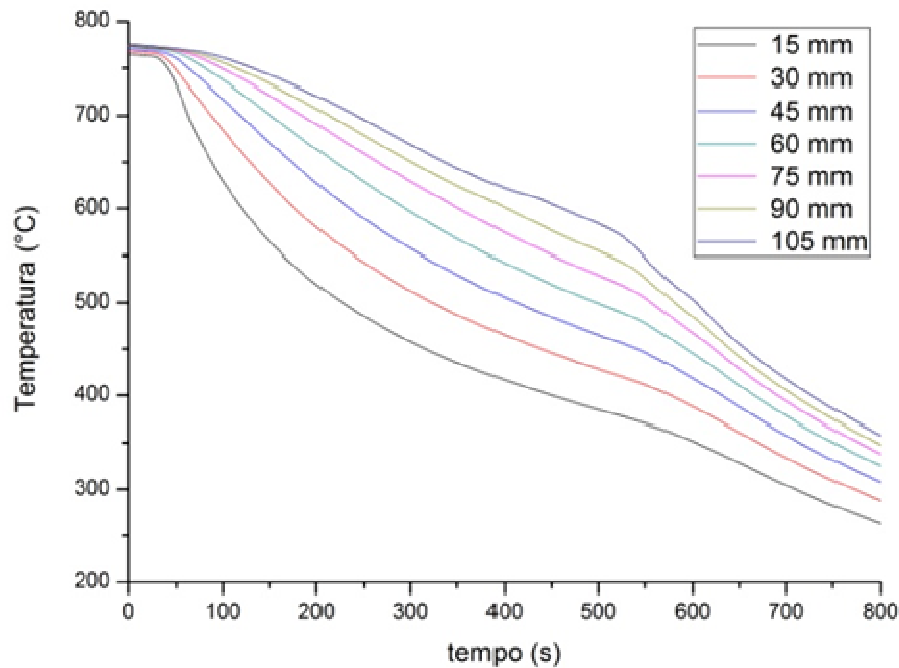


Figura 5.2 Resultado do experimento II com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 780°C.

A tabela 5.3 apresenta os resultados dos parâmetros térmicos obtidos na solidificação do experimento II.

Tabela 5.3 Parâmetros Térmicos do Experimento II (adaptado de Bartex, 2012)

POSIÇÃO (mm)	$\dot{T}_L$ (K/s)	$G_L$ (K/mm)	$V_L$ (mm/s)	$1/(G_L \cdot \sqrt{V_L})$
15	2,34	5,00	0,39	0,32
30	1,77	3,73	0,34	0,45
45	1,14	3,06	0,30	0,59
60	0,84	2,53	0,28	0,74
75	0,74	2,06	0,27	0,93
90	0,66	1,46	0,26	1,34
105	0,62	1,26	0,25	1,58

### 5.2.3 Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento III

No experimento III foi utilizada uma temperatura de superaquecimento de 715°C, a partir do momento que todos os termopares atingiram esta temperatura foi acionado o sistema de refrigeração com uma vazão constante de água de 5 l/min. Tendo assim forçada seu resfriamento da base refrigerada do lingote até a superfície do lingote.

A figura 5.3 mostra a curva de temperatura x tempo extraída do experimento II (com resfriamento rápido).

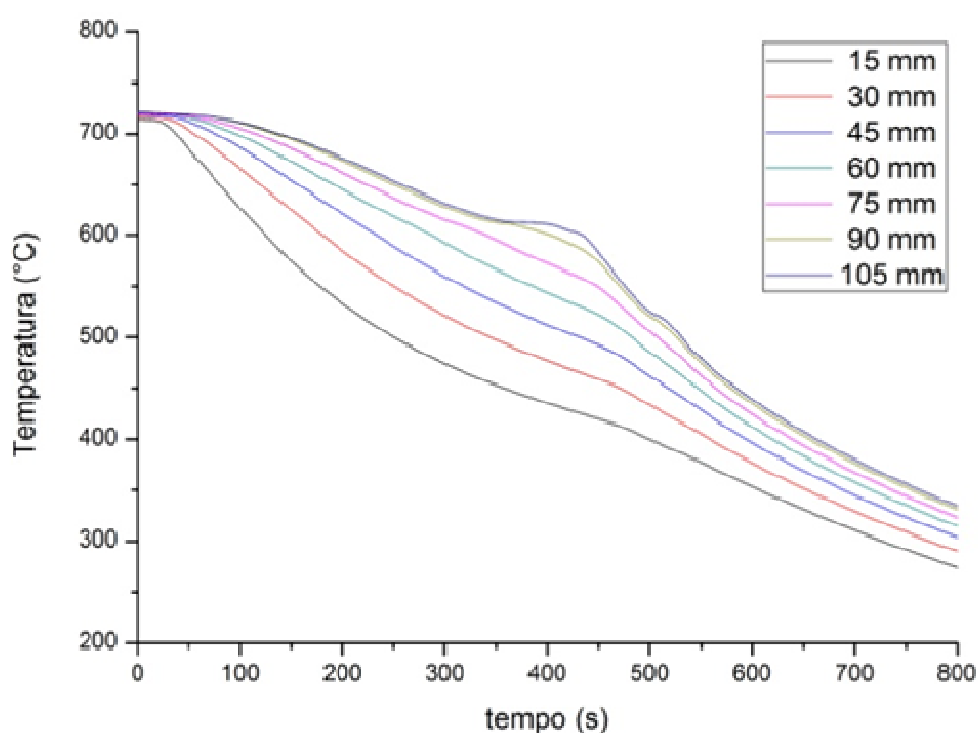


Figura 5.3 Resultado do experimento III com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 715°C.

A tabela 5.4 apresenta os resultados dos parâmetros térmicos obtidos na solidificação do experimento III.

Tabela 5.4 Parâmetros Térmicos do Experimento III (adaptado de Bartex, 2012)

POSIÇÃO (mm)	$\dot{T}_L$ (K/s)	$G_L$ (K/mm)	$V_L$ (mm/s)	$1/(G_L \cdot \sqrt{V_L})$
15	1,15	2,76	0,43	0,55
30	0,80	2,73	0,37	0,60
45	0,65	2,13	0,33	0,81
60	0,54	1,66	0,32	1,06
75	0,49	1,26	0,33	1,38
90	0,45	0,80	0,33	2,17
105	0,45	0,20	0,32	8,83

#### 5.2.4 Análise Térmica com Resfriamento Rápido – Experimento IV

No experimento IV foi utilizada uma temperatura de superaquecimento de 650°C, a partir do momento que todos os termopares atingiram esta temperatura foi acionado o sistema de refrigeração com uma vazão constante de água de 5 l/min. Tendo assim forçada seu resfriamento da base refrigerada do lingote até a superfície do lingote.

A figura 5.4 mostra a curva de temperatura x tempo extraída do experimento IV (com resfriamento rápido).

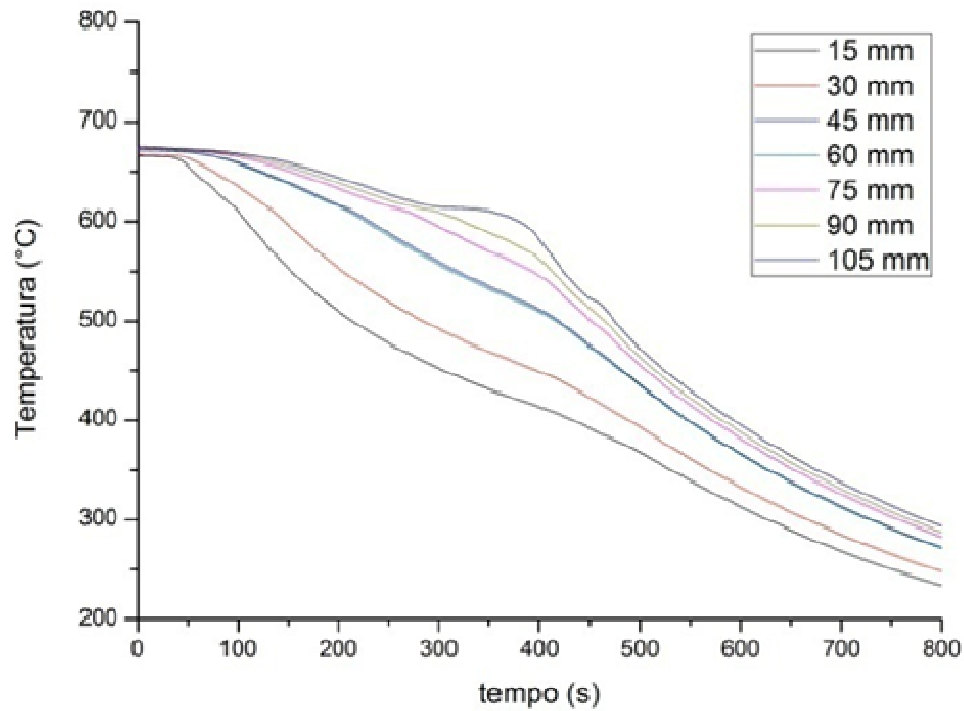


Figura 5.4 Resultado do experimento IV com resfriamento rápido e temperatura de superaquecimento de 650°C.

A tabela 5.5 apresenta os resultados dos parâmetros térmicos obtidos na solidificação do experimento IV.

Tabela 5.5 Parâmetros Térmicos do Experimento IV (adaptado de Bartex, 2012)

POSIÇÃO (mm)	$\dot{T}_L$ (K/s)	$G_L$ (K/mm)	$V_L$ (mm/s)	$1/(G_L \cdot \sqrt{V_L})$
15	0,86	2,63	0,51	0,53
30	0,64	1,47	0,46	1,00
45	0,43	1,34	0,44	1,12
60	0,44	1,26	0,43	1,21
75	0,35	1,20	0,42	1,28
90	0,35	0,34	0,41	4,59
105	0,32	0,33	0,41	4,73

### 5.2.5 Comparação dos Parâmetros Térmicos dos Experimentos II, III e IV

Os parâmetros térmicos tem uma relação direta com a posição da frente de solidificação. Conforme a frente se afasta da base os parâmetros térmicos têm seus valores reduzidos nas posições mais afastadas da base refrigerada.

Na figura 5.5 nota-se que para os valores de superaquecimento maiores temos valores de taxas de resfriamento maiores.

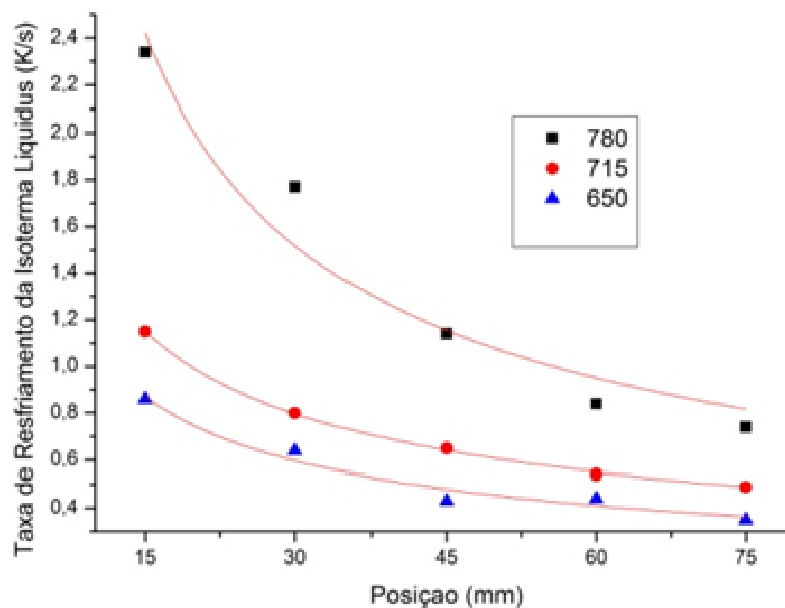


Figura 5.5 Taxa de resfriamento em função da posição para os três experimentos. Superaquecimentos de 780°C, 715°C e 650°C.

Na figura 5.6 são apresentados os valores do gradiente térmico em função da temperatura de superaquecimento.

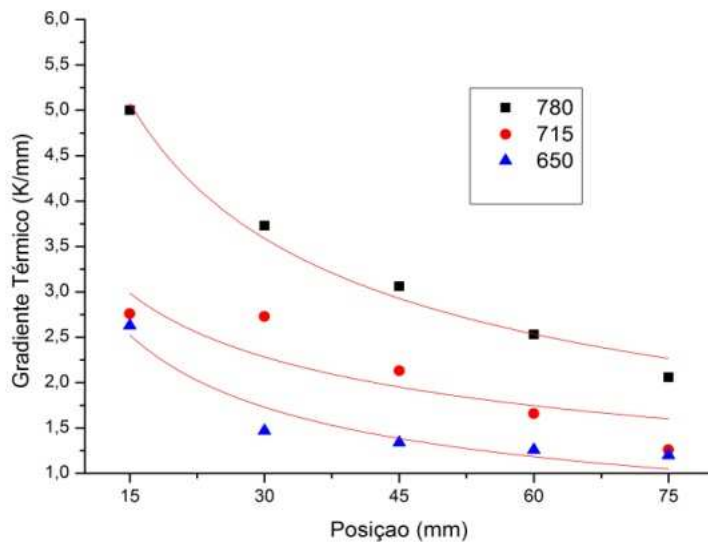


Figura 5.6 Gradiente térmico em função da posição para os três experimentos.

Na figura 5.7 verifica-se que para a velocidade da frente liquidus a influência do superaquecimento foi o contrário da taxa de resfriamento e do gradiente térmico, os valores de velocidade foram maiores para os menores valores de superaquecimento.

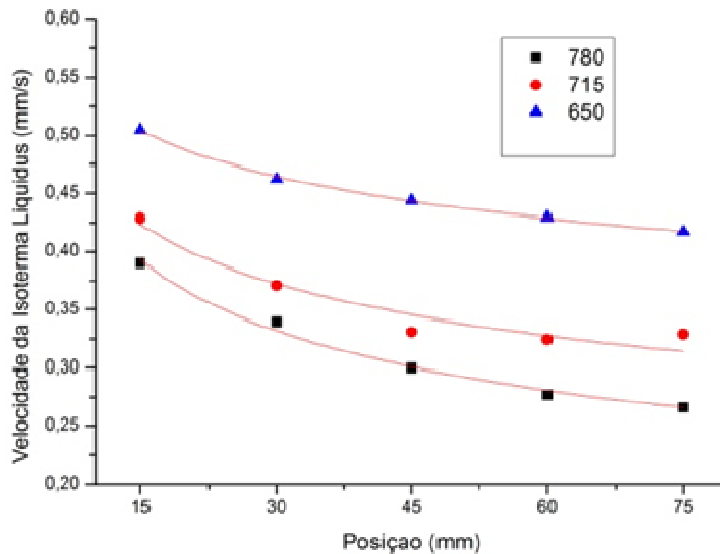


Figura 5.7 Velocidade da frente liquidus em função da posição para os três experimentos.



### 5.3 Análise Macroestrutural

Foram feitas análises macroestruturais em todos os experimentos deste trabalho. No experimento I nota-se a formação de uma estrutura predominante de grão equiaxiais, conforme figura 5.8, devido a taxa de extração de calor ter sido extremamente baixa, porém ainda pode-se perceber que há uma diferença na formação dos grãos, onde na parte inferior formaram-se grão menores que na parte superior do lingote, credita-se isto a utilização do argônio como atmosfera protetora, pois mesmo sendo pequena esta interferência há uma fonte de extração de calor por ali. O rechupe neste experimento foi elevado, concentrando-se no centro do lingote, a causa provável é que esta foi a ultima região deste experimento a ser solidificada.

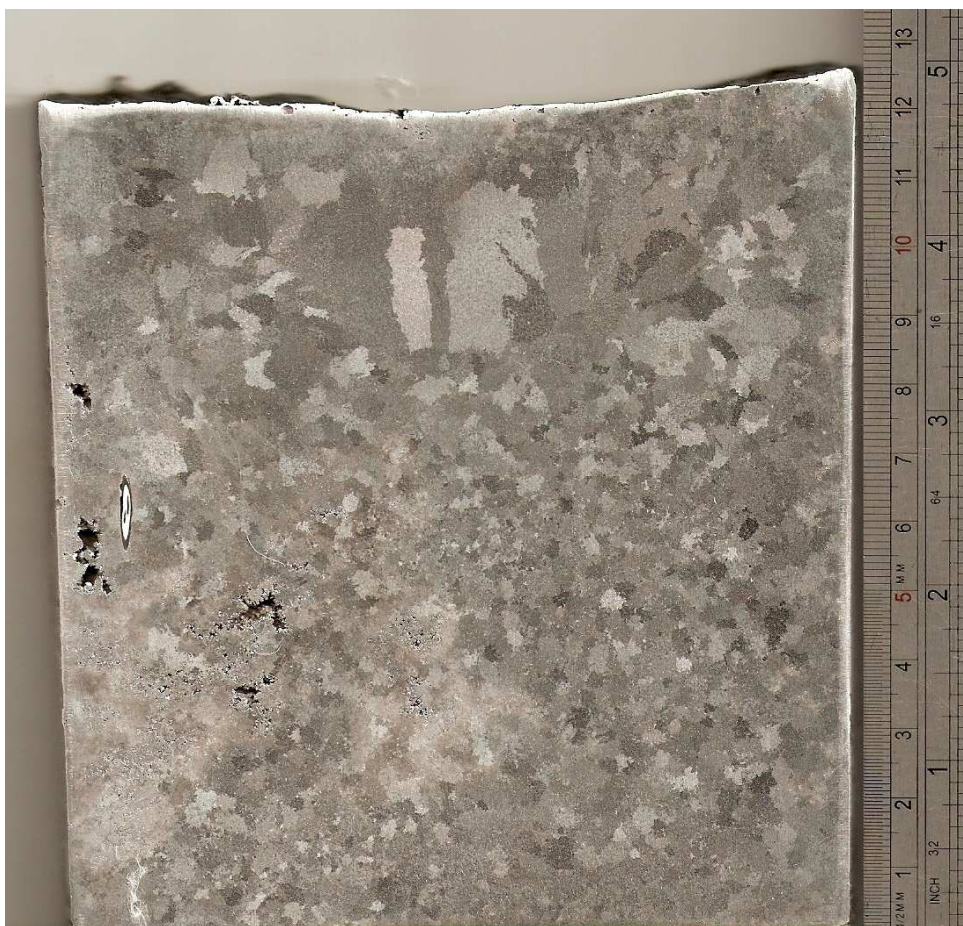


Figura 5.8 Macroestrutura obtida no experimento I (resfriamento lento).

Nos experimentos II, III e IV onde a solidificação unidirecional vertical ascendente foi forçada através de um sistema de resfriamento podemos notar a formação de grãos mais refinados na parte inferior desde a base do lingote até próximo de 10mm e grãos mais alongados semelhante a uma formação colunar que variou no experimento II de 10mm até

próximo 90mm, no experimento III ficou entre 10mm até 60mm e no experimento IV esta variação ficou entre 10mm e 50mm após esta formação colunar temos uma região proeminente de grãos equiaxiais. O rechupe nos experimentos com resfriamento rápido diminuiu consideravelmente apresentando uma pequena formação na base superior junto a escória devido a contração do metal.

No experimento II podemos notar uma morfologia um pouco diferente das demais com a formação de grão alinhados a  $45^\circ$  em relação a taxa de extração de calor. Este experimento em especial foi refeito a fusão para verificar a repetibilidade desta formação macroestrutural, onde apresentou a mesma formação. Para isso um estudo mais aprofundado é necessário para investigar esta formação e revelar o motivo deste efeito na temperatura de  $780^\circ\text{C}$ .

As figuras 5.9(a) e (b), 5.10 e 5.11 mostram as macroestruturas obtidas nos experimentos II, III e IV respectivamente.

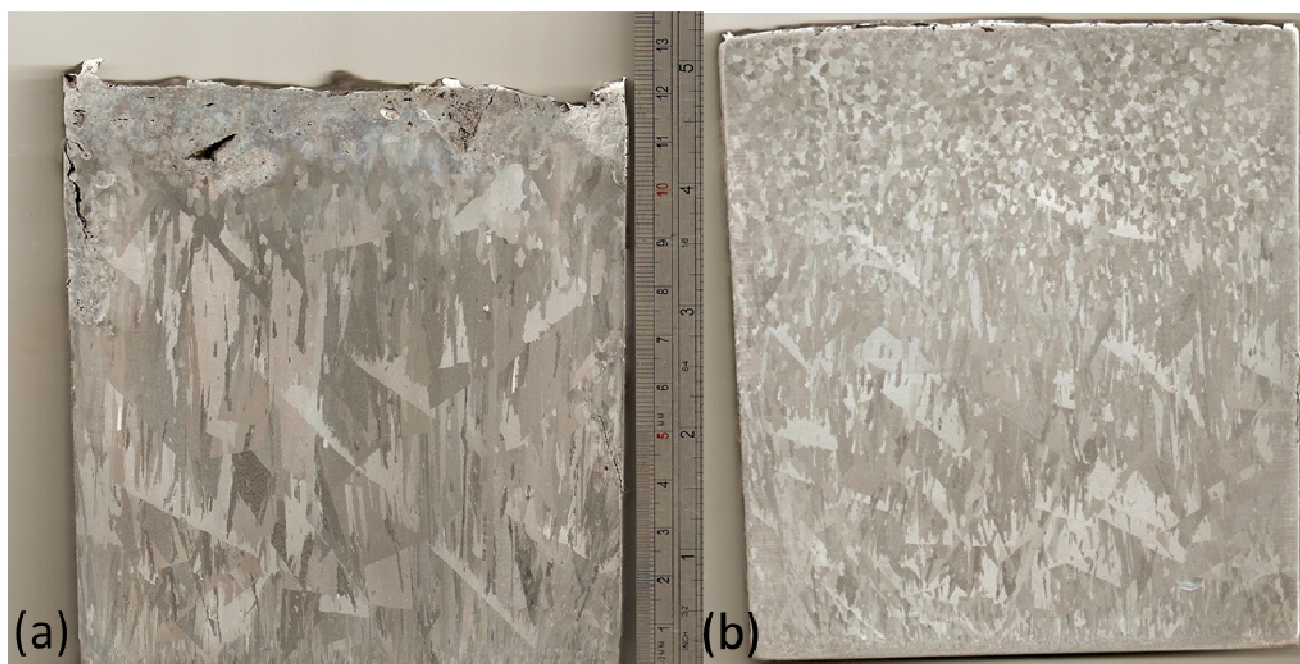


Figura 5.9 (a) e (b) Macroestruturas obtidas com temperatura de vazamento de  $780^\circ\text{C}$  no experimento II.





Figura 5.10 Macroestrutura obtida no experimento III – 715°C.



Figura 5.11 Macroestrutura obtida no experimento IV – 650°C.

#### 5.4 Medidas de Espaçamentos Dendrítico Secundário – EDS ( $\lambda_2$ )

As medidas de espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) foram retiradas das imagens das microestruturas dos lingotes nas posições de 15, 30, 45, 60 e 75 milímetros, foram utilizadas as amostras cortadas no sentido longitudinal para executar as medições. Foi utilizado um programa de computador acoplado ao sistema de aquisição de imagens para executar as medições de espaçamento dendrítico secundário.

Foram analisados os experimentos realizados por solidificação unidirecional ascendente através do sistema de resfriamento forçado (com água), ou seja, os experimentos II com temperatura de superaquecimento de 780°C, o experimento III com temperatura de superaquecimento de 715°C e o experimento IV com temperatura de superaquecimento de 650°C e o experimento I com resfriamento lento também foi medido o espaçamento dendrítico secundário.

A tabela 5.6 mostra as medições de espaçamento dendrítico secundário –EDS ( $\lambda_2$ ) realizadas para as posições citadas acima para os experimentos I, II, III e IV.

Tabela 5.6 Medida de Espaçamento Dendrítico Secundário para cada experimento.

<b>POSICÃO (mm)</b>	<b>Experimento I <math>\lambda_2</math> (μm) –R.L</b>	<b>Experimento II <math>\lambda_2</math> (μm) – 780°C</b>	<b>Experimento III <math>\lambda_2</math> (μm) – 715°C</b>	<b>Experimento IV <math>\lambda_2</math> (μm) – 650°C</b>
15	96,30 ± 18,09	37,4 ± 5,8	48,2 ± 11,6	55,6 ± 2,1
30	93,83 ± 8,84	41,0 ± 2,6	61,3 ± 10,0	69,3 ± 3,0
45	94,27 ± 21,14	53,3 ± 15,7	64,3 ± 5,0	87,4 ± 20,5
60	95,03 ± 17,71	62,0 ± 17,5	74,7 ± 12,7	86,7 ± 14,0
75	97,23 ± 28,72	78,6 ± 20,2	89,7 ± 10,7	94,0 ± 18,0

Os resultados dos espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) em função da distancia da base refrigerada estão representados nos gráficos das figuras 5.12, 5.13 e 5.14.

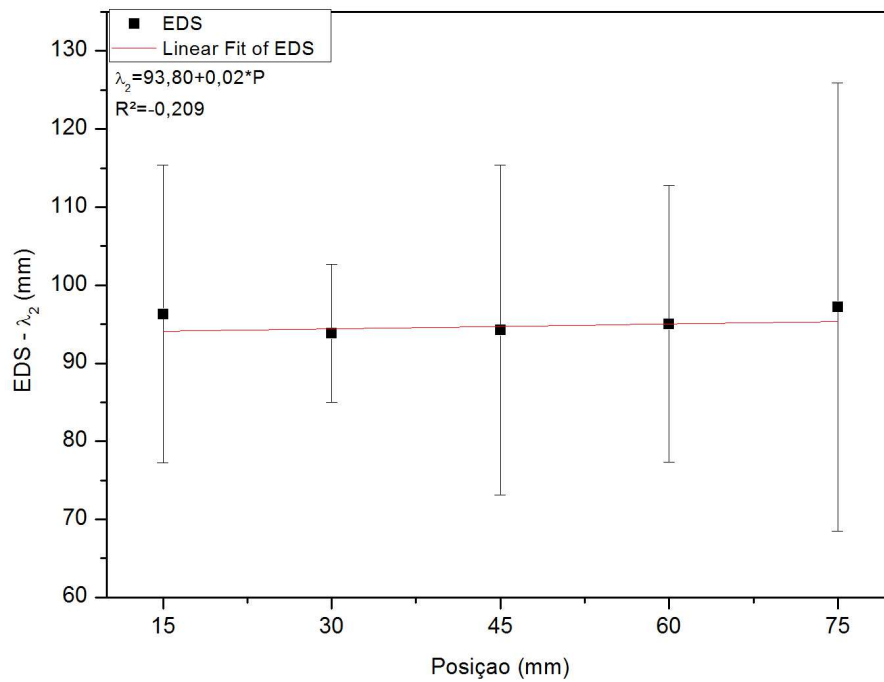


Figura 5.12 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento I (R. Lento).

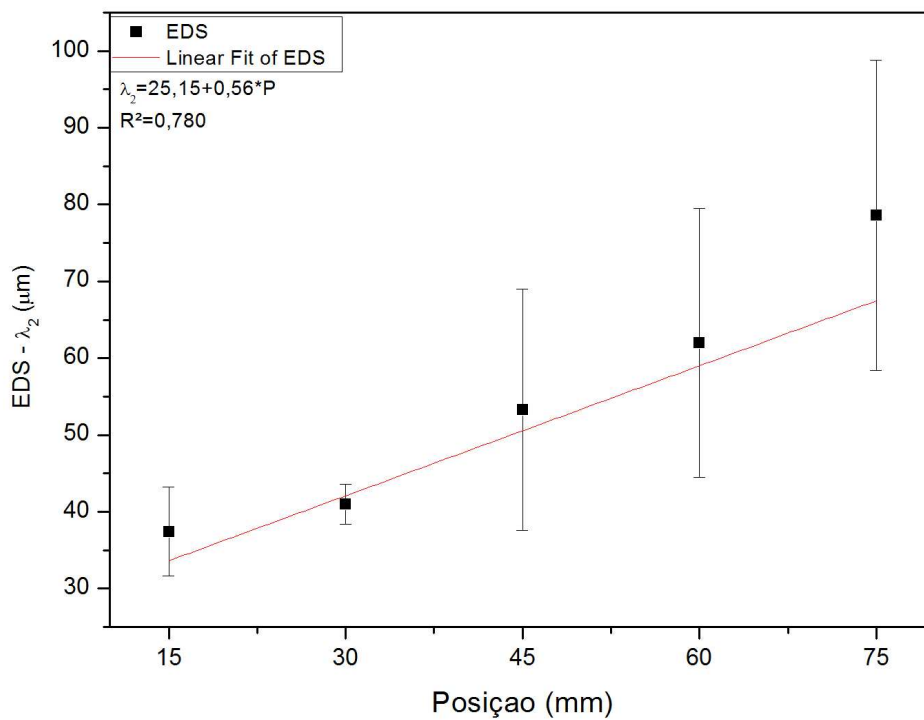


Figura 5.13 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento II (780°C)

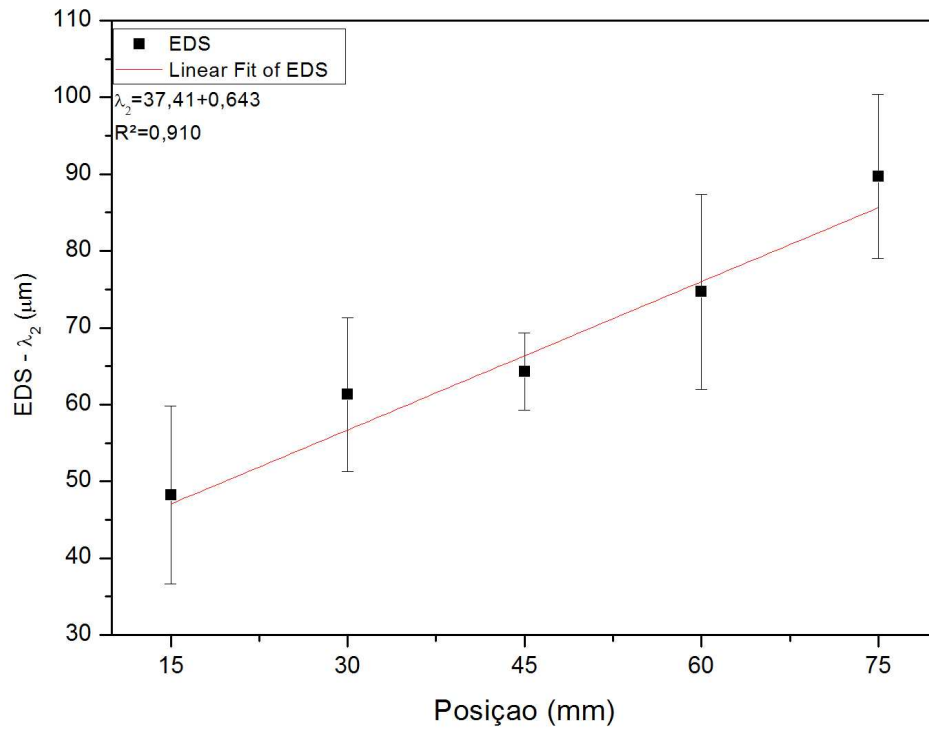


Figura 5.14 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento III (715°C)

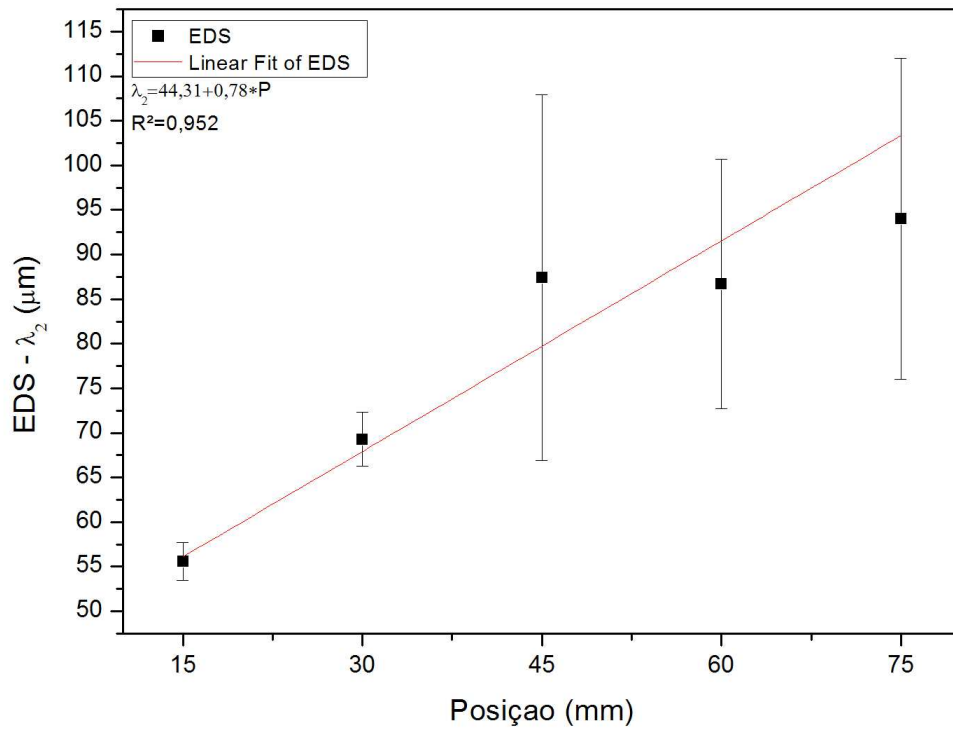


Figura 5.15 EDS ( $\lambda_2$ ) versus posição do experimento IV (650°C).

Os resultados de espaçamento dendrítico secundários dos experimentos II, III e IV apresentaram uma tendência de aumento no tamanho quanto mais afastados da base refrigerada estiverem. Ao analisar os resultados dos experimentos com resfriamento forçado podemos notar uma tendência de menores valores de EDS para maiores valores de superaquecimento. O experimento I não houve uma variação de medidas mantendo-se uniforme ao longo do lingote, porém seus resultados foram superiores aos dos experimentos II, III e IV, isso se deve pelo resfriamento lento e gradual motivo pelo qual a formação de grão foi maior.

Também foi feita uma análise dos resultados de espaçamento dendrítico em relação ao (inverso do gradiente e raiz da velocidade) nos experimentos com resfriamento rápido, ou seja, experimentos II, III e IV e os resultados apresentam uma tendência de maior espaçamento dendrítico maior a relação entre (inverso do gradiente e raiz da velocidade) os gráficos das figuras 5.16, 5.17 e 5.18 nos mostram esta tendência. Este comparativo não foi possível realizar no experimento lento devido a frente de solidificação ter acontecido em duas frentes impossibilitando o cálculo da velocidade.

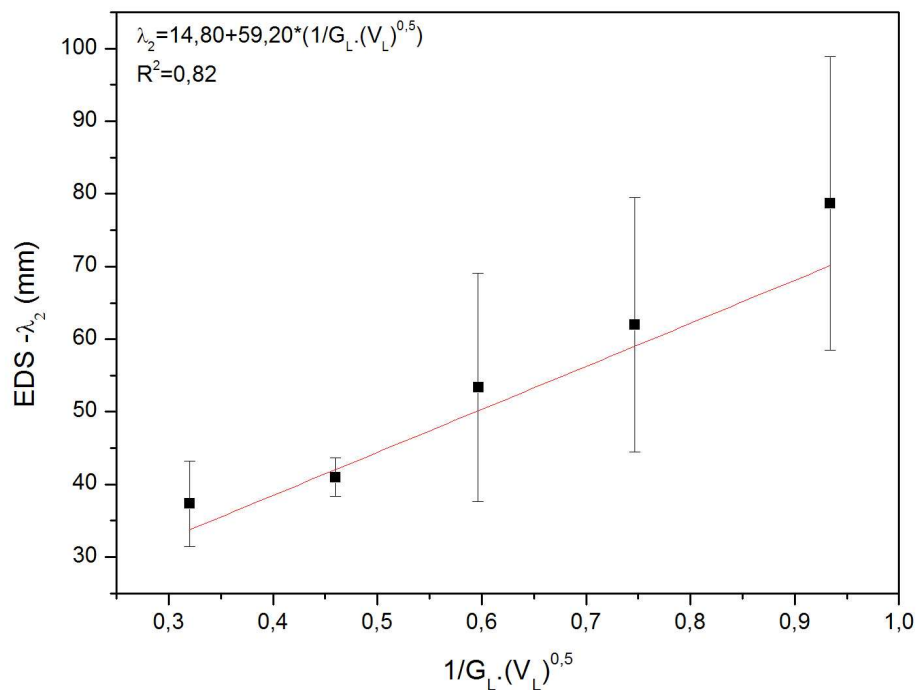


Figura 5.16 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento II (780°C).

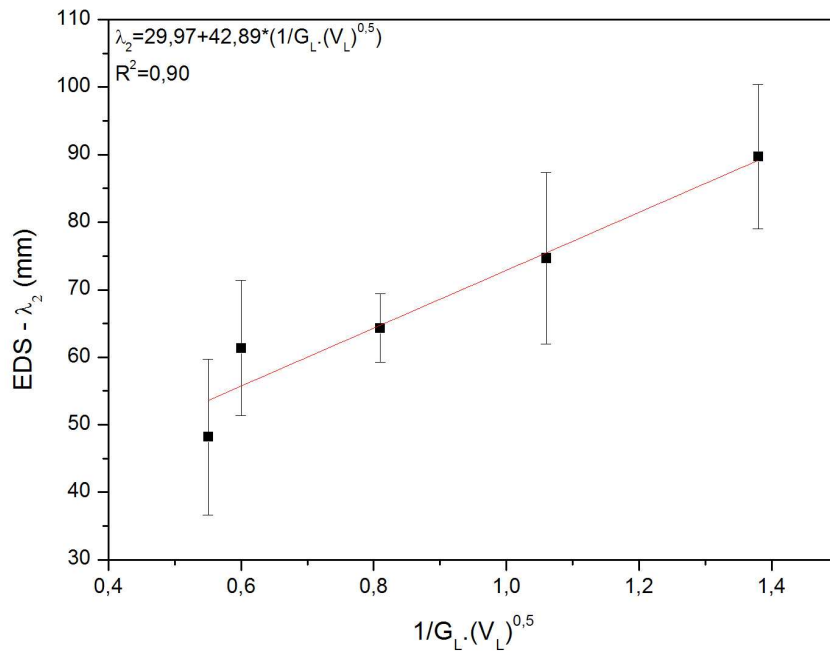


Figura 5.17 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento III (715°C).

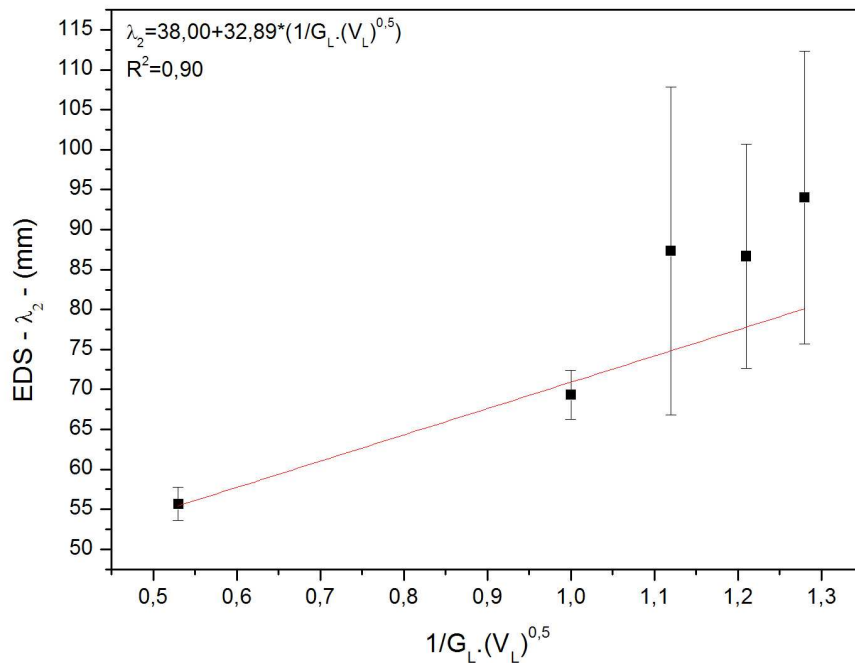


Figura 5.18 EDS ( $\lambda_2$ ) versus (inverso do gradiente e raiz da velocidade) do experimento IV (650°C).



### 5.5 Medidas de Dureza

Para executar as medidas de dureza utilizou-se um Durômetro Universal na escala Brinell com esfera de aço de 2,5mm e carga de 62,5 kgf. Foram feitas seis medidas por posição do lingote respeitando as alturas pré-estabelecidas, ou seja, 15, 30, 45, 60 e 75 milímetros da base refrigerada, também foram adotados critérios segundo a norma ASTM E10-01. Após foi utilizado um projetor de perfil para medir a indentação da calota esférica. Com a medida da calota esférica é possível, segundo Spim, (Spim, 2012) através de tabelas preparadas, fornecer o valor da dureza a partir dos diâmetros da impressão formada mostrados na figura 5.19.

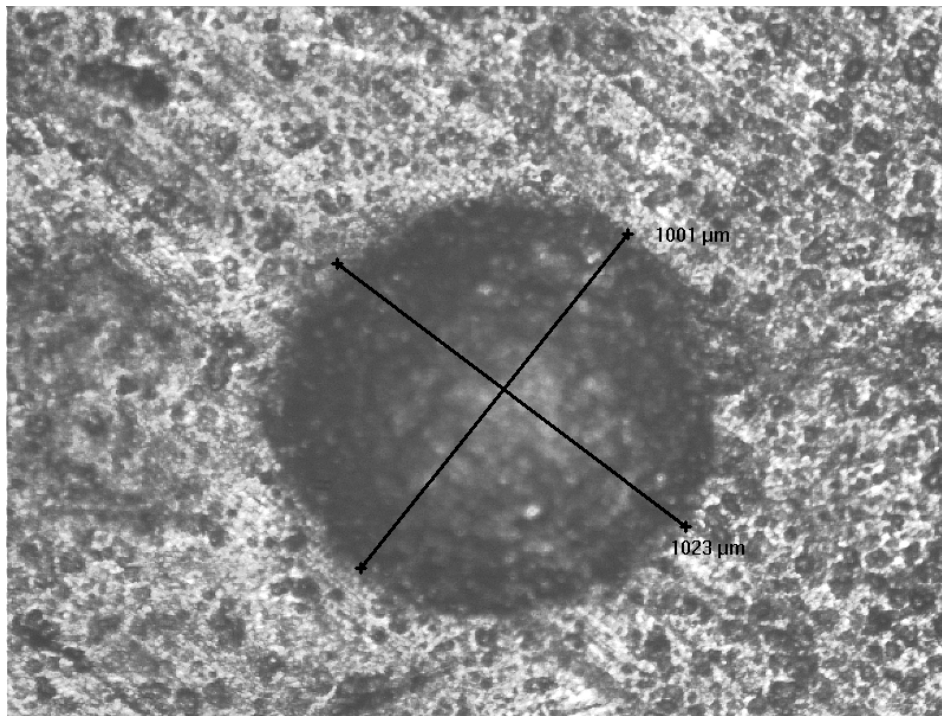


Figura 5.19 Medida do Diâmetro da calota esférica.

As medidas de dureza foram realizadas em todos os experimentos.

A tabela 5.7 mostra as medições de dureza Brinell realizadas para as posições citadas acima para os experimentos I, II, III e IV.

Tabela 5.7 Medida de Dureza Brinell para cada experimento.

<b>POSIÇÃO (mm)</b>	<b>Experimento I Dureza Brinell (HB) – R.Lento</b>	<b>Experimento II Dureza Brinell (HB) – 780°C</b>	<b>Experimento III Dureza Brinell (HB) – 715°C</b>	<b>Experimento IV Dureza Brinell (HB) – 650°C</b>
15	$60 \pm 3,09$	$83 \pm 3,62$	$79 \pm 4,88$	$83 \pm 5,17$
30	$59 \pm 2,50$	$82 \pm 4,28$	$80 \pm 4,90$	$77 \pm 7,78$
45	$56 \pm 4,26$	$80 \pm 5,26$	$79 \pm 5,85$	$79 \pm 5,08$
60	$56 \pm 2,10$	$82 \pm 6,84$	$76 \pm 4,06$	$74 \pm 3,45$
75	$55 \pm 2,80$	$79 \pm 3,74$	$76 \pm 6,67$	$74 \pm 6,33$

Os resultados de Dureza Brinell em função da distancia da base refrigerada estão representados nos gráficos das figuras 5.20, 5.21, 5.22 e 5.23.

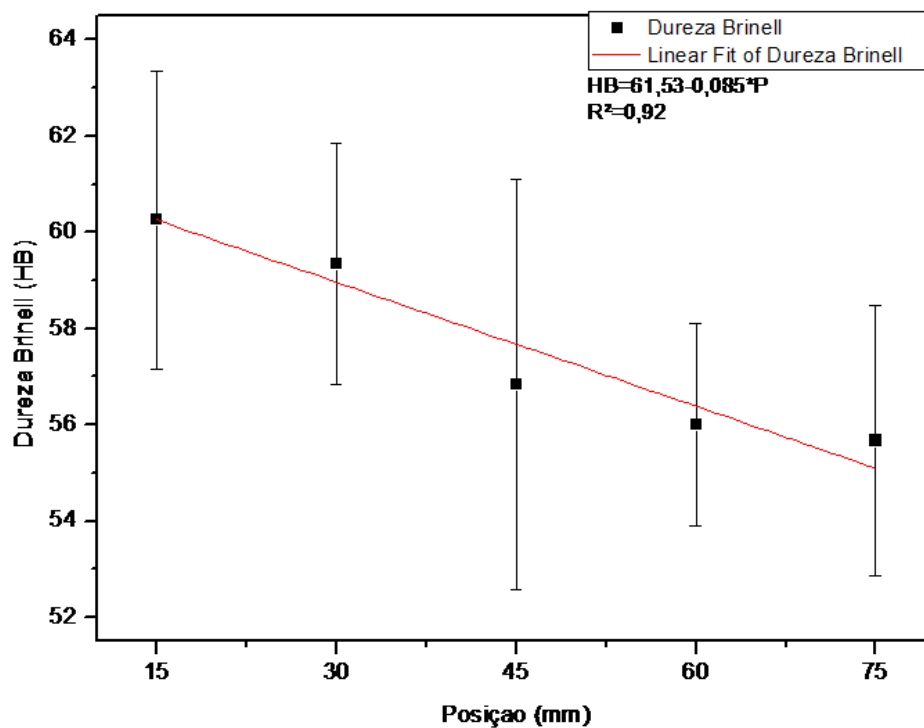


Figura 5.20 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento I. (R. Lento).

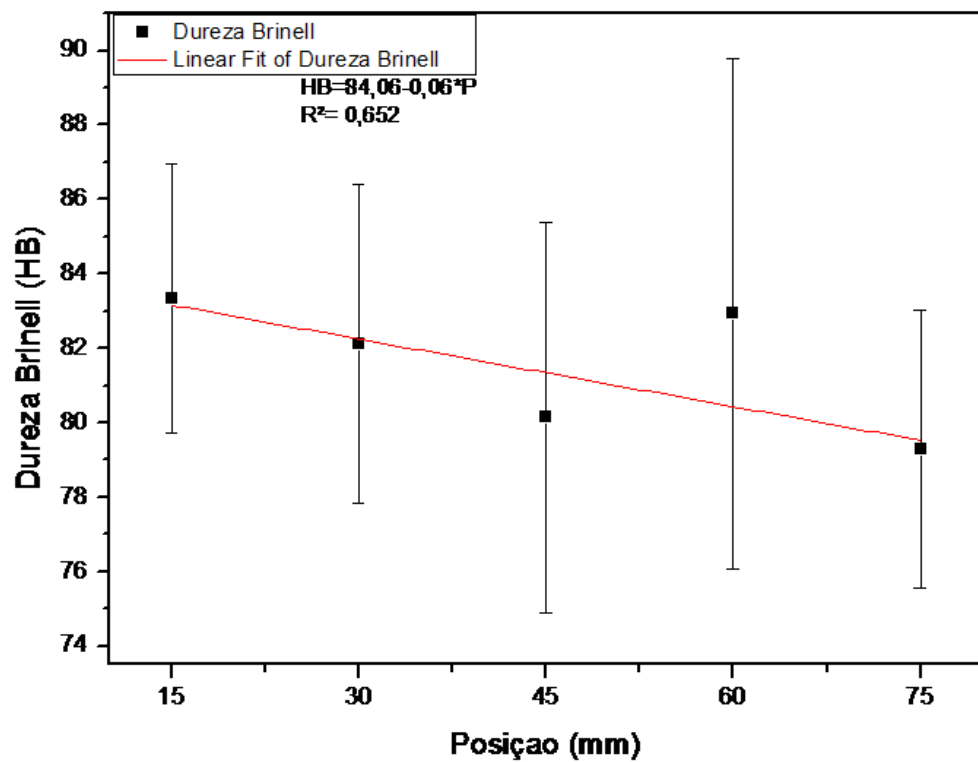


Figura 5.21 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento II. (780°C).

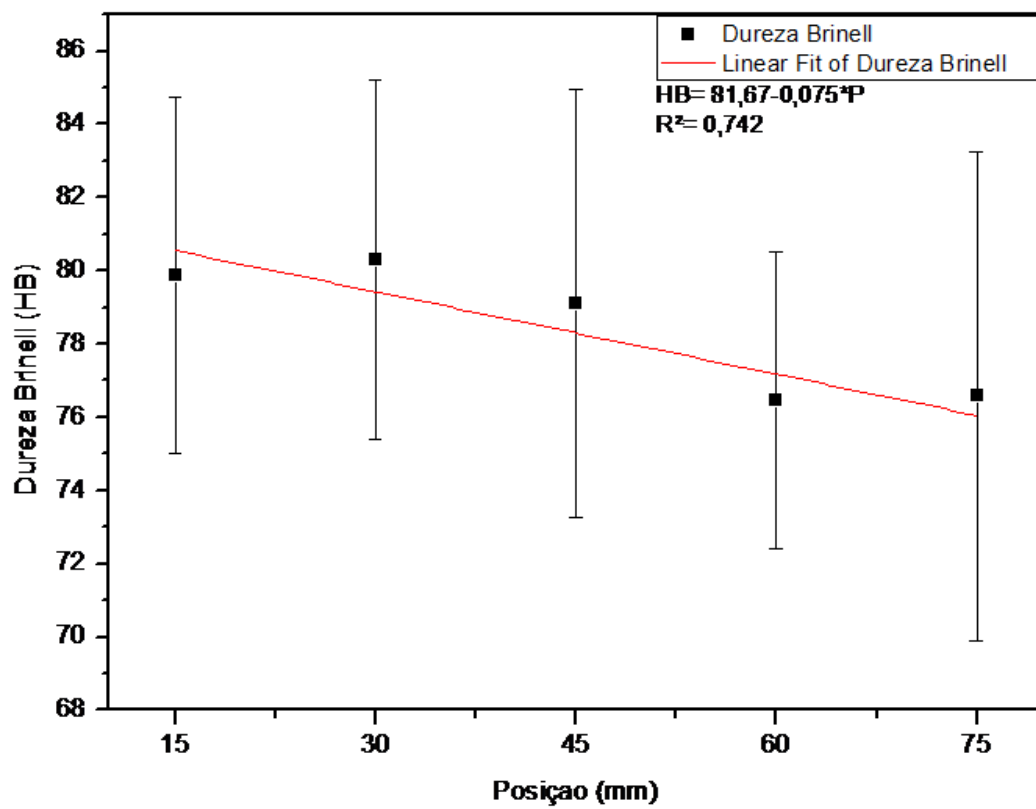


Figura 5.22 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento III. (715°C).

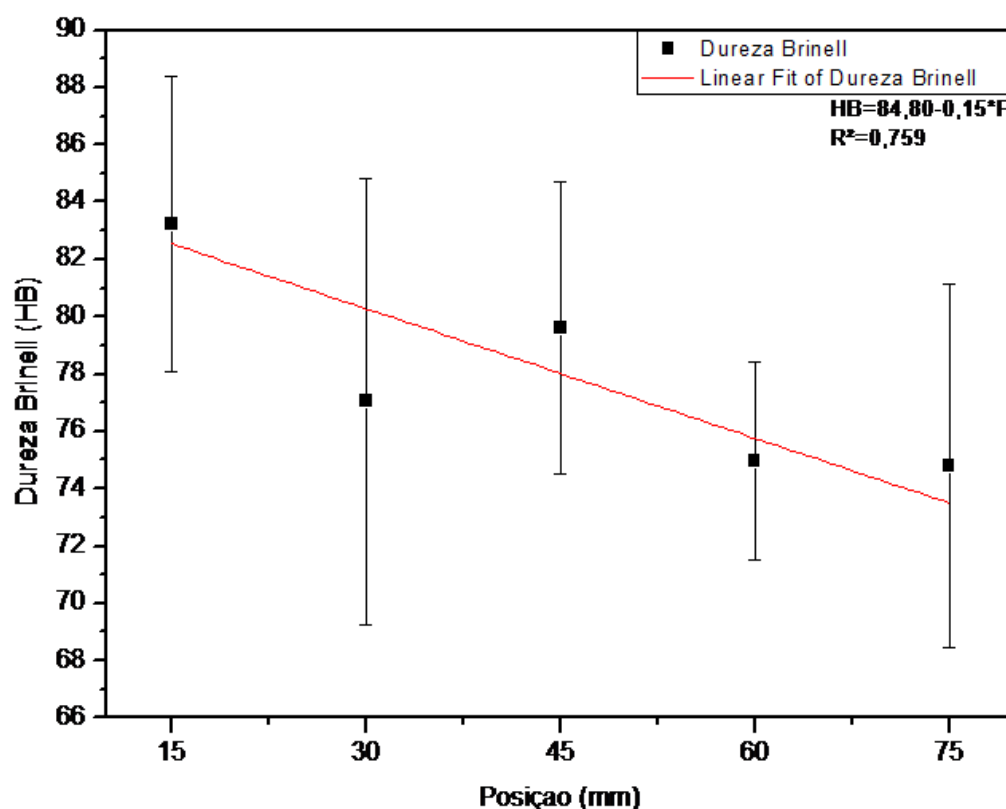


Figura 5.23 Dureza Brinell (HB) versus posição do experimento IV. (650°C).

Os resultados de dureza apresentados nos experimentos II, III e IV que se utilizou o resfriamento rápido apresentaram valores muito próximos entre 75 e 83HB, porém o resultado de dureza do experimento I que foi solidificado lentamente e tem sua formação microestrutural preponderante de grãos equiaxiais apresentou um resultado de dureza menor que os outros experimentos apresentando valores entre 55 e 60HB.

Individualmente em todos experimentos os resultados de dureza apresentaram a mesma tendência de maiores valores próximos da base refrigerada e diminuindo ao longo do lingote.

## 5.6 Medidas de Microdureza

Para as medidas de microdureza foi utilizado um microdurômetro universal com carga de 25gf e tempo de 10s. Foram feitas cinco medidas por região em cada experimentos para aumentar a confiabilidade do resultado (ASTM E384). As identações foram executas na matriz de cada experimento para analisar diferenças entre elas e também porque nas agulhas de lantânio e alguns precipitados por terem os tamanhos muito reduzidos não conseguiu-se medir com precisão. Na tabela 5.8 é apresentado as medições de microdureza Vickers

realizados nas regiões de 15, 30, 45, 60 e 75 milímetros em relação a base refrigerada em cada experimento.

Tabela 5.8 Medida de Microdureza Vickers para cada experimento.

<b>POSIÇÃO (mm)</b>	<b>Experimento I Microdureza (HV) – R.Lento</b>	<b>Experimento II Microdureza (HV) – 780°C</b>	<b>Experimento III Microdureza (HV) – 715°C</b>	<b>Experimento IV Microdureza (HV) – 650°C</b>
15	41,2 ± 7,74	67,6 ± 8,79	62,4 ± 5,61	67,0 ± 7,44
30	42,0 ± 13,41	70,1 ± 5,66	63,2 ± 2,63	58,5 ± 6,24
45	45,9 ± 15,75	64,4 ± 8,88	55,0 ± 4,89	61,6 ± 14,48
60	49,0 ± 12,62	60,9 ± 5,27	59,8 ± 6,13	69,5 ± 3,61
75	46,1 ± 14,67	56,8 ± 8,58	61,8 ± 7,12	70,0 ± 7,40

Os resultados de microdureza Vickers em função da distancia da base refrigerada estão representados nos gráficos das figuras 5.24, 5.25, 5.26 e 5.27.

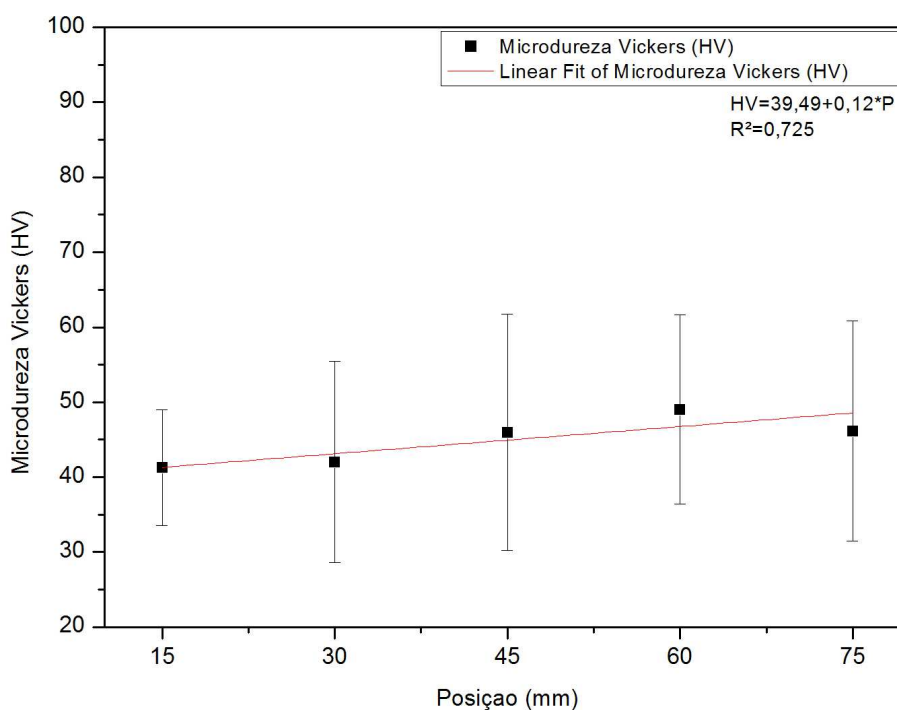


Figura 5.24 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento I. (R. Lento).

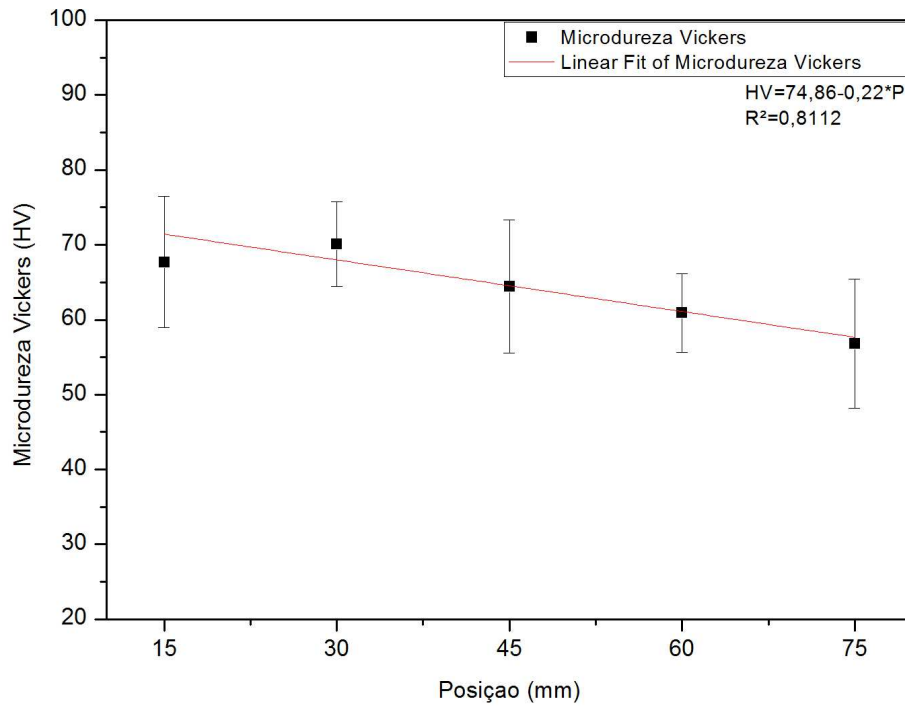


Figura 5.25 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento II. (780°C).

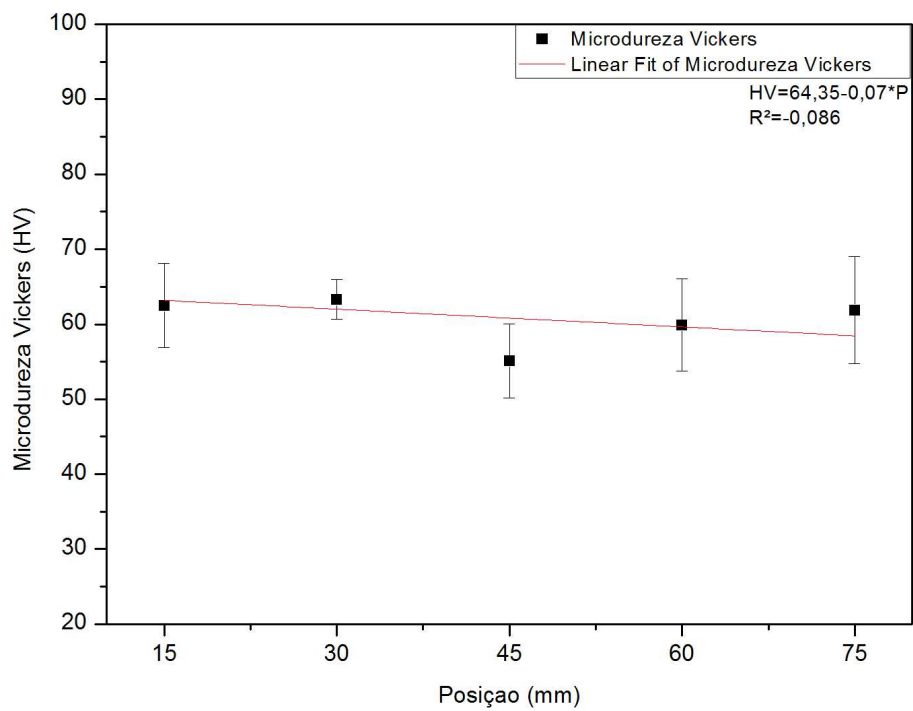


Figura 5.26 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento III. (715°C).

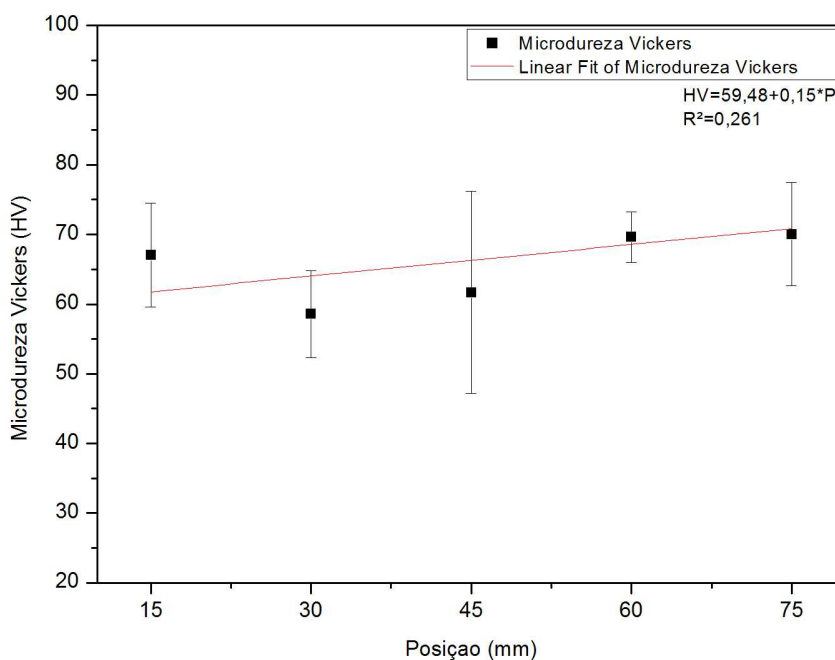


Figura 5.27 Microdureza Vickers (HV) versus posição do experimento IV. (650°C).

Os resultados de microdureza para os experimentos com resfriamento rápido apresentaram resultados muito próximos com uma variação de 55 a 70 HV e no experimento com resfriamento lento os valores de microdureza foram mais baixos em torno de 40 a 50 HV.

No experimento I devido sua forma de resfriamento a formação microestrutural permitiu a realização de medidas de microdureza em algumas fases e precipitados formados que são apresentados na tabela 5.9. Na figura 5.28 são mostrados estas fases e precipitados.

Tabela 5.9 Medida de Microdureza Vickers nas diferentes fases do experimento I.

Medida	Matriz	Matriz c/Agulhas	Eutético	Precipitado Facetado
1	35,77	57,08	160,4	641,00
2	40,01	57,95	115,9	513,70
3	35,77	56,53	143,1	350,5
4	41,20	57,95	110,3	206
<b>Média</b>	38,21	57,37	132,42	427,8
<b>Desvio Padrão</b>	2,85	0,69	23,51	189,73

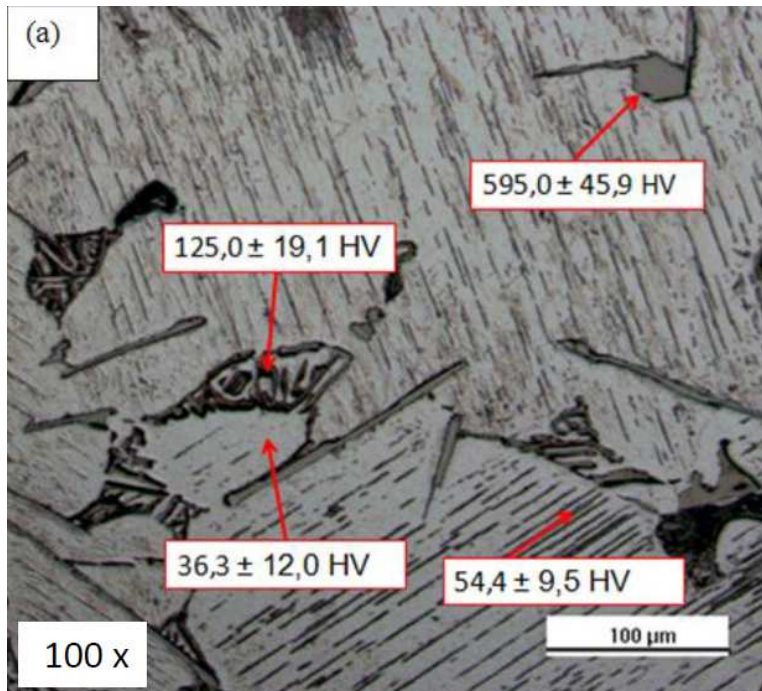


Figura 5.28 Microdureza Vickers (HV) em diferentes constituintes da amostra.

Na figura 5.29(a) é mostrado uma indentação executada em um precipitado facetado podemos comprovar sua dureza alta pela trinca formada (b), precipitado facetado este formado basicamente por Alumínio e Lantânio.

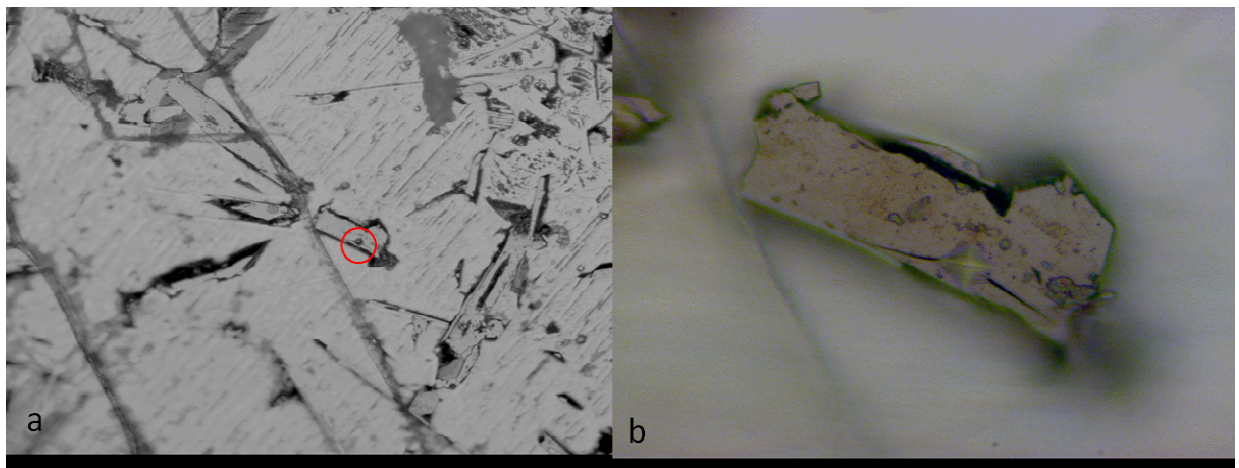


Figura 5.29 Identação em precipitado facetado (a) com aumento de 200 vezes e (b) com aumento de 1000 vezes, detalhes da trinca.

### 5.7 Ensaio de Tração

Em todos os experimentos foi realizado ensaio de tração com corpos de prova de cinco regiões diferentes do lingote respeitando as medidas de 15, 30, 45, 60 e 75 milímetros da base



refrigerada, por região foram extraídos quatro corpos de prova conforme procedimento citado anteriormente.

A Máquina de ensaio universal acoplada a um programa de aquisição de dados fornece dados de força e deformação por instante de tempo e com estes dados foi possível calcular o Limite de Resistência a Tração, o Limite de Escoamento e o Alongamento Específico.

Os resultados de Limite de Resistência a tração, Limite de Escoamento e Alongamento Específico obtidos com o ensaio de tração dos experimentos I, II, III e IV são apresentados nas tabelas 5.10, 5.11, 5.12 e 5.13.

Tabela 5.10 Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento I (R. Lento).

Posição (mm)		Limite de Resistência a Tração - $\sigma_u$ [MPa]	Limite de Escoamento $\sigma_e$ [MPa]	Alongamento Específico $\delta = \Delta l/l_0$ (%)
15	Média	72,77	57,79	3,65
	Desvio Padrão	10,26	3,22	0,0017
30	Média	63,10	50,98	3,22
	Desvio Padrão	19,69	23,98	0,0082
45	Média	59,29	57,54	2,91
	Desvio Padrão	5,14	15,62	0,0055
60	Média	59,27	53,23	2,29
	Desvio Padrão	3,33	14,96	0,0070
75	Média	56,13	49,19	1,84
	Desvio Padrão	17,55	7,30	0,0017

Tabela 5.11 Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento II (780°C).

Posição (mm)		Limite de Resistência a Tração - $\sigma_u$ [MPa]	Limite de Escoamento $\sigma_e$ [MPa]	Alongamento Específico $\delta = \Delta l/l_0$ (%)
15	Média	93,48	81,49	3,74
	Desvio Padrão	8,10	11,03	0,0034
30	Média	79,72	74,06	3,82
	Desvio Padrão	4,06	5,84	0,0023
45	Média	79,18	63,19	3,18
	Desvio Padrão	2,79	1,88	0,0068
60	Média	71,21	63,71	3,12
	Desvio Padrão	4,04	3,02	0,0097
75	Média	62,98	58,80	2,71
	Desvio Padrão	2,39	2,42	0,0107

Tabela 5.12 Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento III (715°C).

Posição (mm)		Limite de Resistência a Tração - $\sigma_u$ [MPa]	Limite de Escoamento $\sigma_e$ [MPa]	Alongamento Específico $\delta = \Delta l/l_0$ (%)
15	Média	88,16	79,09	3,99
	Desvio Padrão	3,82	5,97	0,0076
30	Média	81,12	65,32	4,45
	Desvio Padrão	11,10	10,93	0,0072
45	Média	80,78	69,88	4,15
	Desvio Padrão	0,60	3,42	0,0084
60	Média	76,99	66,12	3,74
	Desvio Padrão	5,89	3,08	0,0035
75	Média	64,05	55,45	2,94
	Desvio Padrão	7,74	2,70	0,0072

Tabela 5.13 Propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ) obtidas por ensaio de tração para o experimento IV (650°C).

Posição (mm)		Limite de Resistência a Tração - $\sigma_u$ [MPa]	Limite de Escoamento $\sigma_e$ [MPa]	Alongamento Específico $\delta = \Delta l/l_0$ (%)
15	Média	93,76	72,25	3,82
	Desvio Padrão	7,51	11,33	0,0052
30	Média	87,54	72,54	4,08
	Desvio Padrão	14,72	14,96	0,0026
45	Média	72,35	60,45	2,89
	Desvio Padrão	6,95	10,15	0,0068
60	Média	59,20	53,37	2,28
	Desvio Padrão	6,81	9,28	0,0039
75	Média	43,77	36,62	2,41
	Desvio Padrão	12,65	11,78	0,0050

## 5.8 Relação das propriedades mecânicas versus posição no lingote

Abaixo são apresentados os resultados de Limite de Resistência a Tração, Limite de Escoamento e Alongamento Específico correlacionados, respectivamente, com a posição nos experimentos I, II, III e IV.

### 5.8.1 Limite de Resistência à tração

O Gráfico da figura 5.30 correlaciona o Limite de Resistência a Tração com a posição no experimento I e apresenta valores entre de 60 a 70 MPa com uma pequena diminuição dos valores ao longo do lingote, estes valores são mais baixos que os valores apresentados pelos experimentos com resfriamento rápido, isto se deve pela forma lenta de sua solidificação.

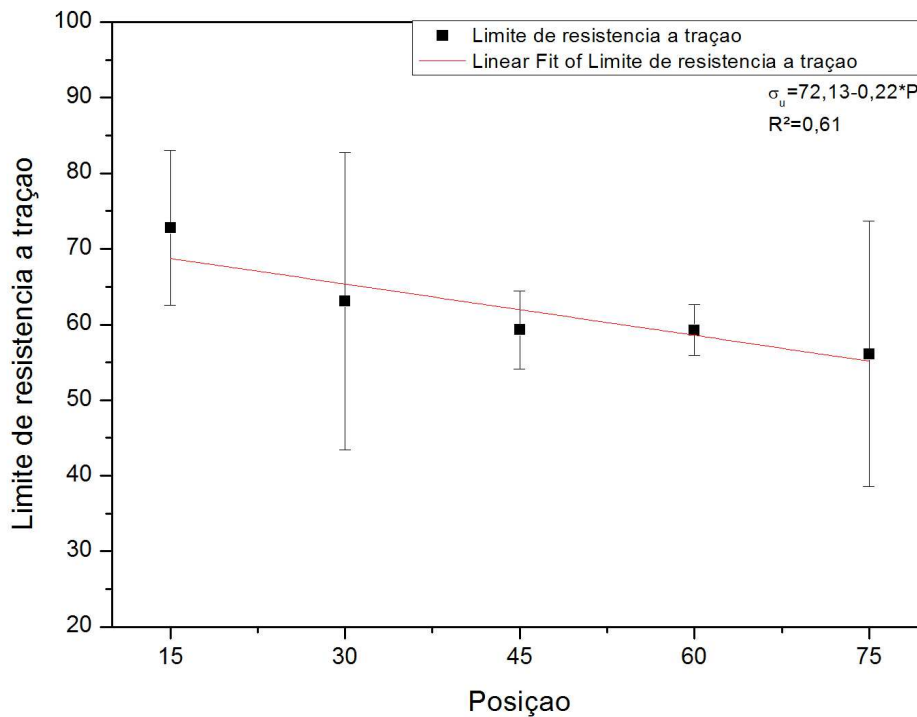


Figura 5.30 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento I (R. Lento).

Os gráficos das figuras 5.31, 5.32 e 5.33 correlacionam o Limite de Resistência a Tração com a posição nos experimentos II, III e IV, estes experimentos foram solidificados com o resfriamento forçado e os valores de tensão de ruptura ficaram entre 65 e 95 MPa, os valores de limite de resistência a tração diminuem ao longo do lingote pois, junto a base do lingote onde a taxa de extração de calor foi maior, a formação de uma microestrutura mais refinada elevou a resistência nestes experimentos.

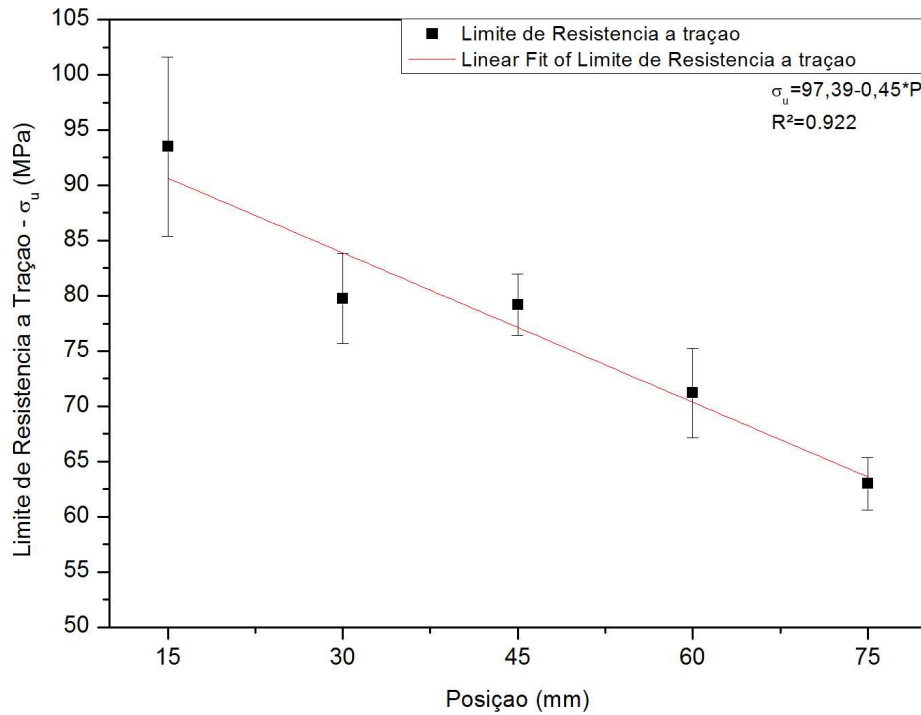


Figura 5.31 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento II (780°C).

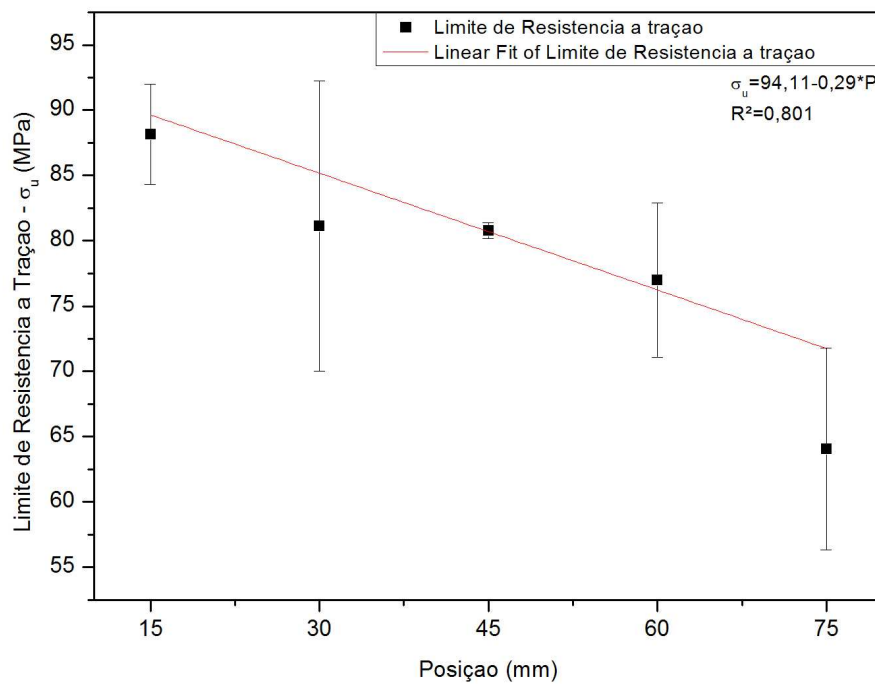


Figura 5.32 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento III (715°C).

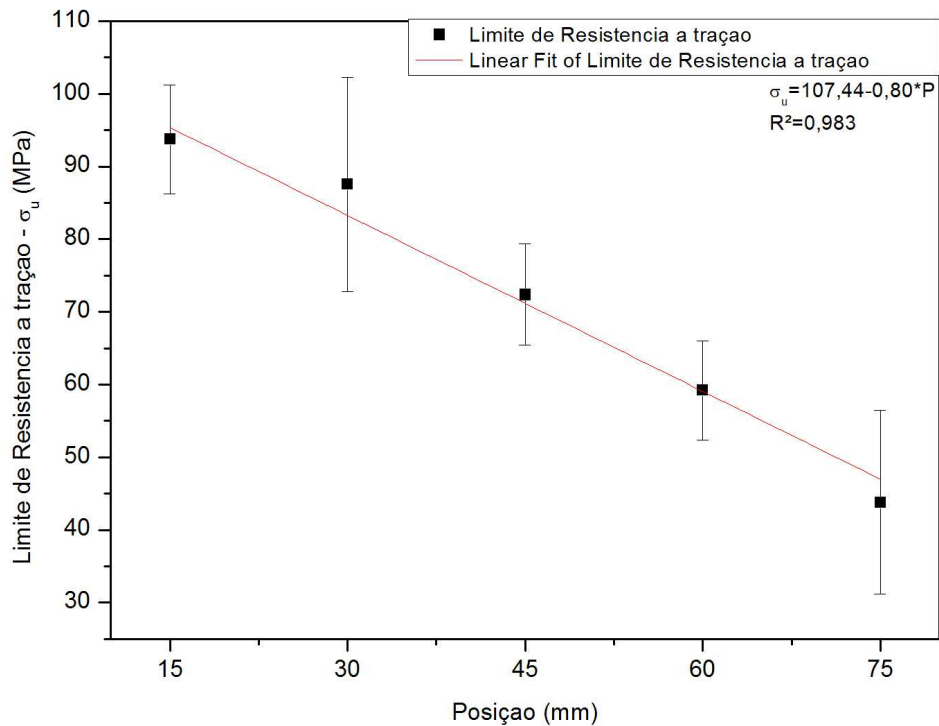


Figura 5.33 Limite de Resistência a Tração versus posição no experimento IV (650°C).

### 5.8.2 Limite de Escoamento

Na figura 5.34 o gráfico mostra a correlação entre o limite de escoamento e a posição no experimento I com resfriamento lento. Percebe-se uma pequena variação do limite de escoamento entre as posições 15 e 75 milímetros do lingote (49 a 58 MPa), a solidificação de forma lenta e gradual é o motivo para esta pequena diferença tensão entre a base e a parte superior do lingote.

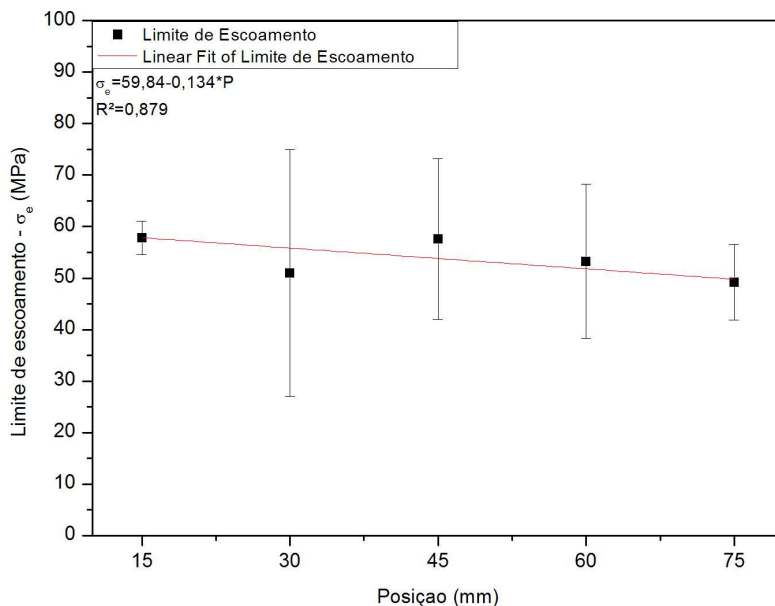


Figura 5.34 Limite de Escoamento versus posição no experimento I (R. Lento).

Os gráficos das figuras 5.35, 5.36, e 5.37 correlacionam o Limite de Escoamento com a posição nos experimentos II, III e IV respectivamente. Nestes experimentos percebe-se um aumento do limite de escoamento junto a base do lingote, onde houve uma formação mais refinada da microestrutura e consequentemente uma maior resistência, a taxa de extração de calor na base é a grande responsável por este tipo de formação microestrutural.

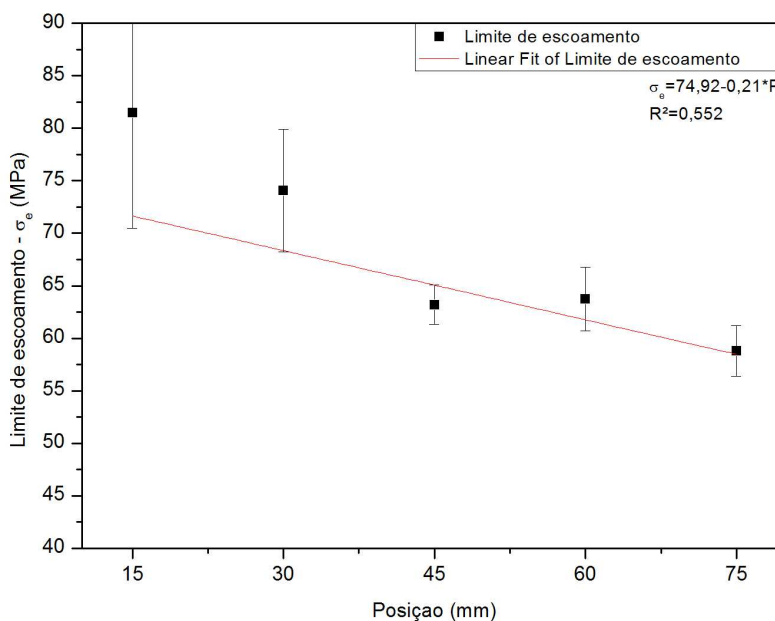


Figura 5.35 Limite de Escoamento versus posição no experimento II (780°C).

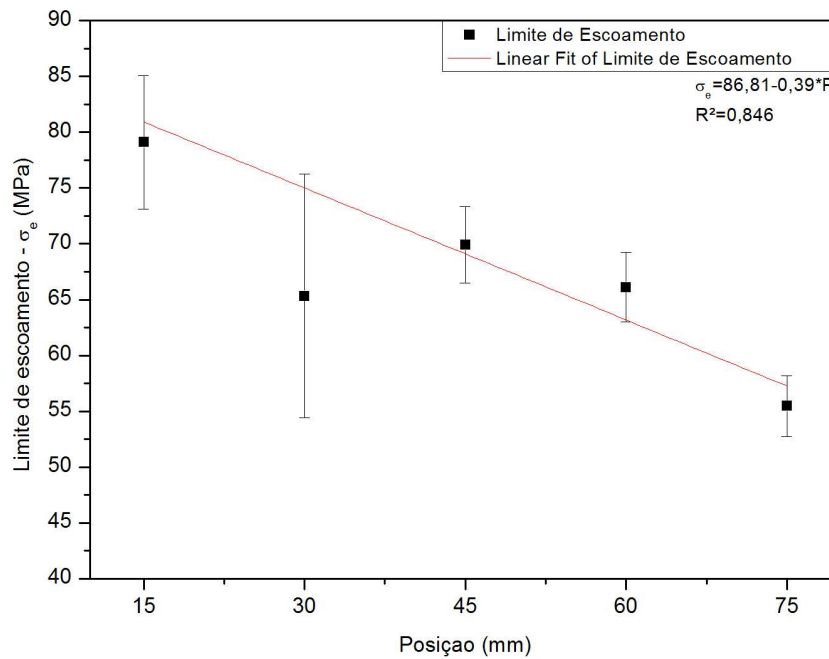


Figura 5.36 Limite de Escoamento versus posição no experimento III ( 715°C).

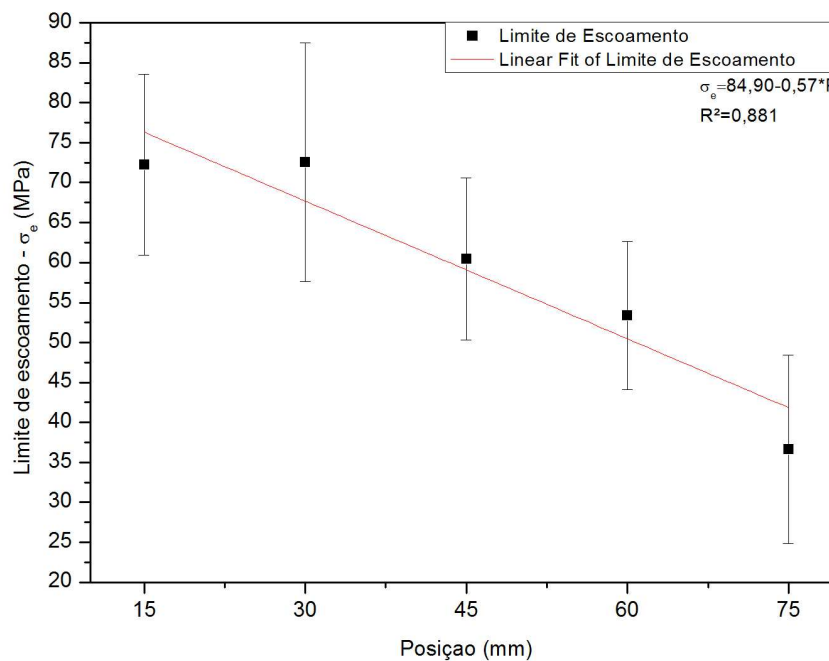


Figura 5.37 Limite de Escoamento versus posição no experimento IV (650°C).

### 5.8.3 Alongamento Específico

Os resultados de Alongamento específico para todos os experimentos foram muito baixos entre 2 e 4% , esta é uma característica comum entre as ligas de magnésio (Garcia e Spim, 2012), (Callister, 2008). Os valores de alongamento específico ao longo do lingote nos experimentos I, II, III e IV tiveram uma variação pouco significativa, da posição inicial de 15 milímetros até a posição final de 75 milímetros a faixa de variação foi entre 1 e 1,5%. Os gráficos das figuras 5.38, 5.39, 5.40 e 5.41 mostram os resultados de alongamento específico correlacionados a posição dos experimentos.

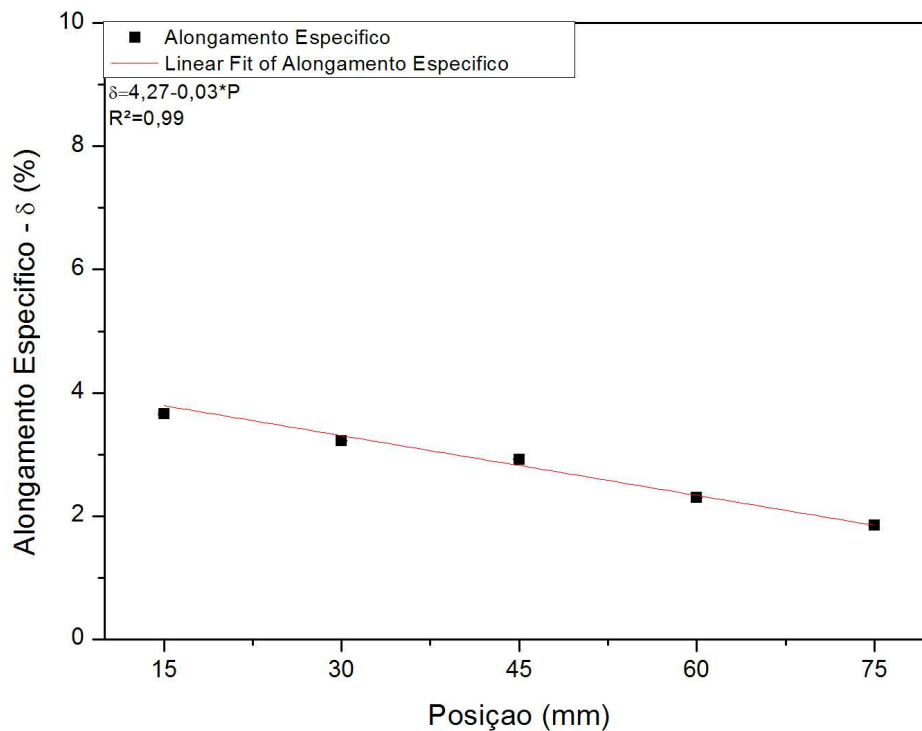


Figura 5.38 Alongamento Específico versus posição no experimento I (R. Lento).



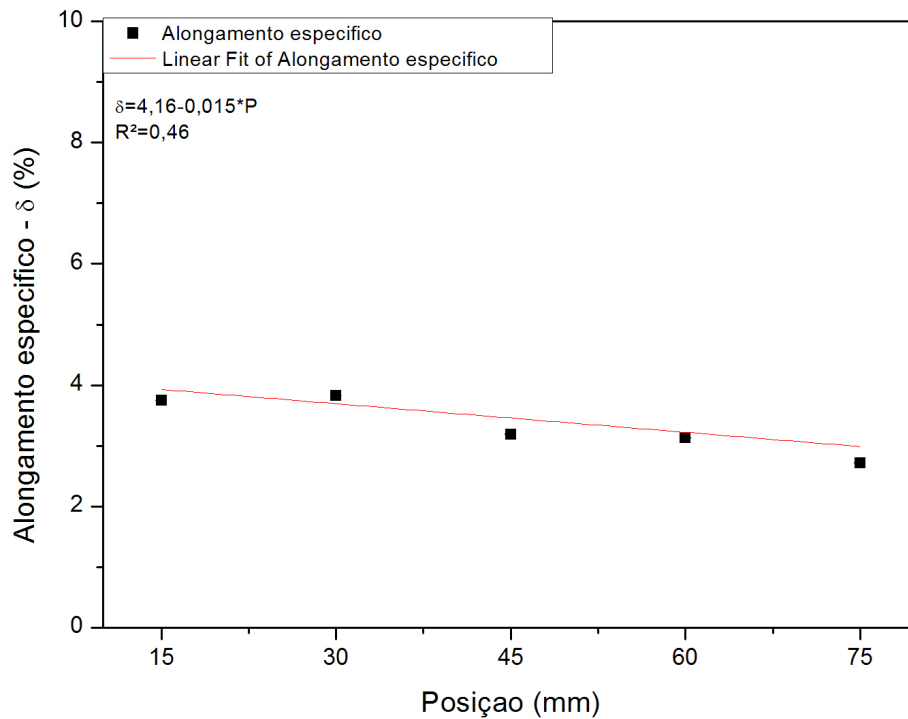


Figura 5.39 Alongamento específico versus posição no experimento II (780°C).

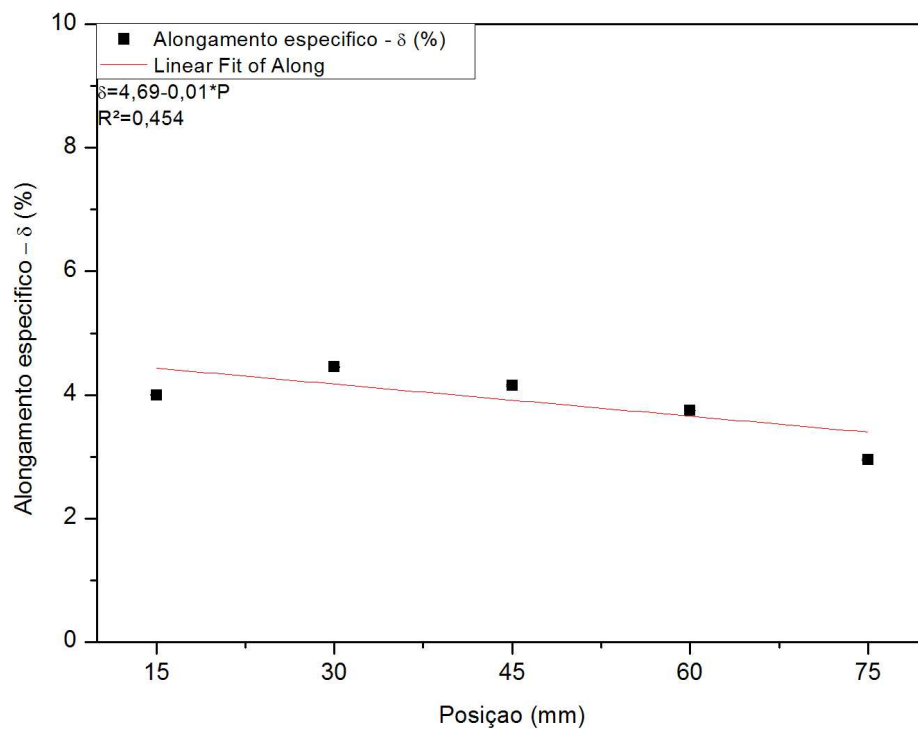


Figura 5.40 Alongamento Específico versus posição no experimento III ( 715°C).

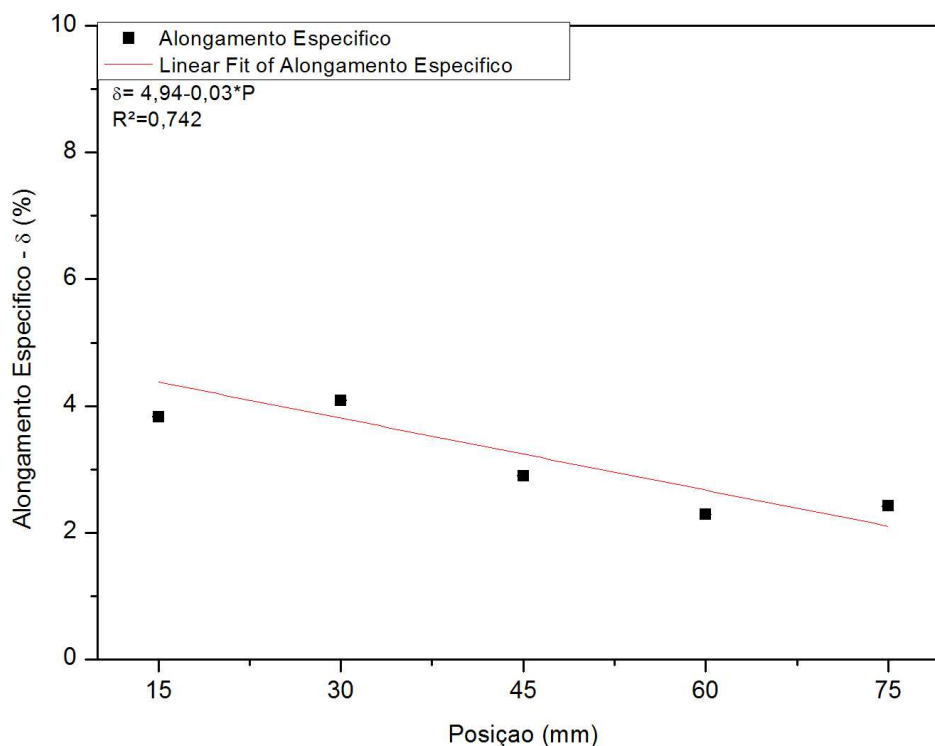


Figura 5.41 Alongamento Específico versus posição no experimento IV (650°C).

## 5.9 Relação das propriedades mecânicas versus Espaçamento Dendrítico Secundário

### 5.10 – EDS ( $\lambda_2$ )

Estudos afirmam que o refino do espaçamento dendrítico é mais influente sobre as propriedades mecânicas do que o tamanho de grão (Osório, 2002).

Baseando-se na equação de Hall-Petch, que correlaciona a tensão de escoamento como diretamente proporcional ao inverso da raiz quadrada do diâmetro de grão.

Foi utilizada a mesma linha de estudo de (Osório, 2002) para plotar os gráficos correlacionando as propriedades mecânicas com o espaçamento dendrítico secundário.

Abaixo são apresentados os resultados de Limite de Resistência a Tração, Limite de Escoamento, Alongamento Específico e Dureza correlacionados respectivamente com o espaçamento dendrítico secundário nos experimentos I, II, III e IV.

### 5.10.1 Limite de resistência a Tração

O gráfico da figura 5.42 mostra a correlação do limite de resistência a tração e o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) para o experimento I, pode-se notar uma inflexão nos valores de tensão da base até a parte superior do lingote e um pequeno acréscimo no tamanho dos espaçamentos dendríticos no mesmo sentido, a forma como foi resfriado este experimento de maneira lenta e gradual é o motivo para estes resultados muito próximos ao longo do lingote.

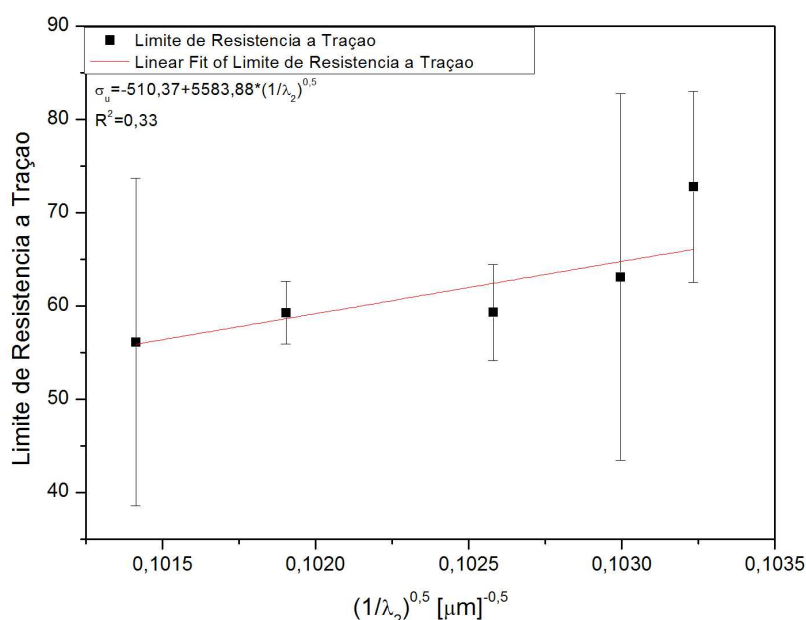


Figura 5.42 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).

Os gráficos das figuras 5.43, 5.44 e 5.45 correlacionam o limite de resistência a tração com o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) para os experimentos II, III e IV. A utilização de resfriamento rápido para estes experimentos influenciou diretamente nos resultados apresentados, com valores de tensão maiores junto a base refrigerada onde o refinamento dos espaçamentos dendríticos é preponderante. Junto aos gráficos são apresentadas as equações que representam os valores de Limite de Resistência a Tração dos experimentos II, III e IV respectivamente.

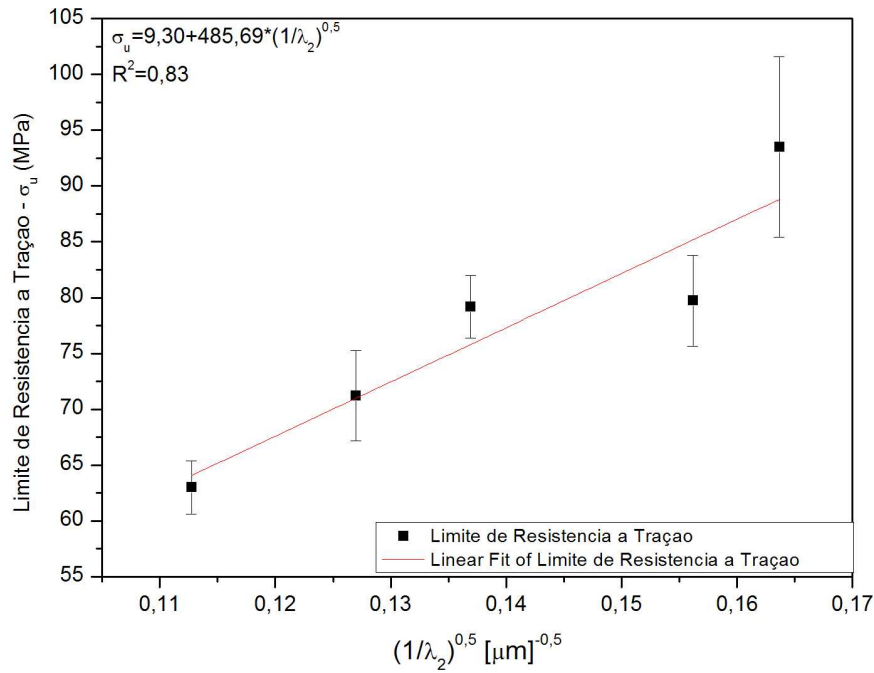


Figura 5.43 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).

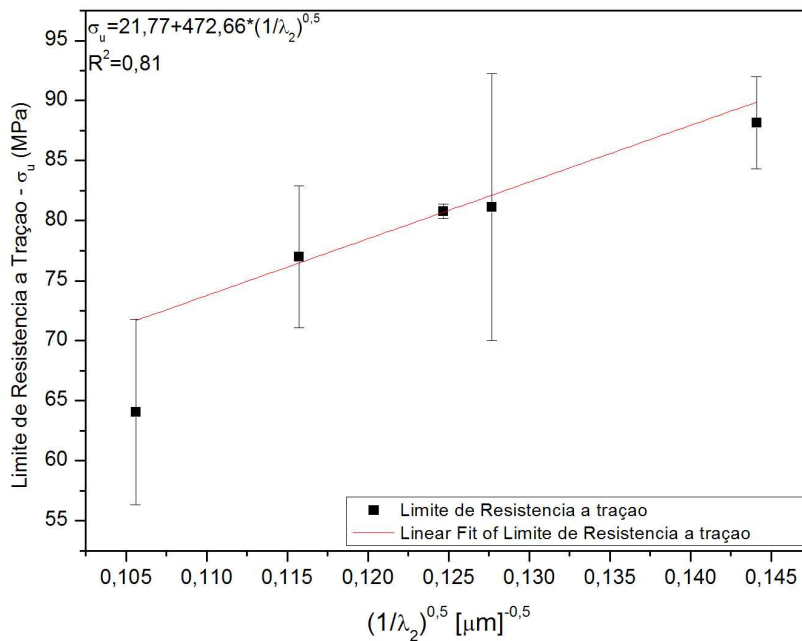


Figura 5.44 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).

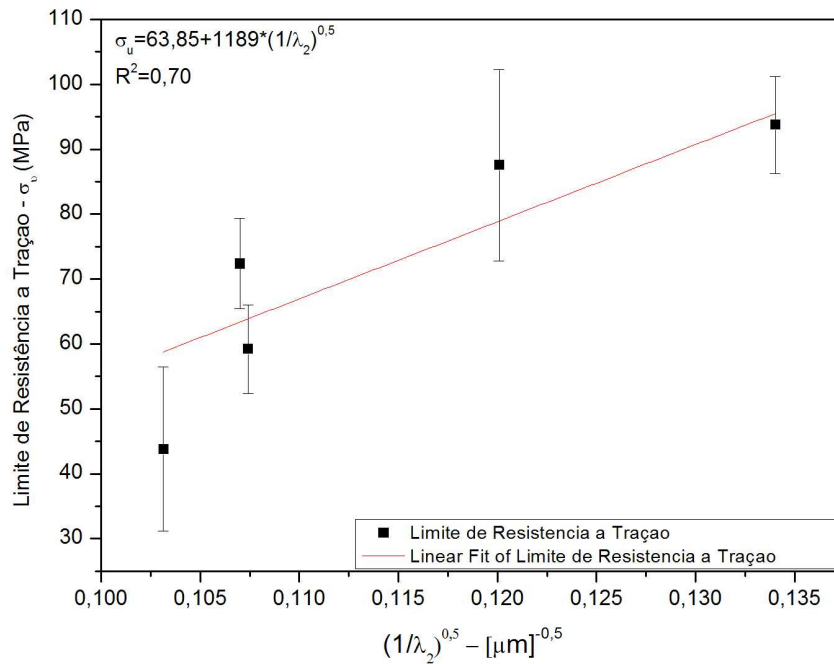


Figura 5.45 Limite de Resistência a tração versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).

### 5.10.2 Limite de Escoamento

No gráfico da figura 5.46 apresenta a correlação do limite de escoamento com o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) para o experimento I com resfriamento lento, e os resultados apresentados mostram uma pequena inflexão dos valores de tensão do início da base refrigerada para o final do lingote, está pouca variação esta ligada diretamente a forma que se processou o resfriamento de maneira lenta e gradual formando espaçamentos dendríticos bastante uniformes ao longo do lingote.

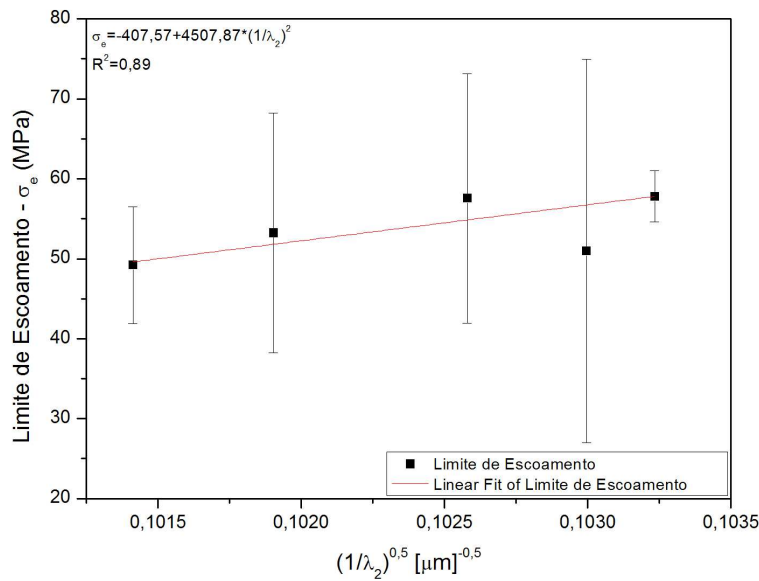


Figura 5.46 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).

Nos gráficos das figuras 5.47, 5.48 e 5.49 é apresentado a correlação do limite de escoamento com o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) para os experimentos II, III e IV. Os resultados de limite de escoamento em ambos experimentos apresentam uma tendência de valores maiores junto a base refrigerada e diminuindo ao longo do lingote.

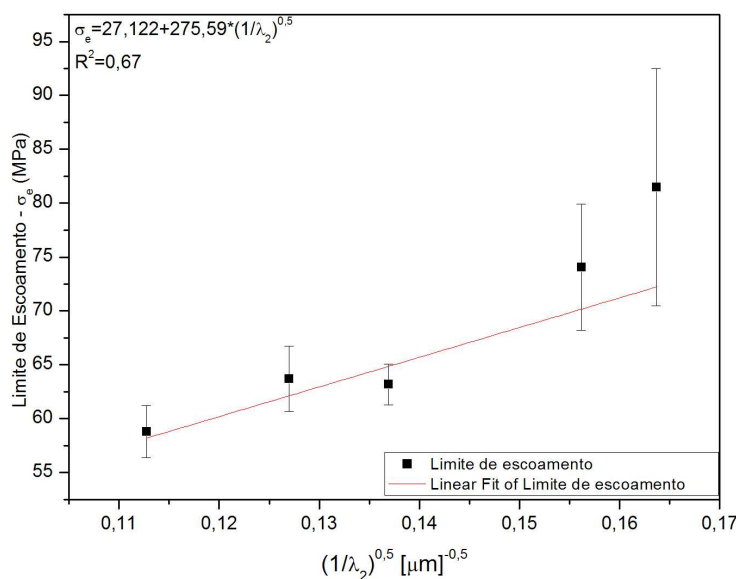


Figura 5.47 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).

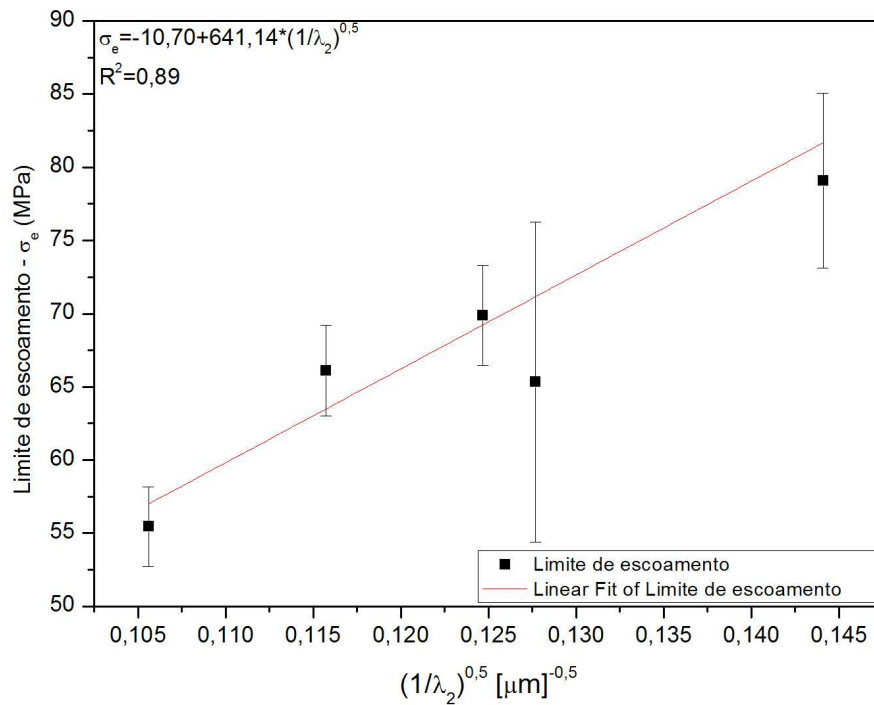


Figura 5.48 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\lambda_2$ ) no experimento III (715°C).

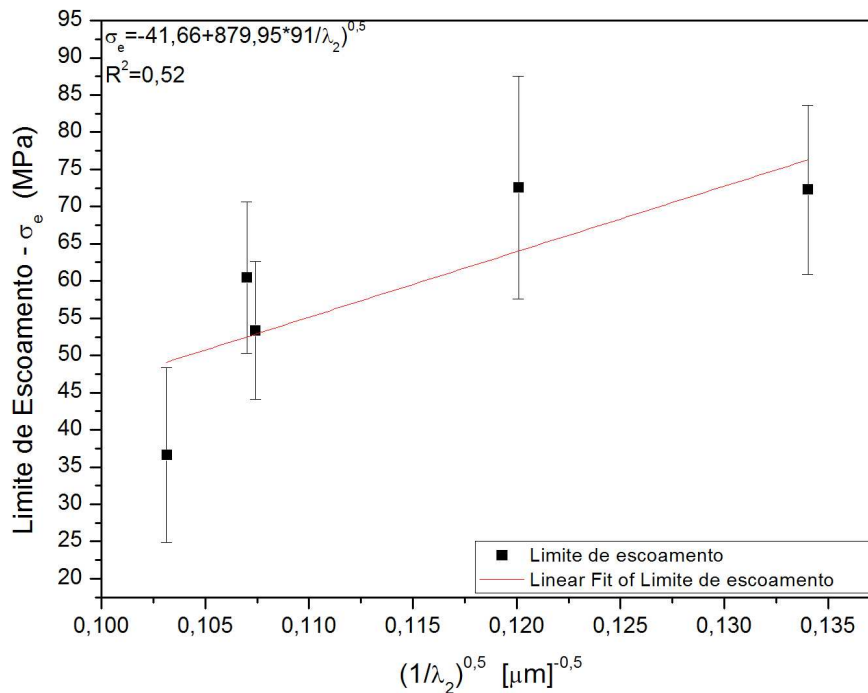


Figura 5.49 Limite de Escoamento versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\lambda_2$ ) no experimento IV (650°C).

### 5.10.3 Alongamento Específico

Os gráficos das figuras 5.50, 5.51, 5.52 e 5.53 mostram a correlação entre o alongamento específico e o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) para os experimento I, II, III e IV. Os valores de alongamento específico nos experimentos ficaram entre 2,5% e 4,0%, mesmo assim os resultados apresentaram uma leve tendência a diminuição do alongamento específico com o aumento do espaçamento dendrítico secundário.

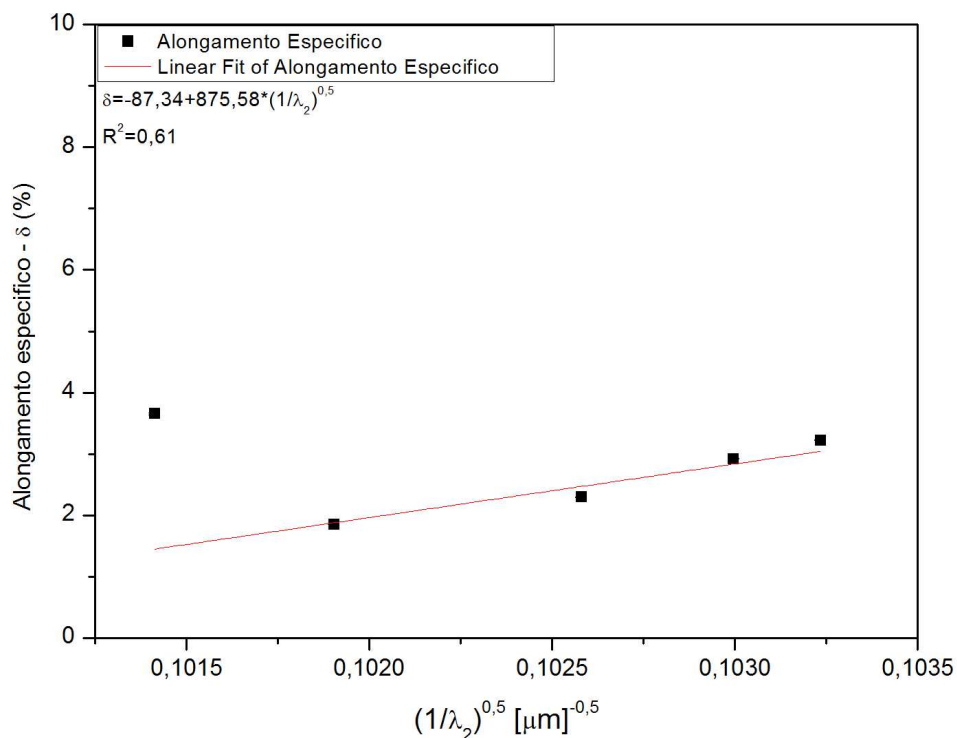


Figura 5.50 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).



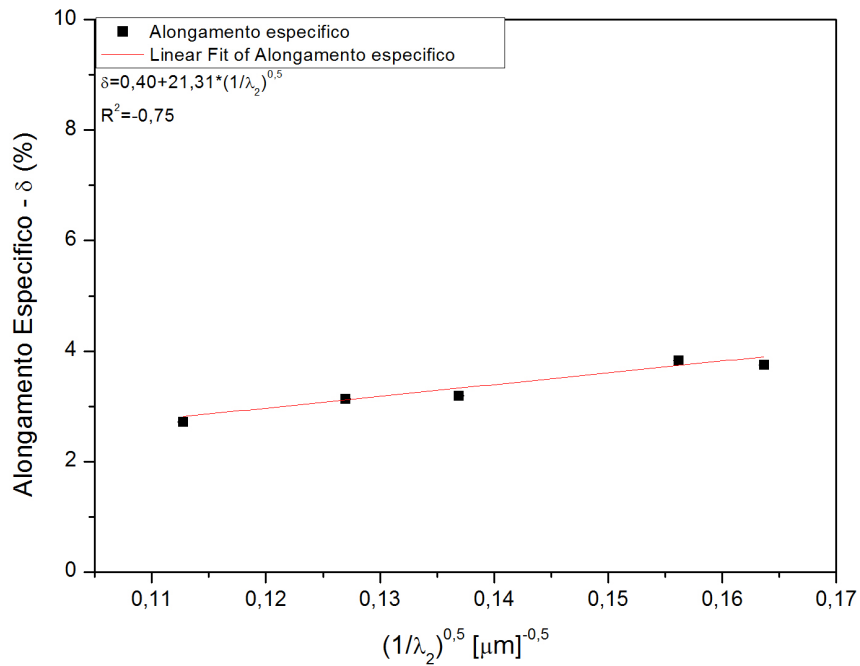


Figura 5.51 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).

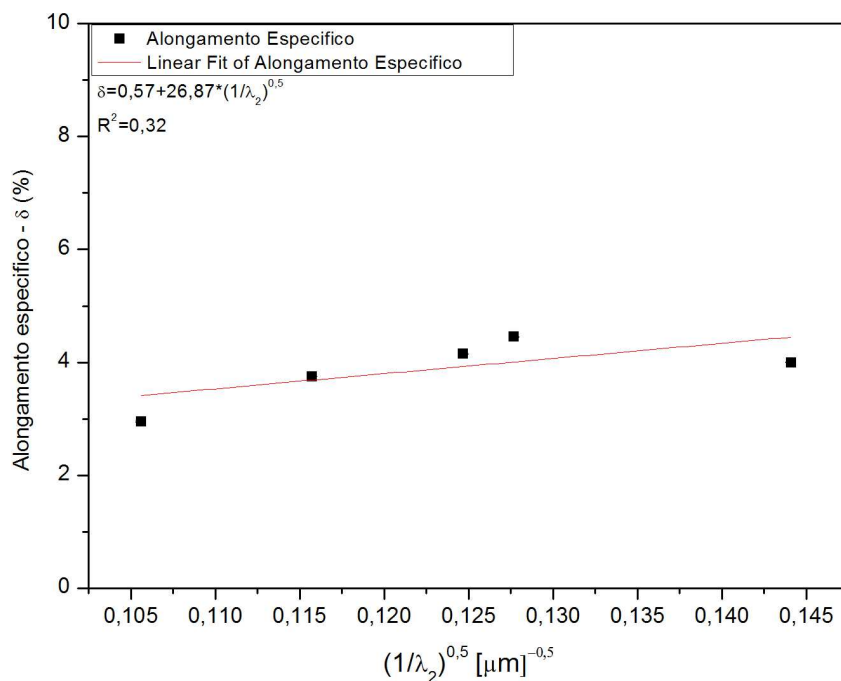


Figura 5.52 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento III (715°C).

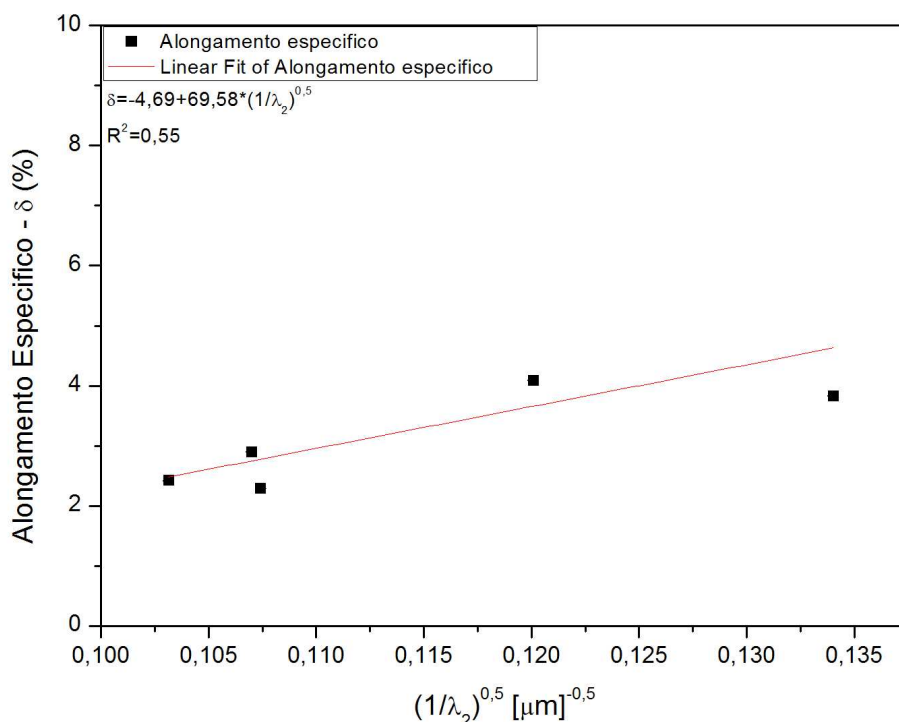


Figura 5.53 Alongamento Específico versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento IV (650°C).

#### 5.10.4 Dureza

O resultado da dureza apresentado nos gráficos abaixo vem de encontro com resultados apresentados em estudos anteriores (Ferri, 2008), onde afirmam que o refino do espaçamento dendritico esta ligado diretamente as propriedades mecânicas da liga.(Ferri 2008, Osório 2002). Em todos os experimentos podemos notar um aumento dos valores de dureza para menores espaçamentos dendriticos secundários. As figuras 5.54, 5.55, 5.56 e 5.57 mostram gráficos que correlacionam a dureza com o inverso da raiz quadrada do espaçamento dendritico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) nos experimentos I, II, III e IV.

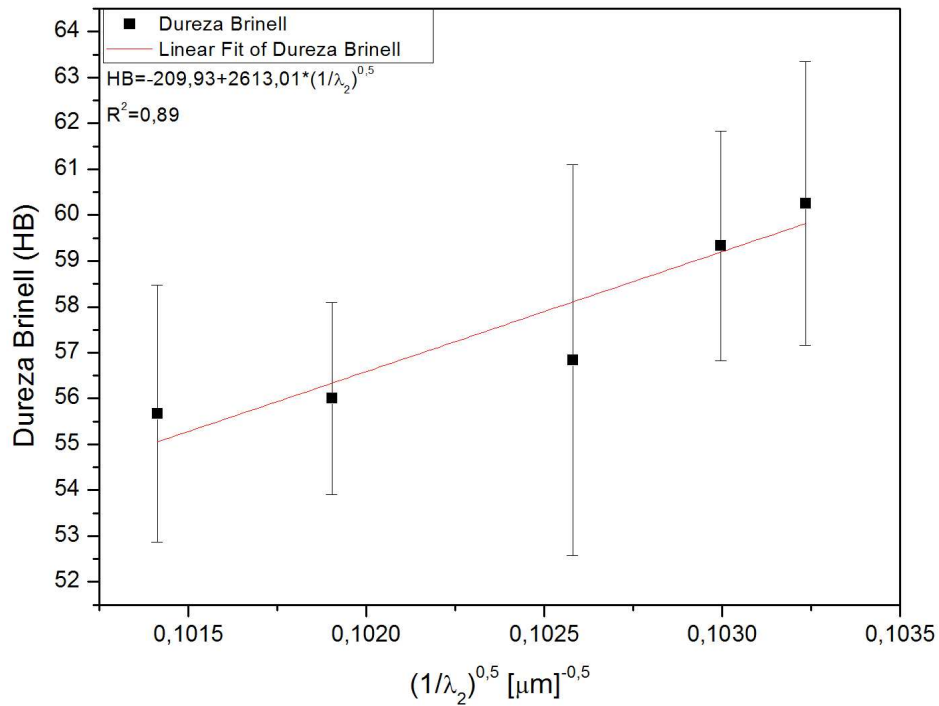


Figura 5.54 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento I (R. Lento).

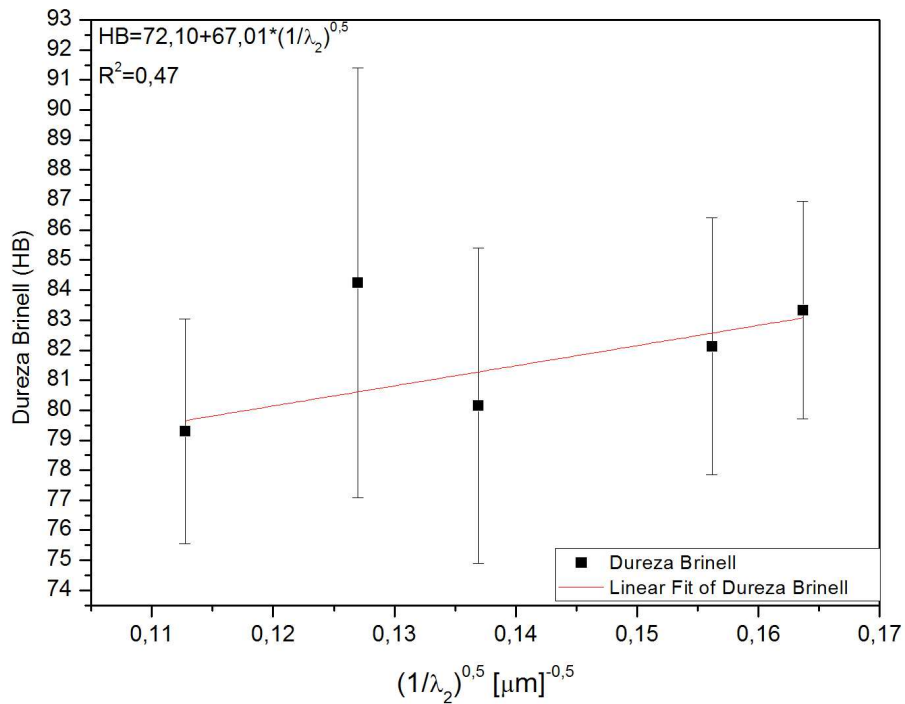


Figura 5.55 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\sqrt{\lambda_2}$ ) no experimento II (780°C).

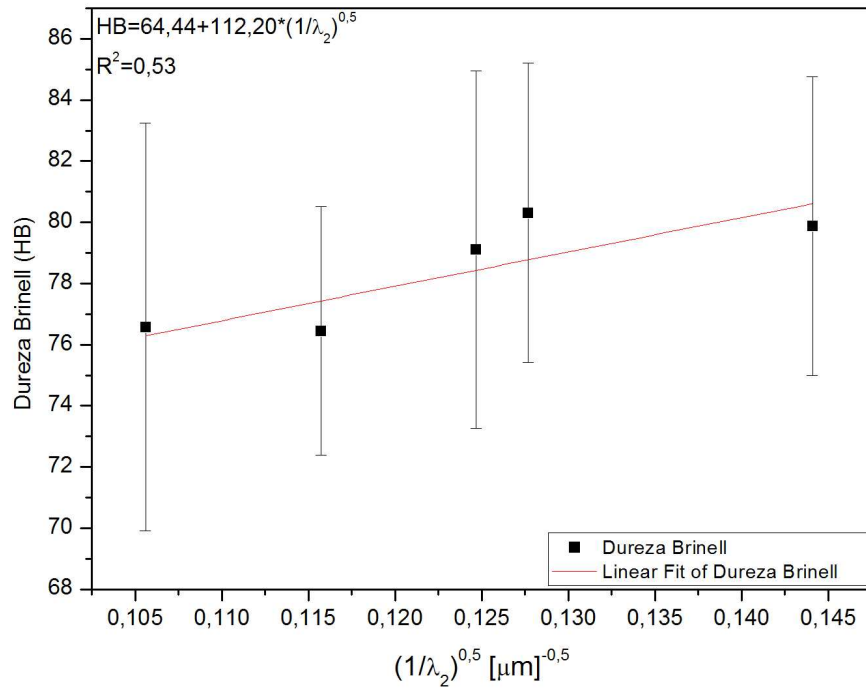


Figura 5.56 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\lambda_2$ ) no experimento III (715°C).

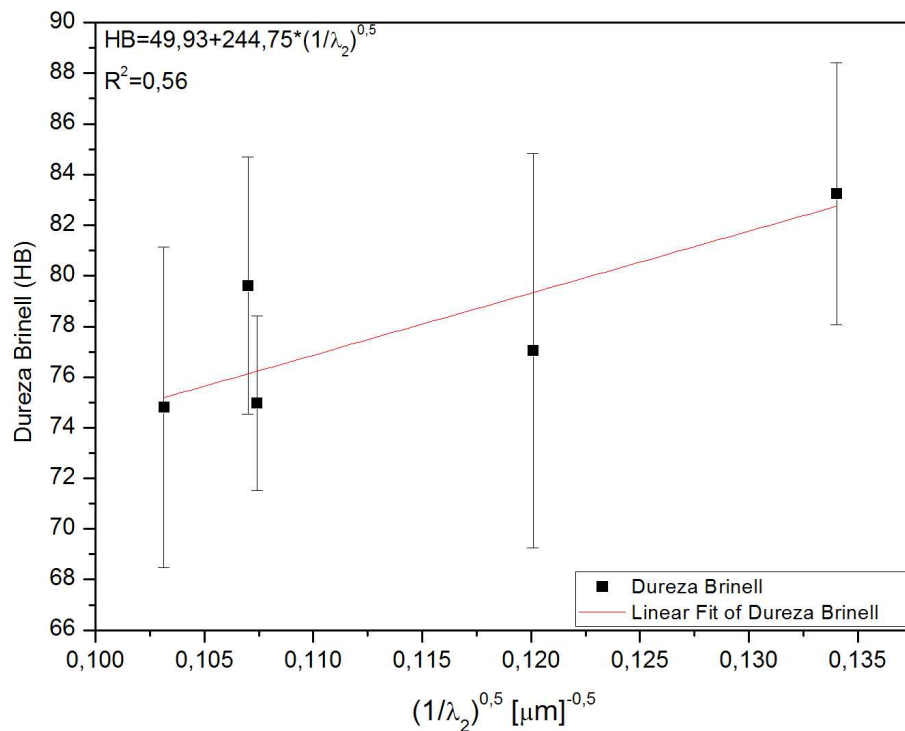


Figura 5.57 Dureza versus inverso da raiz quadrada do espaçamento dendrítico secundário ( $1/\lambda_2$ ) no experimento IV (650°C).

### 5.11 Relação das propriedades mecânicas versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus

Abaixo são apresentados os resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento, alongamento específico e dureza correlacionados, respectivamente, com a Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) para os experimentos I, II, III e IV.

#### 5.11.1 Limite de Resistência a Tração

O gráfico da figura 5.58 mostra a influência da taxa de resfriamento da isoterma liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no Limite de Resistência a Tração para o experimento I o qual foi resfriado de forma lenta e gradual, como a taxa de resfriamento foi muito baixa para este experimento a influência foi relativamente baixa no limite de resistência a tração.

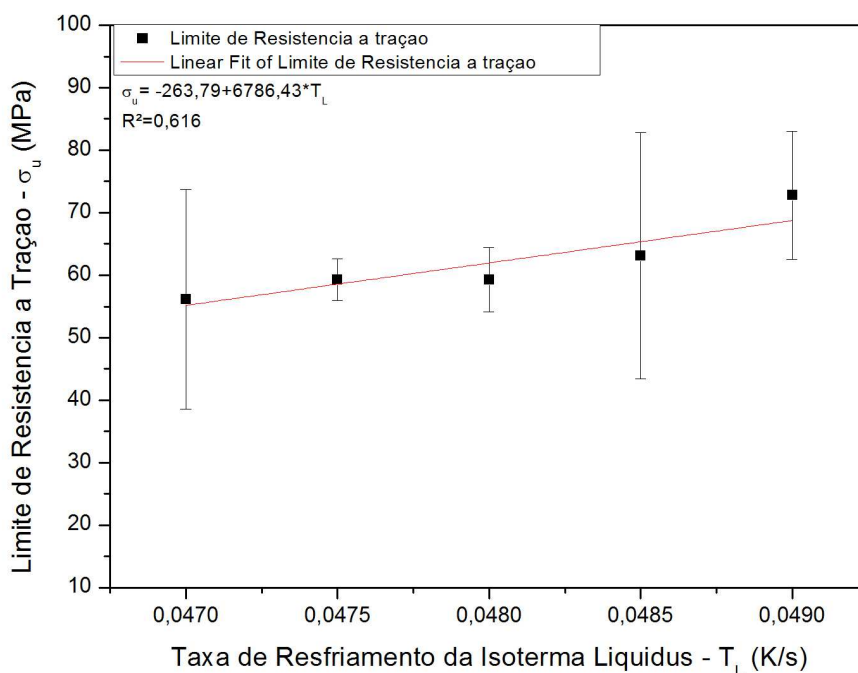


Figura 5.58 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento).

Os gráficos das figuras 5.59, 5.60 e 5.61 correlacionam o Limite de Resistência a Tração com a Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) para os experimentos II, III e IV. Estes experimentos que tiveram seu resfriamento forçado percebeu-se uma grande

influencia da Taxa de Resfriamento ( $\dot{T}_L$ ) sobre a tensão, onde para uma maior taxa de extração de calor houve os maiores valores de Limite de Resistência a Tração.

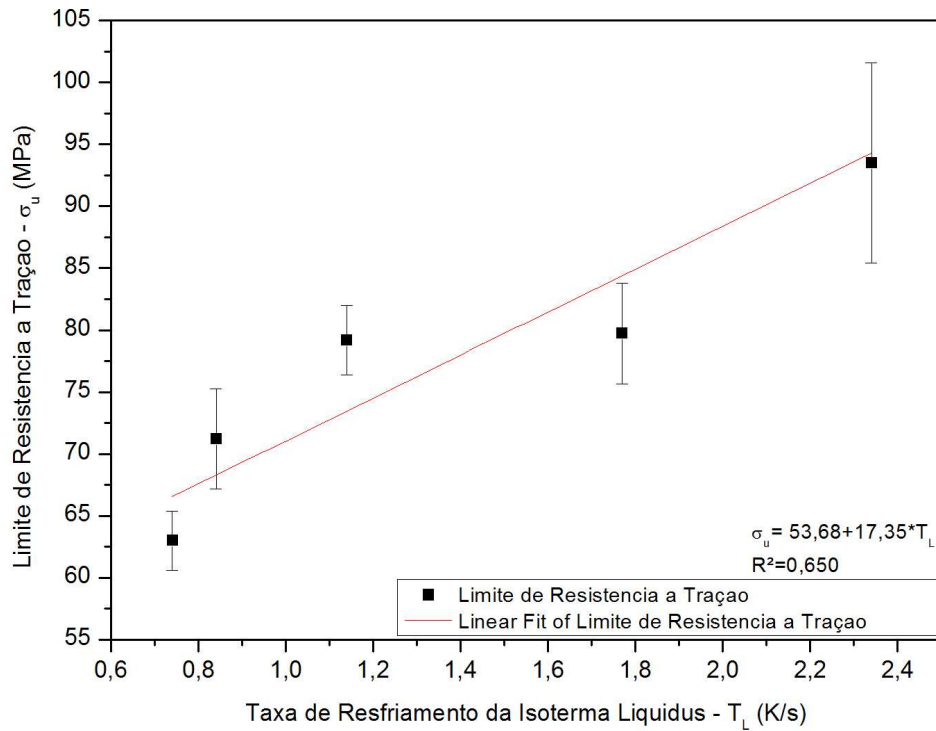


Figura 5.59 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C).

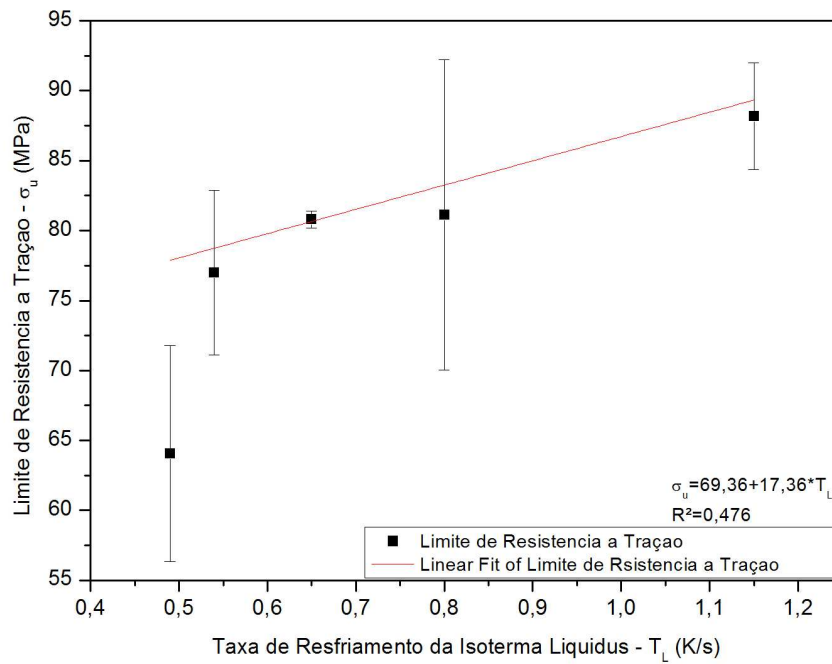


Figura 5.60 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C).

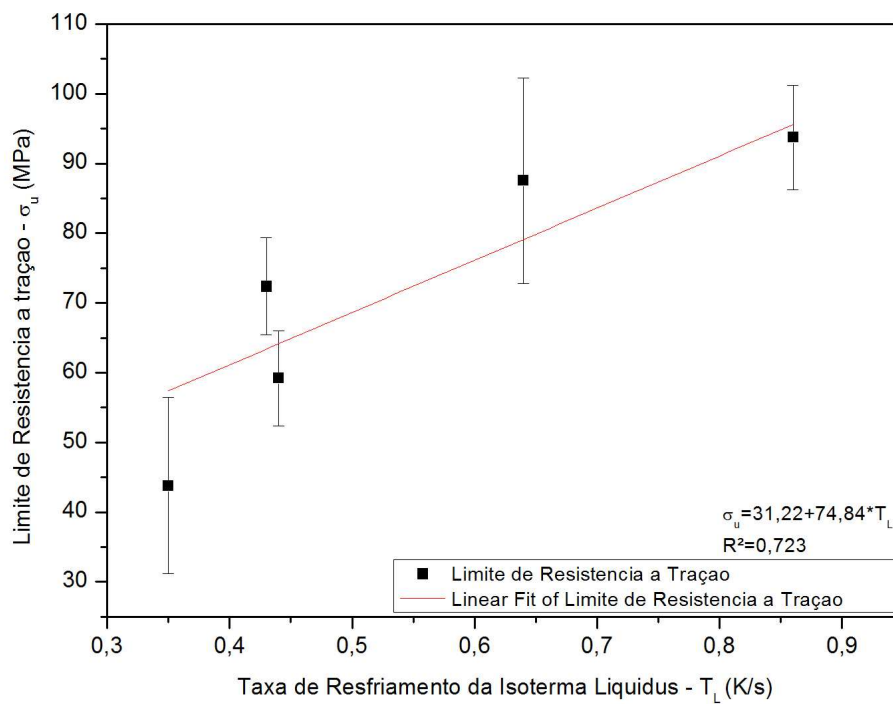


Figura 5.61 Limite de Resistência a Tração versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C).

### 5.11.2 Limite de Escoamento

O gráfico da figura 5.62 apresenta os resultados da correlação entre o Limite de escoamento com a Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) para o experimento I que teve seu resfriamento de forma lenta e gradual, a influência da taxa de resfriamento ( $T_L$ ) foi muito pequena neste experimento onde os valores de tensão ficaram entre 49 e 57 MPa do início do lingote, 15milímetros da base refrigerada até 75 milímetros da base refrigerada ponto mais alto utilizado para os ensaios.

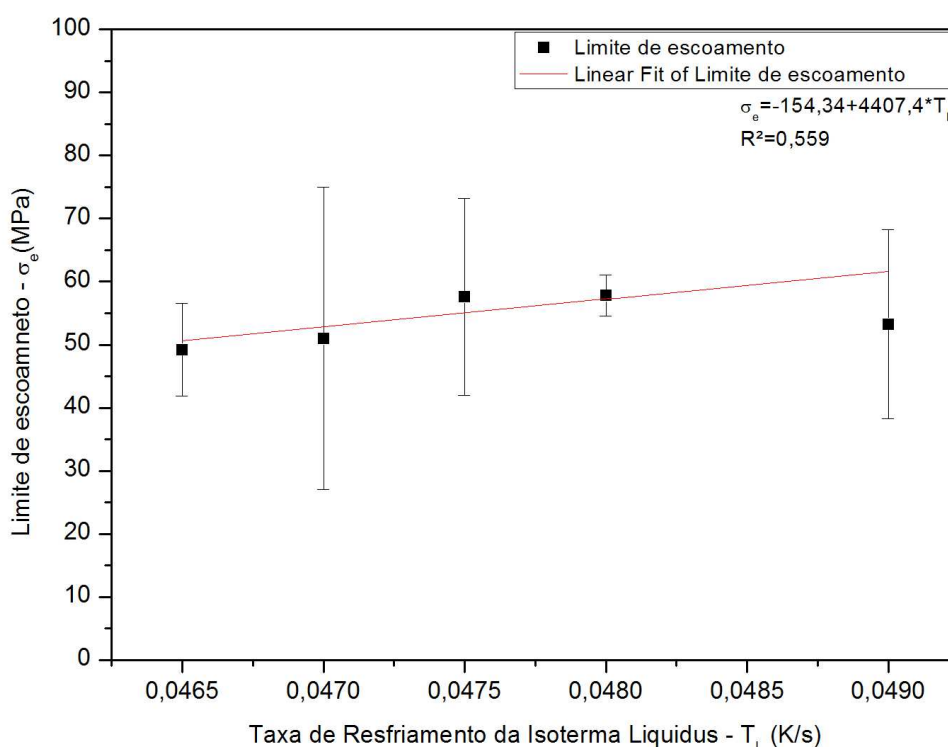


Figura 5.62 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento).

Os gráficos das figuras 5.63, 5.64 e 5.65 apresentam as correlações entre o Limite de Escoamento e a Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ). Nestes experimentos o resfriamento foi forçado e os resultados mostram uma grande influência da taxa de resfriamento ( $\dot{T}_L$ ) nos valores de tensão, onde para maiores taxas de extração de calor forma obtidos os maiores valores de limite de escoamento.



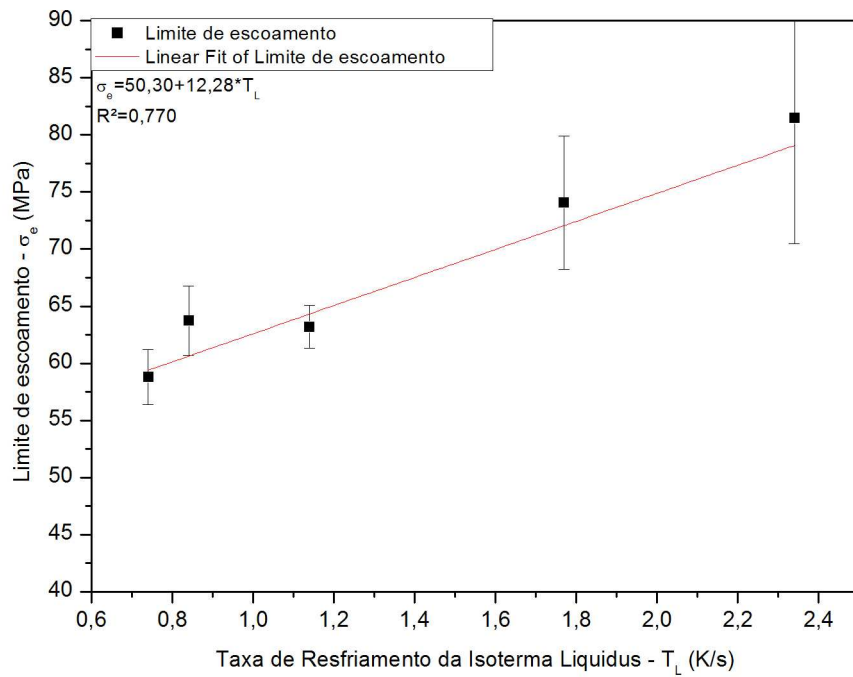


Figura 5.63 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C).

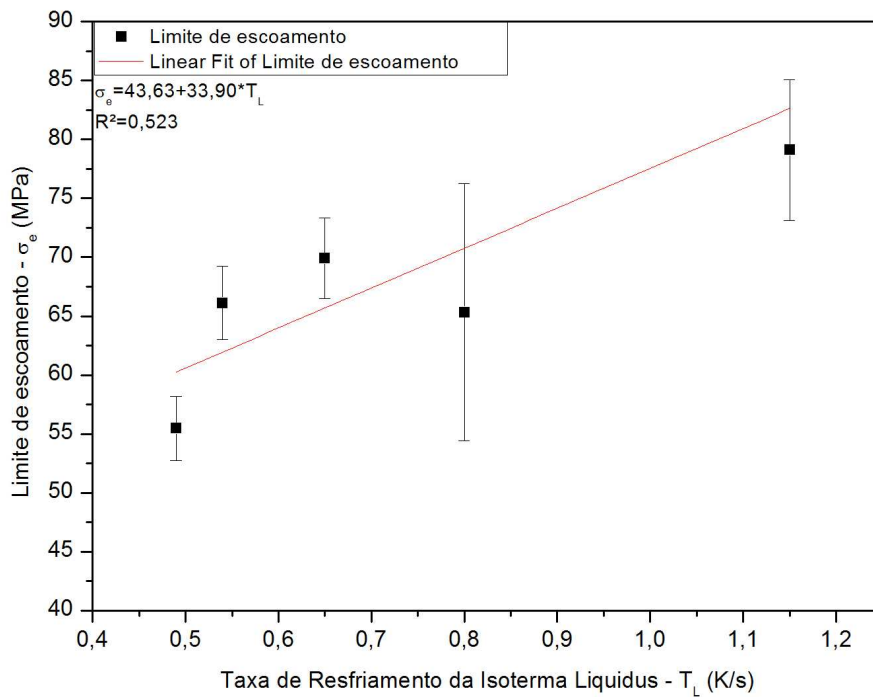


Figura 5.64 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C).

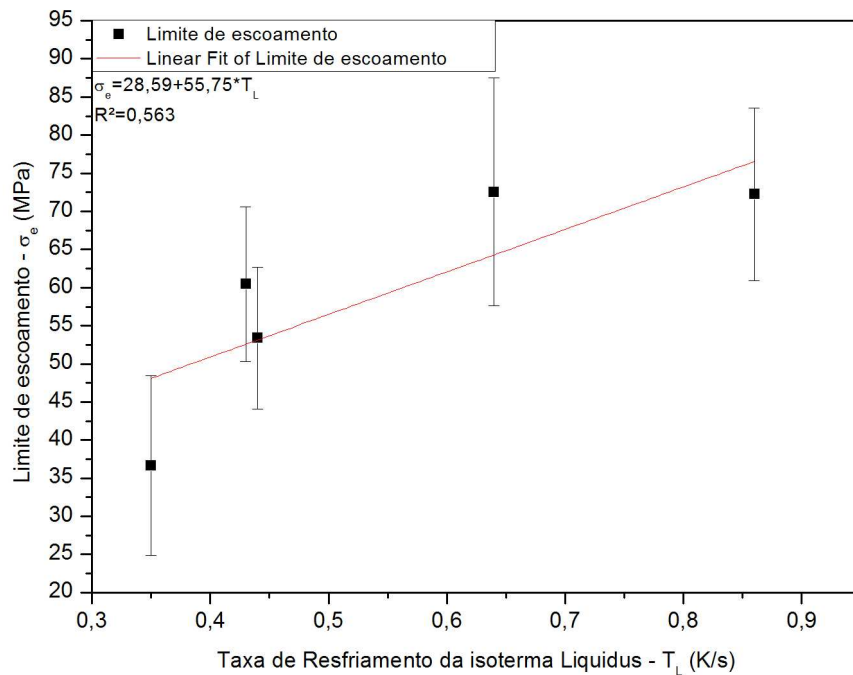


Figura 5.65 Limite de Escoamento versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C).

### 5.11.3 Alongamento Específico

Os gráficos das figuras 5.66, 5.67, 5.68 e 5.69 correlacionam o Alongamento Específico com a taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus para os experimentos I, II, III e IV, respectivamente. Os resultados dos experimentos II, III e IV com resfriamento forçado mostram uma leve tendência de aumento do alongamento para maiores valores de taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ), já o experimento I teve um comportamento contrário aos outros experimentos credita-se isto a baixa taxa de extração de calor ao longo do lingote.

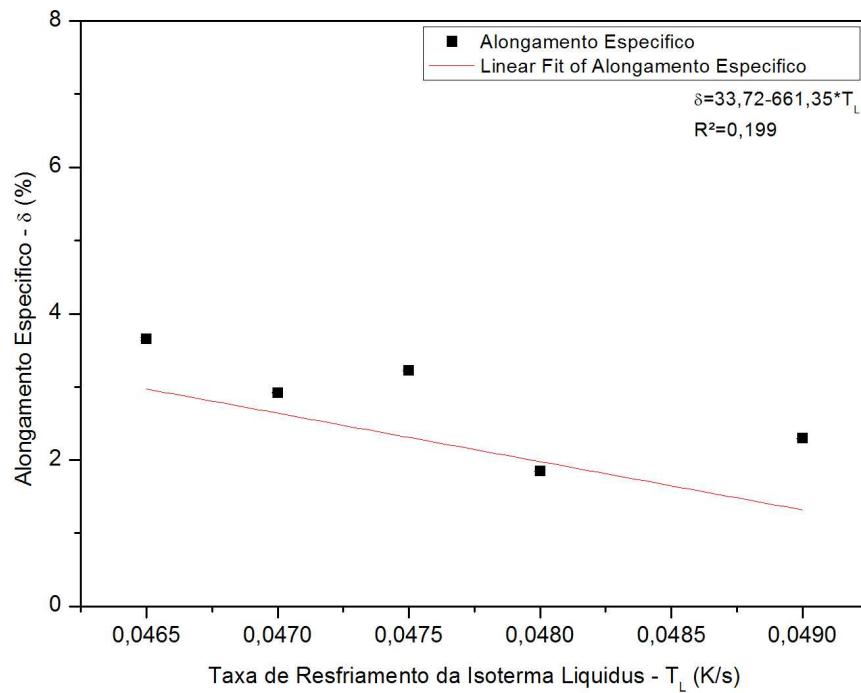


Figura 5.66 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento).

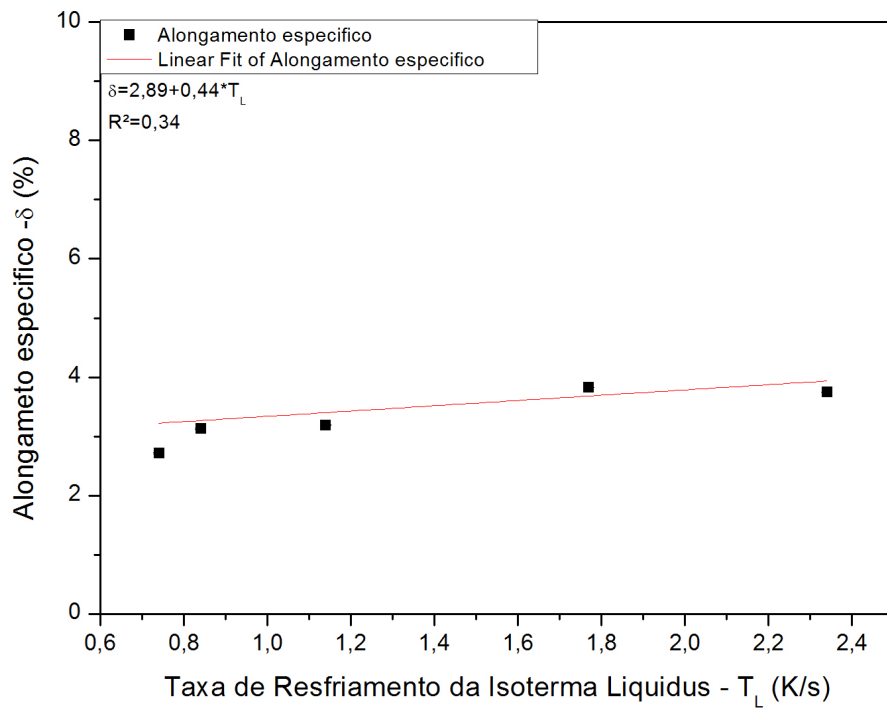


Figura 5.67 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C).

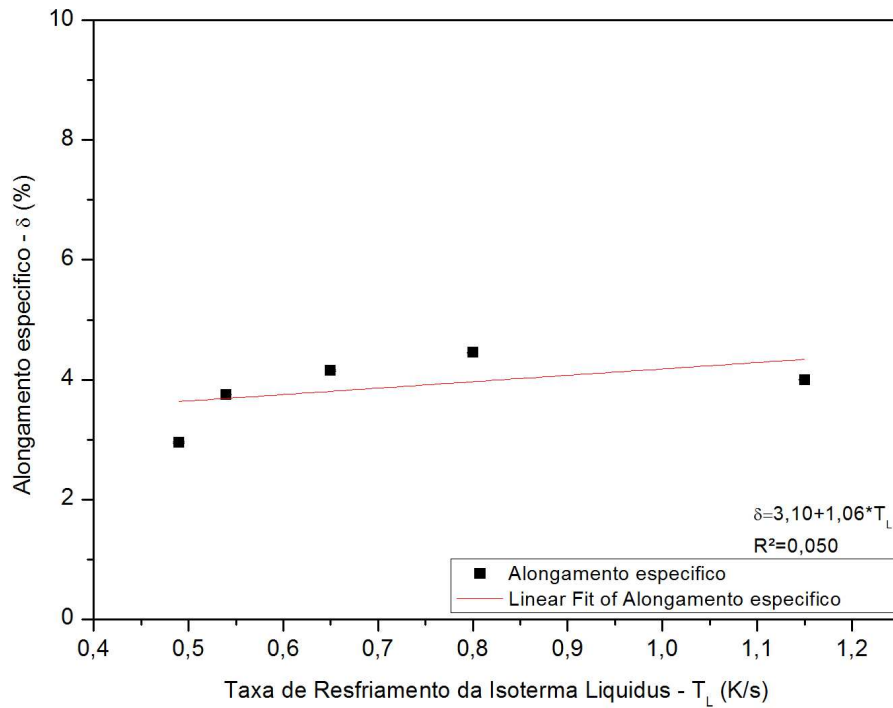


Figura 5.68 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C).

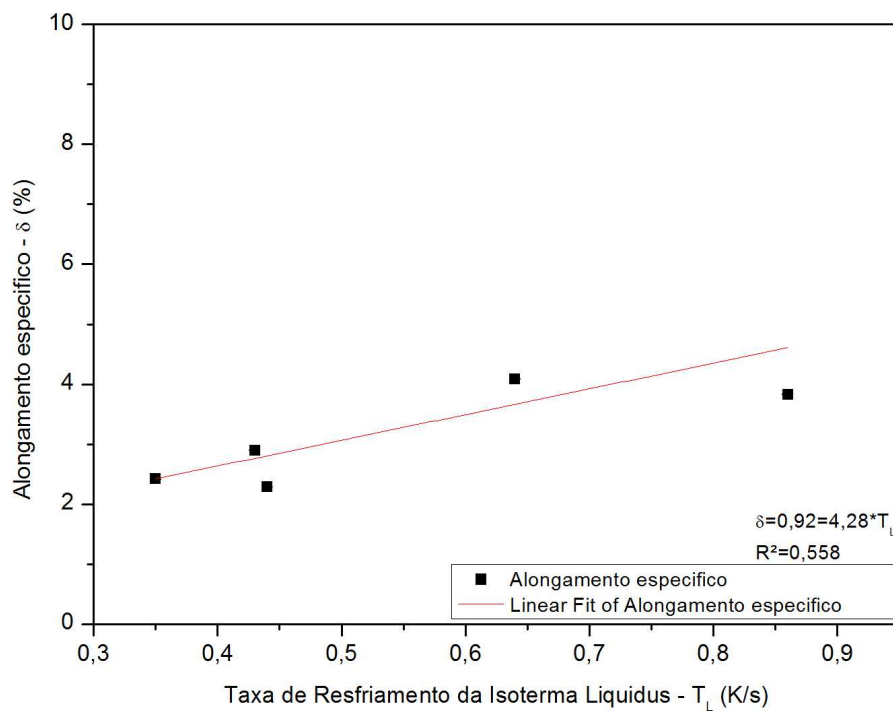


Figura 5.69 Alongamento Específico versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C).

#### 5.11.4 Dureza

Os Gráficos das figuras 5.70, 5.71, 5.72 e 5.73 correlacionam a Dureza com a Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) para os experimentos I, II, III e IV, onde os resultados apresentam uma grande influência da taxa de extração de calor com o aumento da dureza.

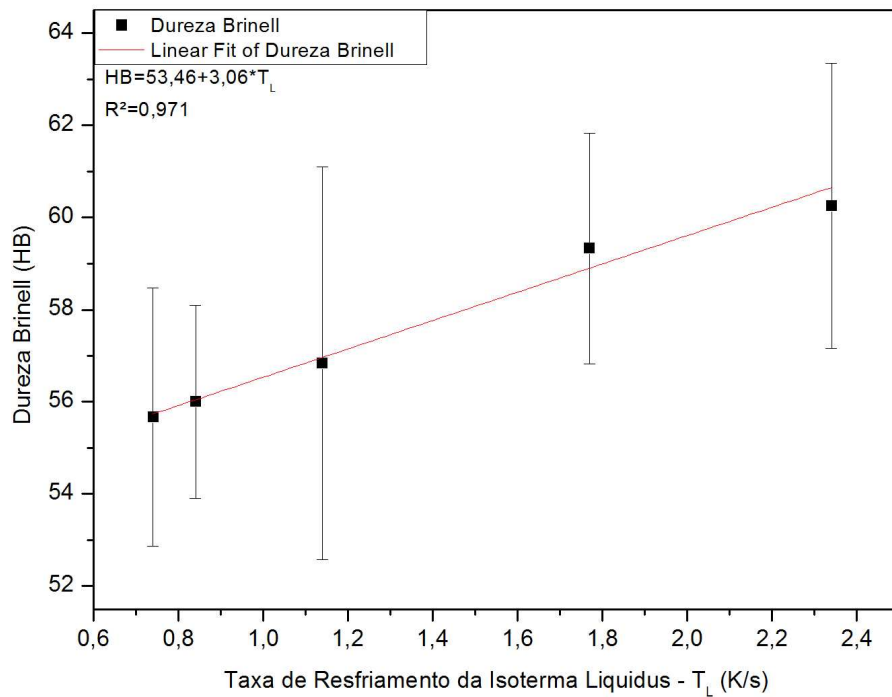


Figura 5.70 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento I (R.Lento).

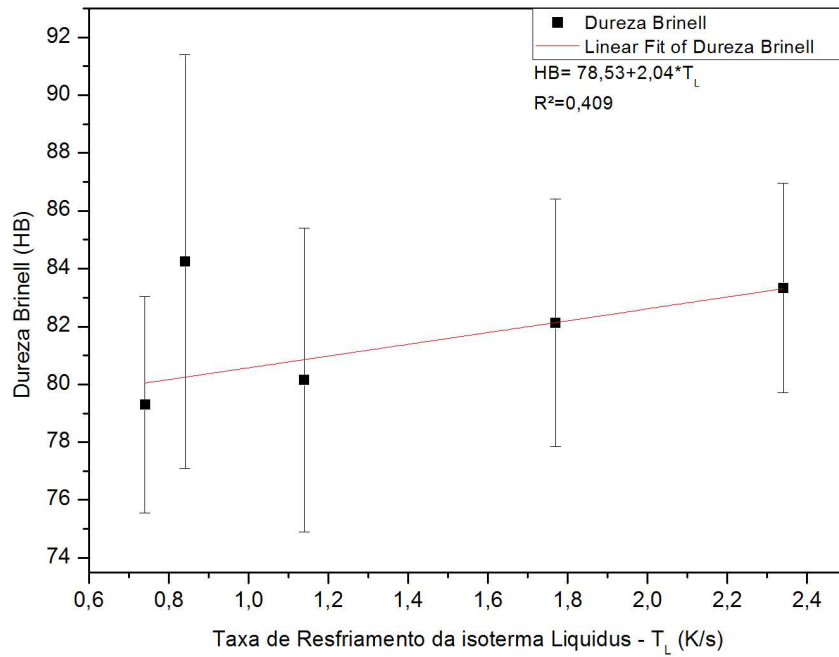


Figura 5.71 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isotherma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento II (780°C).

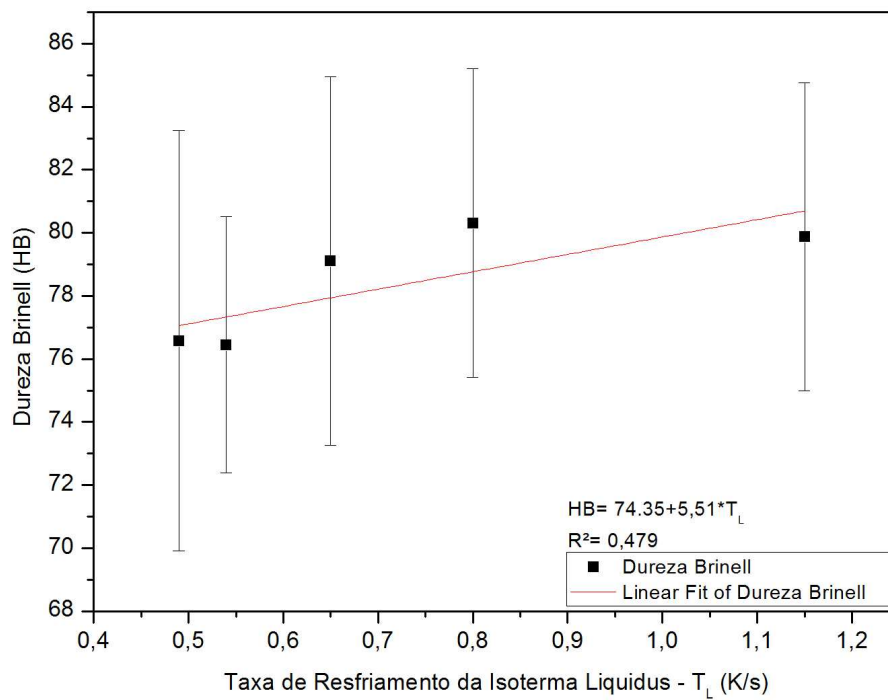


Figura 5.72 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isotherma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento III (715°C).

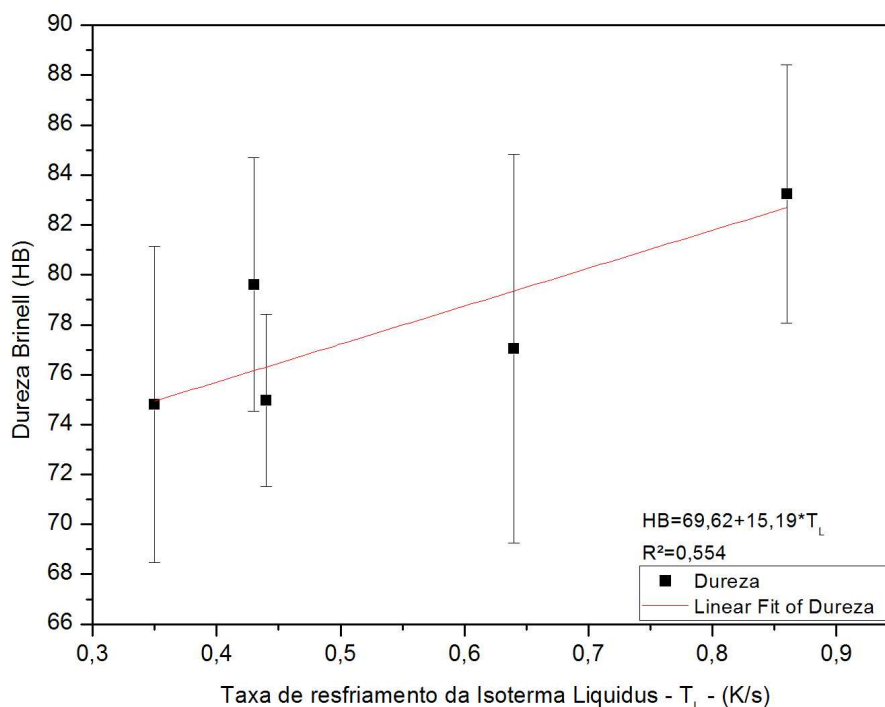


Figura 5.73 Dureza versus Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) no experimento IV (650°C).

## 5.12 Comparação das propriedades mecânicas entre os experimentos de fusão/solidificação unidirecional

### 5.12.1 Limite de Resistência a Tração

O gráfico da figura 5.74 trás uma comparativo entre os experimentos I, II, III e IV, correlacionando o Limite de Resistência a Tração com a posição ao longo do lingote.

O experimento I com resfriamento lento teve a menor interferência entre os experimentos deste estudo, já os experimentos II, III e IV tiveram suas propriedades mecânicas modificadas ao serem solidificados através de resfriamento rápido. A tendência foi de um maior Limite de Resistência a Tração para maiores valores de temperatura de vazamento, ou seja, com maiores temperaturas de vazamento temos uma taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus mais elevada, no experimento II com temperatura de 780°C tivemos uma  $\dot{T}_L$  de 2,34 K/s, no experimento III com temperatura de 715°C tivemos uma  $\dot{T}_L$  de 1,15 K/s, no experimento IV com temperatura de 650°C tivemos uma  $\dot{T}_L$  de 0,86 K/s, todos estes valores referem-se a posição de 15 milímetros da base refrigerada, assim com

uma maior taxa de extração de calor temos um refino do espaçamento dendritico e consequentemente maiores valores de limite de resistência a tração.

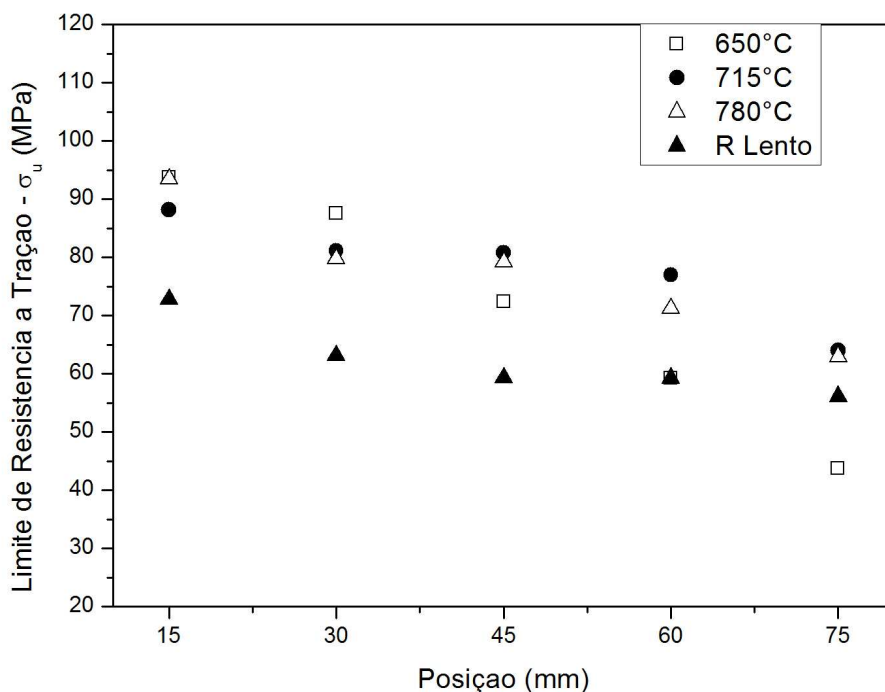


Figura 5.74 Comparativo entre os experimentos correlacionando Limite de Resistência a Tração com a posição ao longo do lingote.

### 5.12.2 Limite de Escoamento

O gráfico da figura 5.76 trás um comparativo entre os experimentos I, II, III e IV correlacionando o Limite de Escoamento com a posição do lingote. Podemos perceber que a tensão de escoamento para os experimentos com resfriamento rápido sofreram uma influencia da taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus ( $\dot{T}_L$ ) sendo mais bem percebida quanto maior for a temperatura de vazamento, podemos verificar que houve uma semelhança com os resultados de Limite de Resistência a Tração apresentados na figura 5.71.



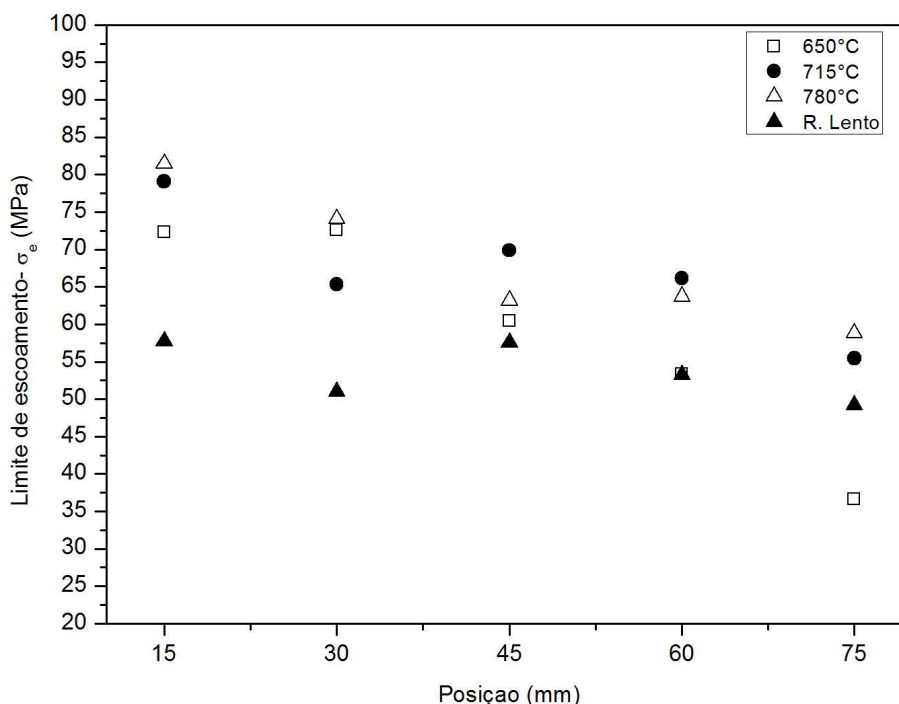


Figura 5.75 Comparativo entre os experimentos correlacionando Limite de Escoamento com a posição ao longo do lingote.

### 5.12.3 Alongamento Específico

O Alongamento específico das propriedades mecânicas foi a que menos teve influência com relação a temperatura de vazamento e também com relação a taxa de extração de calor, manteve um alongamento baixo com valores entre 2 a 4% em todos os experimentos tanto com resfriamento rápido como com resfriamento lento, no gráfico da figura 5.77 podemos notar que não tivemos uma uniformidade de valores e de temperatura e sim pontos bem distintos ao longo do lingote somente respeitando a faixa de alongamento específico em todos os experimentos. Uma comparação que podemos fazer com relação ao alongamento específico seria com trabalhos anteriores que obtiveram valores de alongamento entre 1,4 e 2,0% (Ferri, 2008). A diferença de alongamento na comparação entre os trabalhos anteriores e este está na quantidade de alumínio presente na liga. Nos resultados obtidos por Ferri (2008) o teor de alumínio na liga era de 4%, já neste estudo o teor de alumínio é de 6%.

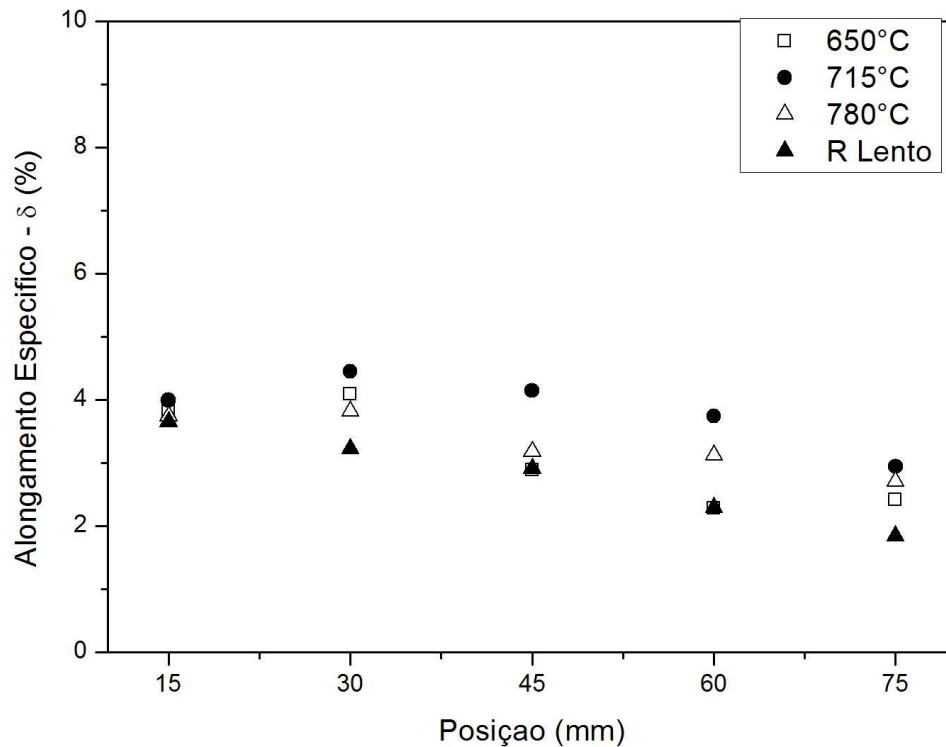


Figura 5.76 Comparativo entre os experimentos correlacionando Alongamento Específico com a posição ao longo do lingote.

#### 5.12.4 Dureza

Diversos autores defendem a ideia de uma relação direta entre espaçamento dendrítico e propriedades mecânicas (Quaresma 2000; Garcia 2005). O gráfico da figura 5.78 mostra a relação direta da dureza com o espaçamento dendrítico secundário. Os resultados mostram que para uma maior temperatura de vazamento temos uma maior Taxa de Resfriamento da Isoterma Liquidus na posição inicial de 15 mm, consequentemente um menor espaçamento dendrítico secundário. Pode-se notar no gráfico que os experimentos com maior temperatura de vazamento tiveram maiores resultados de dureza, de acordo com a afirmação dos autores citados acima.

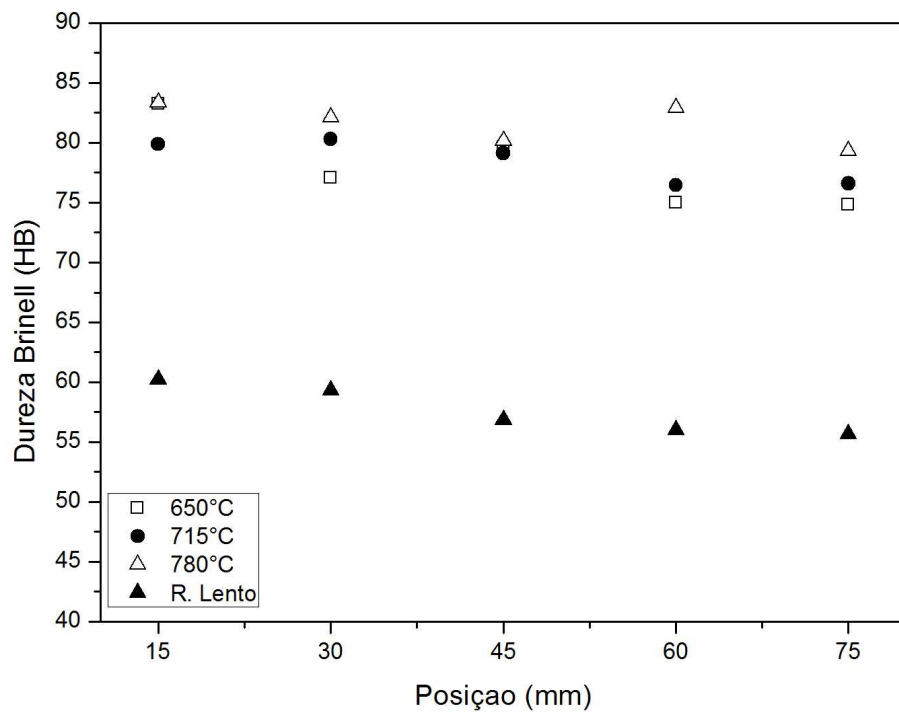


Figura 5.77 Comparativo entre os experimentos correlacionando Dureza com a posição ao longo do lingote.

## 6.0 CONCLUSÕES

### 6.1 Considerações Finais

Os objetivos iniciais deste trabalho foram atingidos uma vez que os resultados obtidos na análise da influência do superaquecimento nas propriedades mecânicas da liga de magnésio contendo terras raras permitiu concluir o seguinte:

- O Remodelamento do aparato experimental permitiu uma melhor eficiência na solidificação/fusão da liga tanto no manuseio quanto na formação da amostra para análise macroestrutural e extração de corpos de prova para os ensaios mecânicos;
- Os resultados de Limite de Resistência a Tração, Limite de escoamento e Dureza obtidos tem uma relação direta com o refino da microestrutura formada, ou seja, o espaçamento dendrítico secundário é fator de influência nas propriedades mecânicas da liga estudada, já os resultados de Alongamento Específico obtiveram a menor influência com relação a temperatura de vazamento e taxa de resfriamento mantendo-se dentro de uma faixa de alongamento muito próxima para todos os experimentos;
- O estudo da liga variando a sua temperatura de vazamento permitiu concluir que para maiores temperaturas podemos obter melhores resultados de Dureza, Limite de Escoamento e Limite de Resistência a Tração;
- Ao analisar a morfologia das amostras se conseguiu verificar que as macroestruturas formadas revelaram uma variação no tamanho dos espaçamentos dendrítico secundários ao longo do lingote e na análise da microestrutura se pode verificar o refino de sua estrutura com a variação de parâmetros térmicos e também permitiu a observação de microconstituintes da liga solidificada de forma lenta e gradual como os precipitados formando facetados e agulhas compostas por Al/La;
- Foi verificado que para maiores taxas de resfriamento da isoterma Liquidus obtivemos estruturas mais refinadas influenciando nos resultados das propriedades mecânicas;
- Foram obtidas equações matemáticas relacionando  $T_L$  versus propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ) e EDS versus propriedades mecânicas ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_e$  e  $\delta$ ).

## 6.2 Proposta para Trabalhos Futuros

### **Trabalhos futuros visando uma melhor análise e compreensão de ligas de magnésio:**

- Estudar a formação macro e microestrutural da liga variando o material da base do molde de refrigeração;
- Estudar o comportamento mecânico variando a composição dos elementos químicos da liga;
- Estudar o comportamento mecânico da liga MRI 230D e compara-las à liga estudada;
- Projetar e confeccionar um molde para fusão de magnésio bipartido;
- Estudar os efeitos da usinagem (corte e lixamento) na preparação de amostras de magnésio na temperatura de vazamento de 780°C;
- Projetar um sistema que permita o vazamento de magnésio em diferentes moldes;
- Analisar as propriedades mecânicas de corpos de prova retirados do lingote na direção paralela ao fluxo de calor.

## 7.0 Trabalhos apresentados em Congressos e Seminários

GARCIA, A. G. ; Bartex, S. L. T. ; Barcellos, V. K. de ; Spim, J. A. *Estudo Comparativo entre a usinabilidade das ligas da Magnésio AZ91 e ZAXLa05413. 6º Congresso Brasileiro de Fabricação - COBEF2011*, 2011, Caxias do Sul - RS. COF11-0308

GARCIA, A. G. ; Bartex, S. L. T. ; Spim, J. A. ; Barcellos, V. K. de ; Frick, C. R. . *Correlation between microstructure and mechanical properties of a magnesium alloy subject to different temperatures of overheating. X Encontro da SBPMat, 2011*, Gramado RS. Session SP-3 J-15 Sessão de Posters.

GARCIA, A. G. ; Bartex, S. L. T. ; Barcellos, V. K. de ; Spim, J. A. ; Frick, C. R. ; Dedavid, B. A. . *Evaluation of the Cooling Effect on the phase formation and mechanical behavior of an Mg-Al-Zn-Ca-La. 14º International Conference on Rapidly Quenched and Metastable Materials, 2011*, Salvador. RQ2.5-017, 2011.

Bartex, S. L. T. ; Garcia, A. G. ; Luvison, B. B. ; Spim, J. A. . *Estudo Comparativo da Influencia do tratamento térmico na morfologia e no comportamento mecânico de Ligas de Magnésio. São Paulo. 66º ABM International Congress. 2011. v. 2. p. 956-963.*

GARCIA, A. G. ; Bartex, S. L. T. ; Zimpel, I. . *Avaliação do comportamento mecânico da liga Mg-Al-Zn-Ca-La após Tratamento térmico de Recozimento. São Paulo. 66º ABM International Congress. 2011. v. 1. p. 797-802.*

## 8.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

### Artigos Técnico-Científicos

ANYANWU, I. A, Y, Gokan, et al. *Effect of substituting cerium-rich mischmetal with lanthanum on high temperature properties of die-cast Mg-Zn-Al-Ca-RE alloys*. **Materials Science and Engineering**. 380: 93-99, (2004).

BROWN, R. E. *Magnesium Recycling Yesterday, Today, Tomorrow*. **Fourth International Symposium on Recycling of Metals and Engineered Materials**. Prattville, Alabama 36067, U.S.A, (2000).

DARGUSH, M. S., G. L. Dunlop, et al. *The microstructure and creep behavior of die casting Magnesium AZ91 and AS21 alloys*. Proceedings of the 19th. International **Die Casting Congress**, North American Die Casting Association, Rosemont, (1997).

EVANGELISTA, E., E. Gariboldi, et al. *High-temperature behavior of as die-cast and heat treated Mg-Al-Si AS21X magnesium alloy*. **Materials Science and Engineering A** 387-389: 41-45, (2004).

GARCIA, A. *Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e microestrutura e correlação com propriedades decorrentes*. **Revista Projetos**. Volume 23. P 13-32. (2005).

GARCIA, A.G.; Bartex, S.L.; Basso, B. Spim, J.A.; *Estudo comparativo da influência do tratamento térmico na morfologia e no comportamento mecânico de ligas de magnésio*. **66º Congresso anual da ABM**, São Paulo. (2011a).

GARCIA, A. G., Bartex, S. L. T., Frick, C. R., SPIM, J. A. *Correlation between microstructure and mechanical properties of a magnesium alloy subjected to different temperatures of overheating*. **10º Encontro SBPMat**, (SP3-J15).(2011 b).

HIRAI, K., Hidetoshi S., Yorinobu T., Kenji H.; *Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature*. **Materials Science and Engineering A** 403, 276–280, (2005).

LU, Y., Wang, et al. *Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg-Al alloys*. **Materials Science and Engineering: A** 459 (1-2): 355-360, (1999).

MORDIKE, B. L.; Ebert, T. *Magnesium: Properties – applications-- potential*. **Materials Science and Engineering A** 302(1): 37-45, (2001).

OSÓRIO, W. R.; Garcia, A. *Modeling Dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions*. **Materials Science and Engineering A**.325 (1-2):103-111, (2002).

PETTERSEN, G., Westengen, et al. *Microstructure of a pressure die cast magnesium- 4wt% aluminum alloy modified with rare earth additions*. **Materials Science and Engineering A** 207(1): 115-120 (1996).

POPESCU, G.; Moldovan P.; Bojin, D.; Sillekens, W.H. *Influence of heat treatment on magnesium alloys meant to automotive industry*. **U.P.B. Sci. Bull, series B**, Vol.71, Iss2. ISSN1454-2331 (2009).

POWELL, Bob R.; Rezhets, V.; Balogh, Michael P.; Waldo, Richard A. . *Microstructure and Creep Behavior in AE42 Magnesium Die-Casting Alloy*. **JOM Journal of the minerals, metals and materials society**, Volume 54, number 8, 34-38, DOI: 10.1007/BF02711864. (2002).

QUARESMA J. M. V.; Santos, C.A.; Garcia, A. *Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys*. **Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science**. Estados Unidos. V31A: p3167-3178.(2000).

QUDONG, W., C. Wenzhou, et al. *Effects of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy*. **Journal of Materials Science** 36: 3035-3040, (2001).

WANG, Y., Q. Wang, et al. *Effects of Zn and RE additions on the solidification behavior of Mg-9Al magnesium alloy*. **Materials Science & Engineering**, A 342 (1-2): 178-182, (2003).

YANG, Z.; Li, J.P.; Zhang, J.X.; Lorimer, G.W.; Robinson, J., *Review on research and development of magnesium alloys*. **Science Direct**, V. 21, N°5, p. 313-328. (2008).

YOU, B.S., W.W. Park, et al. *The effect of calcium additions on the oxidation behavior in magnesium alloys*. **Scripta Materialia** 42(11) :1089- 1094, (2000).

YUAN, G. Y., Z.L Liu, et al. *Microstructure refinement of Mg-Al-Zn-Si alloys*. **Materials Letters** 56 (1-2): 56-58, (2002).

ZHU, S.M; Gibson, M.A.; Easton, M.A.; Nie, J.F., *The relationship between microstructure and creep resistance in die –cast magnesium –rare earths alloys*. **Science Direct, Scripta Materialia** 63, p. 698-703. (2010).

## **Livros**

ASM Metals Handbook. *Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-purpose Materials*. Ohio, **American Society for Metals**, (1990a).

ASM Metals Handbook. *Heat Treating Tenth Edition*. V.3. Ohio, **American Society for Metals**, (1990b).

BROOKS, C.R.; “*Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys*”; **American Society for Metals** (ASM), Metals Park, Ohio, USA, chapter 7, p.253-274, (1982).

CALLISTER, William D. *Ciência e Engenharia de Materiais – Uma introdução*. São Paulo – SP. **Editora LTC**. 7ª Edição. (2008).

CHIAVERINI, Vicente. *Tratamento térmico das ligas metálicas*. **Associação Brasileira de**



**Metalurgia**, São Paulo, SP, p.248-249, (2008).

FRIEDRICH, H. E.; Mordike, B.L. *Magnesium technology: metallurgy, design data, applications*. Berlin, **Springer-Verlag, Germany**, chapter 6, p. 220-268, (2006).

GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. Campinas, SP. **Editora da Unicamp**, (2001).

GARCIA, A.; Santos C. A.; Spim, J. A. *Ensaaios dos Materiais*. São Paulo-SP. **Editora LTC**. 2ª Edição (2012).

K. U. Kainer, F. v. B. *Magnesium Alloys and technology. The Current State of Technology and potential for further Development of magnesium applications*. Weinheim, **WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KG aA**,:293, (2003).

MÜLLER, A. *Solidificação e análise térmica dos metais*. Porto Alegre, RS. Editora UFRGS.(2002)

POLMEAR, I.J. “*Light Alloys – Metallurgy of light Metals*” – 2º Ed. – New York, NY, (1989).

### **Teses e Dissertações**

BARTEX, S.L.T. *Influência do superaquecimento na formação de fases de uma liga de magnésio contendo elemento terras raras*. **Dissertação** (Mestrado em PPGEM/UFRGS Programa de Pós-Graduação em Eng. Minas, Metalúrgica e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, . Orientador: Jaime Alvares Spim Junior. (2012).

FERRI, T. V. *Caracterização mecânica da liga de magnésio ZAXLa05413 para aplicação no processo de injeção sob pressão*. **Dissertação** (Mestrado em PPGEM/UFRGS Programa de Pós-Graduação em Eng. Minas, Metalúrgica e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, . Orientador: Jaime Alvares Spim Junior. (2008).

FIGUEIREDO, A. P.. *Análise da solidificação de ligas de magnésio para a fabricação de motores*. **Dissertação** (Mestrado em PPGEM/UFRGS Programa de Pós-Graduação em Eng. Minas, Metalúrgica e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, . Orientador: Jaime Alvares Spim Junior. (2008).

FOLLE, E. F. *Análise do comportamento numérico da solidificação de liga de alumínio e cobre na previsão macroestrutural e mecânica*. **Dissertação** (Mestrado em PPGEM/UFRGS Programa de Pós-Graduação em Eng. Minas, Metalúrgica e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, . Orientador: Jaime Alvares Spim Junior.(2005)

GOULART, Pedro Roberto. *Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas*. **Tese de Doutorado** da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP. Unicamp: [s.n.]. (2010).

### Em Meio Eletrônico

**Association, I. M.** “Magnesium – Industry Statistics.” International Magnesium Association. Último acesso: 03/02/2012, from [on line] Disponível em: <http://www.intlmag.org/statistics.html>. (2012).

**Azom. Magnesium Alloys** – An Introduction. Último acesso: 02/04/2012, from [on line]. Disponível em: [http://www.amazom.com/article.aspx?ArticleID=355.\(2012\)](http://www.amazom.com/article.aspx?ArticleID=355.(2012)).

França, Fernando. “Tendências para o mercado brasileiro de magnésio.” **11º Seminário de metais não ferrosos – ABM**. Último acesso em 07/02/2012, from [on line]. Disponível em: [http://www.abmbrasil.com.br/seminarios/naoferrosos/2009/.\(2009\)](http://www.abmbrasil.com.br/seminarios/naoferrosos/2009/.(2009)).

**Heat Treating, K. t. M.** “Practical heat treatment of magnesium alloys.” Último acesso: 13/03/2012, from [on line] Disponível em: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=155>. (2012).

**Magnesium Elektron.** “Elektron Material Classification”. Último acesso : 09/07/2012, from [on line]. Disponível em: [http://www.magnesium-elektron.com/data/downloads/260.PDF.\(2012\)](http://www.magnesium-elektron.com/data/downloads/260.PDF.(2012)).

**NADCA.** “About Die Casting”. North American Die Casting Association. Último acesso: 12/02/2012, from [on line]. Disponível em: <http://www.diecasting.org/faq/default.htm#Introduction>. (2012).

**Nonferrous, K. t. M.** “Magnesium and Magnesium alloys.” Último acesso: 08/02/2012, from [online] Disponível em: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=PT&NM=138>. (2012).

PEIXOTO, E;M.A., **Elemento Químico** – Magnésio. Química Nova Escola, ultimo acesso: 08/02/2012, from [on line]. Disponível em: <http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc12/v12a11.pdf> (2000).

Yeh, Che Cheng. “Lightweight alloy applications to the sports and leisure industry”. **Relatório anual 2010**. Último acesso em 02/04/2012, from [on line]. Disponível em: [HTTP://www.sports.org.tw/e/report/2010yearbook\\_subject/03lightweight.html](HTTP://www.sports.org.tw/e/report/2010yearbook_subject/03lightweight.html).(2010).

### Normas Técnicas

**ABNT NBR NM ISO 6506-1/2010.** Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Brinell. (2010).

**ASTM E384-99.** Standard Test Method for Micro indentation Hardness of Materials.(2002).

**ASTM E10-01.** Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials.(2004).

**ASTM-B557 (2010).** Standard Test Methods for tension Testing Wrought and Cast Aluminum – and Magnesium Alloy Products.(2010).