

PUCRS

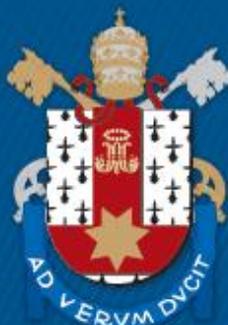
FACULDADE DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

BERNARDO PÓRAS REIS

**ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM FUNÇÃO DAS CONDIÇÕES
DE SOLIDIFICAÇÃO EM LIGAS LEVES DE Al-Zn-Mg COM VARIAÇÕES NO
TEOR DE ZINCO**

Porto Alegre
2017

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM FUNÇÃO DAS
CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO EM LIGAS LEVES DE Al-Zn-Mg
COM VARIAÇÕES NO TEOR DE ZINCO**

BERNARDO PÓRAS REIS

CIENTISTA DA COMPUTAÇÃO

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**TESE PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA E
TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre

Agosto, 2017



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM FUNÇÃO DAS
CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO EM LIGAS LEVES DE Al-Zn-Mg
COM VARIAÇÕES NO TEOR DE ZINCO**

BERNARDO PÓRAS REIS

CIENTISTA DA COMPUTAÇÃO

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

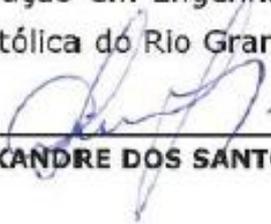
Tese realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

**Porto Alegre
Agosto, 2017**

**ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM FUNÇÃO DAS
CONDIÇÕES DE SOLIDIFICAÇÃO EM LIGAS LEVES DE
AL-ZN-MG COM VARIAÇÕES NO TEOR DE ZINCO**

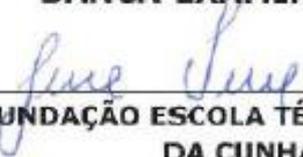
CANDIDATO: BERNARDO PORAS REIS

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



DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA



**DR. JOSÉ DE SOUZA - FUNDAÇÃO ESCOLA TÉCNICA LIBERATO SALZANO VIEIRA
DA CUNHA**



**DR. JULIANO D'ORNELAS BENFICA - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA ELÉTRICA - PUCRS**



DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - DO PGETEMA/FENG - PUCRS

“O conhecimento e a informação são os recursos estratégicos para o desenvolvimento de qualquer país. Os portadores desses recursos são as pessoas.”

Peter Drucker.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha esposa Roselei, à minha filha Naiane, aos meus pais, Laureano (*in memorian*) e Sophia, e aos meus padrinhos de batismo Dalmiro e Iolanda (ambos *in memorian*).

AGRADECIMENTOS

Em primeiro, agradeço ao amigo, professor e orientador Carlos Alexandre dos Santos que, com certeza, sem sua ajuda e ensinamentos, este trabalho não teria o perfil técnico e científico que apresentou.

Ao colega Maiquel Lopes, bolsista de Iniciação Científica - IC-CNPq, do LAMAT pelo grande apoio funcional na realização das tarefas laboratoriais inseridas neste trabalho.

Aos colegas Gustavo (estagiário do LAMAT) e Rafael (aluno da FENG) por terem apoiado em muitas das atividades práticas de laboratório.

Ao técnico Sérgio Domingos Alegre do LAMAT no apoio aos ensaios laboratoriais e aos colegas do LAMAT, por sempre estarem à disposição para ajudar nos momentos de dificuldades operacionais.

Ao SENAI RS e colegas pelo apoio ao realizar este curso.

Aos professores do PGETEMA que muito contribuíram para a finalização deste curso.

À minha esposa e filha pela compreensão nos momentos em que a minha dedicação não era dentro de casa, e sim dentro da Universidade.

A todos outros não citados aqui, que de certa maneira contribuíram de alguma forma para a realização do presente trabalho.

Meu muito obrigado!

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	19
AGRADECIMENTOS.....	20
SUMÁRIO	21
LISTA DE FIGURAS	24
LISTA DE TABELAS.....	31
LISTA DE QUADROS	20
LISTA DE SÍMBOLOS.....	20
LISTA DE NOMENCLATURAS	21
RESUMO.....	22
ABSTRACT.....	23
1. INTRODUÇÃO	24
2. OBJETIVOS	28
2.1. Objetivos Específicos	28
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
3.1. Ligas de Al-Zn-Mg na Indústria.....	29
3.2. Metalurgia das Ligas de Al-Zn-Mg	33
3.2.1. Fundição	33
3.2.2. Influência do Zn e do Mg como Elementos de Liga	36
3.2.3. Parâmetros de Solidificação	37
3.2.4. Distribuição de Solute	41
3.2.5. Formação das Macroestruturas	45
3.2.6. Formação das Microestruturas.....	51
3.3. Tratamentos Térmicos das Ligas Al-Zn-Mg	63
3.3.1. Solubilização	65
3.3.2. Têmpera.....	69
3.3.3. Envelhecimento.....	70
3.3.4. Endurecimento por Zonas G-P.....	71
4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	80
4.1. Equipamentos Utilizados.....	82

4.1.1. Forno de Fusão Tipo Poço.....	82
4.1.2. Forno de Solidificação Unidirecional Vertical	82
4.1.3. Sistema Digital de Aquisição de Dados	84
4.1.4. Preparação das Amostras.....	84
4.1.5. Durômetro	85
4.1.6. Tração.....	86
4.1.7. Tribômetro.....	86
4.1.8. Forno para Tratamento Térmico	87
4.2. Procedimento Experimental	87
4.2.1. Obtenção das Ligas	87
4.2.2. Solidificação Unidirecional dos Lingotes	88
4.2.3. Análises Metalográficas	89
4.2.4. Medidas de Dureza Brinell	90
4.2.5. Medidas de Microdureza Vickers	91
4.2.6. Ensaio de Tração	91
4.2.7. Ensaio de Desgaste	93
4.2.8. Tratamentos Térmicos	94
4.2.8.1. Solubilização.....	94
4.2.8.2. Envelhecimento Artificial.....	95
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	96
5.1. Obtenção das Ligas	96
5.2. Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente	102
5.2.1. Parâmetros de Solidificação da Liga 752.....	105
5.2.2. Parâmetros de Solidificação da Liga 782.....	106
5.3. Caracterização dos Lingotes.....	109
5.3.1. Composição Química.....	110
5.3.2. Macroestruturas	111
5.3.3. Microestruturas	113
5.4. Propriedades Mecânicas na Condição Bruta de Solidificação	119
5.4.1. Ensaio de Dureza.....	119
5.4.2. Ensaio de Microdureza.....	120
5.4.3. Ensaio de Desgaste Superficial.....	121
5.4.4. Ensaio de Tração	129
5.5. Propriedades Mecânicas Pós Tratamentos Térmicos.....	133

5.5.1. Testes Prévios de Tratamento Térmico	133
5.5.1.1. Solubilização.....	134
5.5.1.2. Envelhecimento	136
5.5.2. Ensaio de Dureza no Pós TT	137
5.5.3. Ensaio de Desgaste	142
5.5.4. Ensaio de Tração	149
5.6. Correlações entre EBS / TT / Propriedades Mecânicas	152
5.6.1. Correlações na Dureza	153
5.6.2. Correlações no Desgaste Superficial	153
5.6.3. Correlações na Resistência à Tração	156
5.6.4. Correlações Gerais	162
5.6.5. Correlações com Modelos de Previsão.....	169
6. CONCLUSÕES	173
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	175
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	176
ANEXOS	185
Anexo A - EBS	185
Anexo B – Pós TT.....	195
Anexo C – MEV - EDS	208

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. (a) Cabeçote de cilindro do motor F-TYPE e (b) estrutura do Jaguar XE. Fonte: JAGUAR, 2016.....	32
Figura 3.2. Representação esquemática do processo de solidificação. Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.	38
Figura 3.3. Formação dos diferentes tipos de interfaces de solidificação. Fonte: SHI et al., 2015.....	41
Figura 3.4. Velocidade de solidificação como variável dependente da concentração inicial. Fonte: SILVA et al., 2015.	43
Figura 3.5. Solubilidade de diversos elementos de liga no alumínio com a variação da temperatura. Fonte: ASM Casting, 2008.	44
Figura 3.6. Formação de granulação colunar e equiaxial durante a solidificação. Fonte: REIS, 2009.....	48
Figura 3.7. Macroestruturas das ligas: (a) Al–20Sn, (b) Al–30Sn e (c) Al–40Sn. Fonte: CRUZ et al., 2008.....	49
Figura 3.8. Macrografia longitudinal das ligas Al-5%Si e Al-7%Si. Fonte: ROSA, 2007.	50
Figura 3.9. Formação da microestrutura durante a evolução da frente de solidificação. Fonte: ROSA, 2007.....	54
Figura 3.10. Morfologias da interface de crescimento na solidificação de ligas Sn-Pb: (a) Celular; (b) Transição celular/dendrítica e (c) Dendrítica. Fonte: ROSA, 2007.	55
Figura 3.11. Microestruturas celular de uma liga Pb-0,85Sb. Fonte: OSORIO, 2008.	56
Figura 3.12. Diagrama de fases Al-Zn-Mg com 5,33% de Zn. Fonte: ACER et al., 2016.	57
Figura 3.13. Micrografia da liga AA 7039: (a) Distribuição das fases eutéticas e (b) Visão ampliada de uma fase eutética. Fonte: MISHRA; SHARMA, 2017.	58
Figura 3.14. Microestrutura de uma liga AA 7055. Fonte: ACER et al., 2016.	60

Figura 3.15. Microestrutura de uma liga AA7055 formada por: (a) Matriz (Al – α) e (b) Precipitados de $Al_2Zn_3Mg_3$. Fonte: VALDEZ et al., 2012.....	61
Figura 3.16. Microestrutura de uma liga AA7085 fundida com a composição de suas fases intermetálicas. Fonte: SHI et al., 2015.	62
Figura 3.17. Análise por varredura da liga AA7085 fundida. Fonte SHI et al., 2015.	62
Figura 3.18. Estrutura interdendrítica com precipitados grosseiros em contorno interdendríticos na liga AA7075. Fonte: RIOS; LIMA, 2010.	63
Figura 3.19. Esquema do ciclo térmico para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Fonte: Modificado de ABAL, 2007.	64
Figura 3.20. Microestrutura da liga AA7085 fundida com solubilização em (a) 470°C e (b) 480°C. Fonte: ACER et al., 2016.	67
Figura 3.21. Fases presentes na liga Al-6,9%Zn-2,3%Mg-1,7%Cu após solubilização. Fonte: SHI et al., 2015.	68
Figura 3.22: (a) Zonas GP com contorno de grão e os intermetálicos e (b) Zona GP dentro do grão. Fonte: ISADARE et al., 2013.....	73
Figura 3.23. Representação esquemática da evolução da microestrutura e da dureza durante a etapa de envelhecimento. Fonte: BARBOSA, 2014.....	75
Figura 3.24. Análise de dureza em ligas AA7075 com variação do Zn em 9% (Liga 1) e 10% (Liga 2) no envelhecimento. Fonte: Adaptado de WEN; FAN; WANG, 2016.	76
Figura 4.1. Fluxograma representativo das etapas realizadas no procedimento experimental.....	81
Figura 4.2. (a) Foto da lingoteira metálica e, (b) Desenho e detalhe construtivo do molde.	83
Figura 4.3. Imagens do Tec-Tip instrumentalizado.	88
Figura 4.4. Ilustração do lingote solidificado com indicação dos termopares e seções analisadas para macrografia e micrografia.	90
Figura 4.5. Representação esquemática das regiões de retirada dos CPs no lingote para os ensaios de tração, com as respectivas posições dos termopares.	92
Figura 4.6. Esquema do corpo de prova utilizado para os ensaios de tração.	92

Figura 4.7. (a) Gabarito com disco para leitura do desgaste e, (b) conjunto posicionado no sistema óptico de medição.	93
Figura 5.1. Análises térmicas das ligas: (a) 752 e (b) 782.	97
Figura 5.2. Macrografias transversais dos lingotes solidificados nos Tec-Tips: (a) Liga 752 e (b) Liga 782.	98
Figura 5.3. Micrografias em MEV (com ampliação de 1000x) e resultados de EDS da Liga 752.	99
Figura 5.4. Micrografias em MEV (com ampliação de 5000x) e resultados de EDS com identificação das estruturas na Liga 752.	100
Figura 5.5. Micrografias em MEV (com ampliação de 1000x) e resultados de EDS da liga 782.	101
Figura 5.6. Micrografias em MEV (com ampliação de 5000x) e resultados de EDS com identificação das estruturas na liga 752.	102
Figura 5.7. Lingote solidificado com indicação dos termopares e suas posições....	103
Figura 5.8. Curvas de resfriamento durante solidificação unidirecional da Liga 752.	104
Figura 5.9. Curvas de resfriamento durante solidificação unidirecional da Liga 782.	104
Figura 5.10. Parâmetros de solidificação da Liga 752: (a) Posição da isoterma <i>Liquidus</i> , (b) Gradiente térmico no líquido, (c) Velocidade de solidificação, e (d) Taxa de resfriamento.	106
Figura 5.11. Parâmetros de solidificação da Liga 782: (a) Posição da isoterma <i>Liquidus</i> , (b) Gradiente térmico no líquido, (c) Velocidade de solidificação, e (d) Taxa de resfriamento.	107
Figura 5.12. Macroestruturas longitudinais dos lingotes obtidos para as Ligas: (a) 752 e (b) 782.	111
Figura 5.13. Macroestruturas transversais dos lingotes obtidos para as Ligas 752 e 782.	113
Figura 5.14. Microestruturas longitudinais da Liga 752 em microscopia óptica.	114
Figura 5.15. Microestruturas longitudinais da Liga 782 em microscopia óptica.	115

Figura 5.16. Microestruturas transversais na região central das ligas 752 e 782....	116
Figura 5.17. Micrografia MEV da Liga 752.	117
Figura 5.18. Micrografia em MEV: (a) da Liga 752 e (b) da Liga 782.....	118
Figura 5.19. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 - EBS.	119
Figura 5.20. Microdurezas Vickers em função da posição para a Liga 752 - EBS..	120
Figura 5.21. Microdurezas Vickers em função da posição para a Liga 782 - EBS..	121
Figura 5.22. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 752 - EBS.....	122
Figura 5.23. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 752 - EBS.....	123
Figura 5.24. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 752 - EBS.....	123
Figura 5.25. Desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 752 - EBS.....	124
Figura 5.26. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 782 - EBS.....	126
Figura 5.27. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 782 - EBS.....	126
Figura 5.28. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 782 - EBS.....	127
Figura 5.29. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 782 - EBS.	127
Figura 5.30. Corpo de prova da Liga 782 após o ensaio de desgaste.	128
Figura 5.31. Média geral de desgaste entre as Ligas 752 e 782.....	129
Figura 5.33. Tensões de escoamento, máxima e de ruptura em função das posições para a Liga 752.	130
Figura 5.34. Tensões de escoamento, máxima e de ruptura em função das posições para a Liga 782.	131
Figura 5.35. Comparativo de tensão máxima entre as Ligas 752 e 782.	131
Figura 5.36. Comparativo de deformação total entre as Ligas 752 e 782.	132
Figura 5.37. Comparativo da relação tensão-deformação para as Ligas 752 e 782.	132

Figura 5.38. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 - Solubilização.	138
Figura 5.39. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 – Envelhecimento Artificial.	138
Figura 5.40. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 – Envelhecimento Artificial - após 27 dias.....	139
Figura 5.41. Variação da Dureza no pós TT da Liga 752.....	141
Figura 5.42. Variação da Dureza no pós TT da Liga 782.....	141
Figura 5.43. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.....	142
Figura 5.44. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.....	143
Figura 5.45. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.....	143
Figura 5.46. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.	144
Figura 5.47. Desgaste médio entre as médias dos TP da Liga 752 após T6.	145
Figura 5.48. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.....	145
Figura 5.49. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.....	146
Figura 5.50. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.....	146
Figura 5.51. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.	147
Figura 5.52. Desgaste médio entre as médias dos TP da Liga 782 após T6.	147
Figura 5.53. Desgaste médio entre as médias dos TP das Ligas 752 e 782 após T6.....	148
Figura 5.54. Ensaio de Tração da Liga 752 - TT.....	150

Figura 5.55. Ensaio de Tração da Liga 782 - TT	150
Figura 5.56. Comparativo de Tensão Máxima entre as Ligas 752 e 782 - TT.....	151
Figura 5.57. Comparativo de Deformação Total entre as Ligas 752 e 782 - TT.....	151
Figura 5.58. Comparativo de Tensão-Deformação entre as Ligas 752 e 782 - TT..	152
Figura 5.59. Variação da dureza em todo o TT nas Liga 752 e 782.....	153
Figura 5.60. Comparativo de desgaste superficial da Liga 752 no EBS x TT.	154
Figura 5.61. Comparativo de desgaste superficial da Liga 782 no EBS x TT.	154
Figura 5.62. Comparativo de desgaste superficial da Liga 752 entre o EBS e o TT.....	155
Figura 5.63. Comparativo de desgaste superficial da Liga 782 entre o EBS e o TT.....	156
Figura 5.64. Comparativo da Tensão Máxima da Liga 752 entre o EBS e o TT.	157
Figura 5.65. Comparativo da Deformação Total da Liga 752 entre o EBS e o TT. .	158
Figura 5.66. Comparativo da Tensão-Deformação da Liga 752 entre o EBS e o TT.....	158
Figura 5.67. Comparativo da Tensão Máxima da Liga 782 entre o EBS e o TT.	159
Figura 5.68. Comparativo da Deformação Total da Liga 782 entre o EBS e o TT. .	160
Figura 5.69. Comparativo da Tensão-Deformação da Liga 782 entre o EBS e o TT.....	160
Figura 5.70. Gráfico com a equação para correlações na Liga 752 - DS.....	167
Figura 5.71. Gráfico com a equação para correlações na Liga 782 - DS.....	168
Figura 5.72. Gráfico com a equação para correlações na Liga 752 - LRT.	168
Figura 5.73. Gráfico com a equação para correlações na Liga 782 - LRT.	169
Figura C.1. EDS do intermetálico $Al_2Zn_3Mg_3$ em amostra da liga 752.	208
Figura C.2. MEV do intermetálico $Al_2Zn_3Mg_3$ em amostra da liga 752.	208

Figura C.3. EDS do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 752.....	209
Figura C.4. MEV do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 752.	209
Figura C.5. EDS da matriz (Al- α) em amostra da liga 752.	210
Figura C.6. MEV da matriz (Al- α) em amostra da liga 752.....	210
Figura C.7. EDS do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ em amostra da liga 782.	211
Figura C.8. MEV do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ em amostra da liga 782.....	211
Figura C.9. EDS do intermetálico $\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 782.....	212
Figura C.10. MEV do intermetálico $\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 782.	212
Figura C.11. EDS da matriz (Al- α) em amostra da liga 782.	213

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Comparativo da composição química entre ligas da série AA7000 (% em massa).	30
Tabela 3.2. Influência de parâmetros na formação macroestrutural. Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.....	47
Tabela 3.3. Resultados do ensaio de tração da Liga AA7050 solubilizada a 470°C por 0,5 h.	78
Tabela 5.1. Composições químicas para as Ligas 752 e 782 (% em massa).	97
Tabela 5.3. Composição química média para cada posição ao longo do lingote da Liga 752.	110
Tabela 5.4. Composição química média para cada posição ao longo do lingote da Liga 782.	110
Tabela 5.5. Resultados prévios para determinação dos parâmetros para o tratamento T6 na Ligas 752 e 782.....	133
Tabela 5.6. Resultados prévios para determinação dos parâmetros para o tratamento T6 em amostras das posições dos termopares T1, T2 e T3 nas Ligas 752 e 782.	134
Tabela 5.7. Resultados do tratamento térmico de solubilização nas Ligas 752 e 782.	135
Tabela 5.8. Resultados do tratamento térmico de envelhecimento nas Ligas 752 e 782.	136
Tabela 5.9. Correlações entre as propriedades mecânicas das principais ligas Al-Zn-Mg.	161
Tabela 5.10. Correlações entre dureza e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.....	162
Tabela 5.11. Correlações entre dureza e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 782.....	163
Tabela 5.12. Correlações entre o LRT e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.....	164
Tabela 5.13. Correlações entre o LRT e parâmetros de solidificação/tratamentos	

	térmicos - Liga 782.....	164
Tabela 5.14.	Correlações entre a deformação e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.....	165
Tabela 5.15.	Correlações entre a deformação e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 782.....	165
Tabela 5.16.	Correlações entre o desgaste superficial e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.....	166
Tabela 5.17.	Correlações entre o desgaste superficial e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 782.....	166
Tabela A.1.	Medidas de dureza BRINELL (HBW 5/250) no EBS da Liga 752.	185
Tabela A.2.	Medidas de dureza BRINELL (HBW 5/250) no EBS da Liga 782.	185
Tabela A.3.	Resultados do ensaio de microdureza Vickers da Liga 752.....	185
Tabela A.4.	Resultados do ensaio de microdureza Vickers da Liga 782.....	186
Tabela A.5.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP1, lados superior e inferior do disco.	186
Tabela A.6.	Largura da pista de desgaste (em mm) da liga 752, TP 1, lados superior e inferior do disco.....	187
Tabela A.7.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do disco.	187
Tabela A.8.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do disco.	188
Tabela A.9.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.	189
Tabela A.10.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.	189
Tabela A.11.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.	190
Tabela A.12.	Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.	190

Tabela A.13. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.	191
Tabela A.14. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.	191
Tabela A.15. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.	192
Tabela A.16. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.	192
Tabela A.17. Resultados do ensaio de desgaste médio (em mm) entre as Ligas 752 e 782 no EBS.	194
Tabela A.18. Resultados do ensaio de tração na Liga 752.	194
Tabela A.19. Resultados do ensaio de tração na Liga 782.	194
Tabela B.1. Resultados do ensaio de dureza na Solubilização na Liga 752.	195
Tabela B.2. Resultados do ensaio de dureza na Solubilização na Liga 782.	196
Tabela B.3. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento artificial da Liga 752.	196
Tabela B.4. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento artificial da Liga 782.	196
Tabela B.5. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento natural da Liga 752.	197
Tabela B.6. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento natural da Liga 782.	197
Tabela B.7. Comparativos da evolução das durezas no TT.	198
Tabela B.8. Variação média dos resultados de dureza no TT das Ligas 752 e 782.	198
Tabela B.9. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da liga 752, TP1, lados superior e inferior do disco.	199
Tabela B.10. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP1, média dos lados superior e inferior do disco.	199

Tabela B.11. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do disco.	200
Tabela B.12. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, médias dos lados superior e inferior do disco.	200
Tabela B.13. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.	201
Tabela B.14. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, médias dos lados superior e inferior do disco.	201
Tabela B.15. Resultados das médias dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 752.	202
Tabela B.16. Resultados dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 752.	202
Tabela B.17. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.	203
Tabela B.18. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, média dos lados superior e inferior do disco.	203
Tabela B.19. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.	204
Tabela B.20. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, média dos lados superior e inferior do disco.	204
Tabela B.21. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.	205
Tabela B.22. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, média dos lados superior e inferior do disco.	205
Tabela B.23. Resultados das médias dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 782.	206
Tabela B.24. Resultados dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 782.	206
Tabela B.25. Resultados médios dos ensaios de desgaste (em mm) das Ligas 752 e 782 no Pós TT.	206
Tabela B.26. Resultados médios dos ensaios de Tração da Liga 752 entre TPs no Pós TT.	207

Tabela B.27. Resultados médios dos ensaios de tração da Liga 782 entre TPs no Pós TT.....	207
---	-----

LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1. Fases intermetálicas mais usuais nas ligas Al-Zn-Mg.	58
Quadro 3.2. Microestrutura e EDS da Liga AA7039: (a) Imagem com análise de EDS; (b) Caracterização química do ponto 1 e (c) Caracterização química do ponto 2.	59
Quadro 3.3. Distribuição dos intermetálicos de Al ₂ Mg na Liga AA 580.01: a) Bruta de solidificação, b) Solubilizada em 6h, 540°C e c) Solubilizada em 10h, 540°C.	68
Quadro 3.4. Distribuição dos intermetálicos de Al ₂ Mg na Liga AA 580.01: a) Bruta de solidificação, b) Solubilizada em 6h, 540°C e c) Solubilizada em 10h, 540°C.	77
Quadro A.1. Resultados dos ensaios de tração nas regiões dos TP1, 2 e 3 das Ligas 752 e 782.	193

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área	m ²
C _a	Número de Átomos na Superfície do Substrato	m ⁻³
D _L	Coefficiente de Difusão do Soluto no Líquido	m ² /s
EDS ou (λ ₂)	Espaçamento Dendrítico Secundário	μm
G _L	Gradiente Térmico Local	°C/mm
HB	Dureza Brinell	HB
HV	Dureza Vickers	HV
LRT ou σ _{máx}	Limite de Resistência à Tração	MPa
T	Temperatura	°C
\dot{T}	Taxa de Resfriamento	°C/s
TP	Posição do Termopar no Lingote	mm
T _F	Temperatura de Fusão	°C
t _L	Tempo de Solidificação	s
T _V	Temperatura de Vazamento	°C
V _L	Velocidade da Frente de Solidificação (Isoterma <i>Liquidus</i>)	mm/s
V _S	Velocidade de Deslocamento da Isoterma <i>Solidus</i>	mm/s
t	Tempo	s
η	Precipitado Metaestável	
η'	Precipitado em Equilíbrio Termodinâmico	
σ	Tensão	MPa
σ _e	Limite de Escoamento	MPa
ε	Deformação Específica	%
Δl	Alongamento	mm
θ	Fase Binária	

LISTA DE NOMENCLATURAS

AA	<i>Aluminum Association</i>
ABNT	Associação Brasileira de Norma Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Cubo Centrado
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de Prova
EBS	Estrutura Bruta de Solidificação
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FENG	Faculdade de Engenharia – PUCRS
GP	Zona de Guinier-Preston
HB	Dureza Brinell
HF	Ácido Fluorídrico
HV	Microdureza Vickers
H ₂ O _{DI}	Água Deionizada
IACS	<i>International Annealed Copper Standard</i>
LAMAT	Laboratório de Materiais - PUCRS
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
NBR	Norma Brasileira
OES	Espectrômetro de Emissão Óptica
PZF	Zona Livre de Precipitados
SRC	Super-Resfriamento Constitucional
SS	Metal em Estado de Solução Sólida Saturada
SSS	Metal em Estado de Solução Sólida Supersaturada
TCD	Zona de Transição de Estrutura Celular-Dendrítica
TCE	Zona de Transição de Grãos Colunar-Equiaxial
TP	Termopar-Posição
TT	Tratamento Térmico
VCR	Região Rica em Vacâncias

RESUMO

REIS, Bernardo Póras. **Endurecimento por Precipitação em Função das Condições de Solidificação em Ligas Leves de Al-Zn-Mg com Variações no Teor de Zinco**. Porto Alegre, RS. 2017. Tese. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

O objetivo do presente trabalho foi desenvolver duas ligas ternárias fundidas modificadas de Al-Zn-Mg, com variação de 5% e 8% em Zn (em massa), e investigar o endurecimento por precipitação (solubilização e envelhecimento artificial - T6) em função das condições de solidificação. Foram produzidas as ligas 752 (Al-5%Zn-2%Mg) e 782 (Al-8%Zn-2%Mg) para analisar, além da influência do teor de zinco, a correlação entre as condições de solidificação, o endurecimento por precipitação e as propriedades mecânicas iniciais e finais. Para obtenção dos lingotes, a solidificação unidirecional vertical ascendente foi realizada em molde metálico resfriado com água na base e instrumentado com termopares. Amostras foram caracterizadas por análises metalográficas em microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS), e ensaios mecânicos para determinação das propriedades mecânicas como dureza, microdureza, tração e desgaste, antes e após os tratamentos térmicos. Os resultados mostraram que o aumento em 3% de zinco na composição química melhorou a dureza em 44,4%, o desgaste superficial em 27,7% e a resistência à tração em 31,5% (em condição T6). Comparando estes resultados com dados de algumas ligas conformadas similares, conclui-se que a Liga 782, fundida e tratada termicamente, pode substituir as ligas conformadas comerciais com adição de cobre.

Palavras-Chaves: Ligas Al-Zn-Mg, Solidificação, Solubilização, Envelhecimento Artificial, Desgaste Superficial.

ABSTRACT

REIS, Bernardo Póras. **Precipitation Hardening as a Function of Solidification Conditions in Al-Zn-Mg Light Alloys with Zinc Content Variations.** Porto Alegre, RS, 2017. PhD Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The objective of the present work is to develop two modified ternary Al-Zn-Mg alloys, with Zn content about 5wt% and 8wt%, and to evaluate the precipitation hardening (solutioning and artificial ageing – T6) as a function of solidification conditions. The 752 (Al-5%Zn-2%Mg) and 782 (Al-8%Zn-2%Mg) alloys were obtained to analyze the influence of Zn content, as well as the relationship between solidification conditions, precipitation hardening, and mechanical properties before and after heat treatments. Unidirectional vertical upward solidification was performed in a metallic mold cooled by water in the bottom and instrumented using thermocouples to obtain the ingots. Samples extracted from ingots were metallography characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), and the mechanical properties were determined by hardness, microhardness, tensile and wear testing. The results showed that the increase of 3% of zinc in the chemical composition improved the hardness of 44%, the superficial wear of 27.7% and the tensile strength of 31.5% (in T6 condition). When comparing the results against data from some similar wrought alloys, it is concluded that the as-cast and heat treated 782 alloy can replace those, according to design specifications.

Keywords: Al-Zn-Mg Alloys, Solidification, Solutioning, Artificial Aging, Superficial Wear.

1. INTRODUÇÃO

O estudo da solidificação dos metais e suas ligas, e em especial das ligas fundidas da série AA700.0, torna-se importante pela sua aplicação em diversos campos da engenharia, tais como na indústria automobilística e aeronáutica. Especificamente no campo da metalurgia, é evidente a sua importância já que, com exceção de peças sinterizadas, todos os metais passam, em alguma etapa de seu processamento, por um processo de fusão e solidificação, seja na fabricação de peças fundidas em moldes com a forma desejada ou na produção de lingotes para posterior conformação (GARCIA, 2007).

A macroestrutura de solidificação dos metais fundidos pode apresentar uma granulação diferenciada, dependendo da composição química da liga, das condições de solidificação, do sistema metal-molde, entre outros, sendo que as propriedades mecânicas têm grande dependência com o tamanho, forma e distribuição dos grãos formados após as etapas de nucleação e crescimento, antes do final da solidificação (WEN; FAN; WANG, 2016).

A microestrutura está fortemente relacionada com a modificação da interface sólido-líquido durante o processo de solidificação. A segregação de soluto provoca aumento ou diminuição dos seus teores em frente à interface de solidificação, que pode implicar em uma distribuição não uniforme destes no líquido, o que favorece a instabilidade da interface (DUMONT; DESCHAMPS; BRECHET, 2004). O conhecimento sobre a microestrutura das ligas do sistema Al-Zn-Mg(-Cu) contribui para aprimorar as propriedades mecânicas destas ligas, pois quanto maior for a presença de elementos de liga, principais ou secundários, maior será a possibilidade da liga desenvolver grande quantidade de precipitados intermetálicos, que reduzirá a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas. Estes precipitados podem se apresentar incorporados em novas fases, mas que poderão ser dissolvidos na matriz metálica da liga através de tratamentos térmicos apropriados (RIOS; LIMA, 2010).

Após a solidificação, em alguns casos, realizam-se processos de tratamentos térmicos, técnica conhecida e aplicada há séculos, sendo utilizada para modificar as

características e propriedades dos mesmos por meio do aquecimento e resfriamento em ambiente e temperaturas controladas, alterando características como resistência, dureza, ductilidade, elasticidade, entre outras (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

De acordo com Mishra e Sharma (2017), o processo de endurecimento por precipitação é um tratamento térmico utilizado após a solubilização, quando ocorre a dissolução dos elementos de liga na matriz, obtendo-se uma solução sólida saturada na temperatura ambiente. Mantendo-se a liga em uma temperatura mais elevada em menor tempo, ou em temperatura ambiente em maior tempo, se obtêm a formação de precipitados endurecedores na estrutura da liga, melhorando suas propriedades mecânicas.

As ligas fundidas apresentam como grande barreira operacional a alta incidência de porosidade em suas macro e microestruturas, mas atualmente a formação destes poros já pode ser controlada, monitorada e bem reduzida através de modernos processos de fabricação, como na fundição em molde pressurizado. Para Paulisch et al. (2015), a ocorrência da porosidade está diretamente relacionada com a transferência de calor, pois quando se finaliza o processo de solidificação com maiores taxas de resfriamento, obtêm-se na matriz da liga uma menor segregação de intermetálicos nos contornos de grão e, conseqüentemente, uma maior ocorrência de porosidades.

As ligas ternárias do sistema Al-Zn-Mg, quando fundidas, apresentam como vantagens uma excelente usinabilidade, boa fluidez no interior do molde, boa estabilidade dimensional e térmica para suportar os diferentes processos de fundição, moderada tendência a defeitos internos e boa resistência à oxidação, além de baixa formação de porosidades em relação às demais ligas. Após o tratamento térmico, estas desenvolvem resistência mecânica elevada (superior a alguns aços estruturais), boa resistência ao desgaste, a mais alta dureza entre as demais ligas fundidas de alumínio, e baixo peso estrutural em relação aos aços. Forma com o ar uma fina camada superficial de um óxido (Al_2O_3 - alumina) impermeável e aderente que detém a sua oxidação, proporcionando-lhe resistência à corrosão e maior durabilidade (PENG et al., 2017).

A maior parte da ciência desenvolvida em pesquisa e tecnologia com as ligas Al-Zn-Mg está voltada para as ligas conformadas ou processadas da série AA7000. Existem várias informações na literatura científica para esta série, no entanto, observa-se ainda uma escassez muito grande de trabalhos de pesquisa e desenvolvimento para as ligas fundidas, principalmente em relação aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, e ainda mais para a série AA700.0 (Al-Zn-Mg), como citado em Reis (2009). De acordo com a *Aluminum Association*, as ligas (Al-Zn) possui o zinco como componente principal, variando nas ligas comerciais conformadas entre 4% e 8% em massa, com adição de magnésio entre 0,5% a 3%, cobre entre 0,5% e 2,5% e cromo, manganês, ferro e silício com teores até 0,5%, ou combinação variada destes elementos na liga. Segundo a ABAL (2007), há na indústria nacional uma grande demanda por fundidos de alta qualidade e elevada resistência mecânica. Este fato motivou a realização deste trabalho, visto a grande procura por ligas leves de alta resistência mecânica.

Como contribuição científica para futura produção de tecnologia e aplicação industrial, este trabalho tem como desafio determinar as melhores condições para obtenção de ligas fundidas de Al-Zn-Mg variando o percentual de Zn, e aprimorando o tratamento térmico visando aumento de dureza e resistência mecânica, para uma possível substituição das ligas desta série na versão conformada com cobre por essas de Al-Zn-Mg fundidas sem cobre. Esse cobre, que como elemento de liga potencializa a resistência mecânica da liga, é um elemento caro e que, muitas vezes, inviabiliza o uso industrial destas ligas.

Este trabalho de pesquisa científica tem como objeto de estudo as ligas desenvolvidas em laboratório: 752 - Al-5%Zn-2%Mg e 782 - Al-8%Zn-2%Mg, inseridas no grupo AA7XX.X, de alta resistência mecânica, fundidas, solidificadas e submetidas ao tratamento térmico de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. Foi utilizado o sistema ternário com Al-Zn-Mg, sem a presença do cobre (comum nas conformadas), contendo ferro como componente residual. As pesquisas bibliográficas foram baseadas nas ligas conformadas AA7017 e AA7055 por sua similaridade, além da AA7075, AA7085, AA7020, AA7050, AA7449, AA7008 e das

fundidas AA713.2 e AA356.2 para com as ligas modificadas neste estudo.

Sendo assim, o presente trabalho está dividido da seguinte forma: O Capítulo 1 apresenta uma breve introdução ao tema, sendo os objetivos descritos no Capítulo 2. No Capítulo 3 pode ser vista a revisão bibliográfica a respeito do alumínio e de suas ligas, em especial as séries AA7XX.X e AA7XXX, tipos, características e processamento, além das condições de solidificação, formação estrutural e tratamentos térmicos. No Capítulo 4 são mostrados os equipamentos e a metodologia utilizada nos experimentos. No Capítulo 5 apresentam-se os resultados encontrados para o estado bruto de solidificação (EBS) e para o pós-tratamento térmico (T6) com suas respectivas análises, avaliações e correlações. No Capítulo 6 apresentam-se as conclusões identificadas a partir dos resultados obtidos. No Capítulo 7 sugerem-se algumas propostas de trabalhos futuros pertinentes ao tema apresentado. No Capítulo 8 apresenta-se a bibliografia consultada e nos Anexos encontram-se o Anexo A: com tabelas de resultados dos ensaios do EBS, Anexo B: com tabelas e resultados referentes ao T6, e Anexo C: com imagens de MEV e EDS.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral é investigar o endurecimento por precipitação em função das condições de solidificação em ligas leves do sistema Alumínio-Zinco-Magnésio, com variações no teor de zinco, por meio de amostras solidificadas em sistema unidirecional vertical ascendente e caracterizadas na estrutura bruta de solidificação e após serem tratadas termicamente por solubilização e envelhecimento artificial (T6).

2.1. Objetivos Específicos

- 1) Desenvolver e produzir, em laboratório, lingotes das ligas Al-Zn-Mg modificadas, solidificadas em sistema metal-molde unidirecional ascendente, com variação no percentual de Zn (5% e 8% em massa), obtendo as ligas Al-5%Zn-2%Mg (752) e Al-8%Zn-2%Mg (782);
- 2) Determinar os parâmetros térmicos de solidificação como velocidades, gradientes térmicos e taxas de resfriamento das ligas modificadas, bem como as características macro e microestruturais na condição bruta de solidificação (EBS);
- 3) Determinar e avaliar as melhores condições de tratamento térmico T6 em termos de tempo e temperatura;
- 4) Analisar as propriedades mecânicas, antes e após os tratamentos térmicos, com ensaios de dureza, tração e desgaste superficial das ligas;
- 5) Objetiva-se ao final a determinação de correlações entre as condições de solidificação, a estrutura formada, as condições dos tratamentos térmicos e as propriedades mecânicas de dureza, tração e desgaste superficiais, e a avaliação da possibilidade de substituição das ligas conformadas com cobre por essas fundidas sem cobre.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Ligas de Al-Zn-Mg na Indústria

O rápido crescimento da indústria do alumínio é atribuído à combinação das propriedades que fazem deste o metal mais versátil da engenharia moderna, como material de construção mecânica. De acordo com a ABAL (2007), o alumínio possui a relação resistência/peso equivalente aos aços estruturais. Possui boa condutibilidade elétrica e térmica e alta refletividade a luz e ao calor, alta resistência à corrosão sob as mais severas condições de trabalho e é não tóxico. O alumínio pode ser fundido e trabalhado em quase todas as formas. Além de seu baixo peso, há outras vantagens das ligas de alumínio, as quais incluem o ponto de fusão relativamente baixo (660°C), boa fundibilidade, boa usinabilidade e bom acabamento superficial (QUEUDET et al., 2017). Todas estas propriedades apresentadas justificam por que as ligas de alumínio vêm sendo de primordial importância para engenharia de materiais desde o século passado.

O alumínio em estado puro apresenta baixa dureza, em torno de 20 HB, e baixa resistência à tração, entre 60 MPa a 140 MPa, em relação a suas ligas binárias e ternárias, tais como as Al-Cu e Al-Zn-Mg, que podem alcançar uma resistência à tração em torno de 700 MPa (FENG et al., 2015). De acordo com Robinson et al., (2012), as ligas apresentam características diferentes daquelas apresentadas pelos seus metais constituintes, tais como dureza, ductilidade, condutividade, entre outras. Além disso, as suas propriedades dependem fundamentalmente da composição, da microestrutura, do tratamento térmico ou mecânico.

Ligas de Al-Zn-Mg por apresentarem baixa densidade, resultam em um menor peso do produto final somado a um satisfatório desempenho mecânico. Essas ligas possuem altos teores de elemento de liga, sendo o zinco, magnésio, cobre e zircônio os principais constituintes. As ligas Al-Zn-Mg da série AA7000 são bem conhecidas na versão conformada, consideradas pela comunidade científica e industrial como as mais resistentes entre as ligas de alumínio. Já as ligas desta série na versão fundida ainda são novas na indústria e apresentam uma escassez na produção de literaturas

científicas e técnicas especializadas.

Na Tabela 3.1 é mostrado um comparativo entre as principais ligas conformadas da série AA7000, em percentual de massa, na qual se pode notar uma similaridade das ligas AA7017 e AA7055 para com as ligas para fundição preparadas neste trabalho.

Tabela 3.1. Comparativo da composição química entre ligas da série AA7000 (% em massa).

COMPOSIÇÃO QUÍMICA													
AA:		Comparativo das ligas da série 7000 (%)											
Liga	Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
7017	93,4	0,2	0,2	0,3	2,4	5,0	0,1	0,2	-	-	0,1	-	0,1
7050	88,6	2,3	0,1	0,1	2,3	6,3	-	0,1	-	-	0,1	-	0,1
7055	88,7	2,3	0,1	-	2,0	7,9	-	-	-	-	-	-	0,1
7075	89,0	1,6	0,5	0,3	2,5	5,5	-	0,2	-	-	-	-	0,4

Fonte: Adaptado de DURSUN; SOUTIS, 2014.

As ligas da série AA7XXX são tratáveis termicamente por apresentarem o fenômeno de endurecimento por precipitação de fases secundárias, e a versão Al-Zn-Mg-Cu apresenta a maior resistência mecânica obtida entre todas as ligas de alumínio. Algumas ligas desta série, como a AA7150 e a AA7475, apresentam a combinação da resistência mecânica com a tenacidade maximizada por intermédio de controle do nível de impureza (WEN; FAN; WANG, 2016).

Contendo combinações de 4% a 8% de Zn e de 1% a 3% de Mg na matriz de alumínio, as ligas Al-Zn-Mg apresentam ótimos resultados em suas propriedades mecânicas. Algumas ligas, a partir destas variações, podem superar a resistência de alguns aços estruturais e desenvolverem uma resistência mais elevada do que qualquer outra liga a base de alumínio comercial. A liga de mais alta resistência em produção comercial é a AA7001 (conformada) contendo 7,4%Zn, 3,0%Mg e 2,1%Cu, atingindo uma dureza Brinell de até 160 HB e limite de resistência mecânica de até 675 MPa. As ligas AA 7004 (4,2%Zn e 1,5%Mg), AA 7005 (4,5%Zn e 1,4%Mg) e AA

7021 (5,5%Zn e 1,5%Mg) são as únicas desta série com apenas Al-Zn-Mg, sem cobre, utilizadas em perfis extrudados, com resistência mecânica entre 290 e 380 MPa (ASM Casting, v. 15, 2008).

A maior faixa de aplicação das ligas Al-Zn-Mg concentra-se na indústria automobilística e aeronáutica, onde conceitos sobre os mecanismos críticos ao surgimento de fraturas têm provido o ímpeto para o desenvolvimento de ligas com elevada tenacidade. Estas indústrias estão sempre à procura de ligas leves ou ligas cujas propriedades são favoráveis como altos valores de resistência mecânica em contrapartida com o baixo peso, boa ductilidade, dureza, resistência à corrosão, entre outras.

Na indústria aeronáutica estas ligas são muito utilizadas pela combinação de leveza, resistência e ductilidade, na produção seriada de aviões comerciais. As mais resistentes da série AA7000 suportam as pressões e tensões elevadas envolvidas em voos de alta altitude, e os painéis laminares finos são utilizados para o isolamento térmico. A redução final do peso estrutural das aeronaves é um grande benefício, pois resulta em mais eficiência energética dos motores (DURSUN; SOUTIS, 2014).

O projeto e desenvolvimento do Airbus A380, o maior e mais avançado avião produzido em escala comercial (até 2016), com um peso total (carregado) de até 575.000kg, só foi possível com pesquisa e desenvolvimento de novas ligas da série AA7000, que adicionaram resistência e durabilidade às asas, fuselagem, trens de aterrissagem forjados de alta resistência contra a fadiga operacional, entre outros (AIRBUS, 2016).

Como as ligas de alumínio possuem um alto grau de absorção de energia cinética, também são exploradas em termos de segurança, pois em um choque do veículo, uma grande parte da energia do impacto é absorvida pela estrutura de alumínio, e não pelos ocupantes do veículo (DURSUN; SOUTIS, 2014). As carrocerias automotivas produzidas em alumínio chegam a reduzir em até 47% do peso em relação às produzidas em aço, permitindo um desempenho melhor com um baixo consumo de combustível (ABAL, 2007).

A utilização das ligas de alumínio, tanto conformadas como fundidas, não se limitam apenas em carrocerias e estruturas, mas também nos motores dos veículos, como blocos e cabeçotes de cilindros. A Figura 3.1 mostra como exemplos, o cabeçote do motor F-TYPE/4c – 2.0 litros, produzido na Inglaterra e utilizado no modelo esportivo Jaguar XE de alta eficiência, e a carroceria e plataforma, ambos produzidos em ligas Al-Zn-Mg, Al-Si-Mg e Al-Si-Cu (JAGUAR, 2016).

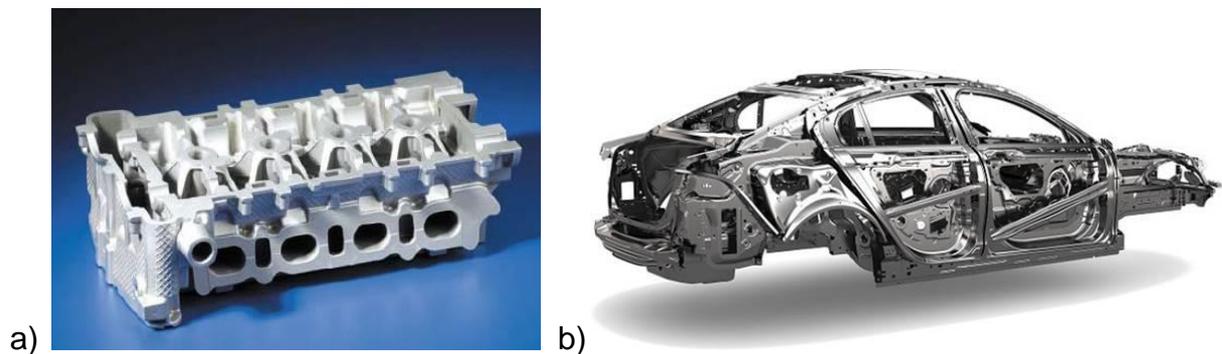


Figura 3.1. (a) Cabeçote de cilindro do motor F-TYPE e (b) estrutura do Jaguar XE. Fonte: JAGUAR, 2016.

Nos processos de fundição, as ligas de alumínio possuem uma gama de características que garantem boa qualidade final do produto, como boa fluidez para preencher seções delgadas, baixo ponto de fusão relativo, rápida transferência de calor do alumínio fundido para o molde, fornecendo curtos ciclos de fundição e estabilidade química (LEACOCK; HOWE; BROW, 2013). Muito mais leve que o ferro fundido e o aço, as ligas leves de alumínio tornaram-se um ótimo atrativo para a redução de peso quando substituídas as peças de ferro fundido, como ocorreu nos blocos dos motores à combustão (MORAIS, 2015).

O produto final, a partir das ligas fundidas de alumínio, em especial as ternárias de Al-Zn-Mg da série AA700.0 objeto deste estudo, diferentemente das conformadas que estão sujeitos a uma variação dos processos de aquecimento e de resfriamento, adquirem suas propriedades mecânicas já na condição de fundida (em alguns casos, melhoradas com tratamentos térmicos posteriores), e conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas (SPIM, 2004).

Os produtos fundidos tendem a apresentar grande formação de porosidades, macro e micro, mas os processos atuais já as estão reduzindo bastante, principalmente em fundição sobre pressão. Uma pressão aplicada em torno de 70 MPa já é o suficiente para evitar, quase que por inteiro, a formação de poros no produto final com ligas de alumínio. Nas seções mais espessas da peça, onde existe maior probabilidade de aparecimento de porosidades, a pressão faz com que o metal líquido seja deslocado para preencher os poros que estão se formando, impedindo seu desenvolvimento (MORAIS, 2015).

3.2. Metalurgia das Ligas de Al-Zn-Mg

3.2.1. Fundição

O campo da fundição de ligas não ferrosas compreende uma vasta variedade de ligas, cujas propriedades em muitos casos são suscetíveis de melhoria, seja por técnicas metalúrgicas mais elaboradas, com o controle da formação microestrutural ou a eliminação a níveis bastante baixos de segregação e dos gases residuais, formadores de microporosidade, seja por tratamentos térmicos, mecânicos ou termomecânicos (GARCIA, 2005).

Os processos de fundição apresentam como vantagens o fato de serem relativamente simples, econômicos, aceitam ligas de ductilidade muito baixa e são extremamente flexíveis quanto ao tamanho, geometria e peso das peças, sendo que fundidos de um grama até muitas toneladas encontram-se em produção industrial normal atualmente e como desvantagens apresentam a formação de porosidade e as propriedades mecânicas são, geralmente, inferiores às conformadas (SHIN et al., 2017). As ligas de alumínio apresentam um baixo ponto de fusão, ideal para uso em molde metálico (complexo ou não) permanente e processos automatizados, pois aumentam a vida útil do conjunto molde-matriz (RIOS; LIMA, 2010).

Nos processos de fundição, onde um metal altera sua fase líquida para a sólida, analisam-se sempre as temperaturas que envolvem estas mudanças. As

temperaturas *Liquidus*, onde se inicia o processo de solidificação, e a *Solidus*, na qual os elementos de liga se encontram já em uma solução sólida no final do processo de solidificação, nas ligas da série AA700.0 são relativamente baixos quando comparadas com outras ligas de alumínio (MORAIS, 2015).

Mais de 90% dos componentes fundidos em ligas de alumínio são produzidos com as ligas do sistema Al-Si, Al-Si-Cu e Al-Si-Mg. Em componentes estruturais de alta resistência a liga mais utilizada é a AA356 com tratamento térmico T6. No sistema Al-Zn-Mg, se destacam as ligas para fundição AA: 705; 712; 713 e 771 (todas sem cobre). O nível de aplicação destas ligas na indústria ainda é baixo, devido à suas moderadas características de fundição, como tendência à trinca a quente e sua baixa fluidez. Os resultados práticos podem ser comparados com a liga AA356 - T6. A carência de trabalhos científicos ainda é muito grande, o que sugere a necessidade de mais estudos e investigações para ligas Al-Zn-Mg fundidas (ABAL, 2007).

A solidificação tem início, após a fusão, com o aparecimento de uma nova fase sólida. O surgimento e o crescimento posterior dos núcleos sólidos caracterizam o modo de formação da estrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados (BRITO et al., 2016).

Nas ligas fundidas, onde se tem um super-resfriamento e crescimento dendrítico, o último líquido que solidifica nos espaços interdendríticos é mais rico no elemento de menor ponto de fusão. A composição das dendritas varia do seu centro até à periferia, ocorrendo o fenômeno de microsegregação, que pode ser bastante severo. A presença de uma fase interdendrítica com menor ponto de fusão pode limitar a temperatura de qualquer tratamento térmico posterior. O zinco tem um ponto de fusão (420°C), bem inferior ao alumínio (660°C) e ao magnésio (650°C), favorecendo a formação de intermetálicos (novas fases) com Al-Zn e Zn-Mg (PAULISCH et al., 2015).

A formação de novas fases nas regiões interdendríticas ocorre em muitas das ligas fundidas de sistemas eutéticos, e mesmo que a liga não seja de composição

eutética, o enriquecimento em soluto que ocorre nos espaços interdendríticos será o último líquido a se solidificar (KIM; YANG; LIM, 2010).

As ligas fundidas desta série AA700.0 estão sendo pouco estudadas e pouco utilizadas atualmente, pois tem-se apenas a AA712.0 (Al5,8%Zn0,6%Mg0,5%Cr), a AA713.0 (Al7,5%Zn0,35%Mg0,7%Cu) e a AA771.0 (Al7%Zn0,9%Mg) em produção comercial, todas utilizadas em fundição em areia e em molde permanente, mas não são utilizadas em processos de alta pressão. A moderada tendência à oxidação é o principal obstáculo em sua utilização industrial. As mais utilizadas hoje são as da série AA300.0 (ligas de Al-Si-Mg), em torno de 90% das ligas de alumínio fundidas.

Ao serem fundidas, as ligas de Al-Zn-Mg formam uma ou mais variantes em um pseudo-binário eutético compondo fases intermetálicas como: Al_3Zn ; $Al_2Zn_3Mg_3$; Al_2ZnMg ; Al_5Zn_2Mg ; Al_5Zn_6Mg ; Al-Zn-Mg; Al-Zn e Zn_2Mg . O tratamento térmico posterior faz com que estas fases rapidamente comecem a se dissolver na matriz de alumínio, ao mesmo tempo em que se formam alguns precipitados, os quais necessitam de altas temperaturas e longos tempos para serem completamente dissolvidos (SHI et al., 2015). Uma liga Al-Zn-Mg conformada, bem solubilizada, contém grãos recristalizados muito alongados e regiões não recristalizadas não são incomuns.

As regiões não recristalizadas são formadas por subgrãos muito finos cujos contornos são delimitados por precipitados endurecedores. Isso é mais comum nas estruturas trabalhadas a quente, principalmente nas regiões mais próximas à superfície, onde costuma haver a formação de grãos recristalizados grosseiros. Os dispersóides inibem a recristalização, mas favorecem a formação de subgrãos finos, onde a fase Al_3Zn é a mais coerente com a matriz de alumínio (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

Por sua elevada resistência mecânica, as ligas Al-Zn-Mg foram estudadas por muito tempo na condição de conformadas, principalmente com o intuito de superar a desvantagem significativa das outras séries causadas por sua baixa resistência à corrosão sobtensão. Com o desenvolvimento da liga AA7075, introduzida em 1943, a

série de liga AA7000 ganhou maior presença na indústria aeronáutica. Mais recentemente as ligas AA7049 e AA7050, assim como novas versões de mais alta pureza da liga AA7075, têm sido utilizadas em maior escala devido aos elevados níveis alcançados de resistência mecânica e maior ductilidade. Mas as versões destas para a fundição não tiveram os mesmos níveis de desenvolvimento e aplicação, tendo poucos relatos técnicos na literatura especializada (BARBOSA, 2014).

3.2.2. Influência do Zn e do Mg como Elementos de Liga

O zinco é um constituinte na matriz destas ligas e sua adição resulta em pouco aumento na resistência por solução sólida ou por encruamento, porém junto com o magnésio, forma o composto intermetálico mais comum e responsável pelo endurecimento por precipitação, que é o Zn_2Mg . Podem ainda ocorrer intermetálicos do tipo $Al_2Mg_3Zn_3$ (DELLAH et al., 2013).

Como elemento de liga, o Zn é altamente solúvel no alumínio, mas não exerce influência apreciável na microestrutura de uma liga binária de Al-Zn. Entretanto, no tipo de liga Al-Zn-Mg, mais frequentemente usada e que contém também cobre, assim como elementos adicionais como cromo, manganês e zircônio, são ligas bem mais resistentes que as binárias só com zinco (MARLAUD et al., 2010).

De acordo com Kim et al. (2010), um aumento de Zn nas ligas do sistema Al-Zn-Mg resulta em uma influência mais importante sobre a diminuição do alongamento do que no aumento de resistência em ligas de Al-(3,5 a 7%)Zn-(até 11%)Mg-(até 2%)Cu. A liga estudada com 3,5% de Zn apresentou uma maior tendência de precipitação dos constituintes na matriz durante a solidificação e uma menor capacidade de preenchimento em moldes de fundição, se comparado com as ligas contendo entre 5% e 7% de Zn. Contudo, elementos de liga tais como Zn e Mg utilizados em grandes quantidades para aumentar a sua resistência mecânica, pode levar à fragilidade e trincas microestruturais na liga, não resultando na obtenção de componentes fundidos com boas propriedades mecânicas e com alto desempenho operacional (SHIN et al., 2017).

A adição de Zn entre 4% a 7% pode ser utilizada para se conseguir um bom aumento das propriedades mecânicas, de uma maneira equilibrada nas ligas Al-Zn-Mg. Vários autores demonstraram que a resistência nestas ligas de alumínio pode ser melhorada com o aumento do teor de Zn, mas se for acima de 10%, poderá ocorrer uma diminuição da fundibilidade, de alongamento e de resistência à corrosão sob tensão, o que se torna mais relevante do que o aumento da resistência mecânica (FENG et al., 2017).

Em testes com ligas Al-(9 a 11%)Zn-(1 a 2,3%)Mg-(1,2 a 1,7%)Cu, quando o teor de Zn foi superior a 10%, não foi observado nenhum aumento adicional à resistência à tração, mas a resistência à compressão diminuiu. Os baixos teores de Mg ajudam a otimizar as propriedades mecânicas e a fundibilidade da liga. Mas quando há uma elevada proporção de Mg, o Zn melhora a tenacidade da liga. O Mg, como elemento de liga, tende a melhorar o acabamento superficial de uma peça fundida, mas dificulta a usinabilidade da liga. Os efeitos do Mg com altos teores de Zn no desempenho mecânico das ligas Al-Zn-Mg ainda necessitam de mais estudos (SHIN et al., 2017).

As Ligas fundidas de Al-Mg, da série AA500.0, tendo entre 4 a 10% de magnésio, caracterizam-se pela elevada resistência à corrosão e excelente usinabilidade, apresentando, por outro lado, moderada tendência a defeitos de fundição e tendência a oxidação. Após tratamento térmico, estas desenvolvem resistência mecânica elevada. São muito similares as ligas de Al-Zn, principalmente quando apresentam o Mg em sua composição, com percentual acima de 1% em massa. O comportamento do magnésio neste sistema ternário ainda requer mais estudos e pesquisas (JI et al. 2015).

3.2.3. Parâmetros de Solidificação

O caminho contrário ao da fusão é conhecido por solidificação e é dado como sendo a mudança do estado líquido para o estado sólido. Essa mudança tem início com o aparecimento de pequenas partículas de uma nova fase sólida, que crescem até que se forme um sólido por completo. O aparecimento e o crescimento posterior

dessas partículas sólidas caracterizam o modo de formação da micro e macroestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados (BIRRU et al., 2015).

A cinética de solidificação de metais envolvida nos processos de fundição pode ser definida como um processo dinâmico de extração de calor em regime transitório, com mudança de fase, no qual certa quantidade de energia térmica deve ser transferida, através do molde, da fase líquida para o meio ambiente para possibilitar a nucleação e crescimento da fase sólida. A eficiência da extração de calor durante o processo depende basicamente das propriedades térmicas do metal, das características do molde (material, geometria e espessura de parede), das condições da interface do conjunto “metal-molde” (contato térmico) e das características do meio que vai absorver calor, como a água ou o ar (MELO; RIZZO; SANTOS, 2005).

A Figura 3.2 ilustra, de maneira didática, a evolução estrutural de uma liga metálica durante o processo de solidificação unidirecional, similar ao utilizado neste trabalho. Na figura são identificados: V_S = velocidade de deslocamento da isoterma *Solidus*, V_L = velocidade de deslocamento da isoterma *Liquidus*, região do metal em estado semi-sólido, onde acontece o super-resfriamento constitucional, o sentido do fluxo de calor provocado pela troca térmica por convecção e a direção e sentido da solidificação, junto com o deslocamento da isoterma *Liquidus*.

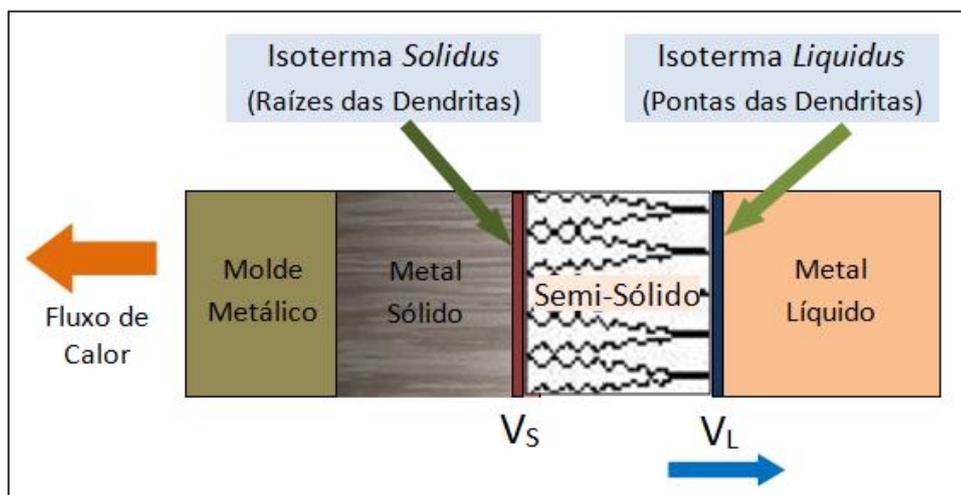


Figura 3.2. Representação esquemática do processo de solidificação. Fonte: Adaptado de

Garcia, 2007.

A velocidade de solidificação refere-se ao deslocamento da interface sólido/semi-sólido (líquido) com relação ao tempo. No processo de solidificação unidirecional, a velocidade do deslocamento da interface sólido/líquido é determinada através da derivada dessa função, de acordo com a Equação (3.1):

$$V_L = \frac{dP}{dt_{SL}} \quad (3.1)$$

onde: V_L = Velocidade da frente de solidificação [mm/s],

dP = Deslocamento da frente de solidificação ou isoterma *Liquidus* [mm],

dt_{SL} = Intervalo de tempo em que a frente de solidificação se deslocou [s].

Ao longo da solidificação transiente ocorre a diminuição de V_L para as posições mais afastadas da superfície de extração de calor devido ao crescente aumento da resistência térmica da camada solidificada (BOEIRA; FERREIRA; GARCIA, 2006).

O gradiente térmico (G_{TL}) à frente da interface de solidificação é o diferencial de temperatura que existe entre a interface já solidificada e o metal semi-sólido logo a frente dessa interface pela diferença de posição (mm). Sua determinação experimental pode ser feita através da diferença de temperatura, entre dois determinados pontos, relacionada com a distância desses pontos, como na Equação (3.2):

$$G_{TL} = \frac{dT}{dP} \quad (3.2)$$

onde: G_{TL} = Gradiente térmico local à frente da interface de solidificação [°C/mm],

dT = Variação de temperatura [°C],

dP = Diferença de posição [mm].

A taxa de resfriamento (\dot{T}) remete a variação da temperatura em função do

tempo, ou seja, quando o calor está sendo extraído da peça em um determinado instante da solidificação, podendo ser determinada pela Equação (3.3) (GARCIA, 2007):

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} \quad (3.3)$$

onde: \dot{T} = Taxa de resfriamento [°C/s],
 dT = Variação da temperatura [°C],
 dt = Variação do tempo [s].

Dentro da técnica e da metodologia de fundição de metais, os principais parâmetros afetados pelo processo de transferência de calor durante a solidificação (Figura 3.3) são as velocidades, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento, e conseqüentemente, os tempos de solidificação e os perfis térmicos no metal e no molde. O conhecimento de tais parâmetros é importante para o controle da estrutura final, que influi diretamente nas propriedades, já que os mesmos afetam, por exemplo, a redistribuição de soluto e a morfologia da interface sólido-líquido (GARCIA, 2005).

A taxa de resfriamento até o início de solidificação determina o número total de núcleos ativos que podem crescer. Quanto maior for a taxa de resfriamento, maior será o número de núcleos e maior o refinamento da microestrutura. A velocidade de solidificação (V_L), o gradiente de temperatura (G_L), e a taxa de resfriamento (\dot{T}) são os parâmetros térmicos mais importantes e que regem a morfologia e a formação de estruturas solidificadas (BOEIRA; FERREIA; GARCIA, 2006). Na Figura 3.3 pode-se observar o efeito causado pela variação da taxa de resfriamento sobre a morfologia da interface líquido/sólido em uma liga de alumínio: a) interface plana; b) interface celular; c) interface colunar e d) interface dendrítica. No caso do exemplo para a solidificação unidirecional de um lingote no interior do molde, este efeito sobre a morfologia da interface ocorre com um $G_L = 3,0^\circ\text{C}/\text{mm}$, em função da taxa de resfriamento, do tempo de deslocamento da interface *Solidus/Liquidus*, e o conseqüente avanço da solidificação (SHI et al., 2015).

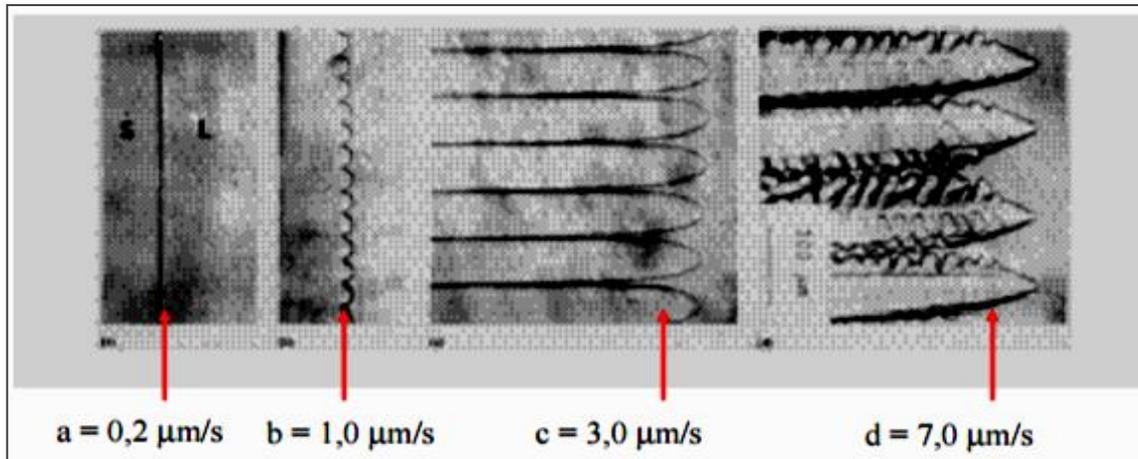


Figura 3.3. Formação dos diferentes tipos de interfaces de solidificação. Fonte: SHI et al., 2015.

Ao analisar-se o processo de solidificação, pode-se observar que o comportamento da velocidade de deslocamento da isoterma *Liquidus*, a taxa de resfriamento e o gradiente de temperatura diminuem com o avanço da solidificação, isto é, quanto mais afastados da base resfriada menores são os valores de V_L , \dot{T} e G_L . Isto pode ser explicado pelo aumento da resistência térmica à extração de calor por condução ao longo do processo de solidificação, devido ao aumento do volume do metal solidificado no molde (ROSA, 2007).

Análises de curvas de resfriamento fornecem informações sobre a composição da liga, calor latente de solidificação, evolução da formação da fração sólida, quantidade e tipos de fase que se solidificam, e coesão dendrítica. Há também muitos outros usos para a análise de curvas de resfriamento, tais como determinar os espaçamentos dos braços dendríticos, e grau de modificação e refino de grãos em ligas de alumínio. O uso de curvas de resfriamento para controles de processo de fundição é muito importante para os materiais de fundição, tanto para ligas de alumínio quanto para qualquer outro metal, como os ferros fundidos, por exemplo, (LIMA, 2014).

3.2.4. Distribuição de Solutu

Para ter uma distribuição mais uniforme do soluto, o processo de solidificação

deve ter, em seu início, uma agitação do líquido, pois como os elementos presentes têm densidades diferentes, pode resultar em uma segregação por gravidade, com maior concentração de soluto de maior densidade na base da liga (ATKINSON; BURKE; VANEETVELD, 2008).

A distribuição do soluto ocorre a partir de uma fronteira de solidificação que pode ser considerada, em uma visão macro, como plana quando se trata de ligas diluídas ou de um material com pequeno grau de impurezas, ou também constituída por uma região confinada entre as isotermas *Solidus* e *Liquidus* quando se tratar da solidificação de ligas mais concentradas. Em ambos os casos, o estudo das maneiras através das quais os solutos e/ou impurezas são distribuídos é fundamental para entender as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (OSÓRIO; ROSA; GRACIA, 2008).

No gráfico da Figura 3.4, a solidificação avança da esquerda para a direita em um esquema de solidificação direcional e mostra a evolução da concentração de soluto durante o processo de solidificação, de acordo com a velocidade da interface de solidificação. Observa-se que o resultado qualitativo está em consonância com a tecnologia hoje conhecida, pois há uma relação não linear entre a concentração de soluto e a velocidade de solidificação. Pode-se concluir que conforme aumenta a concentração de soluto a velocidade de avanço da interface diminui.

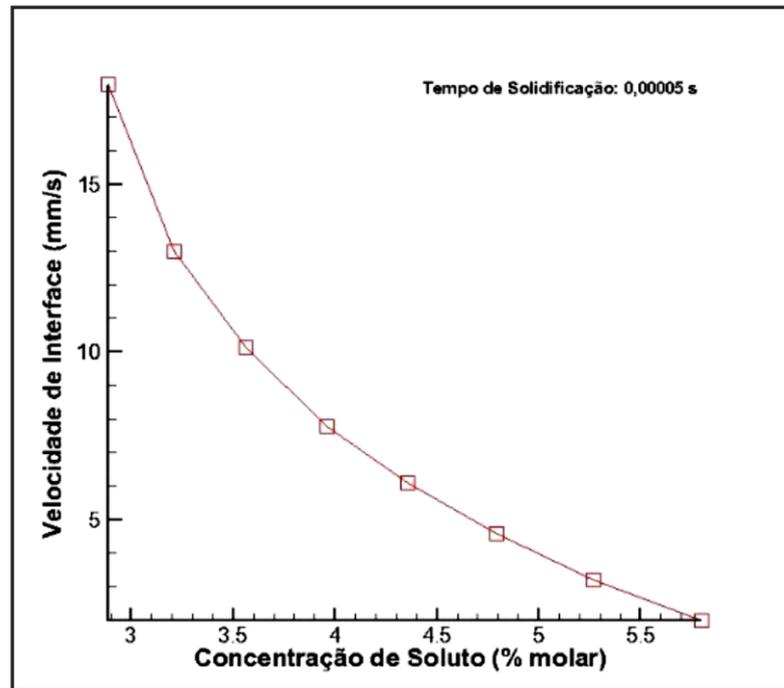


Figura 3.4. Velocidade de solidificação como variável dependente da concentração inicial.

Fonte: SILVA et al., 2015.

Nota-se que a concentração molar de soluto tem influência na velocidade de deslocamento da interface sólido-líquido, uma vez que a fase sólida tem o seu limite de solubilidade mais baixo que o da fase líquida. O soluto excedente é segregado da fase sólida para a líquida tende a se acumular numa região próxima da interface de solidificação, já que a difusão de soluto em meio líquido não é suficiente para dispersá-lo instantaneamente (SOTO et al., 2005). Essa região com acúmulo de soluto tem a sua temperatura *liquidus* diminuída de acordo com o avanço da frente de solidificação. Logo a interface S/L avançará mais lentamente quanto mais soluto for rejeitado na interface. Na prática, a redistribuição de soluto durante a solidificação resulta, normalmente, na formação de uma segunda fase (WEN; FAN; WANG, 2016).

O gráfico da Figura 3.5 mostra como se dá a solubilidade dos principais elementos das ligas de alumínio em relação à temperatura. Para o Fe, a solubilidade é significativamente alta no estado líquido do alumínio, enquanto diminui rapidamente na solução sólida da matriz (Al- α), limitando-se até 0,05% em peso, o que favorece a formação de intermetálicos ricos em Fe combinado com outros elementos, predominando os intermetálicos Al_3Fe e Al_6Fe .

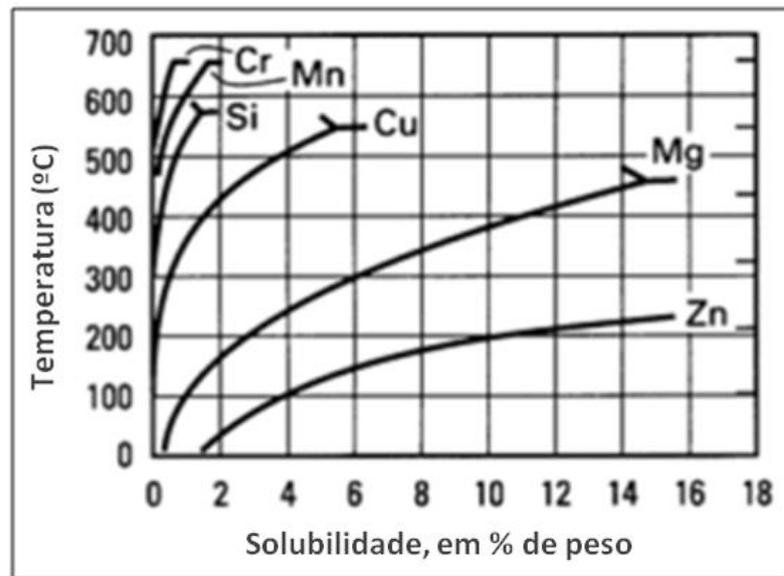


Figura 3.5. Solubilidade de diversos elementos de liga no alumínio com a variação da temperatura. Fonte: ASM Casting, 2008.

A presença de Si na liga, oferece formação do intermetálico hexagonal Al_3Fe_2Si e o intermetálico ortorrômbico Al_5FeSi . A evolução destas fases nas ligas do sistema Al-Zn-Mg depende significativamente da taxa de resfriamento durante a solidificação. Taxas menores de resfriamento conduz a reações eutéticas após a formação de cristais primários (MISHRA; SHARMA, 2017).

A redistribuição de soluto durante a solidificação ocorre durante o crescimento das dendritas, para o caso de uma interface líquido/sólido instável, a qual irá proporcionar a formação de uma segunda fase. E esta nova fase se torna uma barreira interdendrítica ao movimento de discordâncias, sendo pelo menos tão importante quanto a formação dos contornos de grão no caso da deformação plástica. Esta é a razão pela qual as propriedades mecânicas dos produtos fundidos são controladas pela estrutura dendrítica e não somente pelo tamanho de grão (GARCIA, 2005). O refinamento de uma estrutura dendrítica é descrito pelo espaçamento entre os braços das dendritas. Este espaçamento entre os braços secundários das dendritas é considerado o melhor parâmetro para caracterizar a microestrutura. Desde que a macroporosidade não seja um problema, as propriedades mecânicas dos produtos fundidos são fortemente dependentes dos espaçamentos entre braços primários e secundários das dendritas (ROSA, 2007).

A solubilidade dos elementos de liga no alumínio também é um fator a ser considerado quanto à formação microestrutural, pois a formação ou não dos intermetálicos podem ser alteradas de acordo com os elementos de liga e seu percentual em peso na matriz (DUMONT; DESCHAMPS; BRECHET, 2004).

3.2.5. Formação das Macroestruturas

As formações macroestruturais como coquilhada, equiaxial e colunar podem ocorrer em uma peça de Al-Zn-Mg fundido, sendo o mais comum à ocorrência das estruturas colunar e equiaxial, com uma região de transição entre elas, caracterizando a transição colunar/equiaxial (TCE). Tanto a transição, quanto a formação das outras morfologias dependem das condições operacionais e condições impostas pelo sistema metal/molde. Podem ainda, interagirem em um mesmo fundido, ocupando proporções diferentes, influenciadas fortemente pelas condições de solidificação (PERES et al., 2005). Uma forma estrutural mais complexa, de forma mista é composta por duas zonas estruturais, colunar e equiaxial. Esta forma mista ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento (SIQUEIRA FILHO, 2002).

A formação macroestrutural denominada de zona coquilhada se apresenta como uma camada periférica composta de pequenos grãos com orientação cristalográfica aleatória formada próxima a interface metal-molde e decorre da convecção no líquido, o qual é responsável pelo mecanismo da multiplicação cristalina (GARCIA, 2007).

A convecção forçada no vazamento provoca uma quebra dos ramos de dendritas formadas junto à parede do molde e adjacências, pois na ausência das correntes de convecção no líquido esta quebra não acontece e não há formação da zona coquilhada. Para que haja a formação de grãos coquilhados nos instantes iniciais da solidificação é necessário que ocorram baixos valores de super-resfriamento no líquido. Este super-resfriamento depende de condições de transferência de calor do sistema metal líquido/molde, da liberação de calor latente gerado na solidificação, do baixo superaquecimento do metal líquido, de baixas temperaturas das paredes do

molde e da existência de substratos para nucleação (FENG et al., 2017).

A zona colunar é formada por grãos alongados que se alinham paralelamente ao fluxo de máxima extração de calor, com orientação cristalográfica e crescimento seletivo. A zona equiaxial se caracteriza por uma formação de grãos equiaxiais, sem orientação cristalográfica, próxima ao centro do metal solidificado (LIM; EUN; NAM, 2003). Os grãos colunares são formados a partir do crescimento seletivo, em direção preferencial. Desta maneira, os grãos coquilhados nucleados nas paredes do molde e/ ou numa região adjacente às mesmas apresentam orientações cristalográficas aleatórias. Nos instantes iniciais da solidificação, estes cristais coquilhados crescem com maior velocidade uma vez que as paredes do molde e a região de líquido adjacente estão a uma temperatura menor (RODRIGUES, 2007).

Após o desenvolvimento de uma pequena camada sólida ao longo das paredes, este sólido começa a se desenvolver para frente em direção ao líquido. Neste instante, os cristais que possuírem direção preferencial de crescimento mais próximo possível da direção do fluxo de calor, crescerão mais rapidamente que os vizinhos coquilhados, com orientações menos favoráveis, chegando a suprimi-los. A formação de uma zona colunar é consequência da alta direcionalidade do fluxo de calor sendo extraído através do sistema metal/molde. As características térmicas deste sistema interferem na formação da zona estrutural. Dentre estas características, podem ser citadas: alta taxa de extração de calor; altas temperaturas de vazamento e ausência de correntes convectivas (ROSA, 2007).

A zona de grãos equiaxiais apresenta, na sua formação, um crescimento competitivo com a frente colunar, de tal forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a essa frente e eventualmente passam a crescer de forma colunar. Entretanto se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos têm tempo suficiente para formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar (PAULISCH et al., 2015).

A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar/equiaxial (TCE) é

importante para o planejamento do processo, e para que se possam planejar as propriedades mecânicas do produto. A extensão da zona equiaxial é influenciada pela presença de núcleos no metal líquido e por condições que promovam o crescimento destes núcleos (HASKEL; VERRAN, 2010).

Na grande maioria das situações práticas é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de estrutura se caracteriza pela isotropia de suas propriedades mecânicas. Para desenvolver estruturas completamente equiaxiais é preciso impedir o crescimento colunar, através de dois procedimentos principais, como o controle da nucleação através das condições de solidificação ou adição de agentes inoculantes, e a utilização de métodos físicos para produzir movimento forçado no metal líquido, podendo ser uma agitação mecânica ou indução eletromagnética (SILVA et al., 2006).

Segundo Rosa (2007), a determinação dos perfis transitórios de transferência de calor ao longo da solidificação é de grande importância, pois a partir destes valores podem-se gerar as velocidades de deslocamento das isotermas *Liquidus* e *Solidus*, os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento inerentes aos processos de solidificação. Para tanto, pode-se lançar mão de modelos analíticos e numéricos de solidificação, adequando a utilização de cada tipo à complexidade do sistema metal/molde e à precisão exigida nos cálculos.

A Tabela 3.2 mostra a influência dos parâmetros de processo na formação da macrografia de uma liga metálica solidificada com suas respectivas reações na macroestrutura de uma liga de alumínio fundida.

Tabela 3.2. Influência de parâmetros na formação macroestrutural. Fonte: Adaptado de Garcia, 2007.

Parâmetro ↓	Zona Coquilhada	Zona Colunar	Zona Equiaxial
↑ Grau de Superaquecimento	↓	↑	↓
Uso de massalotes	→	↑	↓
Agitação do líquido	↑	↓	↑
↑ % de Solute	↑	↓	↑
Adição de Inoculante	↑	↓	↑

A Figura 3.6 mostra um exemplo didático de estruturas com granulação colunar e equiaxial, identificando a linha de transição entre as regiões colunar e a equiaxial em função da direção e sentido da formação do sólido.

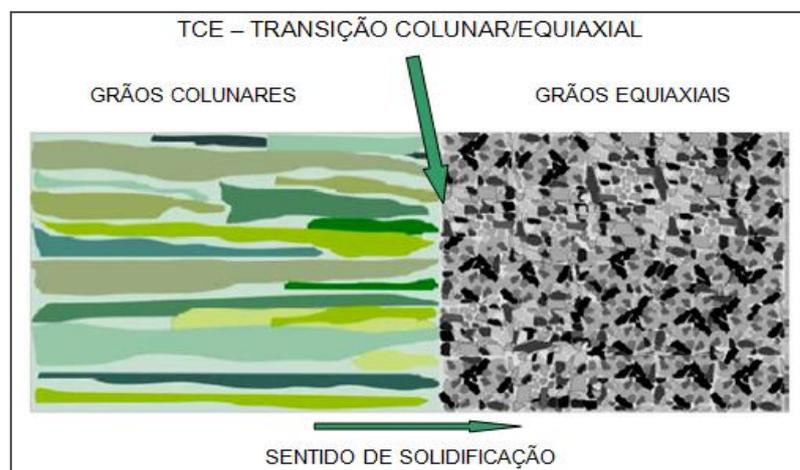


Figura 3.6. Formação de granulação colunar e equiaxial durante a solidificação. Fonte: REIS, 2009.

A influência do tamanho de grão na formação macroestrutural de uma liga fundida está associada ao efeito da distribuição do soluto. A maioria das fases precipita no processo de solidificação e os precipitados acomodam-se preferencialmente nos contornos de grãos maiores e, juntamente com a ação de outros parâmetros estruturais, são responsáveis pela resposta mecânica inferior das estruturas constituídas de granulação mais grosseira. Por isto busca-se, com um resfriamento rápido no processo de solidificação, uma granulação fina e ordenada em uma macroestrutura de ligas fundidas, pois estas terão uma melhor distribuição do soluto com menor área de contorno de grão, com peças tendo uma estrutura menos

heterogênea e propriedades mecânicas melhoradas (ZHANG et al., 2011).

A Figura 3.7 mostra as macroestruturas em lingotes fundidos da liga Al-Sn, solidificados de maneira unidirecional ascendente, com uma variação no percentual de estanho na formação macroestrutural da liga. As peças se apresentam com corte longitudinal, onde se pode ver com clareza a formação colunar de grande amplitude e uma pequena área de formação equiaxial já no final da solidificação.

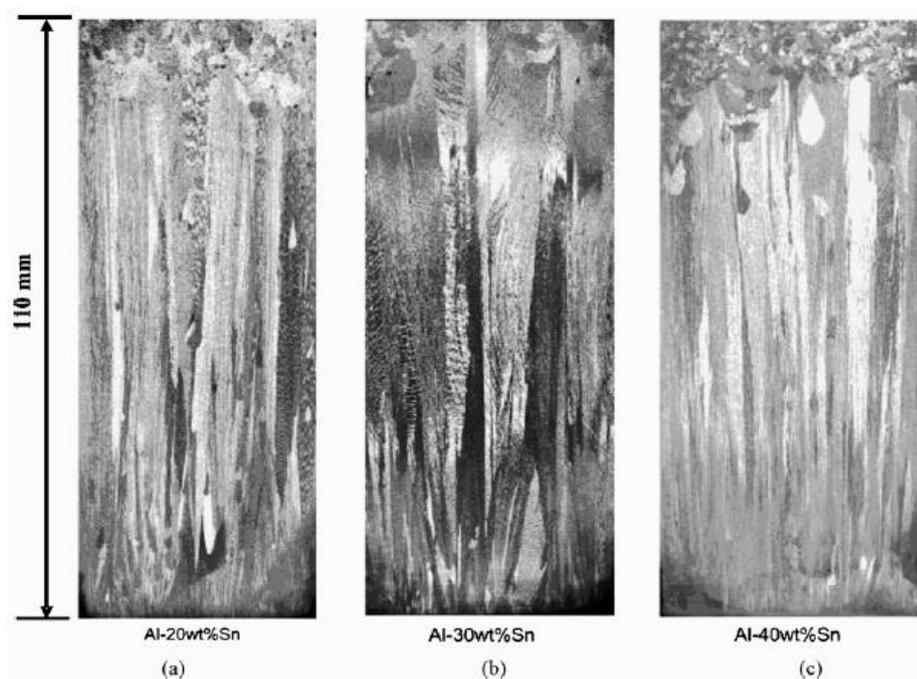


Figura 3.7. Macroestruturas das ligas: (a) Al-20Sn, (b) Al-30Sn e (c) Al-40Sn. Fonte: CRUZ et al., 2008.

De acordo com Cruz (2008), as macroestruturas formadas em peças fundidas solidificadas em um sistema unidirecional ascendente com resfriamento do molde metálico por água corrente, fornecendo taxas de resfriamento e velocidade de solidificação pouco elevadas, há uma grande tendência de prevalecer o crescimento colunar ao longo do comprimento do lingote fundido. Em seu trabalho, mostrado na Figura 3.7, com a liga Al-20%Sn ele obteve, em um corte longitudinal, uma macrografia de grande região colunar com uma TCE de pouca definição para separar uma pequena área de grãos equiaxiais e uma microestrutura celular bem definida nestas condições de solidificação.

Para Rosa (2007), em seu trabalho de solidificação dos lingotes das liga Al-

5%Si e Al-7%Si, em um sistema unidirecional descendente com resfriamento do molde metálico por água corrente, fornecendo altas taxas de resfriamento e de velocidade de solidificação, que são resultados de derivadas em função do tempo, o resultado deste experimento mostra que uma diminuição na velocidade de solidificação com taxas de resfriamento menores para as posições mais afastadas da base de solidificação, tem-se como resultado uma macroestrutura totalmente colunar alinhada e aleatória, sem uma região equiaxial bem definida (Figura 3.8).

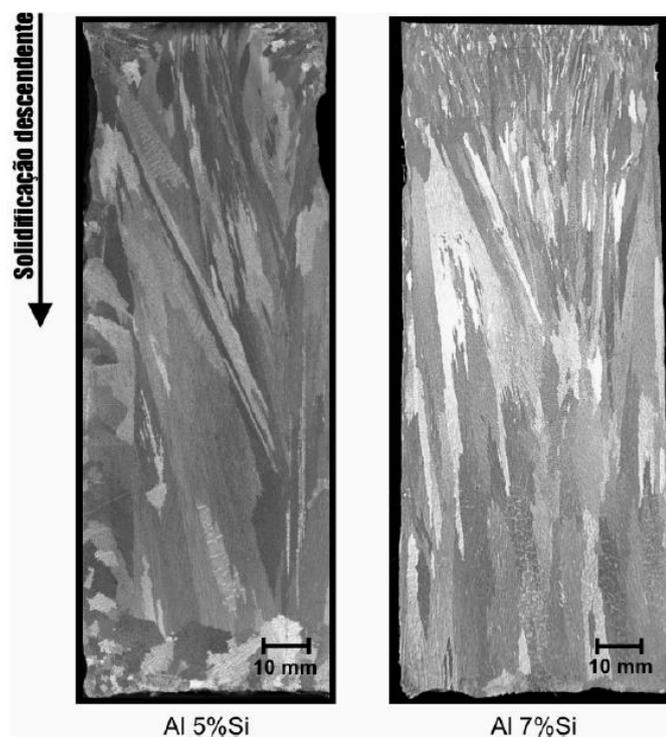


Figura 3.8. Macrografia longitudinal das ligas Al-5%Si e Al-7%Si. Fonte: ROSA, 2007.

Na solidificação, uma macroestrutura colunar é formada ao ter-se um elevado grau de superaquecimento, pouca agitação do líquido com baixo percentual de soluto na liga e, o mais importante, uma baixa taxa de resfriamento, resultando em pequena velocidade de solidificação. Neste caso, a extração de calor do sistema metal-molde não se configura como muito eficiente (CRUZ et al., 2008).

Segundo Feitosa et al. (2006), para formar uma região equiaxial se faz necessário um baixo grau de superaquecimento, muita agitação do líquido antes do vazamento, grande percentual de soluto na composição química da liga e alta taxa de resfriamento, com uma velocidade bem acentuada do processo de solidificação e

eficiência na extração de calor. Em seu trabalho com a liga Al-6%Si-0,7%Mg, ao provocar um aumento do Mg para 1,1% em massa, a liga apresentou uma menor velocidade de solidificação em relação à anterior com 0,7% e uma menor taxa de resfriamento, o que provocou um crescimento de grãos colunares bem alongados.

Em um trabalho com a liga Al-5%Sn, Boeira, Ferreira e Garcia (2006) apresentaram uma macroestrutura colunar em quase toda sua totalidade e uma microestrutura celular bem definida em relação à proximidade da base de resfriamento do lingote fundido, utilizando maiores taxas de resfriamento, em torno de 2°C/s, e obtendo gradientes térmicos também elevados, mas se a taxa de resfriamento fosse reduzida para cerca de 8°C/s, começaria a aparecer a estrutura dendrítica. O resfriamento mais lento proporciona a formação dendrítica e, como resultado, um aumento na resistência mecânica da liga. A resistência térmica da base do molde com a distância da superfície resfriada pelo meio ambiente é um fator que favorece a diminuição da taxa de resfriamento durante a solidificação da liga. E neste caso, tem-se uma microestrutura mista (coquilhada, colunar, equiaxial).

A escolha da macroestrutura desejada dependerá fortemente das condições de projeto, da análise e conhecimento dos esforços mecânicos atuantes e principalmente da análise custo/benefício para obtenção da estrutura (BRITO et al., 2015).

3.2.6. Formação das Microestruturas

A microestrutura de uma liga fundida exerce elevada influência nas propriedades mecânicas dos produtos dela resultantes e, é por este forte caráter aplicativo, que vários pesquisadores no mundo da engenharia e tecnologia dos materiais procuram desenvolver metodologias e modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura destes produtos (ROUT; GHOSH., 2015).

A formação da microestrutura se inicia com a rejeição do soluto que dá origem ao super-resfriamento constitucional (SRC) pela formação de um gradiente térmico à frente da interface de solidificação, menor que o gradiente térmico do perfil de temperaturas *Liquidus* esperado para a liga. Dependendo do valor do SRC cria-se uma instabilidade na frente de solidificação, que dá origem a diferentes morfologias e

que, por ordem crescente desse valor, são denominadas por: planar, celular e dendrítica. Estas microestruturas brutas de solidificação, formadas em condições de fluxo de calor transitório, estão fortemente relacionados com a modificação da interface entre o sólido e o líquido (S/L), que durante o processo de solidificação pode assumir uma das diferentes estruturas microestruturais (GARCIA, 2007).

Planar: A morfologia de crescimento destas microestruturas depende tanto da taxa de solidificação local como do gradiente de temperatura. Para baixas taxas de solidificação, o soluto tem tempo para se difundir desde a interface até ao seio do líquido, originando o crescimento de uma estrutura planar. Esta é mais comum em metais puros, pois a segregação de soluto provoca aumento dos seus teores no metal líquido, à frente da interface de solidificação, instabilizando a interface planar. Para elevadas taxas de solidificação, o soluto concentra-se na interface, criando um potencial para manter o super-resfriamento constitucional (LIMA, 2014).

Celular: O crescimento de uma estrutura celular é favorecido pelo baixo teor de soluto durante a solidificação de ligas e, em condições de solidificação transitória, só pode eventualmente ocorrer para ligas diluídas. Uma solidificação do tipo unidirecional vertical ascendente conduz a uma situação de estabilidade, tanto térmica quanto constitucional do metal líquido durante a solidificação e, portanto, o processo se realiza sem a presença de convecção, que é a transferência de calor por diferença entre as densidades do metal semi-sólido que geram as correntes de convecção, o qual favorece a formação de estruturas celulares (CRUZ et al., 2008).

Dendrítica: A microestrutura dendrítica é a forma mais comum encontrada em ligas metálicas fundidas, e os graus de refinamento das dendritas originadas influenciam diretamente as propriedades mecânicas, na resistência à corrosão e nos tratamentos térmicos posteriores dos produtos fundidos (MELO; RIZZO; SANTOS, 2005). Estas estruturas formam-se com um teor de soluto muito diferente da média da liga. Essa diferença da concentração do centro das dendritas para a região interdendrítica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida (RIOS; LIMA, 2010).

Segundo Morais (2015), espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas. Com o aumento do grau de superesfriamento constitucional ocorrem instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam a rede dendrítica. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são muito utilizados para determinar os efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada.

Com o aumento da velocidade de solidificação (V_L), as células começam a definir a estrutura dendrítica. Na formação microestrutural dos fundidos, e na maioria das condições de solidificação, a morfologia dendrítica é a principal característica dominante nas ligas de alumínio. As microestruturas em fundições, caracterizadas pelo espaçamento dendrítico reduzido, são conhecidas por produzir propriedades mecânicas superiores às de espaçamentos maiores, particularmente quando se considera a resistência à tração máxima e a ductilidade. Muitas pesquisas têm sido realizadas para melhor entendimento dos fatores que afetam as dimensões de uma estrutura dendrítica (FENG et al., 2015).

Tem-se atualmente na literatura especializada, vários estudos já realizados com as microestruturas brutas de solidificação de ligas binárias e ternárias com o objetivo de se estabelecer correlações teórico-experimentais entre as diferentes microestruturas e as variáveis térmicas de solidificação, sob condições controladas e monitoradas. Peças formadas com estruturas completamente celulares ou dendríticas apresentam parâmetros estruturais denominados espaçamentos intercelulares, interdendríticos primários, secundários e terciários, que, juntamente com os produtos segregados, como porosidade e contornos de grão, irão caracterizar um arranjo estrutural que será responsável pelas características mecânicas resultantes.

A Figura 3.9 esquematiza três situações diferentes onde a temperatura *liquidus* se relaciona com a temperatura de fusão, formando as diferentes estruturas geradas no processo de solidificação. A temperatura do líquido varia com a distância à interface, em consequência do acúmulo de soluto.

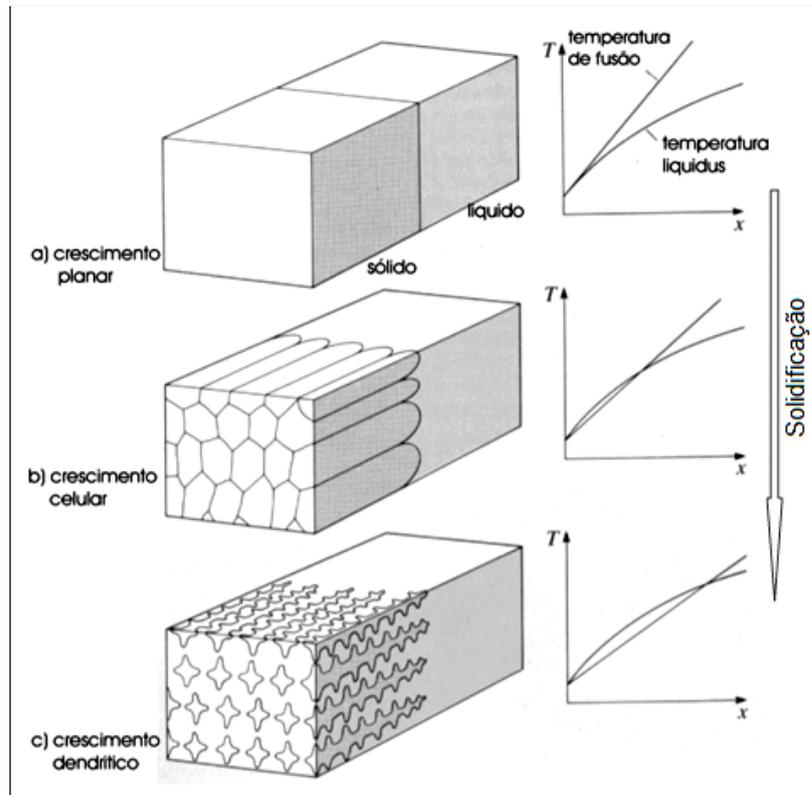


Figura 3.9. Formação da microestrutura durante a evolução da frente de solidificação. Fonte: ROSA, 2007.

Quando o gradiente de temperatura é elevado (Figura 3.9a), não ocorre superesfriamento constitucional e o crescimento é planar. Na segunda situação (Figura 3.9b), o gradiente de temperatura é suficientemente baixo para provocar um pequeno grau de superesfriamento constitucional, levando a um crescimento colunar. Já no terceiro caso (Figura 3.9c), o gradiente de temperatura é baixo, mas o superesfriamento constitucional é elevado, obtendo assim um crescimento dendrítico (ROSA, 2007).

A Figura 3.10 mostra uma representação da evolução microestrutural de uma liga Sn-Pb, onde são apresentadas estruturas celulares, o momento de transição entre a estrutura celular e a dendrítica (TCD) e estruturas dendríticas (ROSA, 2007).

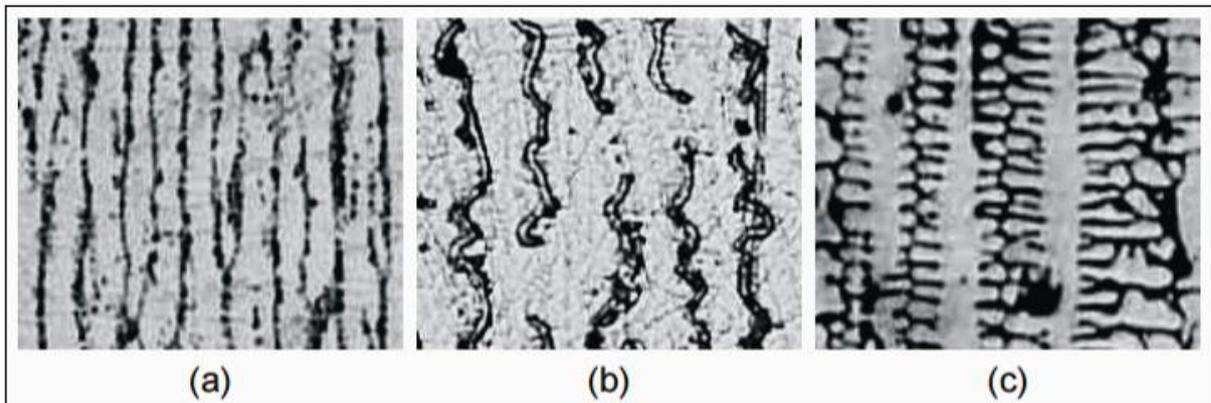


Figura 3.10. Morfologias da interface de crescimento na solidificação de ligas Sn-Pb: (a) Celular; (b) Transição celular/dendrítica e (c) Dendrítica. Fonte: ROSA, 2007.

A troca térmica e a formação de fluxos de corrente de calor nos processos de solidificação unidirecional podem sofrer a ação da convecção. Segundo Silva et al. (2006), quando realizado na forma vertical ascendente, a convecção no líquido atua de maneira minimizada, ou inexistente se não houver gradientes de concentração formadores de instabilidades. Em contrapartida, se for realizado horizontalmente, a perda de superaquecimento será mais rápida e o efeito convectivo será maximizado, gerando alterações na formação da microestrutura do lingote solidificado.

As formações microestruturais das ligas fundidas Al-Zn-Mg são, basicamente, formadas por uma estrutura eutética típica com uma segregação dendrítica bem acentuada, e pelas fases intermetálicas formadas nos contornos dos grãos e das dendritas. Pode-se encontrar diversas variações para as fases intermetálicas nas regiões ricas em Mg e em Zn, de acordo com as proporções dos componentes na composição química das ligas (ROBINSON et al., 2012).

Osório (2008) mostra, em um trabalho realizado para analisar os efeitos da taxa de resfriamento no crescimento celular com a liga Pb-0,85%Sb, uma microestrutura celular muito bem definida em uma macroestrutura colunar com esta liga solidificada com um sistema eficiente de resfriamento por água com ampla faixa de taxas de resfriamento, o que lhe permitiu a microformação celular com diferentes graus de refino, como mostrado na Figura 3.11.

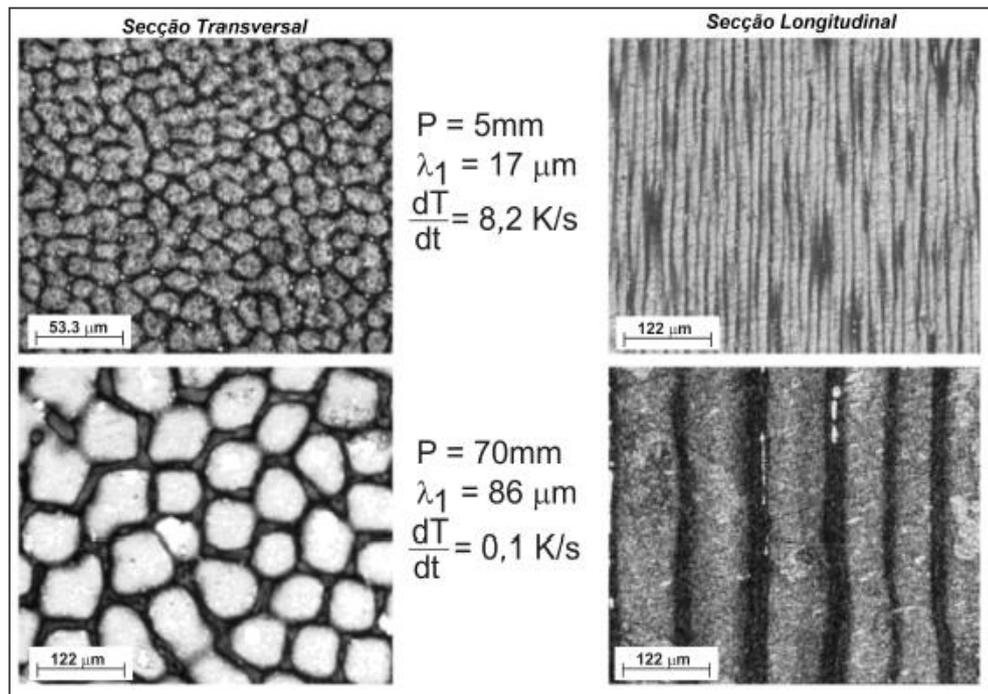


Figura 3.11. Microestruturas celular de uma liga Pb-0,85Sb. Fonte: OSORIO, 2008.

As características das ligas do sistema ternário (Al-Zn-Mg) são influenciadas pela solubilidade sólida dos elementos de liga na matriz de alumínio e as fases dispersas nesta. Nas ligas comerciais deste sistema, as fases em equilíbrio com a matriz rica em alumínio são fases que podem variar em composição de Zn_2Mg a Al_7Zn_4Mg , a T ($Al_2Mg_3Zn_3$) a (Al_3Mg_5) que só aparece quando o teor de magnésio é superior ao de Zn.

A formação dessas microsegregações (fases precipitadas) e tensões residuais inerentes que estão associadas ao processo de fabricação têm um efeito negativo em suas propriedades mecânicas, por este motivo realiza-se a dissolução destes precipitados no tratamento térmico (ACER et al., 2016).

A formação das fases $Al_2Zn_3Mg_3$ e/ou Zn_2Mg pelo tratamento térmico de envelhecimento proporciona o endurecimento da liga e é controlada pelos percentuais dos elementos Zn e Mg (WEN; FAN; WANG, 2016).

De acordo com Brito et al. (2015), os espaçamentos celulares e dendríticos tendem a diminuir com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento. Portanto, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições

contribuem na obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

A Figura 3.12 mostra o diagrama de fases do sistema Al-Zn-Mg para um teor de zinco em 5,33% variando a concentração de magnésio de zero a trinta por cento em massa, onde se pode identificar, entre outros, a matriz de alumínio (Al) em estado semi sólido, o alumínio na fase líquida L, a formação do sólido L+(Al), o sólido em duas fases (Al)+T e em três fases (Al)+T+Mg₂Al₃.

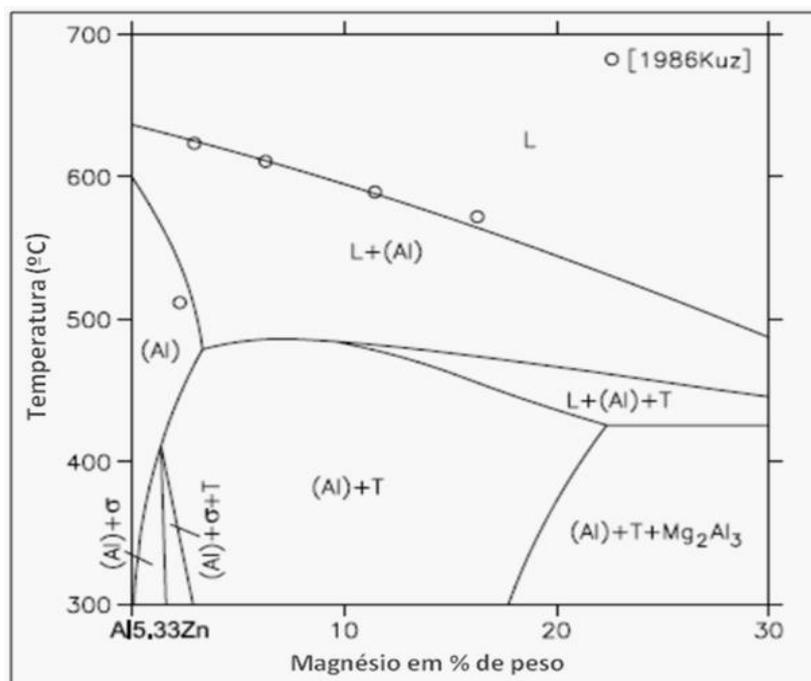


Figura 3.12. Diagrama de fases Al-Zn-Mg com 5,33% de Zn. Fonte: ACER et al., 2016.

Segundo Shi et al. (2015), é comum, após a solidificação, o aparecimento de várias fases nas ligas do sistema Al-Zn-Mg-Cu, de acordo com a composição química de cada liga, como tem-se na AA7055 as fases T((AlZnCu)₄₉Mg₃₂) e S(Al₂MgCu), e na AA7085 as fases η(Zn₂Mg), T(AlZnMgCu), S(Al₂CuMg) e θ(Al₂Cu).

A microestrutura de uma liga de alumínio AA7039, Al-4%Zn-2,9%Mg, apresentada na Figura 3.13, mostra a presença de três fases: branca, preta e cinza, com a presença de fases eutéticas distribuídas aleatoriamente na matriz (Al-α) e com boa parcela de porosidade, um tanto comum nas ligas fundidas.

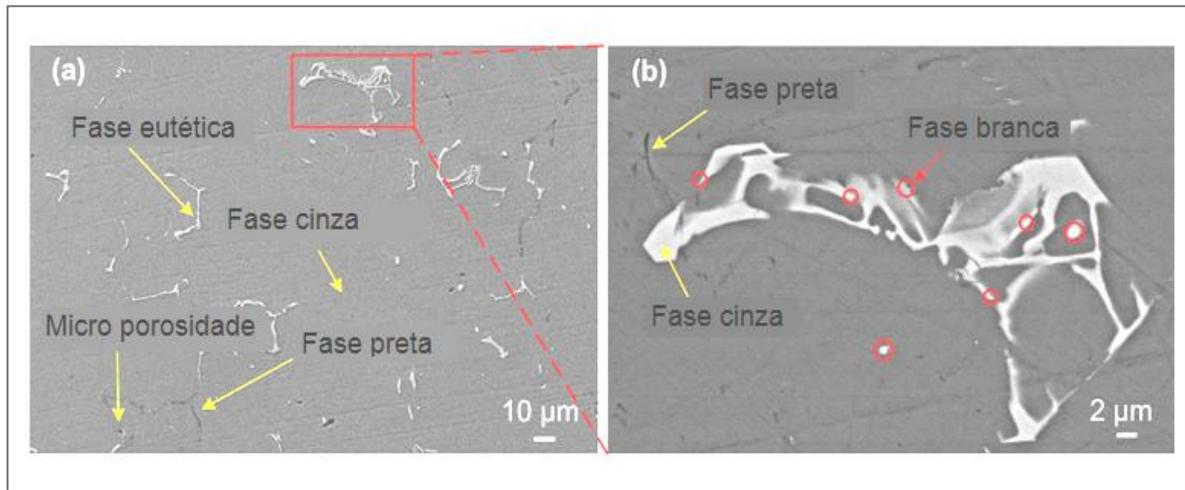


Figura 3.13. Micrografia da liga AA 7039: (a) Distribuição das fases eutéticas e (b) Visão ampliada de uma fase eutética. Fonte: MISHRA; SHARMA, 2017.

O Quadro 3.1 mostra vários intermetálicos que podem ser formados, conforme relatos da literatura.

Quadro 3.1. Fases intermetálicas mais usuais nas ligas Al-Zn-Mg.

Precipitados das Ligas Al-Zn-Mg Encontrados em:			
Regiões ricas em Mg:			
$Al_{25}Mg_{57}Zn_{18}$	$Al_{15}Mg_{43}Zn_{42}$	$Al_{18}Mg_{55}Zn_{27}$	$Al_{20}Mg_{55}Zn_{25}$
$Al_{22}Mg_{57}Zn_{21}$	$Al_{16}Mg_{54}Zn_{30}$	$Al_{25}Mg_{57}Zn_{18}$	$Al_{23}Mg_{55}Zn_{22}$
$Al_{28}Mg_{55}Zn_{17}$	$Al_{23}Mg_{55}Zn_{22}$	$Al_{18}Mg_{55}Zn_{26}$	$Al_{17}Mg_{46}Zn_{37}$
Regiões ricas em Zn:			
$Al_{13}Zn_{55}Mg_{32}$	$Al_{15}Zn_{42}Mg_{32}$	$Al_2Zn_5Mg_2$	$Al_3Zn_4Mg_2$
Al_2Zn_2Mg	Al_4Zn_2Mg	$Al_2Zn_3Mg_3$	Al_5Zn_2Mg
Al_3Zn	Al_5Zn_6Mg	Al-Zn-Mg	Al-Zn
$Al_{10}Zn_2Mg$	Al_2ZnMg	Zn_2Mg	$Zn_{11}Mg_2$

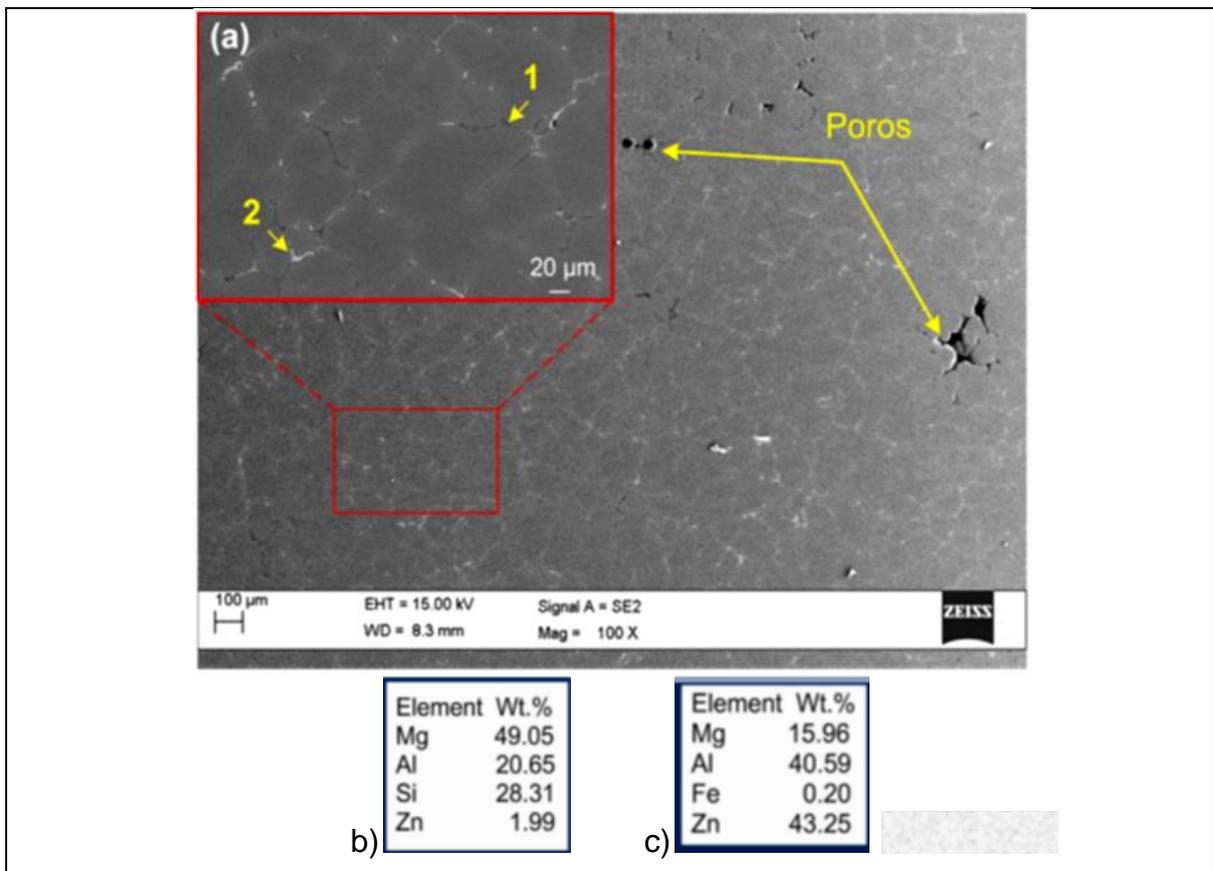
Fonte: Adaptado de MISHRA e SHARMA, 2017.

Segundo Mishra e Sharma (2017), a variedade de intermetálicos varia de acordo com a composição química da liga, com a distribuição de soluto no processo de solidificação e com o tratamento térmico realizado. As impurezas existentes na liga, como por exemplo, o Fe, que dentre outros, pode formar um intermetálico no interior

da matriz metálica da liga.

O Quadro 3.2(a) mostra, com a ajuda da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), a distribuição de porosidade formada na microestrutura e, no detalhe, três fases na liga AA7039, a preta, a cinza e a branca.

Quadro 3.2. Microestrutura e EDS da Liga AA7039: (a) Imagem com análise de EDS; (b) Caracterização química do ponto 1 e (c) Caracterização química do ponto 2.



Fonte: MISHRA; SHARMA, 2017.

A imagem mostra uma fase eutética (de cor preta) dominada por Mg, Si e Al, com a possível presença dos intermetálicos Mg_2Si e Al-Mg-Si, e a fase eutética (de cor branca) identificada no Quadro 3.2(c), a qual contém principalmente Al-Zn-Mg e com uma possível presença de Zn_2Mg e Al-Zn-Mg e a fase cinzenta indica a solução sólida da matriz de alumínio (Al – α) trabalhadas em laboratório para estudos sobre o comportamento estrutural destas ligas em relação a formação microestrutural reveladas após o processo de fundição (MISHRA; SHARMA, 2017).

A microestrutura de uma liga AA7055, com uma estrutura eutética com grande segregação dendrítica com fases intermetálicas nos contornos interdendríticos, tratada termicamente em laboratório por Acer et al. (2016) é mostrada na Figura 3.14.

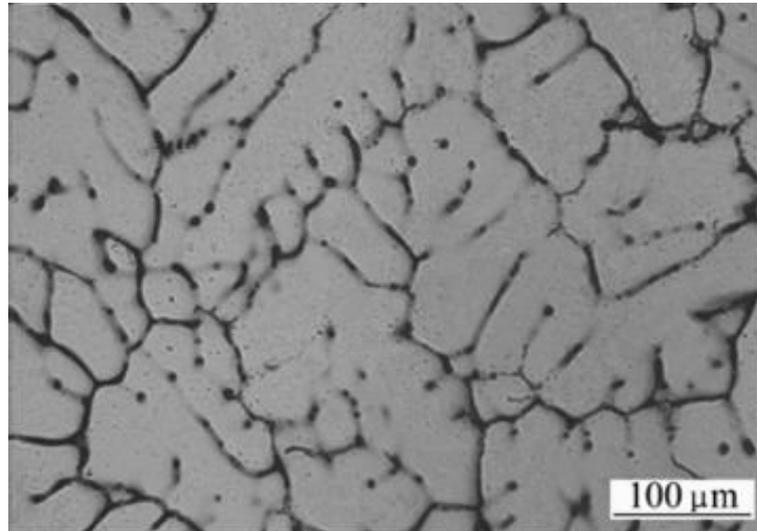


Figura 3.14. Microestrutura de uma liga AA 7055. Fonte: ACER et al., 2016.

A liga fundida Al-5Zn-4Mg, estudada por Valdez et al. (2012), apresentou um sistema eutético com grande quantidade de fases nos contornos interdendríticos dos grãos com uma estrutura dendrítica bem desenvolvida. As fases α (Al- α) e T (Al₃₂ZnMg) são gradualmente dissolvidas na matriz. Em (a) observa-se a presença de uma morfologia de estrutura equiaxial e em (b), após o tratamento térmico por precipitação, nota-se que este provocou um aumento na fração volumétrica do intermetálico Al₃₂ZnMg.

As fases não solubilizadas correspondem a uma composição intermetálica cuja temperatura de solubilização não foi suficiente para sua dissolução para o interior do grão, permanecendo nos contornos. A presença destas fases remanescentes é indesejável nas etapas seguintes de processamento, pois poderão atuar como concentradores de tensão, podendo gerar trincas nas regiões adjacentes, prejudicando o alongamento do grão (PENG et al. 2017).

A microestrutura apresentada por Valdez et al. (2012) na Figura 3.15 em (a) revela na matriz a presença de uma estrutura dendrítica equiaxial pela solidificação de um eutético de Al- α + Al₃₂(ZnMg)₄₉ e em (b) precipitados alongados na fase estável

$\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$, analisados em amostras em condições de envelhecimento.

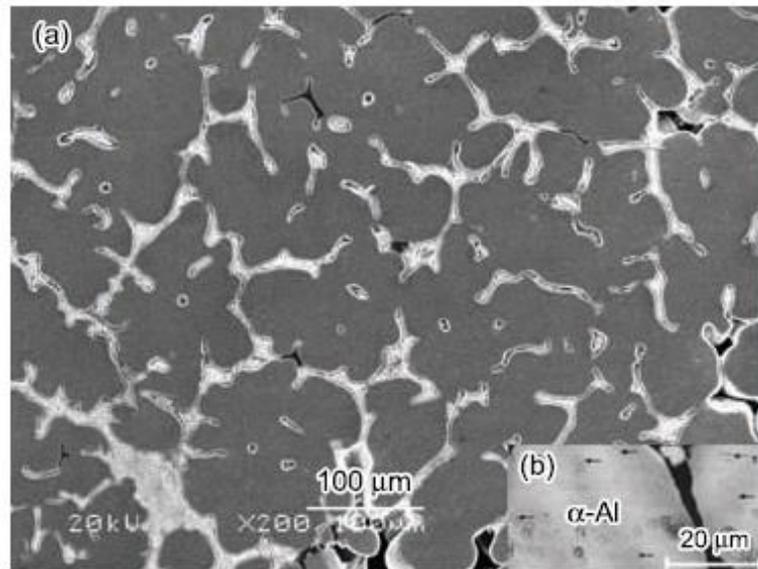


Figura 3.15. Microestrutura de uma liga AA7055 formada por: (a) Matriz (Al – α) e (b) Precipitados de $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$. Fonte: VALDEZ et al., 2012.

Para Lang et al. (2014), na solidificação da liga AA7085, pode acontecer de a fase quaternária AlZnMgCu existente na região A da Figura 3.16, ter pertencido à fase T, devido a intensa dinâmica de segregação de precipitados e com a elevada cinética dos constituintes na liga.

Os precipitados podem interagir com a matriz de alumínio (Al- α) e efetivamente impedir o movimento de deslocamento das discordâncias formando uma conexão entre a dureza da liga e a estrutura cristalográfica, pois o Zn tem um tamanho atômico menor e o Mg um maior em relação ao alumínio (SCHLOTH et al., 2016).

A Figura 3.16 mostra uma estrutura eutética de grande segregação dendrítica com fases intermetálicas formadas nos contornos dos grãos da liga AA7085, estudada por SHI et al. (2015), com a composição química de cada fase: região A identifica a mistura da fase alfa mais AlZnMgCu , a região B identifica a fase Al_2Cu e a região C identifica a fase $\text{Al}_2\text{Cu}_2\text{Fe}$.

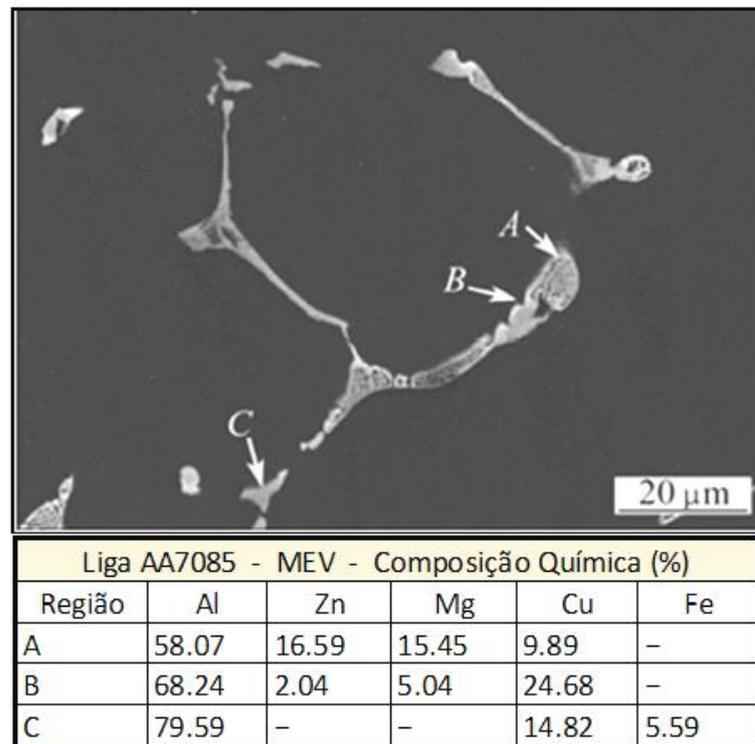


Figura 3.16. Microestrutura de uma liga AA7085 fundida com a composição de suas fases intermetálicas. Fonte: SHI et al., 2015.

A Figura 3.17, mostra uma análise por varredura em linha da liga AA7085 onde pode-se ver que a distribuição de Zn, Mg e Cu, para formação de fases, variaram periodicamente ao longo da região interdendrítica.

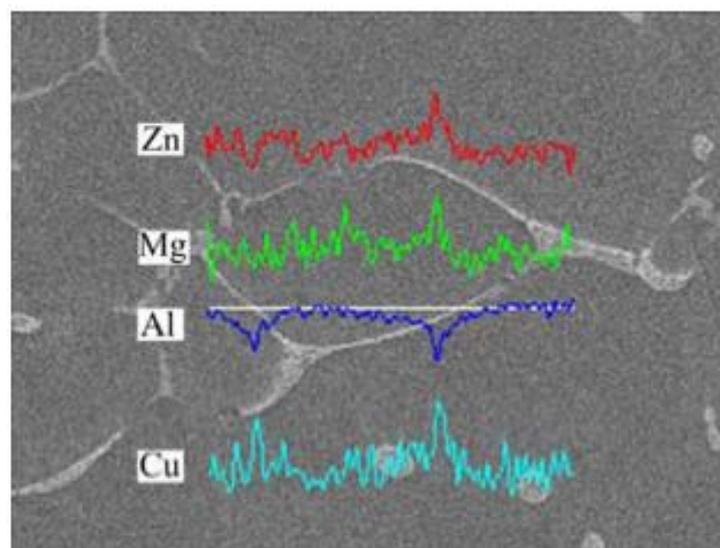


Figura 3.17. Análise por varredura da liga AA7085 fundida. Fonte SHI et al., 2015.

Na Figura 3.18 observa-se uma micrografia da liga AA7075 mostrando uma

estrutura interdendrítica com precipitados grosseiros e no contorno interdendríticos o acúmulo de intermetálicos.

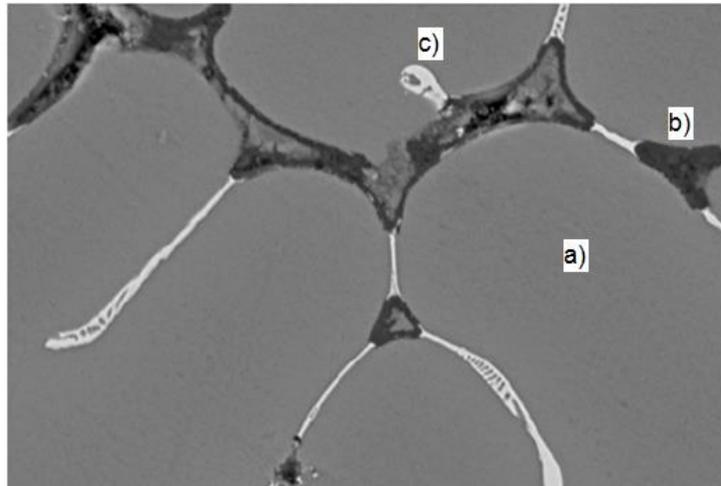


Figura 3.18. Estrutura interdendrítica com precipitados grosseiros em contorno interdendríticos na liga AA7075. Fonte: RIOS; LIMA, 2010.

A tonalidade cinza claro corresponde a matriz (a) Al- α , a cinza escura (b) a uma segunda fase Zn₂Mg, localizada na região interdendrítica, e a branca (c) a uma terceira fase Al₂Zn₃Mg₃. Para Rios e Lima (2010), em estruturas dendríticas, tanto para granulação grosseira ou fina, os contornos de grãos são regiões propícias ao acúmulo de soluto e formação de precipitados.

3.3. Tratamentos Térmicos das Ligas Al-Zn-Mg

Os tratamentos térmicos têm como finalidade causar modificações nas propriedades dos materiais pela alteração do tipo e proporção das fases presentes, pela variação da morfologia dos microconstituintes ou pela variação da concentração e distribuição de defeitos cristalinos (HASKEL; VERRAN, 2010).

O tratamento térmico utilizado para aumentar a resistência das ligas de alumínio, conhecido como endurecimento por precipitação, é um processo que envolve três etapas: solubilização, onde há a dissolução das fases solúveis; têmpera ou resfriamento rápido, onde é desenvolvida a supersaturação da matriz, e o envelhecimento, onde ocorre a precipitação dos átomos de soluto tanto a temperatura

ambiente como em elevadas temperaturas (SCHLOTH et al., 2016).

A Figura 3.19 mostra o ciclo térmico aplicado aos processos de endurecimento por precipitação, mostrando a transformação da SS (solução sólida saturada) em SSS (solução sólida supersaturada).

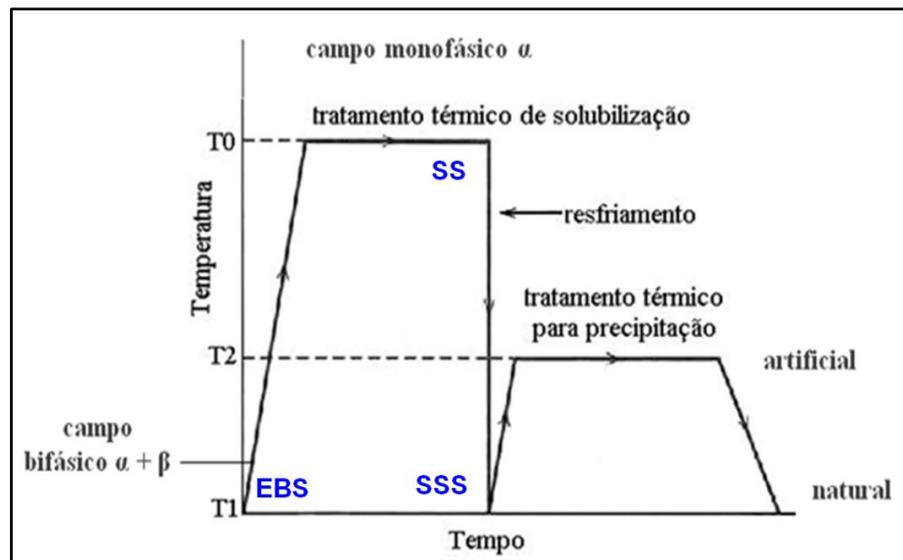


Figura 3.19. Esquema do ciclo térmico para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Fonte: Modificado de ABAL, 2007.

O objetivo deste ciclo térmico de tratamento é dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio e re-precipitar as fases resultantes na temperatura de envelhecimento, como partículas finamente dispersas para agir como obstáculos ao movimento das discordâncias no reticulado cristalino e, assim, endurecer a liga (GILLES; BOUROUGA; SORIN, 2004). Segundo Spim (2004), uma grande variedade de ligas ferrosas e não ferrosas é suscetível de ter suas propriedades mecânicas aprimoradas por meio de tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação.

A *Aluminium Association* (AA) normatizou as definições e nomenclaturas aplicadas aos tratamentos térmicos. Esta normatização facilita a comunicação e o trabalho operacional. Os tratamentos normatizados aplicados às ligas fundidas são:

T4 – Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição estável;

T5 – Resfriado após conformação a uma temperatura elevada e depois

envelhecido;

T6 – Solubilizado e envelhecido artificialmente;

T7 – Solubilizado, resfriado e superenvelhecido e,

T8 – Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente (ASM Heat Treating, v. 15, 2008).

Para endurecer por precipitação, as ligas de alumínio devem obedecer três requisitos principais: ter um máximo de solubilidade de um componente no outro da ordem de vários percentuais, possuir um campo monofásico em alta temperatura, e um limite de solubilidade que decresça rapidamente em concentração do componente principal com a queda da temperatura (TODA, 2010).

3.3.1. Solubilização

Na etapa de solubilização a liga é aquecida e mantida a uma temperatura próxima ao ponto de fusão, para que haja uma difusão dos elementos de liga na matriz, até que se forme uma estrutura uniforme de solução sólida. Procura-se dissolver totalmente as fases microscópicas simples ou intermediárias, além de maximizar a difusão e a solubilidade dos elementos presentes na liga (HASKEL; VERRAN, 2010). Ao se elevar a temperatura da liga em condições quase estáticas, até o campo monofásico próximo a temperatura de eutético e acima do limite de solubilidade no estado sólido (linha *Solvus*), os precipitados são distribuídos para o interior dos grãos da matriz através de uma transformação de fase no estado sólido, solubilizando os átomos das fases intermetálicas para dentro da rede cristalina da matriz (WU et al., 2014).

Estas fases têm condições de se homogeneizar, fazendo com que o excesso de soluto (precipitados) na superfície do contorno do grão difunda-se para o seu interior. É o que ocorre normalmente quando a solubilização é eficaz. Entretanto, se o aquecimento for muito rápido, tal difusão poderá não ocorrer completamente, e se o aquecimento for excessivo, parte do grão que apresente a composição eutética nos precipitados poderá formar uma fase líquida, se a temperatura do processo for maior que a isoterma eutética (LIMA, 2014).

Para algumas ligas, a temperatura na qual a máxima quantidade de soluto pode estar dissolvida corresponde à temperatura eutética, no equilíbrio entre as fases líquida e sólida. Sendo assim, as temperaturas de solubilização devem ser limitadas a um nível seguro no qual as consequências do superaquecimento e da fusão parcial sejam evitadas (HASKEL; VERRAN, 2010). Procura-se evitar que se apliquem temperaturas de solubilização muito altas, pois pode fundir as fases eutéticas de baixo ponto de fusão, o que deixa a peça quebradiça após ser resfriada. Por outro lado, temperaturas muito baixas podem resultar em propriedades mecânicas reduzidas após o envelhecimento da liga (ROMETSCH et al., 2014).

A existência momentânea de fase líquida pode deixar evidências microestruturais que persistem por toda a vida do material, sob a forma de microporosidades (de acordo com o conteúdo de hidrogênio) ou regiões de composição química diferenciada, alterando de forma significativa, por exemplo, as propriedades mecânicas e de corrosão da liga (PENG et al., 2017).

O tratamento térmico de solubilização produz uma condição estrutural instável, sendo aplicado somente às ligas que podem sofrer mudanças na dureza devido ao envelhecimento ao longo do tempo. Para as ligas fundidas, a solubilização dependerá diretamente da estrutura bruta de solidificação, onde parâmetros relacionados à micro e a macrosegregação determinarão as condições de temperaturas e tempos para completa homogeneização da solução sólida monofásica (REIS et al., 2013).

Segundo Acer et al. (2016), em seus testes com a liga AA7085 (Al-5,5%Zn-2,5%Mg), temperaturas em torno de 470°C a 480°C podem levar à dissolução de algumas fases de não equilíbrio durante a solubilização. A Figura 3.20 (a e b) mostra as microestruturas desta liga após a solubilização em 470°C (a) e em 480°C (b), onde as fases secundárias foram dissolvidas, além da estrutura dendrítica se mostrar bem reduzida. No entanto, quando a temperatura atinge 480°C, regiões esféricas podem ser observadas tanto nos limites dos grãos quanto nas fronteiras entre os grãos, indicando que a amostra apresentou a fusão de partes sólidas devido ao aquecimento. Tem-se, então, que a temperatura de solubilização mais adequada para esta liga foi

de 470°C (ENGDAHL et al., 2002).

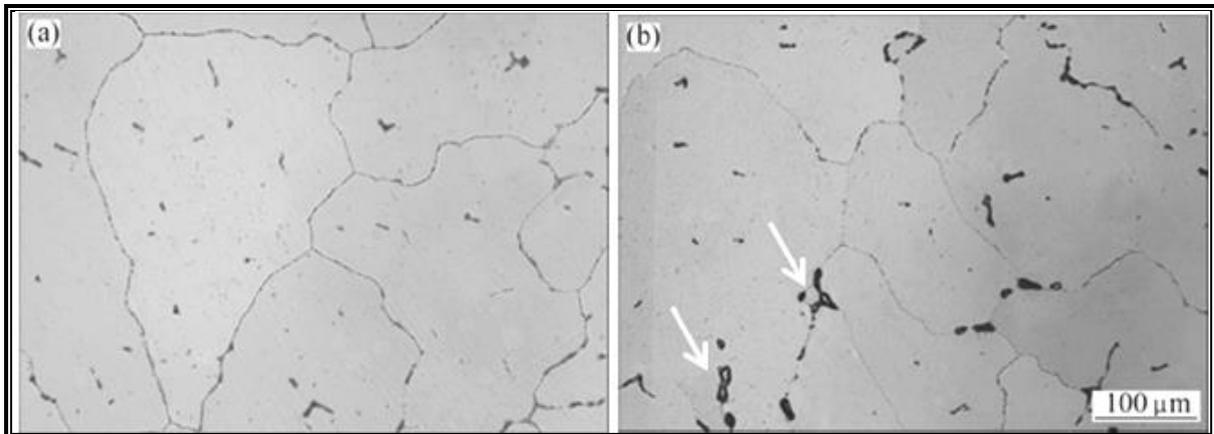


Figura 3.20. Microestrutura da liga AA7085 fundida com solubilização em (a) 470°C e (b) 480°C.

Fonte: ACER et al., 2016.

No tratamento de solubilização pode-se provocar uma precipitação controlada de uma segunda fase, fora do equilíbrio termodinâmico, evitando a sua formação nos contornos dos grãos da matriz (Al – α) fazendo com que ela se forme distribuída no interior desses grãos, para isso, a liga de Al-Zn-Mg deverá ser mantida a uma temperatura no estado de solução sólida saturada por tempo suficiente para que haja uma completa solubilidade dos átomos de soluto na matriz de alumínio (TODA, 2010). Para Chinh et al. (2004), um tratamento térmico de solubilização feito a 480°C por 20 minutos em uma liga fundida AA 7085 já é capaz de realizar uma transformação de fases na microestrutura, modificando a fase η (Zn_2Mg) para a fase S (Al_2CuMg). A transição da fase $Mg(Zn,Al,Cu)_2$ para a fase S (Al_2CuMg) já é realizada com dificuldade quando o Zn é maior do que 8% no peso da liga.

No gráfico da Figura 3.21, após o TT da liga Al-6,9%Zn-2,3%Mg-1,7%Cu são mostrados os resultados de testes quanto à influência da temperatura de solubilização em relação à identificação de fases quando a liga é solubilizada. Em 460°C aparecem as fases Al_2CuMg e $AlZnMgCu$. Com o aumento da temperatura de solubilização para 470°C, aparecem as fases Al + α e Zn_2Mg (SHI et al., 2015).

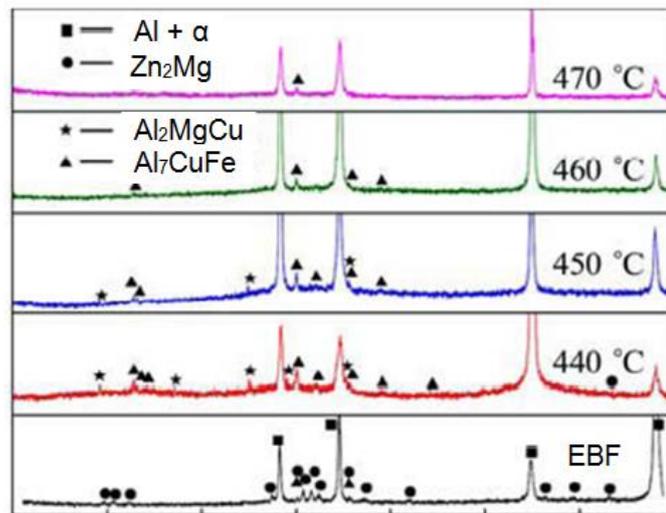
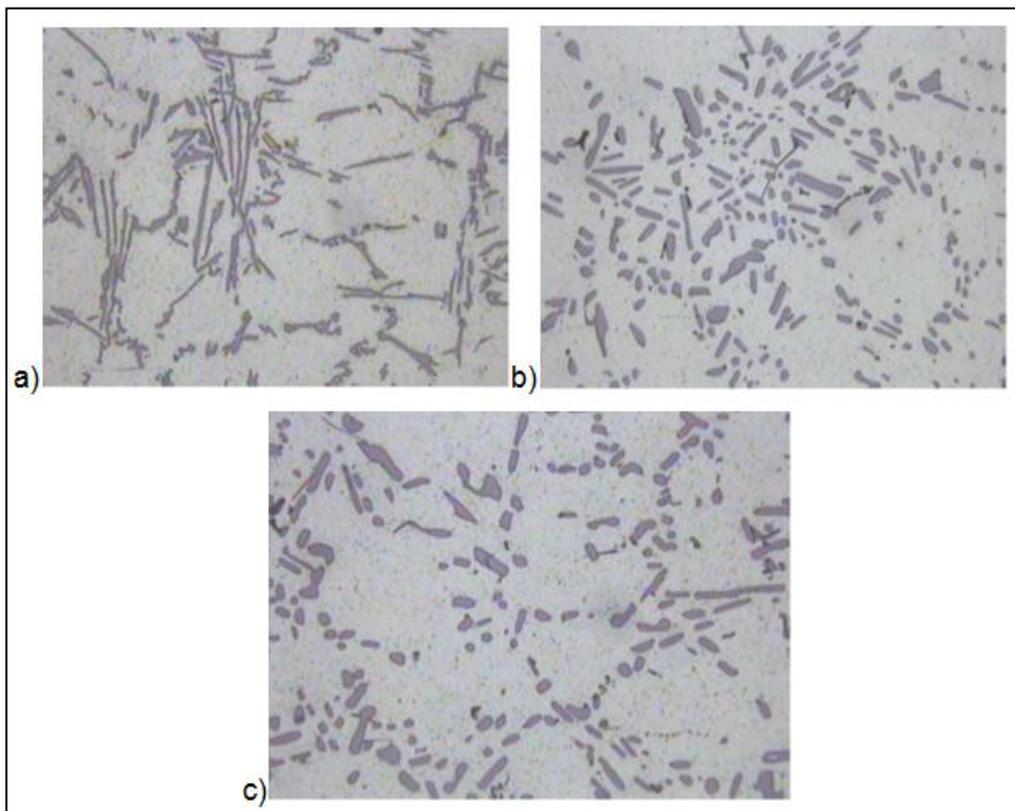


Figura 3.21. Fases presentes na liga Al-6,9%Zn-2,3%Mg-1,7%Cu após solubilização. Fonte: SHI et al., 2015.

O Quadro 3.3 mostra, como exemplo, a diferença da distribuição dos intermetálicos Al_2Mg com o processo de solubilização da liga AA580.1.

Quadro 3.3. Distribuição dos intermetálicos de Al_2Mg na Liga AA 580.01: a) Bruta de solidificação, b) Solubilizada em 6h, 540°C e c) Solubilizada em 10h, 540°C.



Fonte: HASKEL e VERRAN, 2010.

Esta distribuição (Quadro 3.3) realizada em duas condições diferentes de tempo e de temperatura promoveu uma fragmentação e uma melhor distribuição dos particulados na matriz de alumínio. O resultado de uma exposição ao TT de solubilização por mais 4h é nitidamente percebido no Quadro 3.3(c), quando exposta a um tempo maior na temperatura de solubilização, apresentando uma dispersão bem maior de precipitados na matriz de alumínio.

Uma solução sólida monofásica, com a dissolução total dos elementos de liga, mantida à temperatura ambiente de modo instável por meio de resfriamento rápido, gera uma condição metaestável e, sem passar para uma condição mais estável, permitirá um melhor controle do crescimento dos precipitados durante o posterior envelhecimento. Na condição metaestável, o metal necessita de mais energia potencial (ou térmica para aumentar a movimentação dos átomos) e chegar ao estado instável para, após a queda de temperatura, transitar para o estado estável (PAULISCH et al., 2015).

3.3.2. Têmpera

Para que se mantenham os elementos de liga em solução sólida realiza-se um resfriamento rápido (têmpera), criando uma condição metaestável para logo em seguida iniciar a precipitação da fase intermetálica que se tornará completa no final do tratamento térmico, ocorrendo a dispersão de precipitados. Ao se realizar a têmpera, ou seja, resfriado de forma brusca até a temperatura ambiente, a liga se mantém no estado monofásico à temperatura ambiente, visto que assim a formação de qualquer outra fase é bloqueada, já que o soluto fica travado na rede cristalina da matriz. Após esse resfriamento é obtida uma solução sólida supersaturada, onde os elementos de liga estão dissolvidos no alumínio em uma estrutura metaestável, ou seja, fase que não se transforma na fase de equilíbrio da microestrutura, mesmo com mais energia que esta (ARAÚJO et al., 2014).

No resfriamento rápido, a têmpera é uma etapa crítica do tratamento, porque é fundamental para manter na temperatura baixa a solução sólida obtida em alta temperatura. Além disso, o resfriamento rápido permite manter na temperatura ambiente a mesma concentração de lacunas existente na alta temperatura, e estas

lacunas são muito importantes para acelerar o processo de difusão dos átomos de soluto que ocorre no tratamento posterior de envelhecimento (GILLES; BOUROUGA; SORIN, 2004).

O resfriamento rápido (ou têmpera) mais utilizado é com o uso de água, embora, caso seja necessária uma taxa de resfriamento mais baixa, possam ser usados diversos líquidos orgânicos como meios de resfriamento. O resfriamento ao ar é muito lento para a maioria das ligas de alumínio, permitindo o prosseguimento do processo de precipitação (PAULISCH et al., 2015).

3.3.3. Envelhecimento

Posteriormente a solubilização e o resfriamento rápido (têmpera), a manutenção do material à temperatura ambiente é conhecida como envelhecimento natural, e a uma temperatura mais elevada tem-se o envelhecimento artificial, em que ambos levam à formação de precipitados endurecedores. No envelhecimento artificial é possível atingir o máximo de dureza para um determinado tempo menor de tratamento, para se conseguir o crescimento dos precipitados, mas se o crescimento destes for excessivo, a consequência será a perda de coerência dos mesmos com a matriz que levarão à queda de dureza, o indesejável superenvelhecimento (ROBINSON et al., 2012).

O processo de envelhecimento natural produz um endurecimento progressivo da liga, que muitas vezes pode durar por períodos muito longos de tempo e em algumas ocasiões, por vários anos. Estudos em microscopia eletrônica comprovam que este fenômeno evolui ao longo do tempo (LEACOCK et al, 2013).

A diferença básica entre o envelhecimento artificial e o envelhecimento natural, além dos níveis de dureza que podem ser atingidos (bem mais altos para o envelhecimento natural), é a cinética do processo: enquanto o pico de dureza no envelhecimento artificial pode ser obtido em algumas horas (tanto mais rápido quanto mais alta a temperatura), no envelhecimento natural o máximo de dureza somente acontece após semanas ou anos à temperatura ambiente (CHEMINGUI et al., 2010).

No envelhecimento natural ocorre uma precipitação substancial da fase metaestável. Já no artificial, o efeito da precipitação é bastante acelerado mediante aquecimento em temperaturas da ordem de 95 °C a 205°C para as ligas de alumínio, muito inferiores à temperatura Solvus (acima da qual ocorre a solubilização dos átomos de soluto), porém suficientes para a obtenção de energia térmica necessária para a difusão dos átomos de soluto que permite a formação dos precipitados endurecedores (COSTA et al., 2016).

3.3.4. Endurecimento por Zonas G-P

Zonas G-P (de Guinier-Preston) são aglomerações em altas concentrações de soluto que mantêm coerência com a matriz. Esses aglomerados funcionam como obstáculos a passagem de discordâncias, sendo mais resistentes à sua passagem do que os átomos de solutos individuais na solução sólida, mesmo que estes tenham pouca diferença de diâmetro em comparação com os átomos de solvente. O formato das zonas G-P depende do material, sendo aproximadamente esférico quando os diâmetros atômicos do soluto e do solvente são aproximadamente iguais, e planos ou cilíndricos quando são diferentes (SILVA, 2015).

As zonas G-P formam interfaces coerentes com a matriz gerando deformações elásticas na estrutura cristalina, em uma vizinhança que se estende por várias distâncias interatômicas ao seu redor. Nessa fase da precipitação, o endurecimento é atribuído a presença das zonas G-P, isso porque as discordâncias permanecem ancoradas ou retidas nas zonas G-P, o que explica o aumento de resistência da liga nesse estágio do envelhecimento (ACER et al., 2016).

A fase de equilíbrio $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ no sistema Al-Zn-Mg(-Cu), com um refinamento de grãos, mostraram que, dependendo da composição da liga e do tratamento térmico (isotérmico versus não isotérmico), vários tipos de zonas GP de diferentes morfologias poderiam ser formadas, levando a diferentes subtipos de precipitados. Após a solubilização, a têmpera, a partir da temperatura de exposição das amostras da liga, representa uma condição crítica, uma vez que deve haver um

equilíbrio entre dois estágios: o da formação granular grosseira induzida pelo resfriamento rápido e a geração de tensões internas resultantes do gradiente térmico que produzem as tensões plásticas na superfície da liga (SCHLOTH et al., 2016).

Com a evolução do processo de precipitação isotérmico com o tempo, as zonas G-P vão sofrendo um rearranjo atômico até que se transformam numa nova pseudo-fase. Essa pseudo-fase é metaestável e semi-coerente com a matriz, cuja estrutura cristalina se difere da estrutura da solução sólida e da fase final de equilíbrio (PAULISCH et al., 2015).

A sequência usual simplificada de precipitação em ligas do sistema Al-Zn-Mg(-Cu) pode ser resumida da seguinte maneira:

TTs → SS → RF → SSS → TTe → Zonas GP → PFM → FE

Em que:

- TTs é o tratamento térmico de solubilização;
- SS é a solução sólida estável em alta temperatura;
- RF é o resfriamento rápido (têmpera) para que os átomos de soluto, agora sem energia térmica, não saiam de dentro da matriz de Al para formar outra fase e nem se aglomerar nos contornos de grão e assim, manter a SSS;
- SSS é a Solução Sólida Supersaturada obtida na solubilização com a dissolução de átomos de soluto na matriz de Al, formando uma fase única;
- TTe é o tratamento térmico de envelhecimento, onde ocorre a formação dos precipitados (endurecimento por precipitação);
- Zonas GP - GP-I: Fase rica em Al- α , é a decomposição da SSS; - GP-II: Região rica em vacâncias (VCR), formadas após a solubilização e, também, rica em Zn. Ambas as GPs são formadoras da fase metaestável, semicoerente com a matriz e com nucleação homogênea e heterogênea a partir dos átomos solutos;
- PFM é a pseudo-fase de equilíbrio metaestável (também chamada de T), com a formação de precipitados intermediários coerentes e semicoerentes com a

matriz de Al e uma forte tendência em precipitar estes átomos de soluto para formar uma segunda fase, a estável. Mas para haver a precipitação é preciso mais energia térmica, que pode ser obtida com o envelhecimento natural ou artificial na liga. É a fase responsável pelo máximo endurecimento dessa classe de ligas. Por esse fato, essas ligas possuem ótimas propriedades mecânicas aliadas a uma baixa densidade, pois a velocidade de nucleação é alta e a de crescimento é baixa (MARLAUD et al., 2010) e

- FE é a fase estável, que se caracteriza por ter uma rede cristalina já definida, onde os precipitados metaestáveis se transformam em precipitados estáveis (e incoerentes) da fase de equilíbrio (DUMONT et al., 2004).

De acordo com Isadare et al. (2013), a redistribuição dos átomos de soluto em solução sólida dentro da rede para formar as zonas de Guinier-Preston (GP), enriquecidas em soluto, se forma durante os primeiros estágios do envelhecimento, com a principal mudança microestrutural da liga, como mostrado na Figura 3.22, com a indicação do PFZ (zona livre de precipitados), zonas GP, precipitados em equilíbrio termodinâmico (η') e os metaestáveis (η) e os aluminetos, intermetálicos Fe_3Al de elevada microdureza.

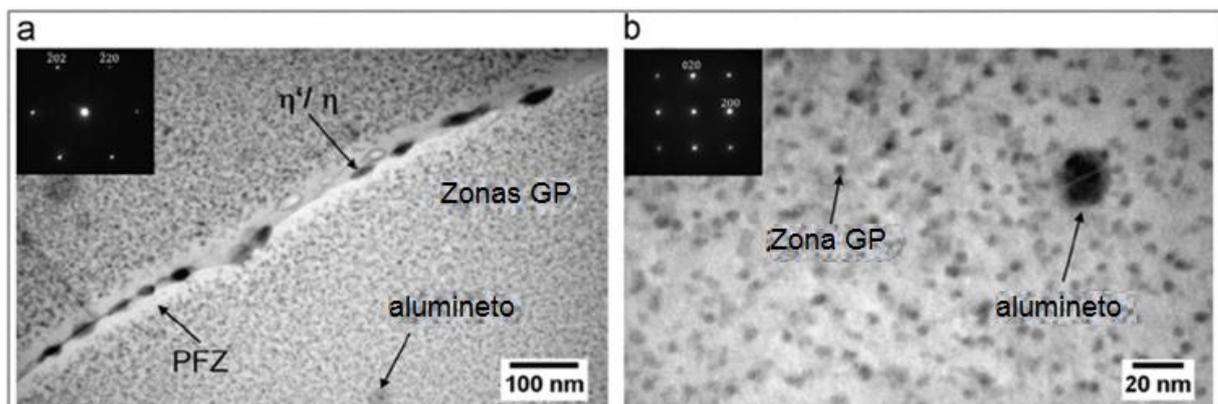


Figura 3.22: (a) Zonas GP com contorno de grão e os intermetálicos e (b) Zona GP dentro do grão. Fonte: ISADARE et al., 2013.

Após o tratamento térmico de envelhecimento, a solução sólida saturada (SSS) se transforma em dois tipos de zonas GP, uma metaestável semicoerente (η) e, em seguida, a fase de equilíbrio termodinâmico (η') ou estável, com precipitados como Zn_2Mg . Se a relação entre Zn e Mg for muito alta, outra fase de equilíbrio, como a

$Zn_{11}Mg_2$, também poderá aparecer, aumentando a dureza da liga. Com partículas de precipitados pequenos, as movimentações das discordâncias são pouco interrompidas, e o valor do limite de escoamento pode ser aumentado. Com partículas de precipitados maiores, o movimento das discordâncias é dificultado, necessitando uma maior força para esse deslocamento, o que resultará em uma maior resistência mecânica e dureza da liga (ROUT; GHOSH, 2015).

Nas zonas GP, o efeito endurecedor ocorre devido ao fato de que elas impedem o movimento de discordâncias na rede cristalina, e o metal forma uma estrutura cristalina bem mais rígida. A coerência do precipitado com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a diferenças de parâmetro de rede, gera um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordância (BARBOSA, 2014).

De um modo geral, pode-se dizer que o aumento de dureza é sinônimo de uma maior dificuldade de movimentação de discordâncias. Em sua trajetória, uma discordância deve passar por precipitados ou se movimentar entre eles. Em qualquer um dos casos, pode-se demonstrar que deve haver um aumento de tensão para que as discordâncias se movimentem em um reticulado que contenha partículas precipitadas (DELLAH et al., 2013).

Ao analisar este mecanismo de endurecimento por precipitação, vê-se que ele envolve a formação de conjuntos coerentes de átomos de soluto. Estes átomos de soluto estão unidos em um conjunto que ainda tem a mesma estrutura cristalina com a fase solvente, é a dispersão de partículas coerentes pela matriz que irá restringir a movimentação das discordâncias e aumentar a resistência mecânica (CHINH et al., 2004).

Segundo Isadore et al. (2013), a precipitação causa uma grande deformação devido ao desencontro entre os átomos de solvente e do soluto. Conseqüentemente, a presença de partículas precipitadas e os campos de tensão na matriz circundando as partículas coerentes, fornecem altas resistências por obstrução e retardo do movimento das discordâncias.

De acordo com Wu et al. (2014), a tarefa mais difícil para melhorar o endurecimento de uma liga de Al é selecionar o ciclo de tratamento completo (incluindo os tempos) que produza um tamanho de precipitado ideal e uma distribuição padrão ou homogênea. Infelizmente, o ciclo necessário para maximizar uma propriedade, como a resistência à tração, é geralmente diferente daquele para maximizar outras, como a resistência à corrosão. Conseqüentemente os ciclos usados são vários e possibilitam fornecer as melhores combinações de propriedades.

A Figura 3.23 esquematiza como a microestrutura do material se comporta no processo de envelhecimento desde a solubilização até o superenvelhecimento e como essas mudanças afetam na dureza do material. A redução de resistência se origina com o aumento de tamanho dos precipitados coerentes, tornando-os incoerentes e a coerência dos precipitados com a matriz é perdida junto com os efeitos endurecedores associados com o a formação de precipitados e o crescimento destes, sem a contribuição da resistência (BARBOSA, 2014).

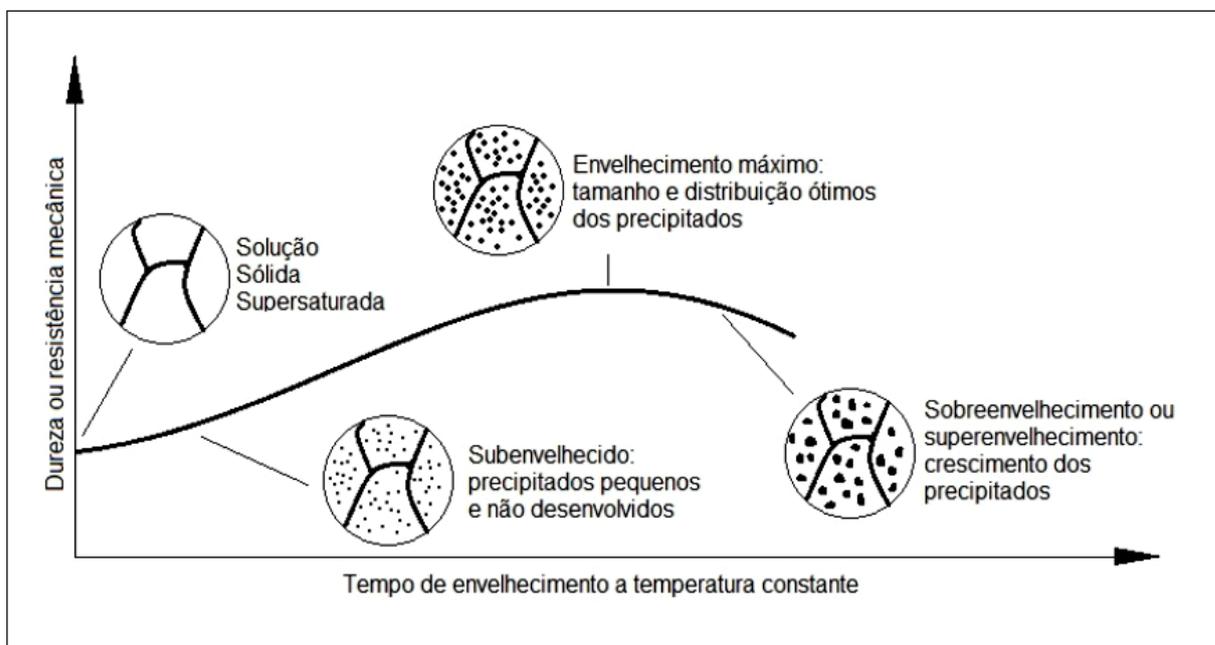


Figura 3.23. Representação esquemática da evolução da microestrutura e da dureza durante a etapa de envelhecimento. Fonte: BARBOSA, 2014.

Os limites máximos de dureza alcançados com o TT sempre foram estudados e analisados, em diversas condições, basicamente todas as ligas, processadas e fundidas. Na série AA7000, estes estudos têm variado em relação ao tempo de

tratamento térmico e as variações de percentual em massa dos constituintes da liga, como o Zn, o Mg e o Cu. No caso da AA7075, em estudos de laboratórios, a variação maior fica por conta do Zn, por ser o elemento mais significativo em peso (ISADARE et al., 2013).

O superenvelhecimento é uma condição não muito apreciada, pois com o aumento do tempo de envelhecimento, a resistência mecânica cresce, atinge um máximo, e finalmente decresce. Esta redução na resistência mecânica ocorre após longos períodos de tempo e é caracterizada pelo coalescimento dos precipitados incoerentes presentes na fase estável (MARLAUD et al., 2010).

A Figura 3.24 mostra o limite máximo alcançado na dureza Vickers para variações da Liga AA7075 durante o TT de envelhecimento, com zinco a 9% (na Liga 1) e zinco a 10% (na Liga 2). O Mg a 2% e o Cu a 1,8% não sofreram alterações em ambas as Ligas (WEN; FAN; WANG, 2016).

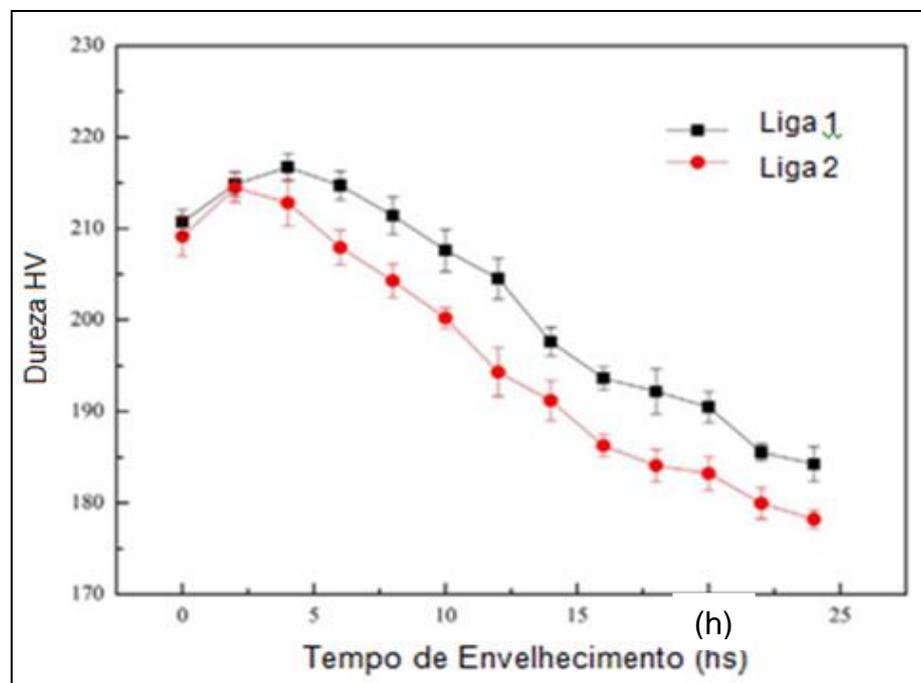


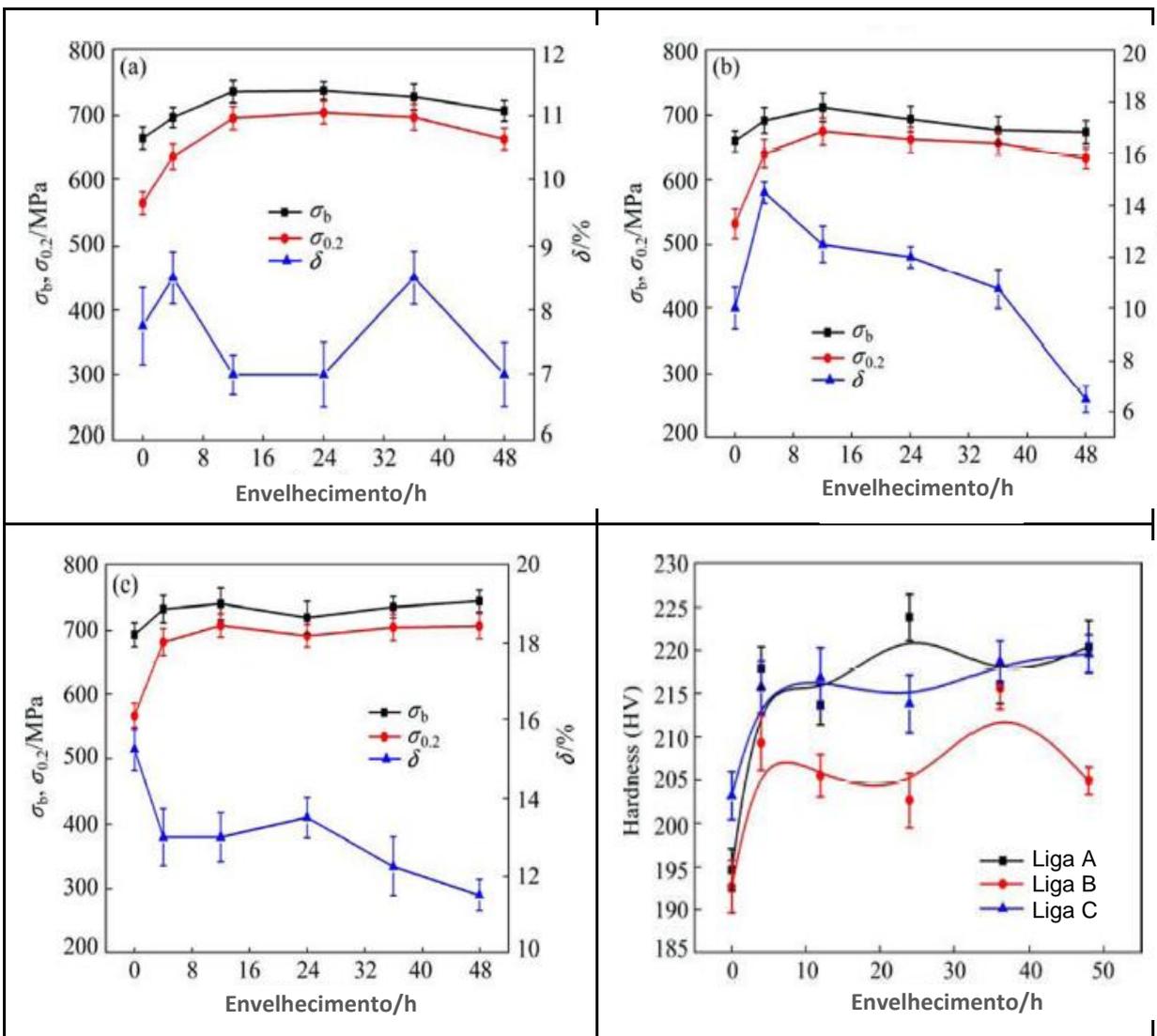
Figura 3.24. Análise de dureza em ligas AA7075 com variação do Zn em 9% (Liga 1) e 10% (Liga 2) no envelhecimento. Fonte: Adaptado de WEN; FAN; WANG, 2016.

Segundo Wen, Fan e Wang (2016), quanto maior for o tempo de envelhecimento, tem-se uma menor resistência à tração, e o tamanho do precipitado

torna-se maior, assim como a distância entre eles. Uma melhor distribuição dos precipitados tende a uma melhor resistência à tração.

De acordo com os dados de Wen, Fan e Wang (2016), os picos máximos de envelhecimento a 150°C foram, para a Liga 1, 2 h com 215 HV e, para a Liga 2, 4 h com 217 HV. O dobro de tempo de envelhecimento artificial não resultou em melhora significativa para um elevado percentual de zinco.

Quadro 3.4. Distribuição dos intermetálicos de Al₂Mg na Liga AA 580.01: a) Bruta de solidificação, b) Solubilizada em 6h, 540°C e c) Solubilizada em 10h, 540°C.



Fonte: FENG et al., 2015.

Nos testes de Dureza de Feng et al. (2015), as ligas aumentaram rapidamente

e se aproximaram do pico de 4 horas, com tendência à diminuição com a exposição prolongada ao calor do TT de envelhecimento artificial. O Quadro 3.4 mostra os resultados de Tração e Dureza para as ligas a, b e c.

As ligas conformadas AA7075 (Al-5,6%Zn-2,5%Mg-1,6%Cu), que é uma das mais importantes dentro do grupo 7XXX, após o tratamento térmico T6, e a liga AA7012 (Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu) conseguem apresentar uma resistência à tração de até 560 MPa, enquanto que a liga AA7004 (Al-4,5%Zn-1,8%Mg), sem o cobre, alcança 370 MPa de limite de resistência à tração após o tratamento térmico T6, o que demonstra a importância do cobre nas ligas de alumínio.

De acordo com Toda (2010), em ligas de Al-Zn-Mg o envelhecimento provoca uma maior nucleação das partículas de fases secundárias, resultando em um aumento de dureza. Com mais alta temperatura, ocasiona-se um crescimento exagerado destas partículas, e temos o superenvelhecimento. Essa diferença térmica entre os dois tipos de envelhecimento é explicada pelo balanço entre a nucleação e o crescimento das segundas fases. Enquanto temperaturas mais baixas favorecem a nucleação, temperaturas mais altas favorecem o crescimento.

Segundo Peng et al. (2017), um envelhecimento com temperatura entre 140°C e 180°C para a liga conformada AA7050 (Al-5,8%Zn-2%Mg-2,5%Cu) sugere uma resistência à tração mais equilibrada em relação ao aumento de temperatura, entre 510 MPa e 525 MPa e uma dureza entre 145 HV a 165 HV. As médias encontradas na literatura para esta liga é de 454 MPa para a tensão de escoamento é de 513 MPa para a tensão máxima de resistência à tração. E de acordo com Acer et al. (2016), o limite de resistência mecânica para esta liga é de 524 MPa, o limite de escoamento é de 455 MPa e a deformação total é de 9%.

Em seu trabalho com a Liga AA7050, Shin et al. (2017), obtiveram resultados parciais entre a solubilização e o envelhecimento artificial, de acordo com a Tabela 3.3, mostrando uma diferença de 14% no limite de resistência à tração e 35% de redução no alongamento, diminuindo bastante a ductilidade da liga.

Tabela 3.3. Resultados do ensaio de tração da Liga AA7050 solubilizada a 470°C por 0,5 h.

Condição	Limite de escoamento (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
Solubilizada	334 ± 26	488 ± 23	23 ± 4
Envelhecida 24h, 121°C	483 ± 3	556 ± 4	17 ± 3

Fonte: SHIM et al., 2017.

Segundo Feng et al. (2015), que em seu trabalho avaliou 3 ligas: a) Al-6,9Zn-2,3Mg-1,7Cu; b) Al-8,0Zn-2,3Mg-2,6Cu e c) Al-8,0Zn-2,3Mg-1,8Cu com solubilização em 460°C por 3 horas e envelhecimento artificial em 120°C por 12 horas para ensaio de Tração, mostrou que os resultados para a resistência à tração, o limite de escoamento e a deformação para as ligas foram: a) 736 MPa, 696 MPa e 7%; b) 711 MPa, 674 MPa e 12,5%; c) 741 MPa, 708 MPa e 13% respectivamente. Houve picos com uma média de 4 horas para os resultados no envelhecimento artificial. O aumento do teor de zinco melhorou a resistência mecânica da liga e o aumento do teor de magnésio diminuiu o percentual de deformação da liga. Tempos de TT que vão ao encontro dos resultados dos ensaios realizados neste trabalho.

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Para a realização deste trabalho, utilizaram-se as etapas sequencias de trabalho a seguir: preparação das ligas, caracterização das ligas, fusão e solidificação para obtenção dos lingotes, realização de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (T6), sendo realizadas análises e ensaios para identificar as estruturas e as propriedades mecânicas das ligas no estado bruto de solidificação e após os tratamentos térmicos. Para a condição da estrutura bruta de solidificação utilizou-se a nomenclatura EBS, e para a condição após os tratamentos térmicos a nomenclatura de Pós-TT, ou simplesmente TT.

Os procedimentos estão divididos em dois grupos, um para a liga 752 e outro para a liga 782. As análises foram realizadas para a condição no EBS e outra após os tratamentos térmicos para ambas as ligas. O mesmo para os ensaios mecânicos de dureza, desgaste superficial e tração. No final, foram realizadas as análises dos resultados de ambas as condições e, após, realizadas as correlações das análises do EBS e do Pós-TT em relação às condições de solidificação, estruturas formadas, parâmetros de tratamento térmicos e propriedades mecânicas.

Os ensaios mecânicos (tração, dureza, microdureza, desgaste superficial) e as análises com microscopia óptica e de espectrometria de emissão óptica foram realizados no Laboratório de Materiais – LAMAT – PUCRS, e as análises com MEV – EDS no Laboratório Central de Microscopia e Microanálise – LABCEMM – PUCRS.

A Figura 4.1 apresenta um fluxograma resumido dos procedimentos experimentais realizados neste trabalho.

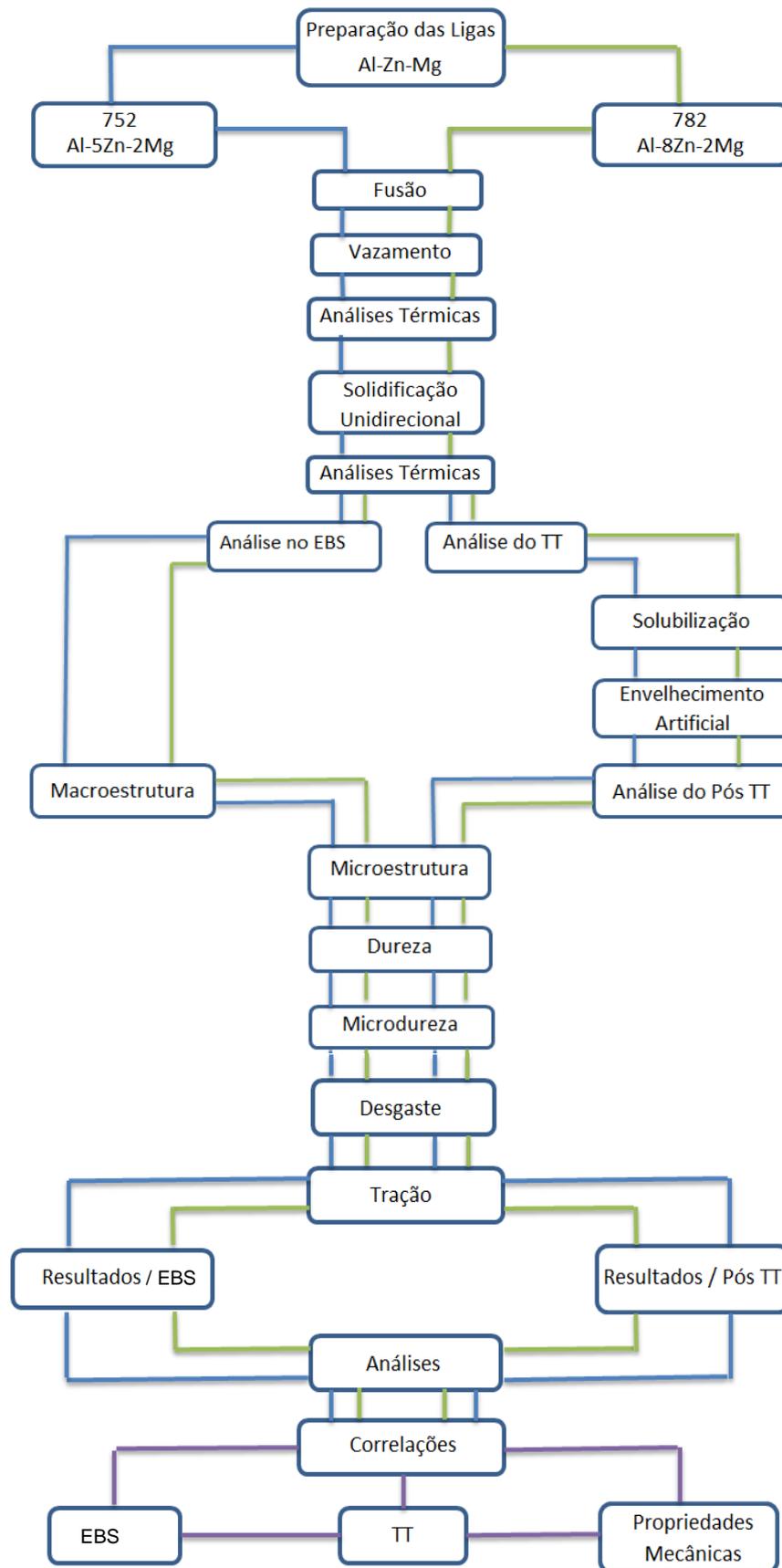


Figura 4.1. Fluxograma representativo das etapas realizadas no procedimento experimental.

4.1. Equipamentos Utilizados

Todos os equipamentos apresentados e utilizados nas realizações das análises para este trabalho fazem parte da estrutura física do Laboratório de Materiais - LAMAT - PUCRS, incluindo o Laboratório Central de Microscopia e Microanálise - LCMM - PUCRS, onde se utilizou o MEV com EDS.

4.1.1. Forno de Fusão Tipo Poço

As principais características do forno tipo poço são: câmara quente com uma abertura superior, possibilitando o carregamento do material sólido (carga) por cima. A temperatura máxima de trabalho é de 950°C. Para garantir uma melhor funcionalidade, o forno opera na posição vertical para a entrada do cadinho e dos demais instrumentos e acessórios. O isolamento da câmara quente é feito em fibra cerâmica.

O controle da temperatura da câmara se dá por intermédio de um termopar tipo K (Cromel-Alumel) dentro da câmara quente e o monitoramento é feito no *display* instalado no painel de controle. Durante a fusão, a temperatura é também monitorada externamente com termopar acoplado a um multímetro, no qual se pode identificar com mais precisão a temperatura do metal no interior do cadinho. A retirada de escória é feita com o auxílio de uma colher de aço inoxidável adaptada com haste prolongada.

Para a etapa de obtenção das ligas, foi utilizado um cadinho de carbetto de silício revestido com pintura protetiva de nitreto de boro para não contaminação dos metais nele fundidos. Os cadinhos utilizados eram três tamanhos: pequeno, com capacidade para 500g, médio para 1.200g e um grande para 2000g devido ao grande número de ensaios para o EBS e o Pós-TT. Os cadinhos foram pré-aquecidos em um forno tipo mufla para secagem da pintura protetiva e para processos de fusão de ligas especiais para estudos e análises.

4.1.2. Forno de Solidificação Unidirecional Vertical

O forno foi projetado e desenvolvido especialmente para promover solidificação unidirecional. As principais características do forno são: câmara quente com uma abertura superior, a qual possibilita melhor ergonomia no manuseio de vazamento de metal líquido para o interior da lingoteira, duas zonas de aquecimento independentes, com potência total de 4.300W e temperatura máxima de operação de 950°C. O forno contém um acoplamento na parte inferior para o sistema de resfriamento por água corrente. Este sistema é composto por um reservatório, mangueiras e uma bomba de água para a troca de calor com a base da lingoteira. O sistema de resfriamento do molde metálico fixado no interior do forno foi projetado para possibilitar o resfriamento por água corrente direto na base da lingoteira.

Para o processo de solidificação unidirecional ascendente resfriado por água, foi projetada e desenvolvida uma lingoteira metálica particionada em três partes: duas laterais e uma base roscada, conforme pode ser observado na Figura 4.2.

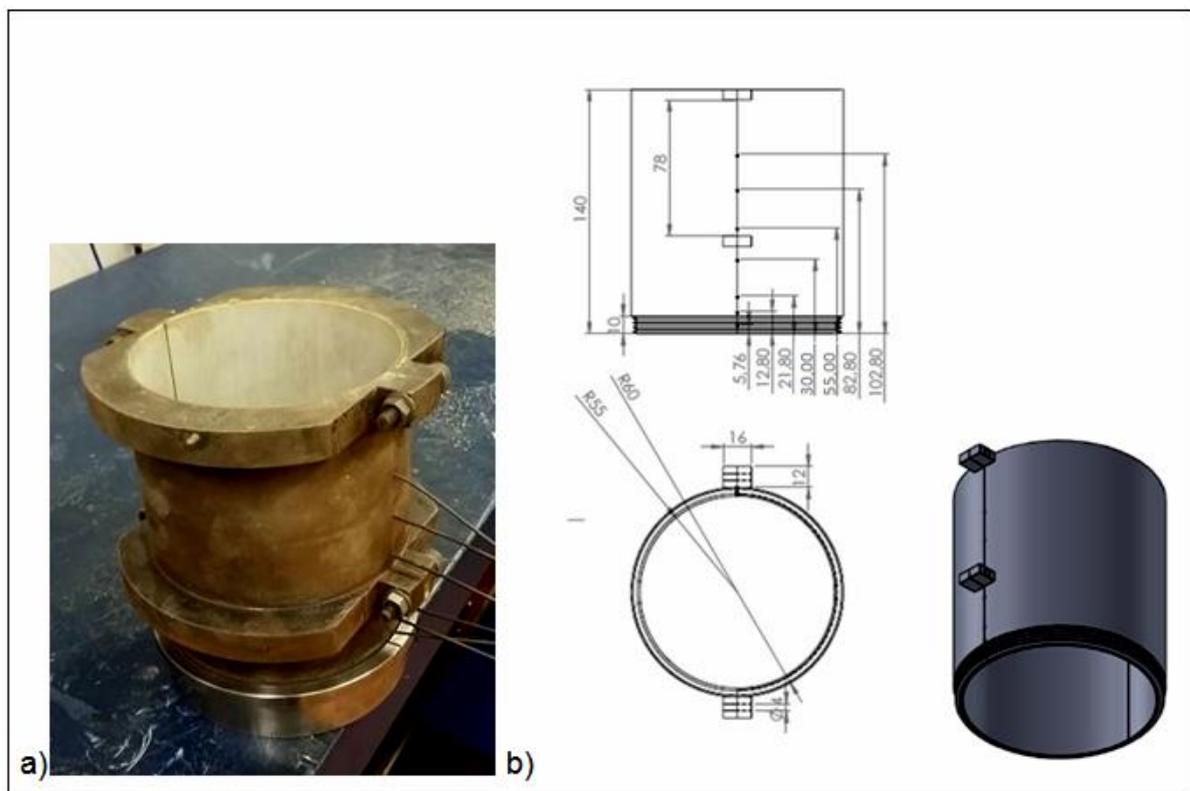


Figura 4.2. (a) Foto da lingoteira metálica e, (b) Desenho e detalhe construtivo do molde.

A lingoteira foi construída em aço ao carbono ABNT/SAE 1020, com plano de

partição longitudinal, e furação para inserção de até 6 termopares ao longo da altura a partir da base. Os furos apresentam diâmetros de 1,5 mm, permitindo que os termopares sejam fixados sem que haja folgas para vazamento de metal líquido, e localizados a 5,76; 12,80; 21,80; 30,00; 55,00; 82,80 e 102,80 mm. Para os experimentos foram utilizados três termopares, identificados e localizados como: TP1 (12,80 mm), TP2 (30,00 mm) e TP3 (55,00 mm).

4.1.3. Sistema Digital de Aquisição de Dados

O sistema digital de aquisição de dados tem o propósito de adquirir os dados do monitoramento dos perfis de temperatura tanto na etapa de obtenção das ligas quanto na etapa de solidificação unidirecional. O modelo utilizado foi o CAD 12/36 (conversor analógico digital) com um módulo condicionador de sinal analógico da *National Instruments*. Este módulo está instalado, configurado e calibrado em uma porta (slot) ISA de um microprocessador Intel Core 2 Duo, de 8 GHz, 2 GB de memória RAM, HD de 250 GB. O software para o registro dos dados é o *National Instruments LabView 8.2*.

4.1.4. Preparação das Amostras

Os lingotes foram submetidos a cortes longitudinais e transversais para a confecção das amostras necessárias para cada tipo de ensaio. Para os cortes longitudinais foi utilizada uma serra mecânica motorizada, e para os cortes transversais foram utilizadas cortadoras metalográficas com disco abrasivo (de carbeto de silício) recomendado corte de metais não-ferrosos e sistema de resfriamento com líquido apropriado para troca de calor,

Na preparação das amostras para a metalografia foram realizados lixamentos na sequência de lixas d'água com granulações de #220, #320, #400, #600 e #1200 nas lixadeiras de sistema rotativo com água corrente.

Para as análises de micrografia foram utilizados um microscópio óptico (MO) e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) e para análise de microdureza Vickers,

as amostras foram submetidas a um processo de polimento eletrolítico, realizado em polidor eletrônico ELECTROMET 4 da BUEHLER. É um sistema de eletro polimento com ataque químico na liga metálica. O tempo incremental contém divisão de 1 segundo até 99 minutos. O sistema elétrico tem regulagem de 1V até 100V e amperagem regulada automaticamente de acordo com a resistência do material, com no máximo 1kVA. Esta célula de polimento é composta por duas partes:

- 1) Agitador magnético, com sistema de resfriamento incorporado e um jogo de delimitadores para a área de polimento, e
- 2) Unidade de controle dos parâmetros eletroeletrônicos.

Para o polimento-ataque eletrolítico das amostras foi utilizado uma solução contendo 800 ml de etanol a 95%, 140 ml de água destilada e 60 ml de ácido perclórico a 60%. Para revelação das macrografias foi utilizado um ataque químico com Água Régia Fluorada (270 mL de H₂O + 20 mL de HNO₃ + 60 mL de HCl + 10 mL de HF).

Para a caracterização da composição química das ligas foi utilizado um espectrômetro de emissão óptica, modelo SPECTROMAXx, da AMETEK com detectores para metais ferrosos e não ferrosos e um sistema digital com o software Spark Analyzer Pro MAXx.

Para as análises metalográficas de microestruturas das ligas foi utilizado um microscópio óptico digital da marca Olympus, com capacidade de aumento regulável em 50, 100, 200, 500 e 1000 vezes. O equipamento possui uma câmara digital SONY acoplada a um microcomputador e um monitor LCD de 42 polegadas para visualização das imagens coletadas.

Para as análises com microscopia eletrônica foi utilizado o MEV modelo XL30 da PHILLIPS, para ampliações de até 100.000 vezes com um Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) acoplado.

4.1.5. Durômetro

Para ensaios de dureza Brinell foi utilizado o Durômetro da marca WPM, com esfera de carbeto de tungstênio com diâmetro de 5 mm, carga de 2500 N (250 kgf) e tempo de aplicação de carga de 30s. Também foi utilizado um dispositivo óptico para as leituras das dimensões das calotas formadas na impressão, com precisão de leitura de 0,01 mm.

Para os ensaios de microdureza Vickers foi utilizado um equipamento óptico-digital da marca SHIMADZU, modelo HMV-G21DT, com sistema computacional de interface integrada com função de auto-detecção através de uma câmera digital e um software apropriado para manipulação e medição das diagonais de impressão. É dotado de uma precisão de 0,095 μm de resolução e capacidade de até 1000x de aumento, com carga máxima de 19 N.

4.1.6. Tração

Os ensaios mecânicos de tração foram realizados em um equipamento SHIMADZU, modelo AG-300kNX com capacidade de até 300kN de força e precisão de até 1/1000 da capacidade da célula de carga. O equipamento trabalha com um deslocamento de até 400 kN/mm e conta com um software específico SHIMADZU.

4.1.7. Tribômetro

O equipamento foi desenvolvido e construído no LAMAT - PUCRS com o objetivo de atender a norma ASTM G99, de 2004, para ensaios de desgaste do tipo pino-disco. Opera com corpos de prova em forma de discos, variando a massa de 200 a 1000 gramas. O controle é realizado por um microcontrolador MSC1211, que pode variar o giro do motor entre 150 a 450 RPM. O ensaio é controlado pela distância percorrida em metros.

O dispositivo possui um suporte para o corpo de prova em forma de disco, onde é fixado para enfrentar o desgaste provocado por uma esfera de alumina instalada na ponta do pino. A esfera fixa na ponta do pino encosta na superfície do disco em movimento e provoca, através do atrito, um desgaste em forma de pista circular, que

após o ciclo de distância pré-programada terminar, esta será medida e analisada em sua largura final de pista.

4.1.8. Forno para Tratamento Térmico

Para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial das amostras foi usado o forno JUNG, tipo mufla, aquecimento até 950°C, potência de 8kW e controlador eletroeletrônico. Para um melhor controle, monitoria e veracidade da temperatura interna do forno, foi instalado um termopar tipo 'K' no interior da câmara acoplado a um multímetro externo.

4.2. Procedimento Experimental

A preparação, desenvolvimento e obtenção das ligas 752 e 782 foi realizada em dois lotes separados de 2,0 kg cada, para a obtenção dos lingotes com retiradas de amostras para caracterização da composição química, para os experimentos de solidificação, para os tratamentos térmicos e para as análises das propriedades mecânicas como dureza, desgaste superficial e tração no EBS e no Pós-TT.

4.2.1. Obtenção das Ligas

Para a obtenção das ligas de Al-Zn-Mg, foram utilizados os componentes puros de alumínio (>99,5% de pureza), zinco (>99,7% de pureza) e magnésio (>99,9% de pureza) nas seguintes proporções:

- Para a liga Al-5%Zn-2%Mg (denominada 752) foi utilizado 930g de alumínio, 50g de zinco e 20g de magnésio, e
- Para a liga Al-8%Zn-2%Mg (denominada 782) foi utilizado 900g de alumínio, 80g de zinco e 20g de magnésio.

Inicialmente foram realizadas as fusões das ligas em forno tipo poço resistivo aquecido em temperatura de 730°C, utilizando um cadinho de carbetto de silício com pintura protetiva interna de nitreto de boro. Para a adição do magnésio, foi utilizado

um instrumento chamado de “sino”, para evitar a perda de massa do magnésio por oxidação. O metal líquido foi vazado em molde Tec-Tip, confeccionado com material refratário e dimensões de 35 mm de diâmetro interno e 50 mm de altura, conforme mostra a Figura 4.3.

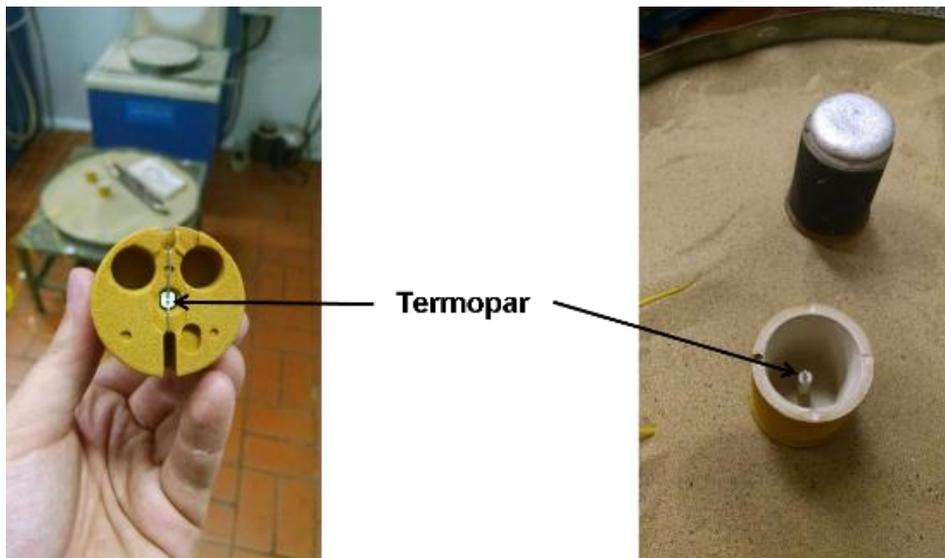


Figura 4.3. Imagens do Tec-Tip instrumentalizado.

Cerca de cinco minutos antes do vazamento, com o metal líquido no cadinho ainda dentro do forno de fusão, a liga foi agitada com a finalidade de flotação dos óxidos e homogeneizar a composição química. A escória formada foi retirada da superfície do metal líquido ainda dentro do forno de fusão. A temperatura de vazamento (T_v) foi de 720°C para ambas as ligas.

A solidificação foi monitorada por termopares tipo K, interligados ao sistema de aquisição de dados, fornecendo curvas de resfriamento das amostras. O restante do material foi solidificado no cadinho resfriado ao ar. Com a análise de composição química por espectrometria de emissão óptica, confirmaram-se as composições químicas das ligas. Os processos foram repetidos por duas vezes para obtenção posterior de 2 kg para cada liga, em função das várias análises e ensaios necessários.

4.2.2. Solidificação Unidirecional dos Lingotes

O experimento de solidificação unidirecional se iniciou após a fusão prévia das

ligas em forno resistivo tipo poço, com temperatura em 730°C para obtenção dos banhos de metal fundido. Após a fusão, as ligas foram vazadas na lingoteira previamente aquecida e posicionada na cavidade interna do forno de solidificação unidirecional, logo após o forno estabilizar a temperatura em 720°C. Esta temperatura foi monitorada pelo termopar TP2 dentro do interior do molde. Logo que se estabilizou a temperatura no metal líquido em 720°C, o forno foi desligado e acionado o sistema de resfriamento por água corrente, em temperatura ambiente de 25°C, para dar início ao processo de solidificação. Tomou-se o cuidado de não deixar o alumínio exposto por muito tempo em altas temperaturas, pois este poderia reter hidrogênio, devido à alta difusibilidade do mesmo, o que resultaria em uma liga com grande porosidade na matriz de alumínio.

A solidificação ocorre com a troca de calor entre o metal líquido e o molde com o sistema de resfriamento por água corrente acoplado ao forno de solidificação. Ao ser acionado o sistema de resfriamento, é ligado ao mesmo tempo o sistema de aquisição de dados para registrar, com o auxílio do software, as temperaturas de resfriamento e construir as curvas de resfriamento.

O sistema permitiu analisar todo o processo de solidificação das ligas. Logo após o desmolde das lingoteiras, obtiveram-se dois lingotes, um para cada liga (752 e 782), com os termopares instalados nas posições TP1, TP2 e TP3. Logo após foram preparados para os cortes das amostras para caracterização e revelações de macro e microestruturas e demais ensaios.

4.2.3. Análises Metalográficas

As amostras dos lingotes foram seccionadas longitudinalmente ao meio, e uma das metades foi usada para análise macroestrutural e a outra particionada em três partes (transversais) utilizada para análise da microestrutura.

Para a revelação da macroestrutura, utilizou-se um ataque químico com Água Régia Fluorada (270mL de H₂O + 20mL de HNO₃ + 60mL de HCl + 10mL de HF). Para as análises micrográficas, as amostras foram extraídas das secções transversais dos

lingotes obtidos, e preparadas segundo a norma ASTM E3, com sequência de lixas #200, #320, #400, #600 e #1200, sendo finalizadas com polimento usando alumina de $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$. Para a revelação de microestrutura foi utilizado ácido fluorídrico (HF 5%) e água deionizada. A Figura 4.4 apresenta um esquema ilustrativo das regiões retiradas do lingote onde foram realizadas as análises metalográficas.

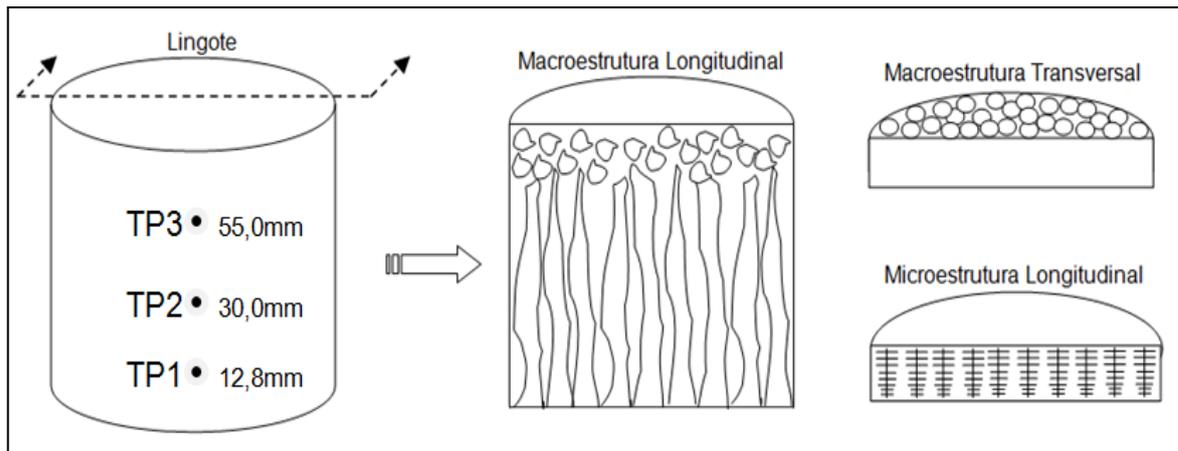


Figura 4.4. Ilustração do lingote solidificado com indicação dos termopares e seções analisadas para macrografia e micrografia.

As propriedades mecânicas de dureza, desgaste superficial e resistência à tração das ligas em estudo (752 e 782) foram analisadas e comparadas na condição bruta de solidificação e, em uma segunda etapa, na condição do pós-tratamento térmico, por meio de ensaios mecânicos. Por meio destes ensaios foi possível identificar a resistência mecânica das ligas, com a variação do zinco nos estados de formação estrutural e nas diferentes condições de processamento.

4.2.4. Medidas de Dureza Brinell

As amostras foram submetidas aos ensaios de dureza Brinell segundo as normas ASTM E10 e a leitura dos resultados foi realizada em outro equipamento com visor óptico com precisão de medida de $0,01\text{ mm}$. Em todas as amostras foram realizadas seis medições de dureza e feita a média, de acordo com a norma citada.

➤ Os gráficos apresentados para mostrar os resultados dos ensaios foram gerados com base nas tabelas (mostradas no ANEXO) onde estão os dados

coletados.

➤ Os desvios padrão (DP) apresentados foram calculados via software Excell, tomando-se como base a raiz quadrada da variância. As barras colocadas nos gráficos mostram uma representação gráfica da variabilidade de dados coletados e indica a possibilidade de erro da medição, para mais ou para menos, mostrando o quão distante poderão estar o valor indicado do valor médio.

4.2.5. Medidas de Microdureza Vickers

As amostras foram submetidas aos ensaios de microdureza Vickers segundo a norma ASTM E92, utilizando penetrador de geometria piramidal feito de diamante e carga de 5g, com tempo de 30 segundos, em equipamento apropriado com sistema digital integrado para operação, identificação e leitura dos dados do ensaio. A preparação das amostras seguiu os padrões estipulados por norma e foi utilizado o polimento eletrolítico, tendo em vista a pequena carga aplicada e para evitar um possível encruamento no corpo de prova (amostra). Para cada região analisada, foram realizadas seis medições de microdureza.

4.2.6. Ensaio de Tração

Para os ensaios de tração foram confeccionados corpos de prova (CP) cilíndricos de acordo com a norma ASTM E8-M, para utilização em equipamento apropriado com sistema digital integrado para os testes.

Os CPs (dois por posição) foram retirados nas regiões dos termopares de monitoramento térmico da solidificação. A Figura 4.5 mostra uma representação esquemática da região de retirada dos CPs nos lingotes das Ligas 752 e 782, com um total de seis CPs por liga para o teste de tração no EBS e mais seis, por liga, para teste de tração no pós-TT, somando um total de 24 CPs.

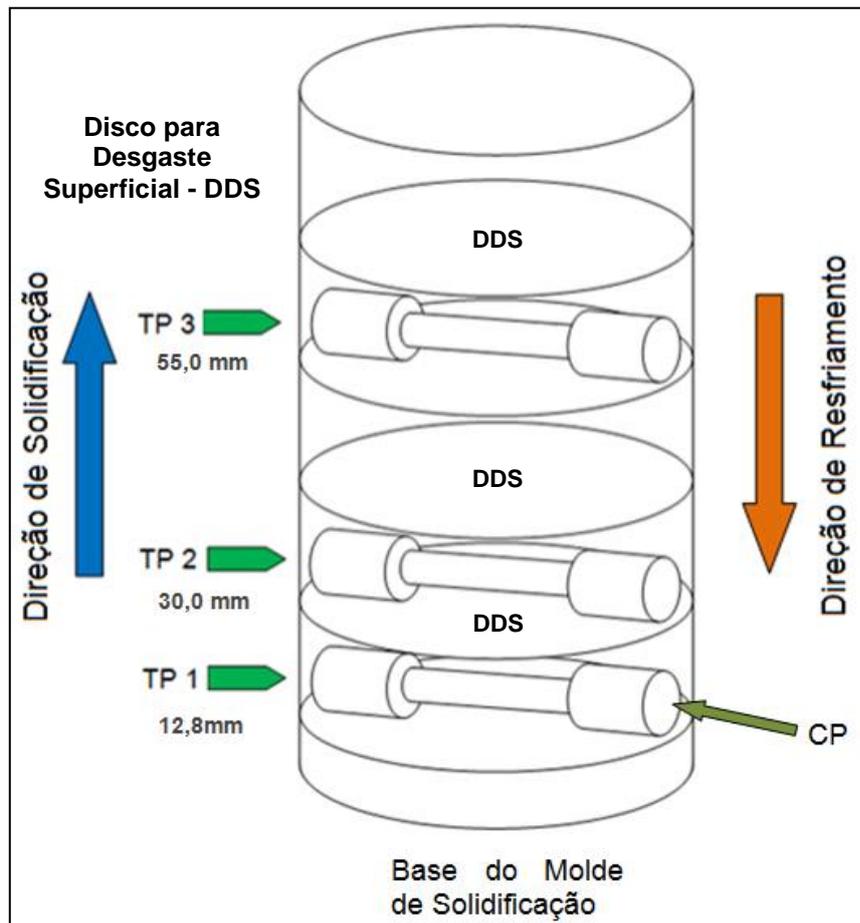


Figura 4.5. Representação esquemática das regiões de retirada dos CPs no lingote para os ensaios de tração, com as respectivas posições dos termopares.

Foram utilizados corpos de prova de seção circular com diâmetro de 6 mm para a área útil, 10 mm de diâmetro nas extremidades, 40 mm no comprimento útil e 68 de comprimento total. A Figura 4.6 mostra uma ilustração do CP utilizado.

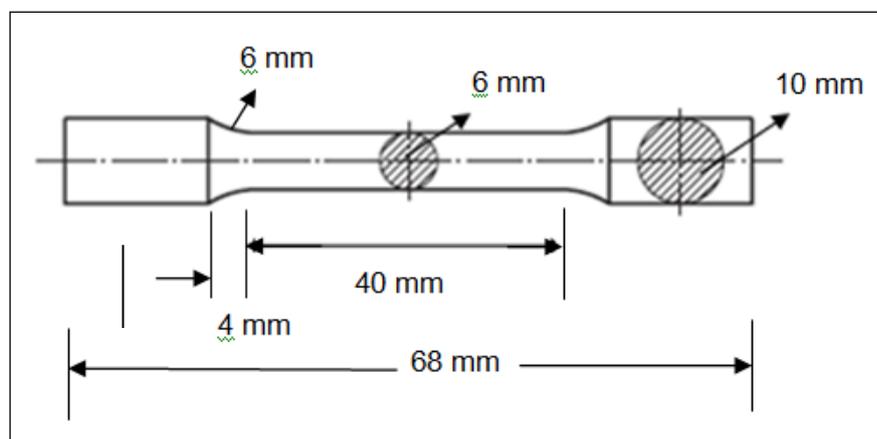


Figura 4.6. Esquema do corpo de prova utilizado para os ensaios de tração.

4.2.7. Ensaios de Desgaste

O ensaio de desgaste do tipo pino-disco se dá quando uma pequena superfície abrasiva é pressionada contra o disco que se encontra em rotação. Para facilitar a realização das medições das larguras da pista de desgaste foi desenvolvido e construído no LAMAT-PUCRS um gabarito de medições. Após traçar no disco (CP) as oito posições de medição defasadas em 45° uma da outra, o disco é posicionado em um dispositivo rotativo que permite seu correto posicionamento no dispositivo óptico. A Figura 4.7 mostra: (a) o gabarito de medição e (b) o conjunto montado para a inspeção óptica de medição do disco.

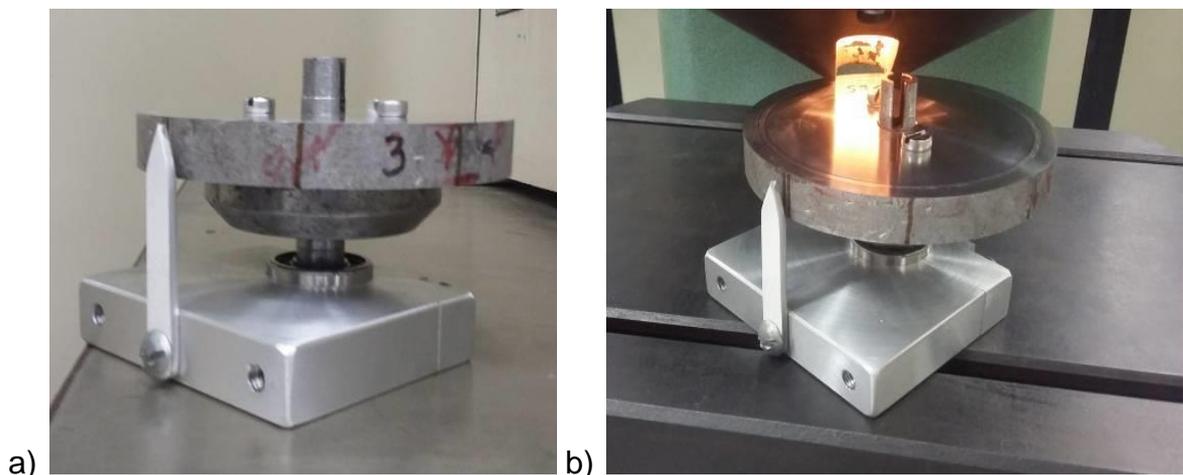


Figura 4.7. (a) Gabarito com disco para leitura do desgaste e, (b) conjunto posicionado no sistema óptico de medição.

Conforme a norma ASTM G77, de 2010, o resultado do teste é obtido pelo cálculo da perda de volume ou largura da pista de desgaste do corpo de prova em forma de disco, através das análises de evolução destas dimensões da pista de desgaste ou pela perda de volume do disco, calculado através da perda de massa (VERDI, 2011).

Para os ensaios de desgaste, de acordo com a norma citada, foi estipulada uma distância de 1000 metros para cada face dos discos, de cada região dos termopares TP1, TP2 e TP3, somando seis faces para cada liga, em um total de 12 faces. Cada face foi analisada de 100 m em 100 m, totalizando 10 subetapas de ensaios medidos em oito pontos equidistantes na pista de desgaste até finalizar os

1000 m para o ensaio completo. Cada disco foi marcado em oito pontos equidistantes no seu perímetro, para padronizar as áreas de medição da pista de desgaste. Durante todo o ensaio, foram realizadas 80 medições por face, totalizando 480 medições nas seis faces dos três discos de cada liga. Como foram duas ligas analisadas, finalizaram-se os ensaios com 960 medições de desgaste de pista de ensaio no EBS, e mais 960 medições para o pós-TT, totalizando 1.920 medições de largura de pista de desgaste.

4.2.8. Tratamentos Térmicos

Para definição dos parâmetros para os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial, foram realizados ensaios prévios com diversas amostras das ligas para se estabelecer as melhores condições para as duas composições químicas. Estes ensaios prévios são mostrados em tabelas no Capítulo 5 e tiveram como base a pesquisa bibliográfica. Após as análises de tempo e temperatura destes ensaios, foram estipulados os melhores e mais adequados parâmetros para os tratamentos térmicos. A melhor condição para a solubilização foi com uma temperatura de 470°C por um tempo de 3 horas, e para o envelhecimento artificial foi de 150°C por um tempo de 3 horas, ambos em forno tipo mufla, com temperaturas estabilizadas.

4.2.8.1. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado no forno tipo mufla, o qual foi pré-aquecido durante 80 minutos para estabilizar a temperatura interna, obtendo-se assim uma variação térmica de no máximo 10°C. Também se utilizou um termopar no interior do forno como acessório de suporte para a confiabilidade da temperatura de ensaio.

As peças selecionadas como amostras das duas ligas foram colocadas no forno com um leiaute preparado em uma bandeja metálica, para separação equidistante das amostras acondicionadas, com temperatura pré-estabilizada e monitorada em 470°C por um tempo de 3 horas, e logo após a retirada do forno, foi realizada uma têmpera, com resfriamento rápido em água a 25°C. Em seguida, estas amostras foram levadas a procedimentos de medidas de dureza Brinell, identificado nas tabelas como HB 2

(dureza pós solubilização). A medição de dureza ocorrida na condição bruta de solidificação (EBS) foi identificada por HB 1. Após, deu-se continuidade as análises, com o monitoramento da evolução das durezas nas amostras com o tempo.

4.2.8.2. Envelhecimento Artificial

O tratamento térmico que se segue ao de solubilização foi o de envelhecimento artificial, realizado em forno tipo mufla, em temperatura estabilizada a 150°C por 4 horas. Após este tratamento térmico, as amostras foram novamente levadas para o procedimento de medida de dureza Brinell. Esta coleta de medições é informada como HB 3 (dureza no pós envelhecimento artificial).

Após este ensaio HB 3, as amostras passaram por um novo ensaio, o HB 4, onde as amostras foram armazenadas no laboratório, em temperatura ambiente de aproximadamente 25°C por 27 dias e, em seguida, realizada nova etapa de medições. Após, as amostras foram preparadas para os ensaios de propriedades mecânicas na condição Pós-TT. Ambos os ensaios realizados no EBS e no Pós-TT seguiram a mesma metodologia.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Obtenção das Ligas

A partir das curvas de resfriamentos das duas ligas apresentadas nos gráficos da Figura 5.1, foi determinada a derivada primeira destas curvas, permitindo evidenciar com mais precisão os pontos de inflexão das curvas de resfriamento, e assim, determinar as temperaturas de interesse. Pode-se observar que ambas tiveram um comportamento térmico muito semelhante, haja vista que entre as ligas há apenas a diferença no percentual de zinco, de 3% em massa.

A solidificação na Liga 752 teve início em 637°C, bem próximo das binárias (temperatura *Liquidus*), finalizando em 582°C (temperatura *Solidus*). Para a Liga 782, a solidificação teve início em 629°C (temperatura *Liquidus*), finalizando, também, em 582°C (temperatura *Solidus*). Estas temperaturas são da mesma ordem de magnitude do que tem sido relatado na literatura e melhor abordadas na página 135.

A Figura 5.1 mostra nos gráficos de solidificação das Ligas 752 (a) e 782 (b), as curvas de resfriamento e as respectivas derivadas primeiras elaboradas com uma taxa de amostragem de uma coleta térmica por segundo (1 Hz), totalizando em média 3.490 dados coletados em 1.250 segundos, tempo médio total do processo de solidificação para as duas ligas. Observa-se que o tempo de resfriamento é menor para a Liga 782.

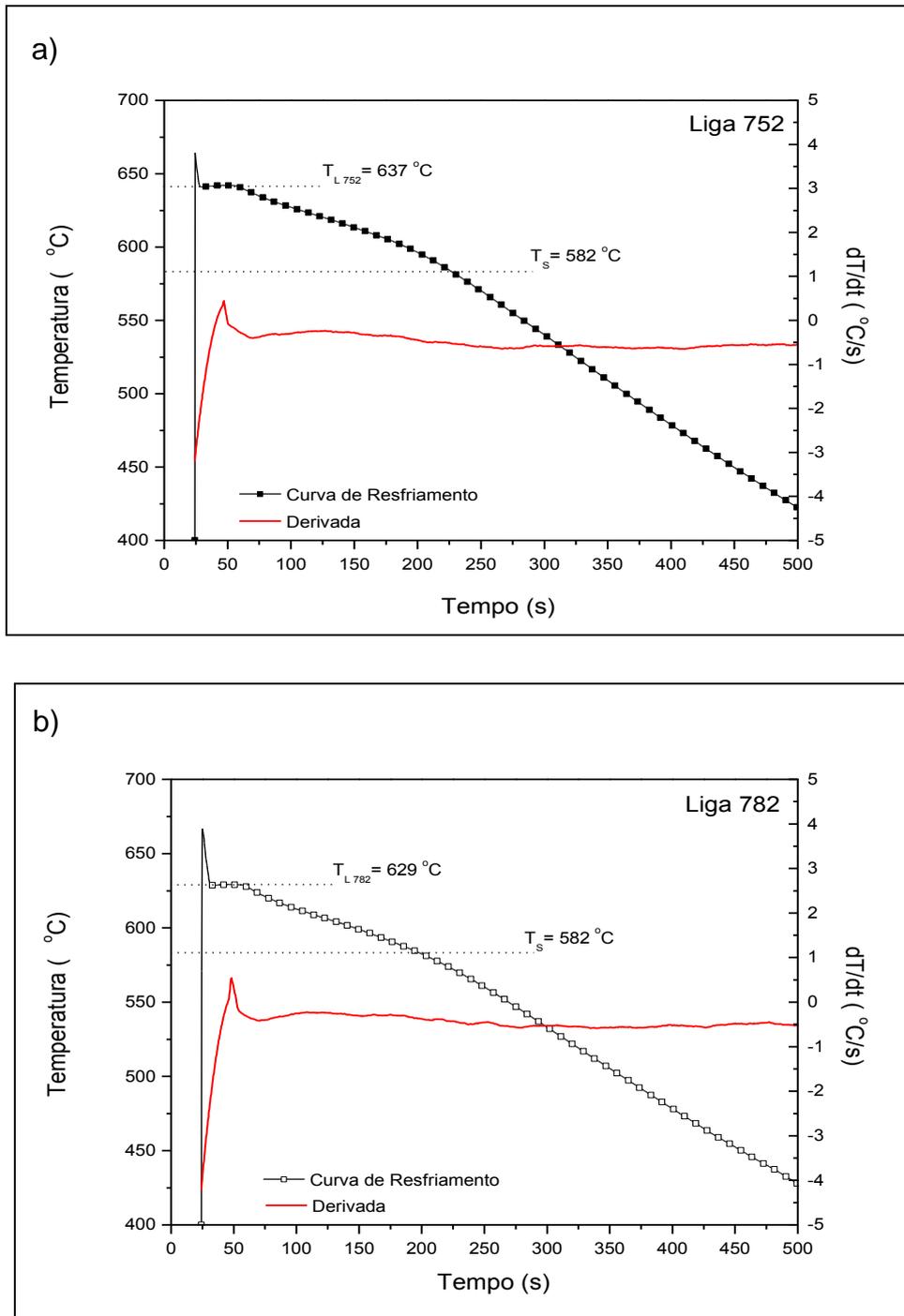


Figura 5.1. Análises térmicas das ligas: (a) 752 e (b) 782.

Por meio de um corte transversal na altura do termopar tipo K, foram retiradas duas amostras para análises das composições químicas realizadas no Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO), mostradas na Tabela 5.1. As composições químicas prévias mostraram-se dentro do planejado, com tolerâncias de até 10% em massa para os valores médios de duas medições para cada liga.

Tabela 5.1. Composições químicas para as Ligas 752 e 782 (% em massa).

COMPOSIÇÃO QUÍMICA - EBF									
Equipamento:		Espectrômetro de Emissão Óptica - OES (NUCLEMAT - PUCRS)							
Liga	752	Percentual de Composição na Amostra (%)							
Amostra	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Ni	Si
1	92,06	5,55	1,96	0,00	0,01	0,26	0,03	0,01	0,08
2	92,00	5,61	1,97	0,00	0,01	0,25	0,03	0,01	0,08
Média	92,03	5,58	1,97	0,00	0,01	0,26	0,03	0,01	0,08

COMPOSIÇÃO QUÍMICA - EBF									
Equipamento:		Espectrômetro de Emissão Óptica - OES (NUCLEMAT - PUCRS)							
Liga	782	Percentual de Composição na Amostra (%)							
Amostra	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Ni	Si
1	88,51	8,90	2,27	0,01	0,00	0,20	0,01	0,01	0,06
2	89,00	8,50	2,12	0,01	0,00	0,20	0,01	0,01	0,07
Média	88,76	8,70	2,20	0,01	0,00	0,20	0,01	0,01	0,07

As análises de macroestrutura foram realizadas nas amostras retiradas da seção transversal do centro dos lingotes, na região imediatamente acima das pontas dos termopares. As macroestruturas para as Ligas 752 e 782, mostradas na Figura 5.2, apresentam granulação predominantemente colunar grosseira, o que evidencia a baixa taxa de extração de calor no sistema, ideal para análises térmicas.

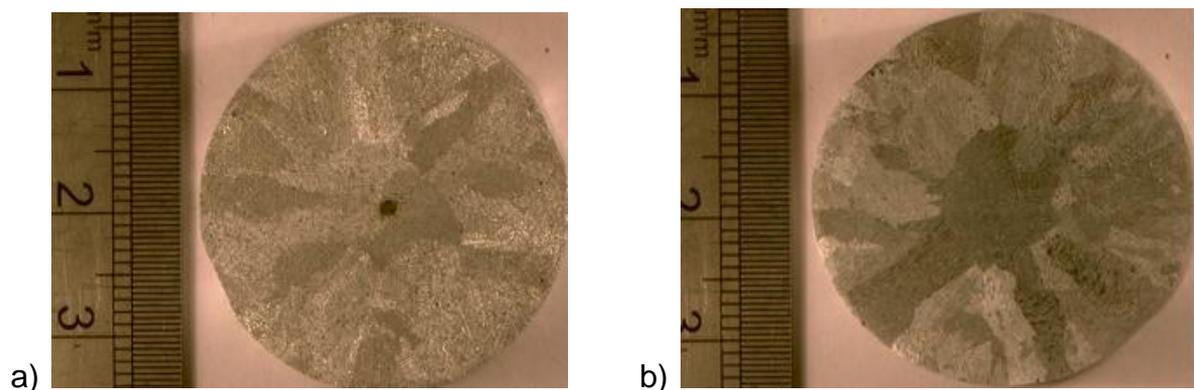


Figura 5.2. Macrografias transversais dos lingotes solidificados nos Tec-Tips: (a) Liga 752 e (b) Liga 782.

Para a análise micrográfica de MEV com o auxílio do EDS, o qual forneceu imagens (Figura 5.3) da microestrutura formada na Liga 752, se pode identificar a matriz de alumínio – denominada fase alfa (Al- α), e os compostos intermetálicos

formados nos contornos dos grãos.

- As imagens de MEV e EDS estão repetidas e ampliadas no ANEXO C.

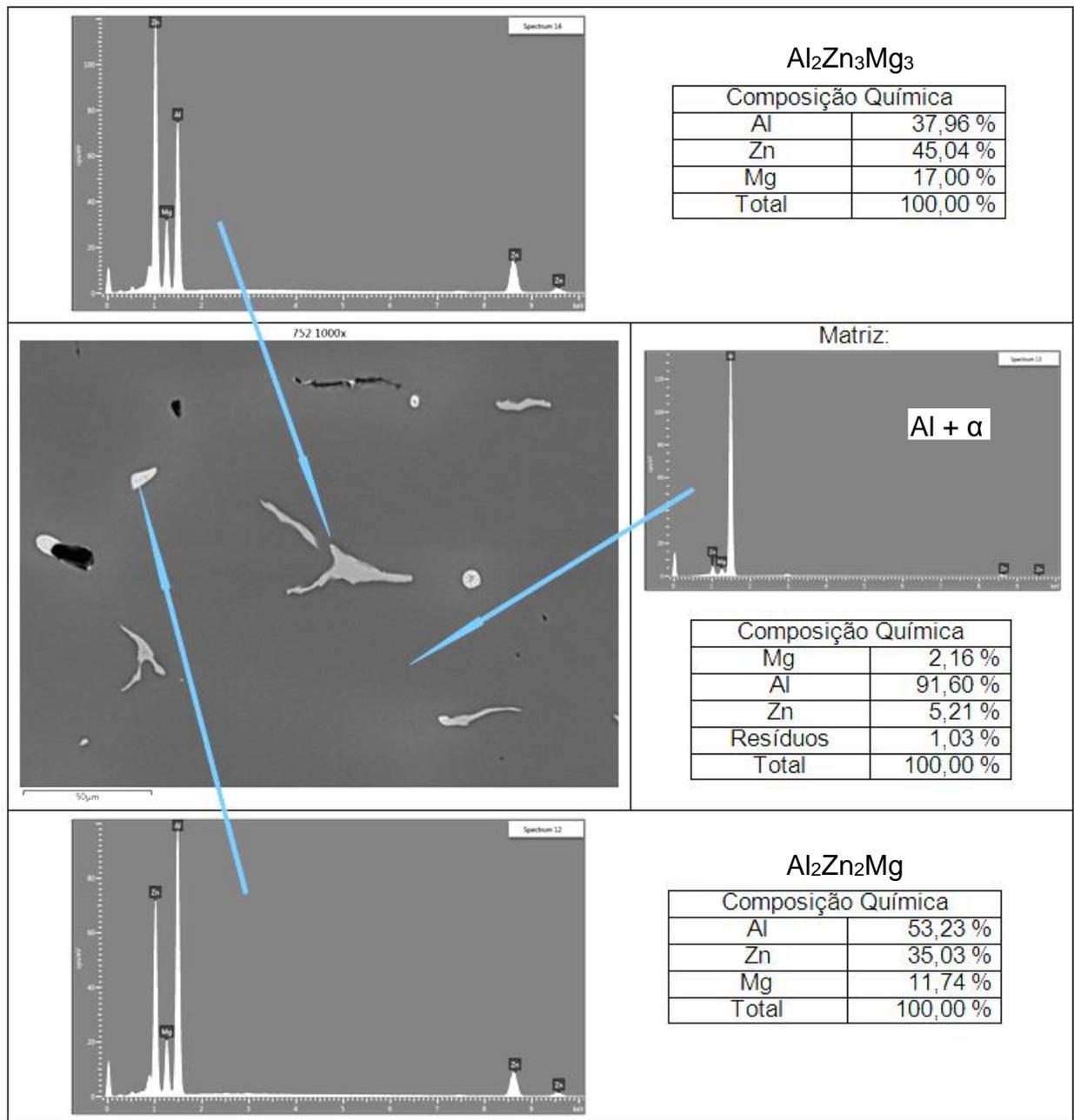


Figura 5.3. Micrografias em MEV (com ampliação de 1000x) e resultados de EDS da Liga 752.

Nas análises realizadas da Liga 752 foi possível identificar a formação dos intermetálicos (Al₂Zn₂Mg) e (Al₂Zn₃Mg₃). Segundo Lim, Eun e Nam (2003), nesse tipo de liga os intermetálicos em equilíbrio com a matriz alumínio mais comum são:

intermetálicos η (Zn_2Mg), T ($Al_2Zn_3Mg_3$) e β (Al_3Mg_5). Este último somente aparece quando o teor de magnésio é muito mais alto que o teor de alumínio.

Por meio de uma análise mais detalhada dos intermetálicos, foi localizado o intermetálico η , que por sua vez é uma estrutura pseudo-binária eutética formada por $Al-\alpha + Zn_2Mg$ (Figura 5.4). O intermetálico T pode variar em sua composição química de $Al_2Zn_3Mg_3$ até $Al_6Zn_3Mg_3$ (DELLAH et al., 2013).

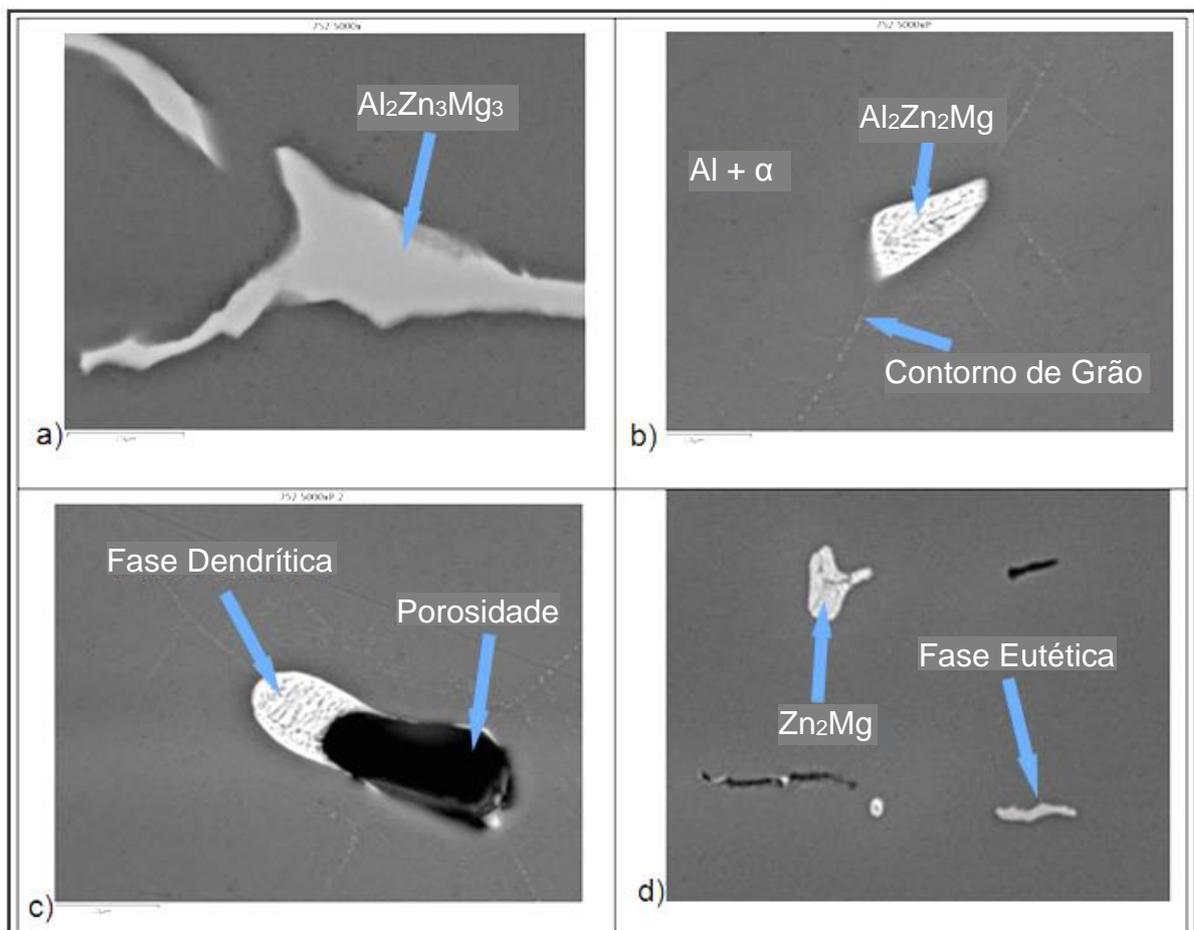


Figura 5.4. Micrografias em MEV (com ampliação de 5000x) e resultados de EDS com identificação das estruturas na Liga 752.

A Figura 5.5 mostra imagens da microestrutura da Liga 782, onde se pode identificar a matriz rica em alumínio ($Al-\alpha$) e os compostos intermetálicos. Nas análises realizadas foi possível identificar a formação dos intermetálicos dentro da matriz de alumínio, tais como: Al_4Zn_2Mg , Zn_2Mg , $AlZnMg$ e $Al_2Zn_3Mg_3$.

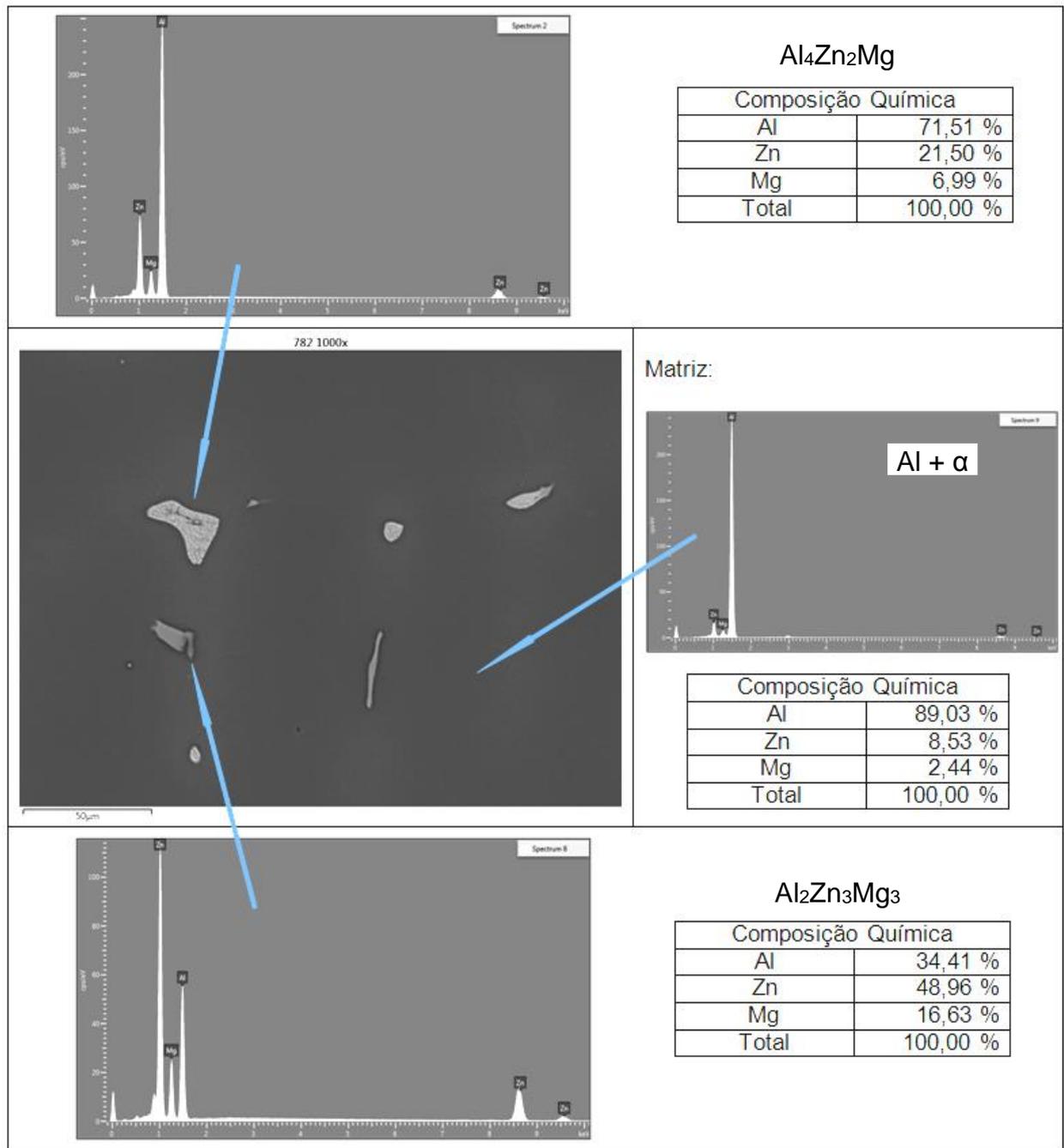


Figura 5.5. Micrografias em MEV (com ampliação de 1000x) e resultados de EDS da liga 782.

Para Soto et al. (2005), as características das ligas dos sistemas ternário e quaternário (AlZnMg, AlZnMgCu), na formação de precipitados, são influenciadas pela solubilidade sólida dos elementos de liga na matriz de alumínio e fases dispersas nesta. As identificações dos intermetálicos, em uma ou duas fases, na matriz de alumínio encontrada na microestrutura da Liga 782, incluindo porosidades, são mostradas na Figura 5.6.

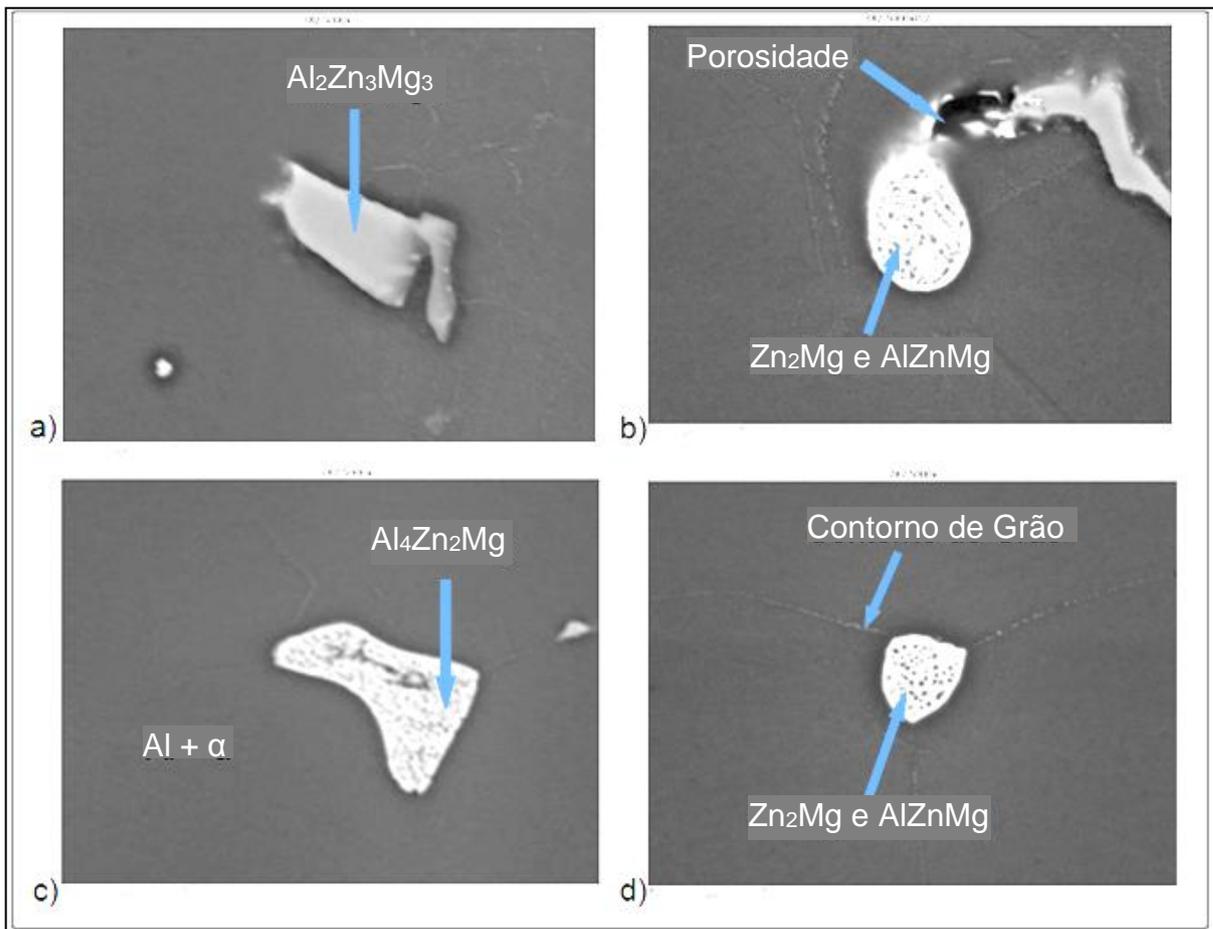


Figura 5.6. Micrografias em MEV (com ampliação de 5000x) e resultados de EDS com identificação das estruturas na liga 752.

5.2. Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente

Após a obtenção das ligas e certificação das composições químicas, estas foram solidificadas unidirecionalmente, em três lingotes separados para cada liga (752 e 782), com os termopares de monitoramento térmico instalados nas posições TP1, TP2 e TP3 (Figura 5.7). Logo após, os lingotes foram preparados para os cortes para caracterização e revelações de macro e microestruturas, e demais ensaios na condição bruta de solidificação (EBS).

Para os experimentos de solidificação unidirecional da Liga 752 (Al-5%Zn-2%Mg), a temperatura média do banho líquido ficou em torno de 720°C, e a diferença de temperatura entre os termopares TP1 e TP3 ficou em aproximadamente 5°C.

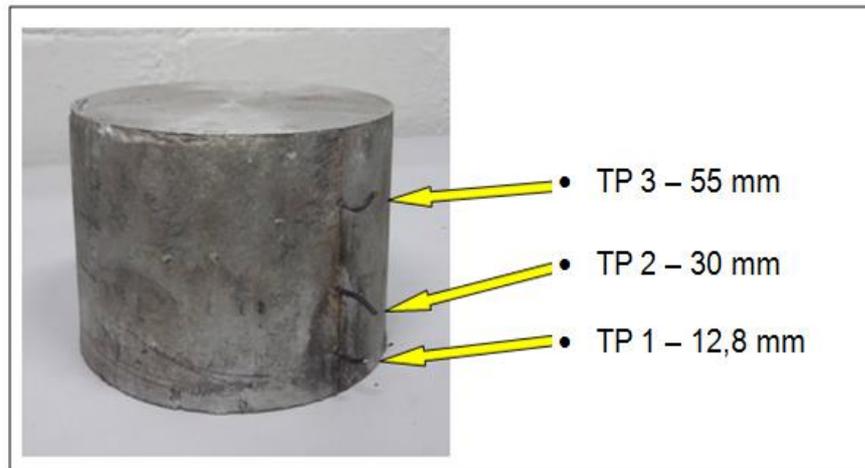


Figura 5.7. Lingote solidificado com indicação dos termopares e suas posições.

As Figuras 5.8 e 5.9 apresentam os perfis térmicos durante os experimentos de solidificação unidirecional das Ligas 752 e 782. A solidificação teve início em 637°C (temperatura *Liquidus*), finalizando em 582°C (temperatura *Solidus*), repetindo os valores obtidos nas análises térmicas.

Para as ligas no EBS, o tempo total para término da solidificação, correspondente ao termopar mais distante da base do lingote (TP3) foi de 160 segundos e apresentou um intervalo de solidificação de 55°C em 110s. Para a Liga 782 (Al-5%Zn-2%Mg), a temperatura média do banho também se manteve em torno de 720°C, com diferença de temperatura entre termopares de 5°C. A solidificação teve início em 629°C (temperatura *Liquidus*), finalizando em 582°C (temperatura *Solidus*), com tempo total de solidificação, no termopar TP3 de 145 segundos, com intervalo de solidificação de 47°C em 100s.

Pode-se observar uma considerável redução de temperatura em virtude da taxa de resfriamento com alta eficiência de extração de calor nos estágios iniciais de solidificação. Nota-se que os perfis de resfriamento para ambas as ligas são praticamente coincidentes, apesar da alteração no teor de Zn ter tido uma diferença de 3% a mais na Liga 782.

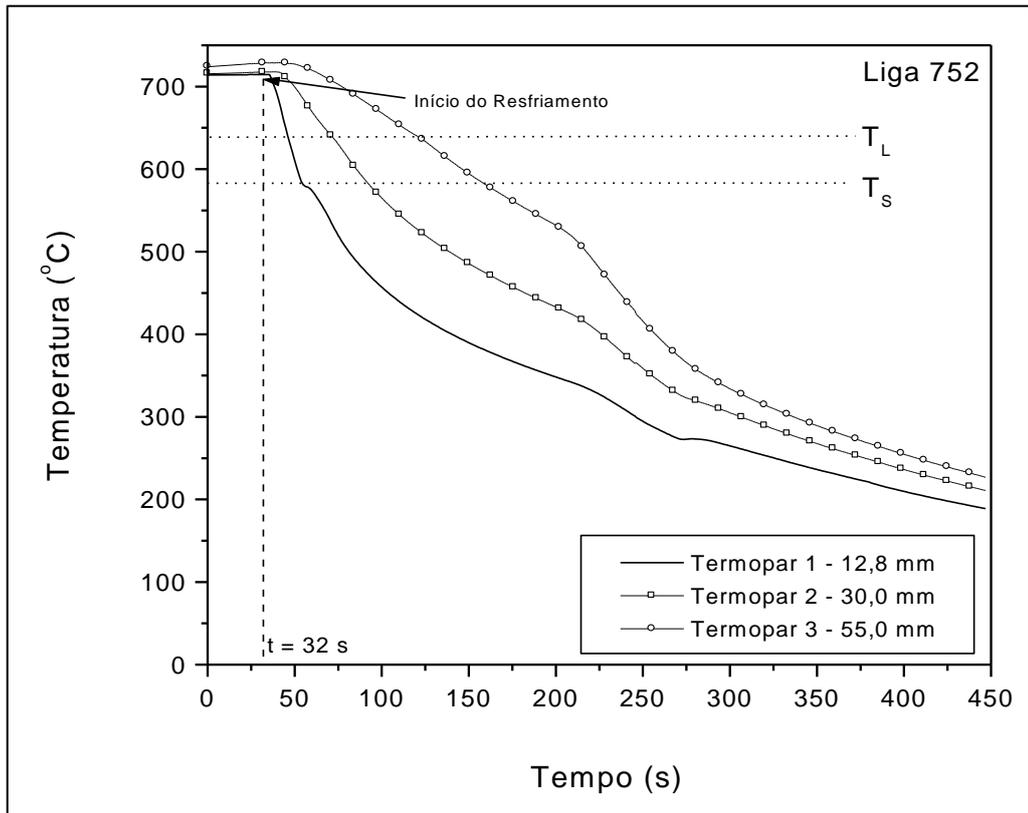


Figura 5.8. Curvas de resfriamento durante solidificação unidirecional da Liga 752.

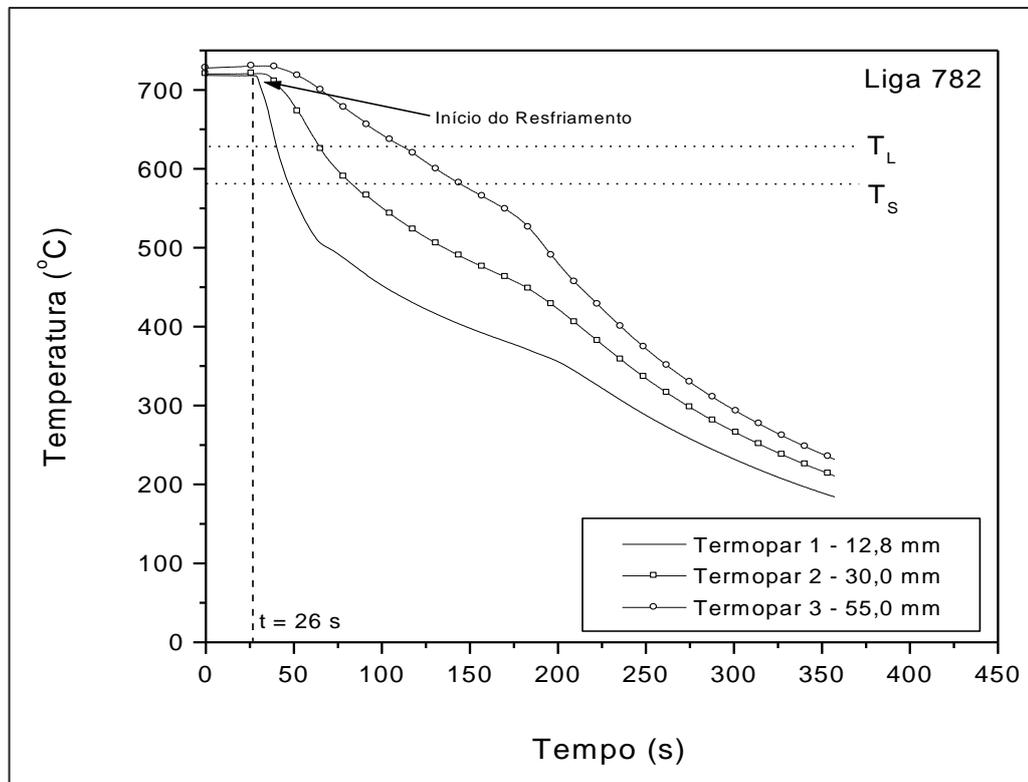


Figura 5.9. Curvas de resfriamento durante solidificação unidirecional da Liga 782.

A partir das curvas de resfriamento obtidas durante a solidificação unidirecional das Ligas 752 e 782, foi possível determinar os principais parâmetros de solidificação.

5.2.1. Parâmetros de Solidificação da Liga 752

Os perfis térmicos foram utilizados para determinar a posição da isoterma *Liquidus* em função do tempo. Esta foi obtida por meio da interseção da reta horizontal equivalente à temperatura *Liquidus* (T_L) com a curva de resfriamento correspondente à posição de cada termopar, ou seja, é o tempo de passagem da isoterma *Liquidus* naquela posição de início de solidificação no lingote.

A derivada da função $P = f(t)$ em relação ao tempo, ou seja, dP/dt (Equação 3.1), permitiu determinar as velocidades de deslocamento da isoterma *Liquidus* (V_L) para posições a partir da interface metal/molde.

Os gradientes térmicos no metal líquido à frente da interface de solidificação foram determinados pela Equação 3.2. Os valores das taxas de resfriamento (\dot{T}) para cada uma das posições dos três termopares, calculados a partir da isoterma *Liquidus* da curva de resfriamento, tomaram por base os intervalos de tempo correspondentes entre o início do resfriamento e a chegada da isoterma *Liquidus* ao termopar correspondente (Equação 3.3).

Os gráficos da Figura 5.10 mostram os principais parâmetros térmicos de solidificação da Liga 752, com suas respectivas equações obtidas por meio de aproximações com os dados experimentais (*fitting*).

Com a variação destes parâmetros do processo de solidificação, como velocidade de solidificação, gradientes térmicos, velocidade de solidificação e taxas de resfriamento, a macroestrutura da Liga 752 apresentou uma grande zona colunar e uma pequena região de granulação equiaxial na parte superior do lingote (conforme pode ser visto Figura 5.12a).

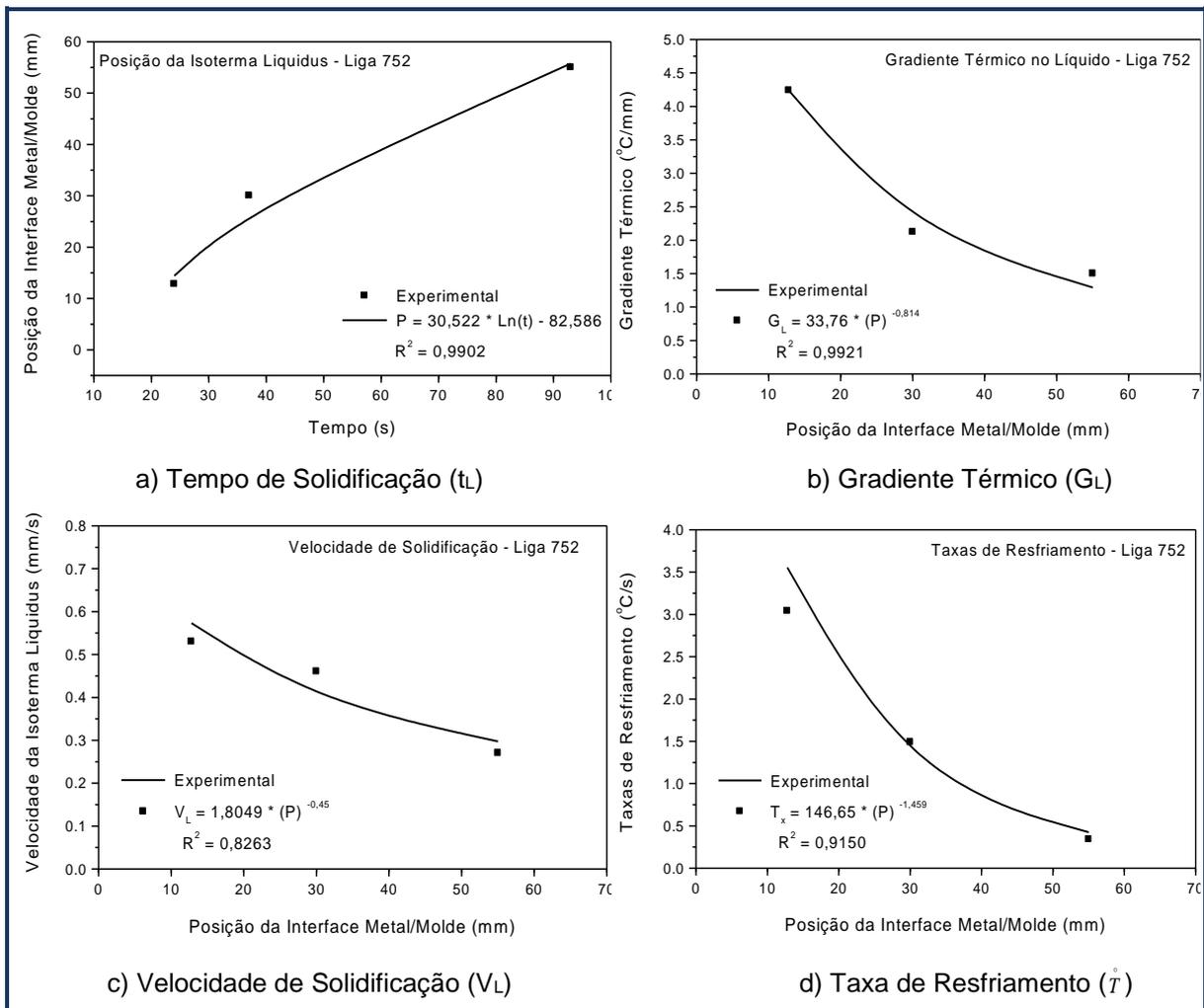


Figura 5.10. Parâmetros de solidificação da Liga 752: (a) Posição da isoterma *Liquidus*, (b) Gradiente térmico no líquido, (c) Velocidade de solidificação, e (d) Taxa de resfriamento.

A taxa de resfriamento e a velocidade de solidificação foram altas o suficiente para favorecer o crescimento colunar e iniciar uma formação equiaxial pequena, apenas no final da solidificação do lingote. Não foi gerada a região do TCE com boa definição. Esta condição de solidificação apresentada na Liga 752 com uma zona colunar predominante favorece a obtenção de propriedades anisotrópicas, onde se dá ênfase à direção colunar como base para o desenvolvimento das propriedades mecânicas da liga.

5.2.2. Parâmetros de Solidificação da Liga 782

A Figura 5.11 mostra os gráficos dos principais parâmetros térmicos de solidificação da Liga 782.

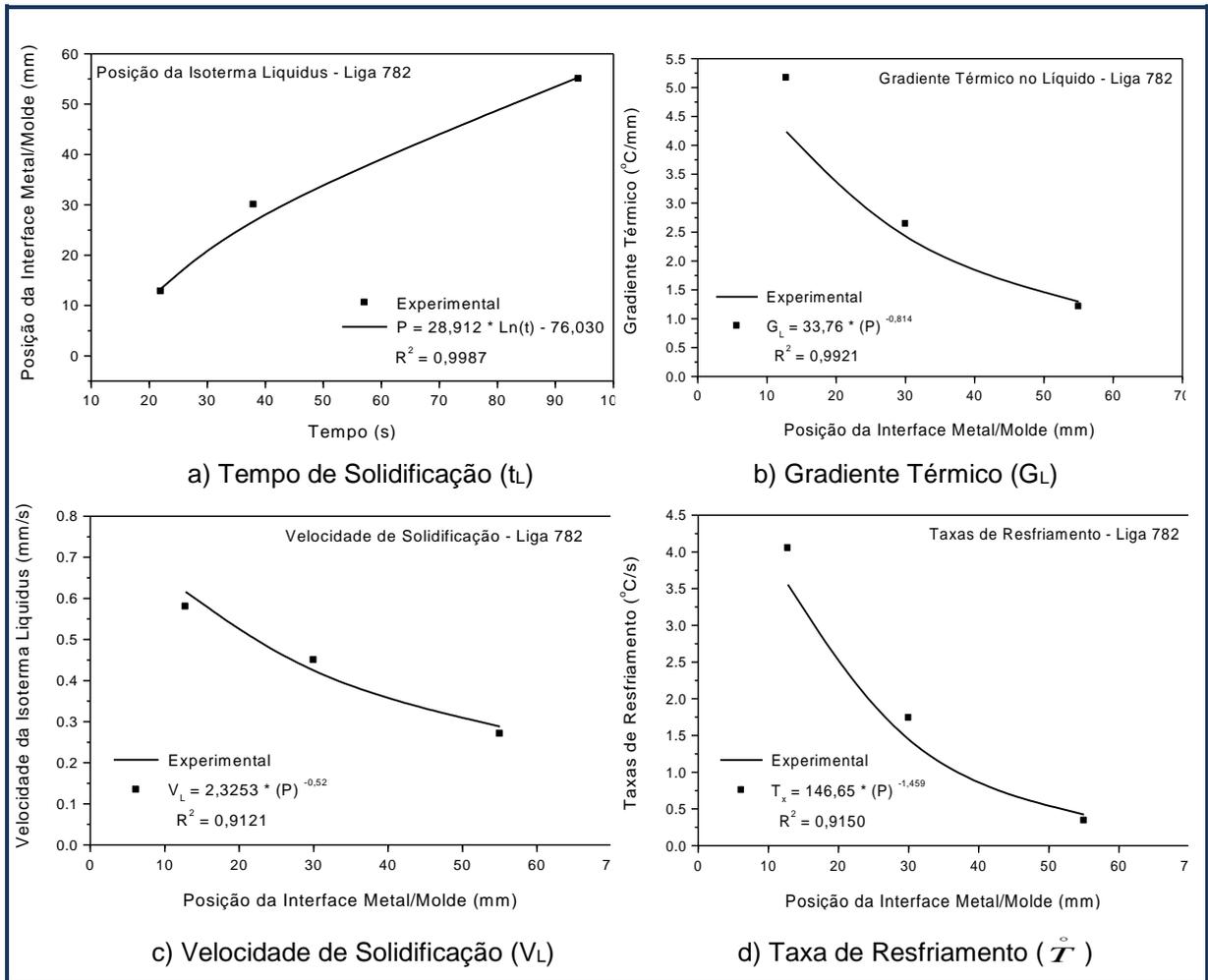


Figura 5.11. Parâmetros de solidificação da Liga 782: (a) Posição da isoterma *Liquidus*, (b) Gradiente térmico no líquido, (c) Velocidade de solidificação, e (d) Taxa de resfriamento.

Com os resultados gerados pelos mesmos parâmetros do processo de solidificação da Liga 752, como o t_L , G_L , V_L e \dot{T} , a macroestrutura da Liga 782 apresentou uma grande zona colunar mista, com uma região alinhada na direção vertical e outra sem orientação definida, difusa na direção vertical (ver Figura 5.12b). Ao contrário da Liga 752, a 782 não mostra a formação da região de granulação equiaxial. A taxa de resfriamento da Liga 782 foi maior, com $3,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ contra $2,5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ da Liga 752 para os mesmos 55 mm monitorados no lingote. Isso explica a inexistência da formação equiaxial na Liga 782 e, possivelmente, a perda de orientação vetorial da região colunar, pois não teve força suficiente para barrar o crescimento das colunas.

Em comparação com o trabalho de solidificação de um lingote da liga Al-5%Si, similar ao deste trabalho, também em um sistema unidirecional ascendente com

resfriamento do molde metálico por água corrente, Rodrigues (2007) obteve resultados de taxas de resfriamento de $\dot{T} = 6,0 (P)^{-0,6}$ e velocidade de solidificação de $V_L = 5,7 (P)^{-0,56}$. Os resultados deste trabalho, assim como os encontrados nesse, mostra uma diminuição na velocidade de solidificação e taxas de resfriamento menores para as posições mais afastadas da base de solidificação e, como resultado, uma macroestrutura totalmente colunar e uma microestrutura celular.

Neste trabalho, em acordo com Osório; Rosa; Garcia, 2008, a rejeição do soluto, ou do solvente, dá origem ao superesfriamento constitucional (SRC) pela formação de um gradiente térmico à frente da interface de solidificação, menor que o gradiente térmico do perfil de temperaturas *Liquidus* esperado para a liga. Dependendo do valor do SRC cria-se uma instabilidade na frente de solidificação, que dá origem a diferentes morfologias: planar, celular e dendrítica.

Dados similares foram encontrados por Queudet et al. (2017), onde a caracterização e o controle das microestruturas formadas e de suas transições que evoluem durante a solidificação são fortemente dependentes do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* (G_L) e da velocidade de deslocamento dessa isoterma (V_L).

Tal como em nossos experimentos, Silva et al. (2006) observaram que, em ligas diluídas do sistema Sn-Pb solidificadas em regime de fluxo de calor transitório, os espaçamentos celulares decrescem com o aumento do teor de soluto até o limite de aproximadamente 2% Pb. Também identificaram um brusco aumento do espaçamento no início da região de transição celular/dendrítica abrangendo uma variação das taxas de resfriamento de 0,5°C/s a 5,2°C/s.

Para Cruz et al. (2008), resultados similares a esses encontrados nestes experimentos com as ligas 752 e 785, em uma análise térmica experimental em processos de fundição podem ser utilizados em comparações com simulações fornecidas por uma diferença de fluxo de calor, com uma variação melhor no ajuste teórico-experimental dos parâmetros de solidificação, em atenção especial ao calor transitório, com perfis de coeficientes de transferência, pois estes mostram a

dependência do tempo de transferência de calor durante o curso de uma solidificação unidirecional direta de ligas de alumínio em moldes resfriados por água.

Em ligas de Al-Mg-Si, Brito et al. (2016), utilizando taxas de resfriamento superiores a 2°C/s e maiores gradientes térmicos, conseguiram um crescimento celular superior do que com taxas menores, modificando a microestrutura e controlando a transição de células para dendritas.

Para Shim et al. (2017), as variáveis térmicas de solidificação, como gradiente térmico (G_L) e velocidade de deslocamento da isoterma *Liquidus* (V_L), podem ser controladas e mantidas constantes ao longo da solidificação, permitindo analisar a influência de cada variável de forma independente, o que torna possível a determinação de relações quantitativas entre aspectos da microestrutura.

Em condições transitórias de fluxo de calor, como foram as solidificações das ligas 752 e 782, as variáveis térmicas de solidificação variaram livremente com o tempo e a posição dentro do metal, mas de forma interdependente, para que se possa determinar o impacto das variáveis térmicas de solidificação sobre as características da macroestrutura e da microestrutura de diversos sistemas metálicos.

De acordo com Garcia (2005), o desenvolvimento de microestruturas otimizadas no decorrer do processo de solidificação de ligas, como as encontradas nesse trabalho, é de fundamental importância para melhoramento das propriedades mecânicas requisitadas em projeto.

Peng et al. (2017) realizaram experimentos de solidificação direcional como os apresentados nesse trabalho, em regime estacionário de fluxo de calor, com uma liga de composição eutética do sistema Al-Cu-Ag, ou seja, Al-17,6%Cu-42,2%Ag. Os autores constataram que a microdureza aumentou com o crescimento da taxa de resfriamento e do gradiente térmico de solidificação e diminuiu o espaçamento lamelar da estrutura eutética.

5.3. Caracterização dos Lingotes

5.3.1. Composição Química

Para as análises de composição química das Ligas 752 e 782, foram retiradas amostras dos lingotes solidificados nas posições referentes aos termopares TP1, TP2 e TP3. Os resultados da composição química média para cada posição (2 medidas em cada amostra) são mostrados nas Tabelas 5.3 e 5.4.

Tabela 5.3. Composição química média para cada posição ao longo do lingote da Liga 752.

10/10/2016		COMPOSIÇÃO QUÍMICA											
Equipamento:		Espectrômetro de Emissão Óptica - OES (NUCLEMAT – PUCRS)											
LOTE		752		Percentual de Composição na Amostra (%)									
Amostras													
TP	Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
1	91,6	0,006	0,732	0,005	2,18	5,23	0,017	0,01	--	0,118	--	--	0,065
2	91,7	0,006	0,725	0,005	2,15	5,16	0,017	0,01	--	0,12	--	--	0,065
3	91,6	0,006	0,724	0,005	2,15	5,23	0,017	0,01	--	0,121	--	--	0,063

Tabela 5.4. Composição química média para cada posição ao longo do lingote da Liga 782.

10/10/2016		COMPOSIÇÃO QUÍMICA											
Equipamento:		Espectrômetro de Emissão Óptica - OES (NUCLEMAT – PUCRS)											
LOTE		782		Percentual de Composição na Amostra (%)									
Amostras													
TP	Al	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Sn	Ti	P	Si
1	89,4	0,005	0,222	0,005	1,99	8,25	0,007	0,015	--	--	--	--	0,052
2	89,4	0,003	0,182	0,002	2,00	8,30	0,006	0,015	--	--	--	--	0,05
3	89,3	0,003	0,183	0,001	2,02	8,33	0,006	0,015	--	--	--	--	0,046

É possível observar a uniformidade das composições químicas para cada posição dos termopares em ambas as ligas solidificadas. Nota-se uma contaminação do ferro proveniente do molde metálico. O cobre, níquel e cromo, presente em ambas as ligas, são identificados apenas como componentes residuais. Vale ressaltar que as ligas desenvolvidas para esta pesquisa não têm relação direta com as ligas comerciais

com a classificação da AA, apenas uma grande similaridade entre as composições químicas com as ligas conformadas AA7017 (com a 752) e AA7055 (com a 782), como pode ser observado na Tabela 3.1, que mostra um comparativo entre as composições químicas das ligas.

5.3.2. Macroestruturas

Nas análises das macroestruturas brutas da solidificação unidirecional vertical ascendente, (mostradas na Figura 5.12a), observa-se que a Liga 752 mostra uma macroestrutura quase que totalmente colunar, com uma região bem extensa, alinhada na direção vertical e bem visível, com aproximadamente 80% da área superficial do lingote com grãos colunares, e outra região superior bem menor, com aproximadamente 20% de estrutura equiaxial e com uma transição colunar-equiaxial (TCE) abrupta e bem definida logo após a região do TP3. A Liga 782 (Figura 5.12b) mostrou uma região colunar de crescimento alinhado e outra, com crescimento colunar em direções inclinadas, com descontinuidades da região colunar e sem orientação definida. Não ocorreu a formação da região de grãos equiaxiais e nem a TCE, apenas a ocorrência da desorientação da granulação colunar. Na Figura 5.12 destacam-se, ainda, o posicionamento sequencial dos termopares TP 1 (12,8mm), TP 2 (30mm) e TP 3 (55mm).

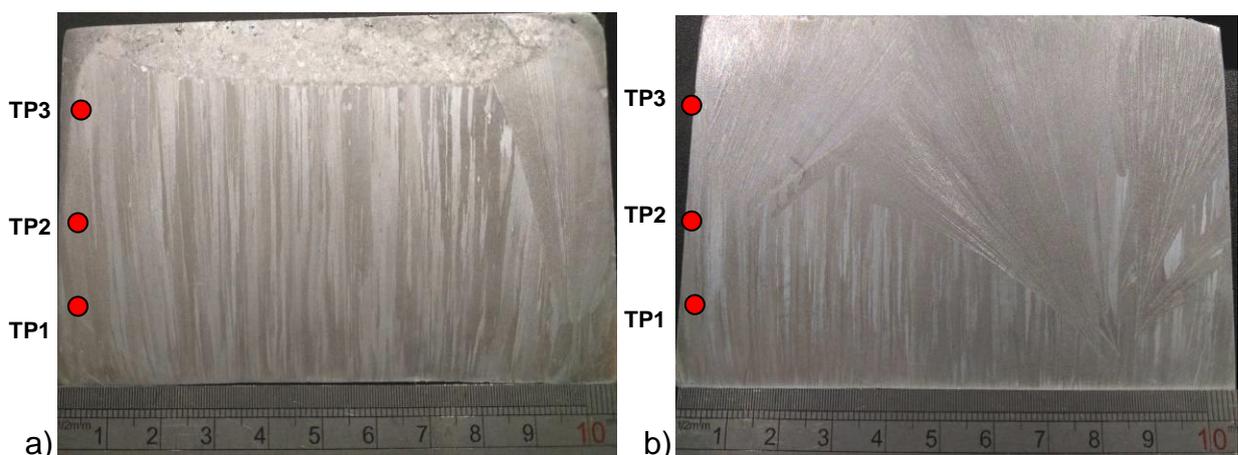


Figura 5.12. Macroestruturas longitudinais dos lingotes obtidos para as Ligas: (a) 752 e (b) 782.

O aumento do teor de zinco nas ligas suprimiu a formação colunar, provocada pela diminuição do tamanho de grãos nesta região, provocando uma dissipação

colunar irregular. Não se observa uma região equiaxial bem definida ao final da solidificação da Liga 782. Para ambas as amostras, permite-se afirmar que o aparato experimental utilizado para a solidificação unidirecional dos lingotes das Ligas 752 e 782 proporcionou maiores valores de taxa de resfriamento próximo à chapa-molde e decaiu ao longo do lingote (até o topo) devido ao acréscimo da resistência térmica gerada no deslocamento da porção solidificada da liga. O reflexo disso acarreta em uma estrutura colunar mais refinada do que grosseira, bem formada da base do molde até o TP3 para a Liga 752. Para a Liga 782, em comum a Rosa (2007) na página 50, obteve-se uma estrutura colunar mais refinada e regular do início da solidificação até o TP1, ocorrendo uma formação colunar discordante quanto mais distante da base do molde (a partir do TP2).

O gradiente térmico de solidificação (G_L) da Liga 752 variou de $4,3^\circ\text{C}/\text{mm}$ a $1,5^\circ\text{C}/\text{mm}$ entre o TP1 e o TP3, com uma taxa de resfriamento variando de $3,2^\circ\text{C}/\text{s}$ a $0,25^\circ\text{C}/\text{s}$ entre o TP1 e o TP3. Para a Liga 782, as variações do G_L entre os mesmos TPs foram de $5,35^\circ\text{C}/\text{mm}$ a $1,25^\circ\text{C}/\text{mm}$ e a variação da taxa de resfriamento foi de $4,2^\circ\text{C}/\text{s}$ a $0,4^\circ\text{C}/\text{s}$. Os resultados mostram que, na Liga 752, o diferencial térmico é de $2,8^\circ\text{C}/\text{mm}$ e a diferença de posição é de $42,2\text{mm}$. Para a Liga 782, o diferencial térmico é de $4,1^\circ\text{C}/\text{mm}$ para a mesma diferença de posição. Estes resultados confirmam que uma menor relação entre G_L e \dot{T} resultam em um favorecimento do crescimento de grãos colunares com a ocorrência da TCE perto do final da solidificação, como ocorreu na Liga 752 e, também, conforme relatados nos trabalhos de Brito et al. (2016), Garcia (2005) e Feitosa et al. (2006).

As macrografias transversais apresentadas na Figura 5.13 revelaram, em relação ao posicionamento sequencial dos termopares (TP), que:

- Para a Liga 752 observa-se que, nas três amostras referentes às regiões dos termopares (TP1, TP2 e TP3), ocorreu uma formação de grãos finos com contornos bem definidos.
- Para a Liga 782 observa-se que no início da solidificação, a amostra transversal da região do TP1 mostra uma zona colunar com grãos finos e bem formados em toda

a sua superfície de análise. Para a amostra da região do TP2, a superfície revelada mostra a área de análise quase que dividida pela metade, em uma região de granulação visível e outra não visível. Já para a amostra da região do TP3, não se identifica a estrutura colunar direcionada verticalmente na formação da macroestrutura.

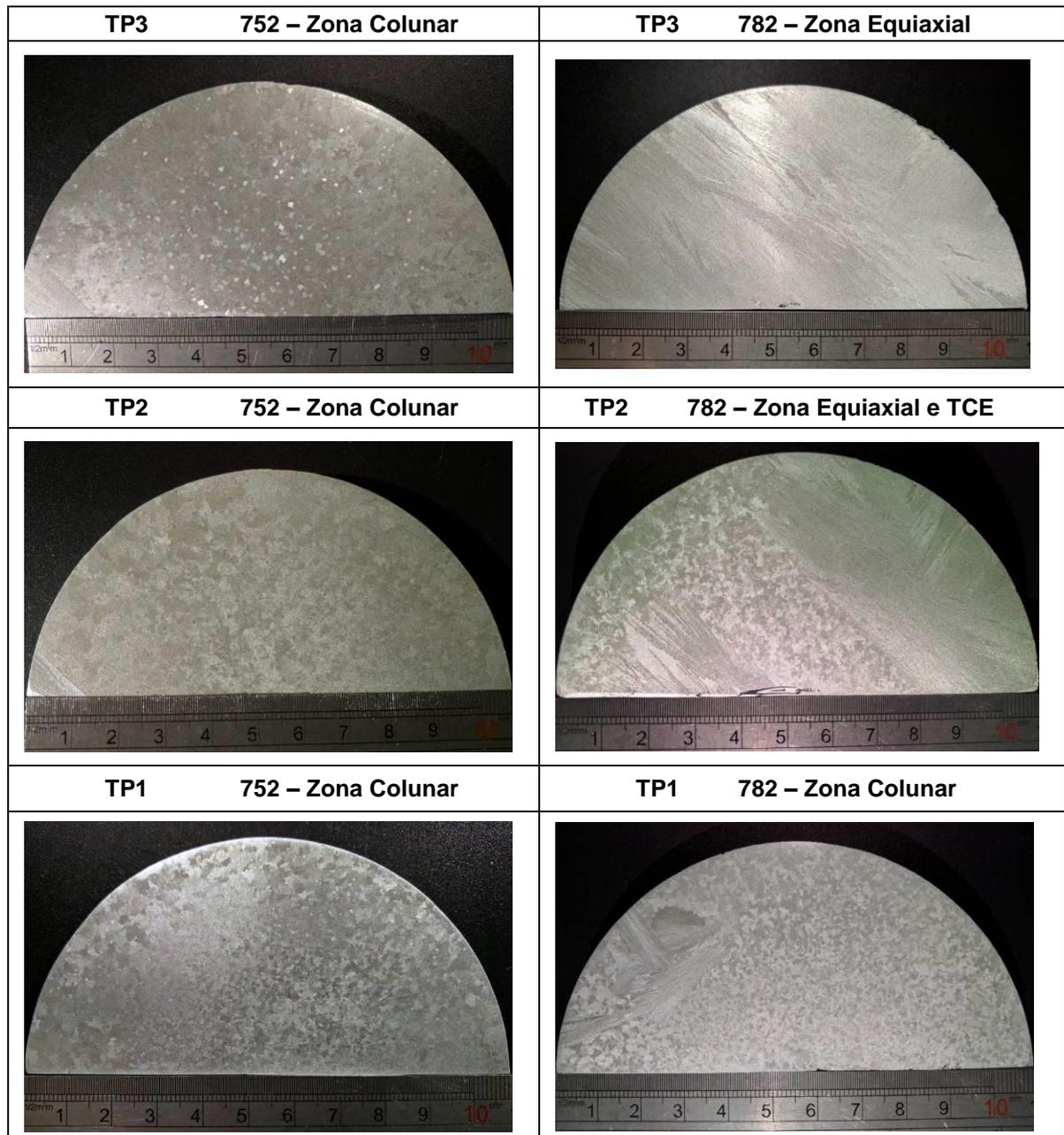


Figura 5.13. Macroestruturas transversais dos lingotes obtidos para as Ligas 752 e 782.

5.3.3. Microestruturas

Na análise da microestrutura formada no estado bruto de solidificação (EBS) da Liga 752, mostradas na Figura 5.14 em imagens de microscopia óptica com ampliações de 50x, 100x e 200x, para cada amostra retirada da região dos termopares observa-se que a presença de microporos é significativa em todas as posições do lingote.

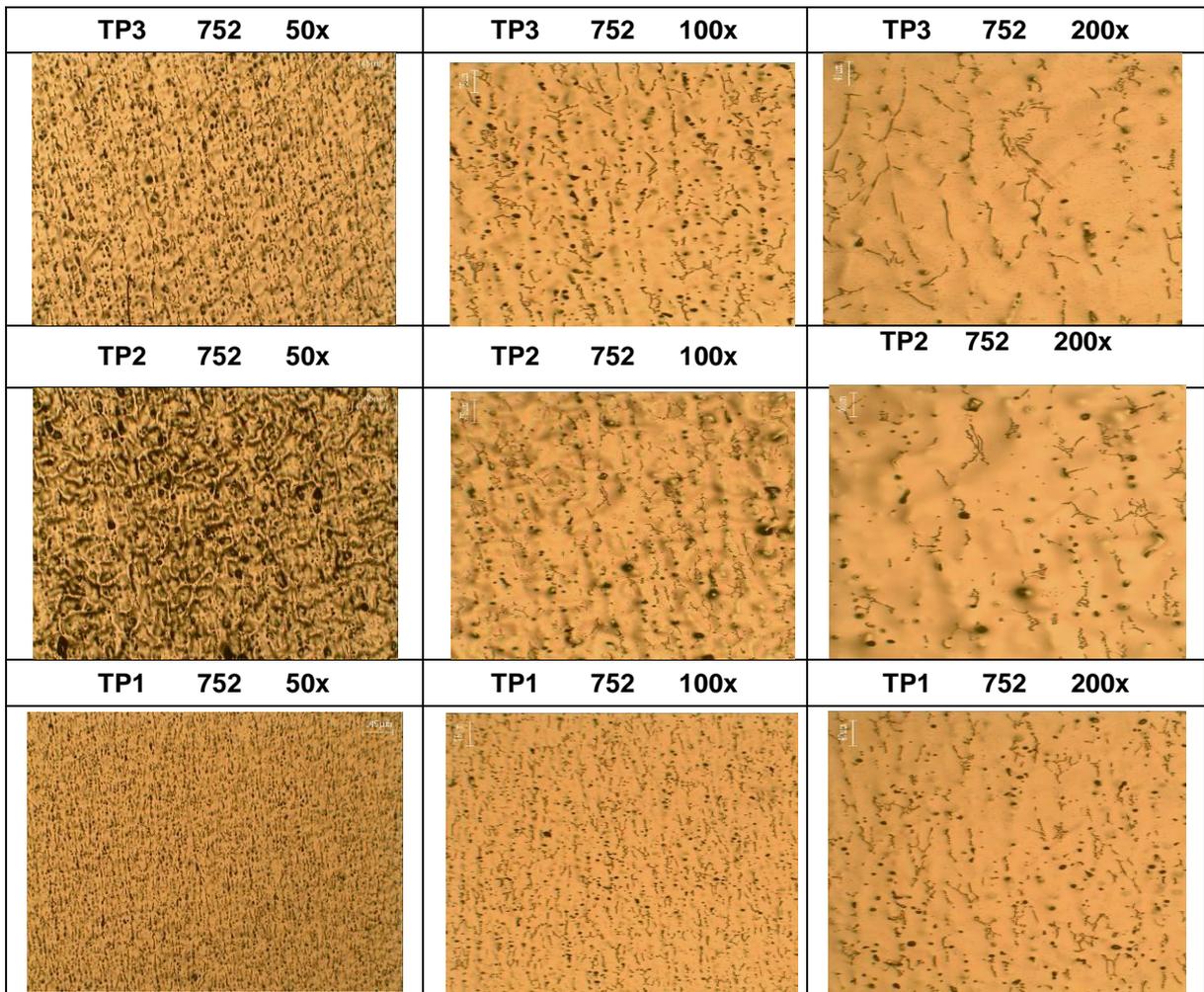


Figura 5.14. Microestruturas longitudinais da Liga 752 em microscopia óptica.

A formação microestrutural da Liga 752 resultou em um crescimento do tipo “celular” para as posições mais próximas da base do molde, com uma tendência a formação dendrítica na região do TP3.

Para a Liga 782 (Figura 5.15), também com ampliações de 50x, 100x e 200x para cada amostra retirada da região dos termopares, observa-se que também é visível a incidência de microporos. Há uma visível formação celular na região do TP1,

e uma transição celular-dendrítica no TP2. Na região do TP3, observam-se ramificações dendríticas nítidas, porém com uma desorientação colunar, como mostrado na macrografia da Figura 5.12b, sendo bem destacada na imagem com 50x.

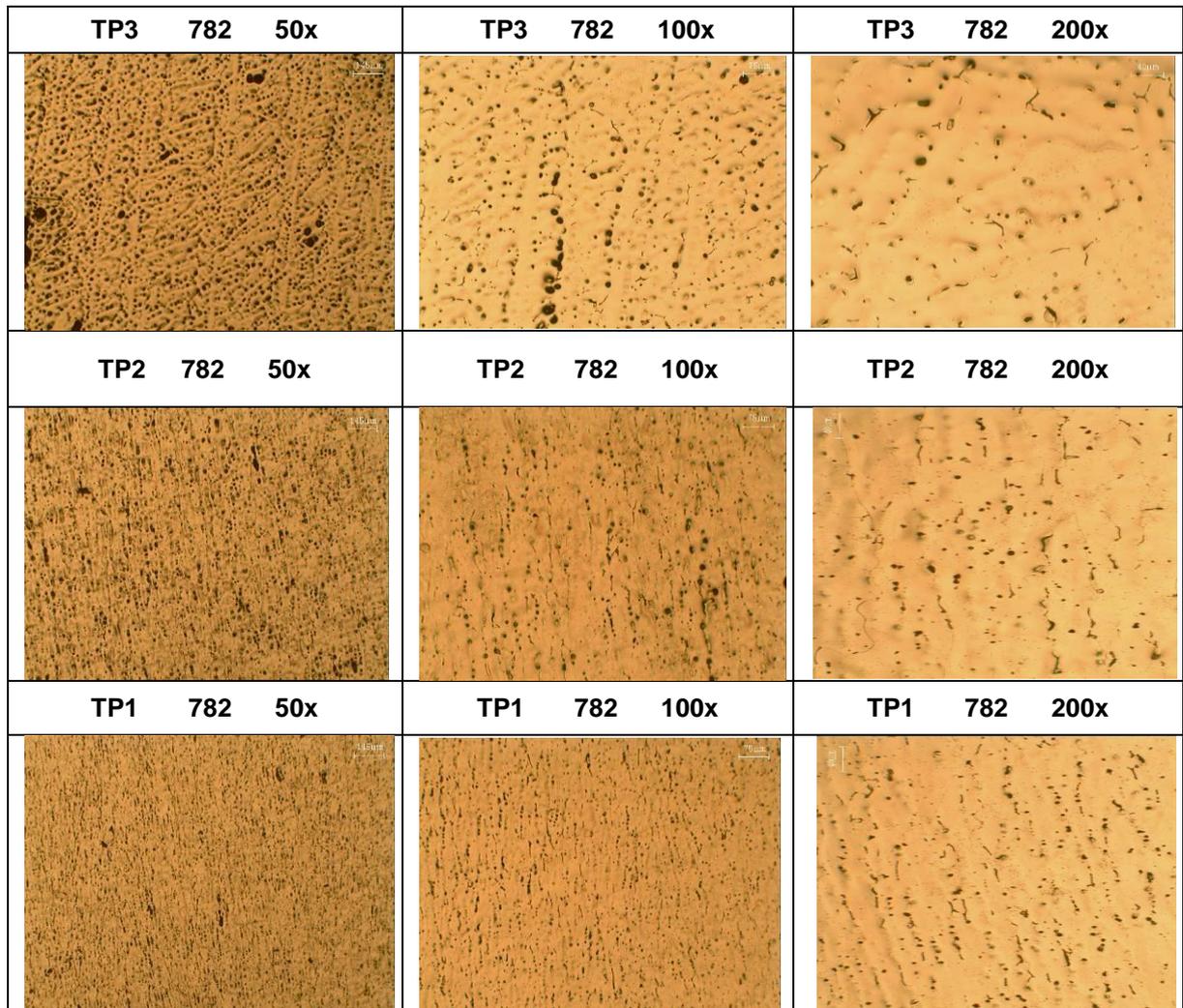


Figura 5.15. Microestruturas longitudinais da Liga 782 em microscopia óptica.

Estudos sobre a trabalhabilidade de ligas da série 6000, solidificadas unidirecionalmente e laminadas a frio, para a liga Al-0,6%Mg modificada com teores de Si, evidenciam que a variação deste teor de Si, ao construir estruturas heterogêneas com nítidas regiões de transição colunar/equiaxial, diminuiu a trabalhabilidade à frio da liga. O efeito do teor de Si evidencia que, apesar da crescente fluidez acrescentada pelo Si, não contribuiu para melhorar a trabalhabilidade destas ligas, portanto, é conveniente evitar a transição colunar/equiaxial, pois esta mudança na macroestrutura no EBS não apresenta bons resultados para este comportamento mecânico (FEITOSA et al., 2006).

As duas ligas apresentaram uma microestrutura que consiste de um arranjo celular com a matriz rica em alumínio, nas regiões claras, e outra intercelular rica em intermetálicos com os constituintes da liga, como Al-Zn, Al-Mg e Zn-Mg. Por estarem sem tratamento térmico, ambas as ligas mostraram uma morfologia celular com pequena formação dendrítica em estruturas eutéticas com a fase alfa rica em alumínio. A Figura 5.16 mostra as microestruturas transversais das Ligas 752 e 782.

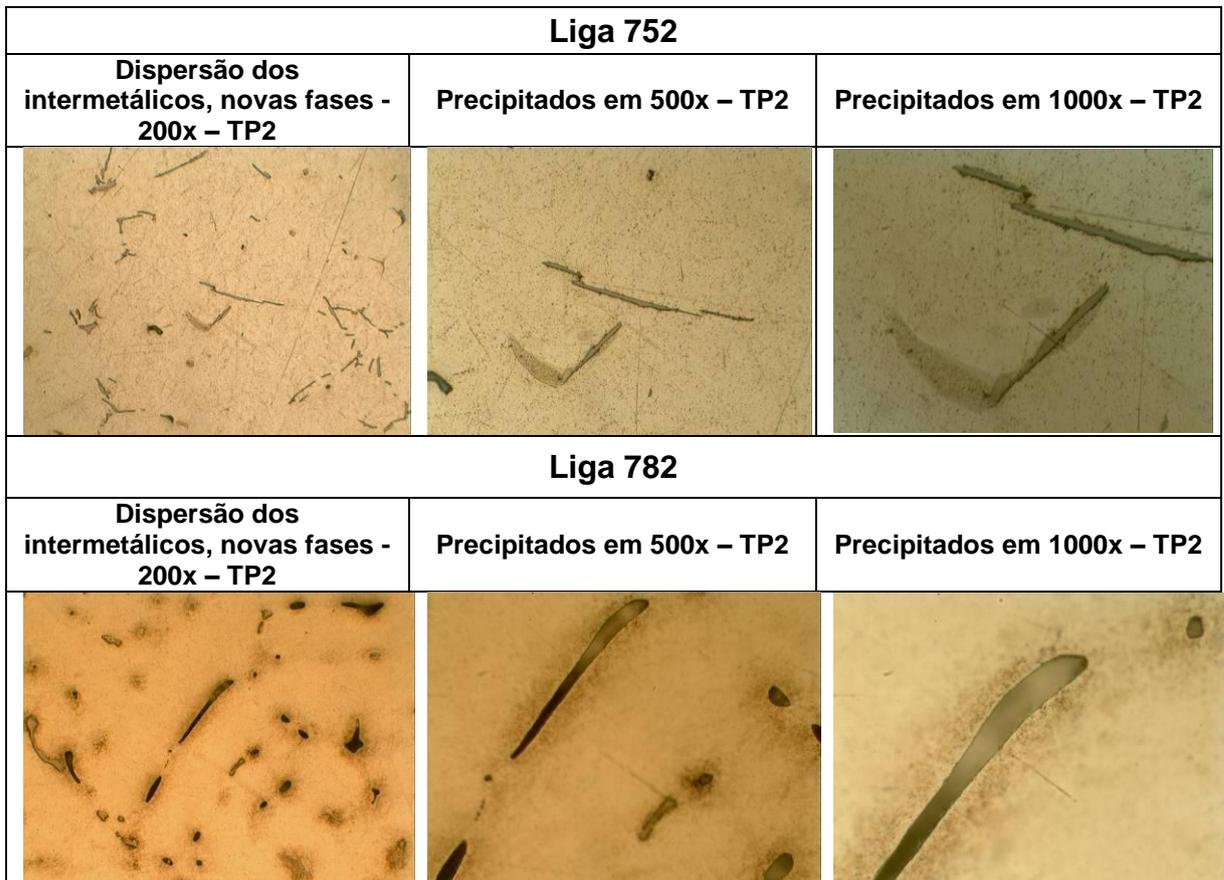


Figura 5.16. Microestruturas transversais na região central das ligas 752 e 782.

Nas análises das microestruturas formadas nas ligas, apresentadas nas Figuras 5.15 e 5.16, é possível observar que a direcionalidade das ramificações dendríticas se mantém na Liga 752, visto que a macroestrutura apresenta uma estrutura do tipo colunar na região intermediária do lingote, e na Liga 782, apesar de apresentar no lingote uma estrutura colunar dispersa, a estrutura dendrítica também se apresenta desta forma.

Na solidificação realizada para ambas as ligas (752 e 782), durante o processo

de resfriamento a fase líquida não se transforma instantaneamente em um sólido ao atingir a temperatura de fusão/solidificação, é necessário um certo grau de super-resfriamento para que se forme o núcleo cristalino. Depois que ocorre a nucleação dos grãos, a temperatura do líquido aumenta em consequência da evolução do calor latente, e permanece em um pequeno super-resfriamento até que a solidificação se complete. A formação de poros que aconteceu na microestrutura das ligas foi devido à contração do metal e a retenção de gases, formando os microporos, momento em que também houve a nucleação e crescimento dos grãos à medida que o metal se solidificava (DELLAH et al., 2013).

Ao se analisar as imagens micrográficas nas Figuras 5.17 e 5.18 (mais detalhadas no Anexo C), obtidas em MEV na Liga 752 e 782, pode-se identificar: a) precipitados eutéticos, b) partículas eutéticas isoladas, c) agrupamento eutético de formato indefinido e d) contornos de grão.

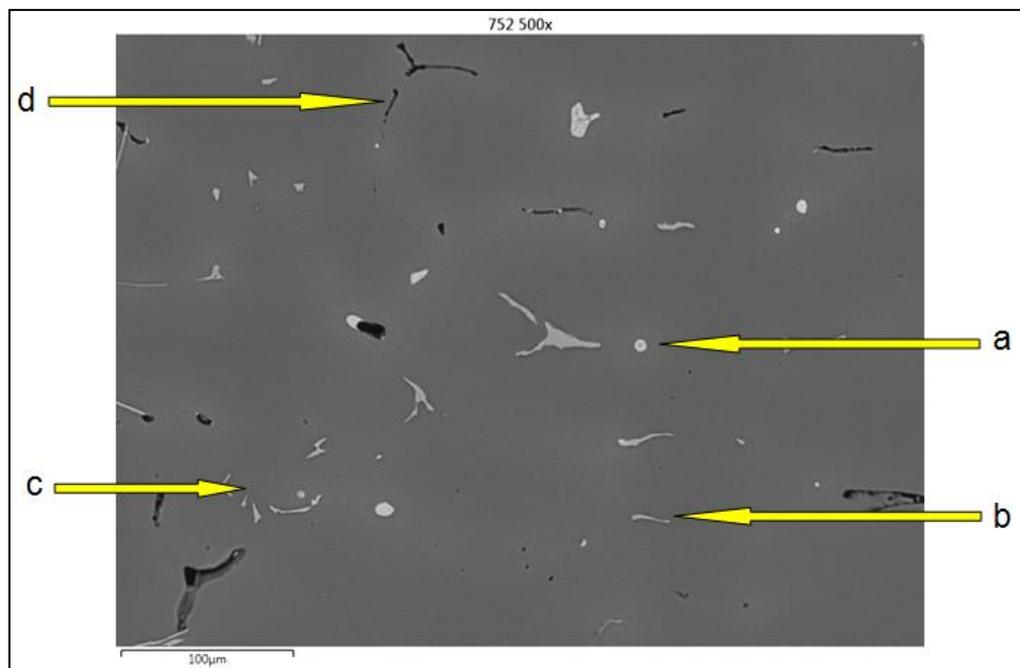


Figura 5.17. Micrografia MEV da Liga 752.

A Figura 5.18 mostra micrografias em MEV com EDS da Liga 752 (a) e da Liga 782 (b) identificando alguns dos intermetálicos encontrados nas amostras com suas respectivas composições químicas.

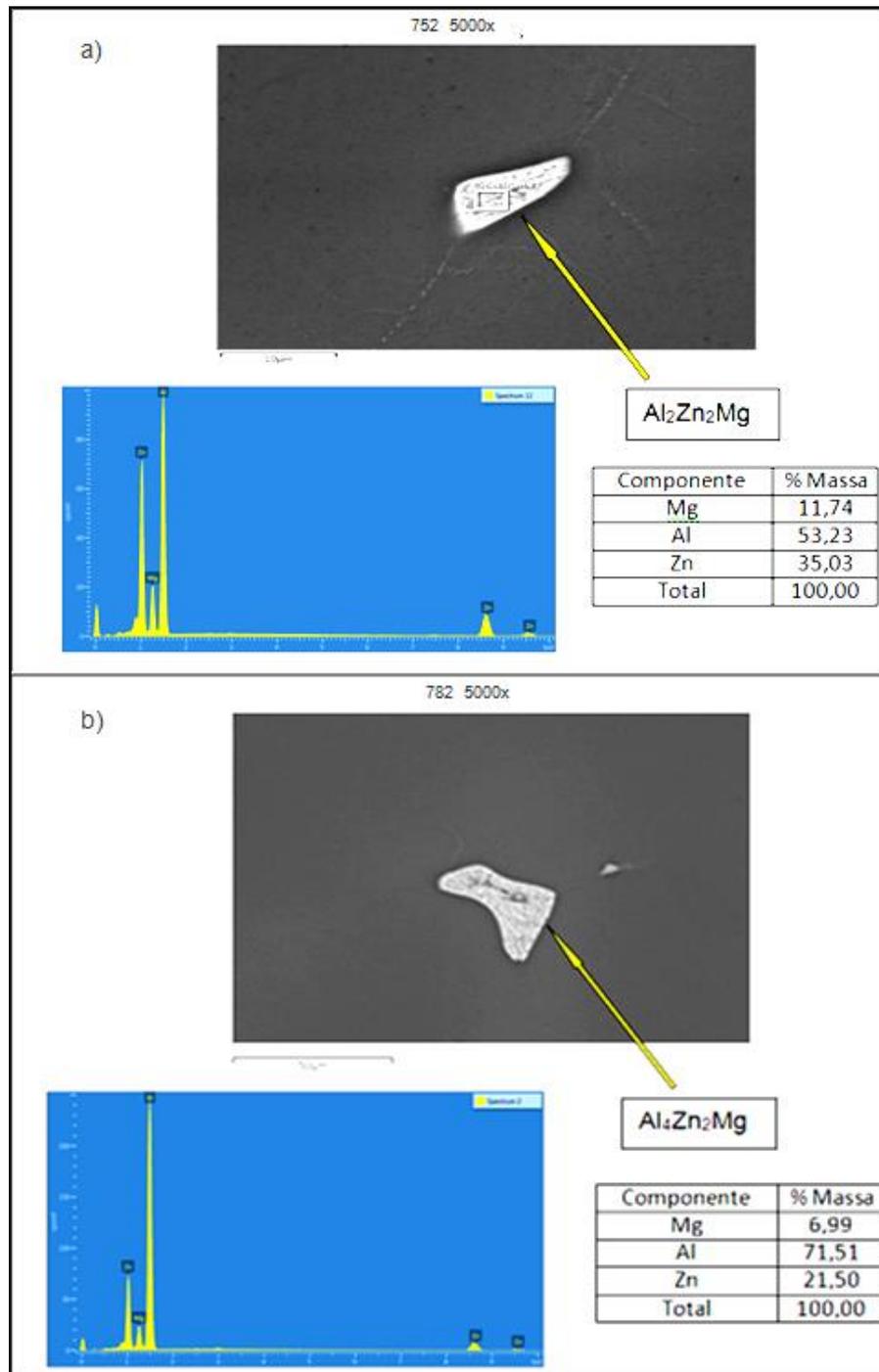


Figura 5.18. Micrografia em MEV: (a) da Liga 752 e (b) da Liga 782.

A formação microestrutural está diretamente associada ao comportamento térmico entre a liga e molde (base de refrigeração), que leva em conta as propriedades termofísicas tanto da liga, quanto do molde, como também os teores de soluto/solvente (Al-Zn-Mg) e das frações eutéticas formadas em cada liga, quando no processo de solidificação. Dentre os parâmetros térmicos de solidificação, a taxa de resfriamento exerce uma maior influência na formação microestrutural. Maiores taxas

de resfriamento propiciam um arranjo granular mais refinado e do contrário, menores taxas resultam microestrutura dendrítica grosseira (LANG et al., 2014).

5.4. Propriedades Mecânicas na Condição Bruta de Solidificação

5.4.1. Ensaios de Dureza

Os resultados dos ensaios de dureza no EBS revelam que as durezas em ambas as ligas, apresentaram um decréscimo no sentido da solidificação vertical ascendente, como se pode observar nas Tabelas A.1 e A.2 no Anexo A, que serviram de base para o gráfico da Figura 5.19, onde se mostra os valores médios de dureza e os desvios padrão (DP) obtidos em relação à posição no lingote com referência ao posicionamento dos termopares TP1, TP2 e TP3. Percebe-se que na base dos lingotes, a primeira região a iniciar a solidificação, foi a que apresentou as maiores durezas nos lingotes nas duas ligas, diminuindo de acordo com a evolução da solidificação e o afastamento da base. No gráfico também são apresentadas equações das aproximações lineares obtidas para a variação das durezas em função das posições nos lingotes.

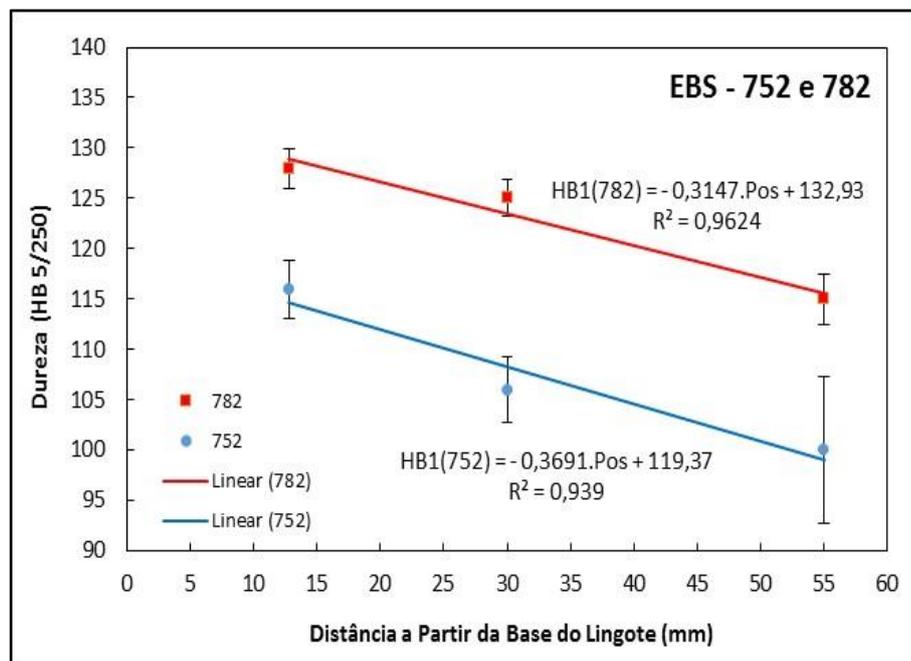


Figura 5.19. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 - EBS.

A Liga 782, com uma diferença de 3% a mais de zinco, apresentou valores

maiores de dureza ao longo todo o lingote quando comparada à Liga 752, muito também por sua região celular de alta concentração de pequenos grãos com as fases: alfa (Al- α), $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$, $\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$, Zn_2Mg , mais AlZnMg e Al_2ZnMg .

5.4.2. Ensaios de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers para as Ligas 752 e 782 seguiram a norma ASTM E92 e mostraram uma coerência com a dureza Brinell. Um gráfico comparativo da microdureza da Liga 752 em relação à posição dos termopares a partir da base é mostrado na Figura 5.20. Considerando a matriz, a região da base (primeira a solidificar) apresentou valores de microdureza similares às regiões mais afastadas. Os intermetálicos apresentaram maiores microdurezas em relação à matriz, sendo que esta liga apresentou os intermetálicos 1 ($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$) e 2 ($\text{Al}_2\text{Zn}_2\text{Mg}$).

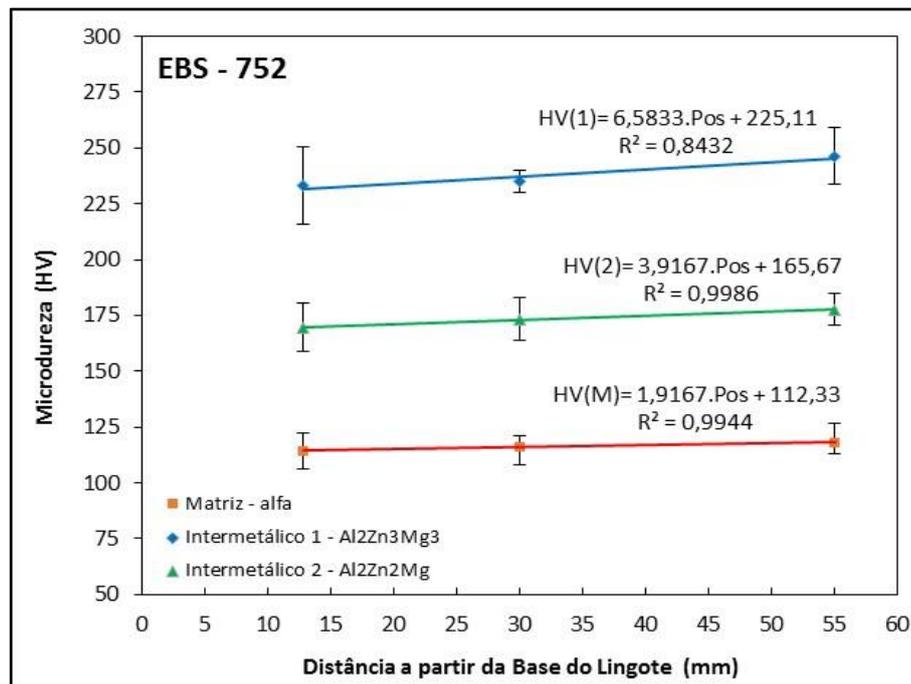


Figura 5.20. Microdurezas Vickers em função da posição para a Liga 752 - EBS.

Observa-se que a microdureza na Liga 752 manteve uma regularidade da região da base até o topo (TP1 até TP3), tanto na matriz como nos precipitados. Este comportamento era de se esperar em função da baixa segregação dos elementos de liga observada ao longo do lingote, bem como da constância das composições químicas dos precipitados. No gráfico também são apresentadas equações das

aproximações lineares obtidas para a variação das microdurezas em função das posições no lingote.

A Liga 782, mostrada na Figura 5.21, já não manteve a mesma regularidade apresentada pela Liga 752, mostrando um efeito do aumento de zinco na composição química, mas no geral, esta se mostrou com uma maior microdureza entre os dois lingotes solidificados. Para esta liga foram encontrados os intermetálicos 1 ($\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$) e 2 ($\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$). A Tabela A.3, com os resultados médios das variações de microdureza obtida nos ensaios para a Liga 752, e a Tabela A.4, com os resultados médios das variações da liga 782, ambas encontram-se no Anexo A.

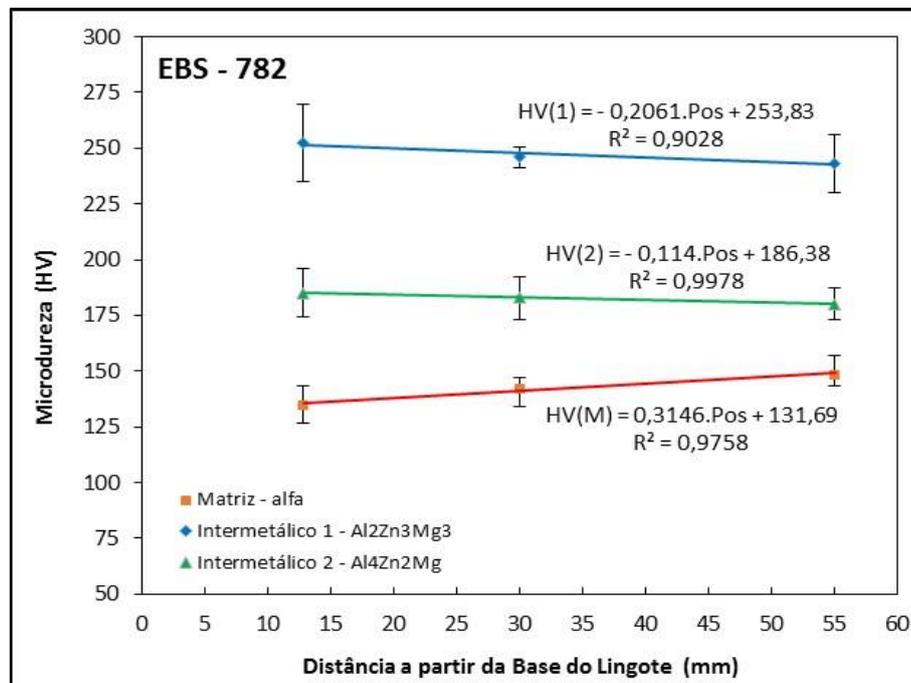


Figura 5.21. Microdurezas Vickers em função da posição para a Liga 782 - EBS.

5.4.3. Ensaios de Desgaste Superficial

Os ensaios de desgaste das Ligas 752 e 782 no EBS foram realizados conforme a norma ASTM G-99, com 480 medições para cada liga, em percursos de 1000 metros por face, e análise parcial em 8 pontos do disco (corpo de prova) para intervalos de 100 metros para cada face (superior e inferior), com 200 RPM e carga de 50 N, fixas para todo o ensaio. Os gráficos apresentados contêm o desvio padrão dos resultados.

A Figura 5.22 mostra o gráfico dos resultados de largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio no TP1 da Liga 752 em 1000m, com intervalos de inspeção e análise de 100 em 100 metros e com o desvio padrão dos resultados.

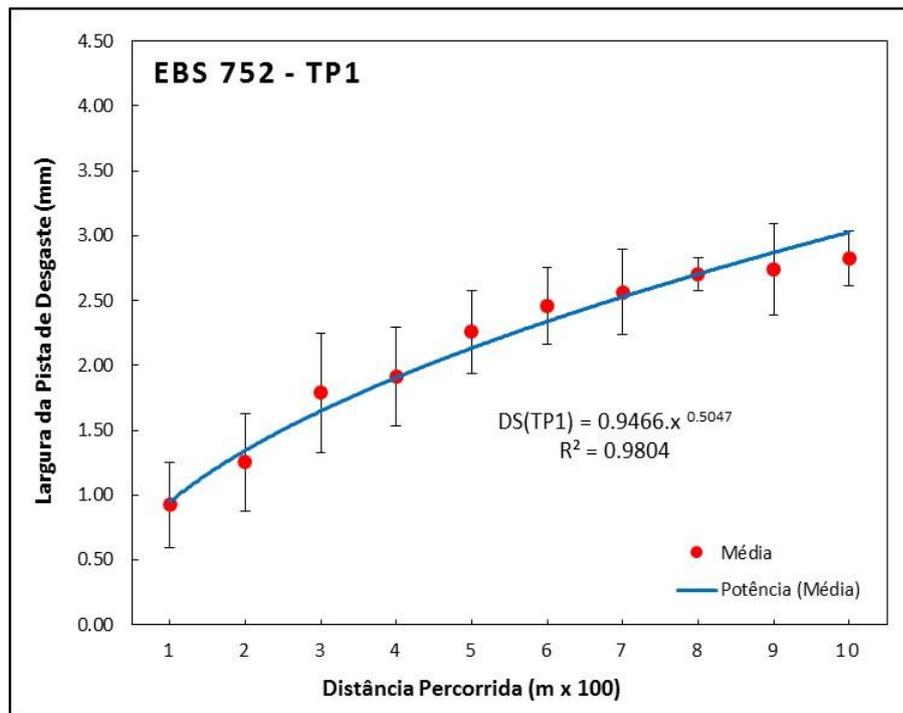


Figura 5.22. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 752 - EBS.

A Figura 5.23 mostra o gráfico dos resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP2 da Liga 752 em 1000 m, com intervalos de inspeção e análise de 100 em 100 metros e com o desvio padrão dos resultados.

Este ensaio com a região do TP1 da Liga 752 mostrou uma variação entre 0,93 mm iniciais para 2,83 mm finais, com um diferencial de desgaste de 1,90 mm, o menor desta liga. O ensaio realizado com a região do TP2 da Liga 752 mostrou uma variação entre 1,27 mm iniciais para 3,24 mm finais, com um diferencial de desgaste de 2,13 mm. Para o TP3 foi de 1,42 mm para 3,77 mm, com um diferencial de 2,35 mm.

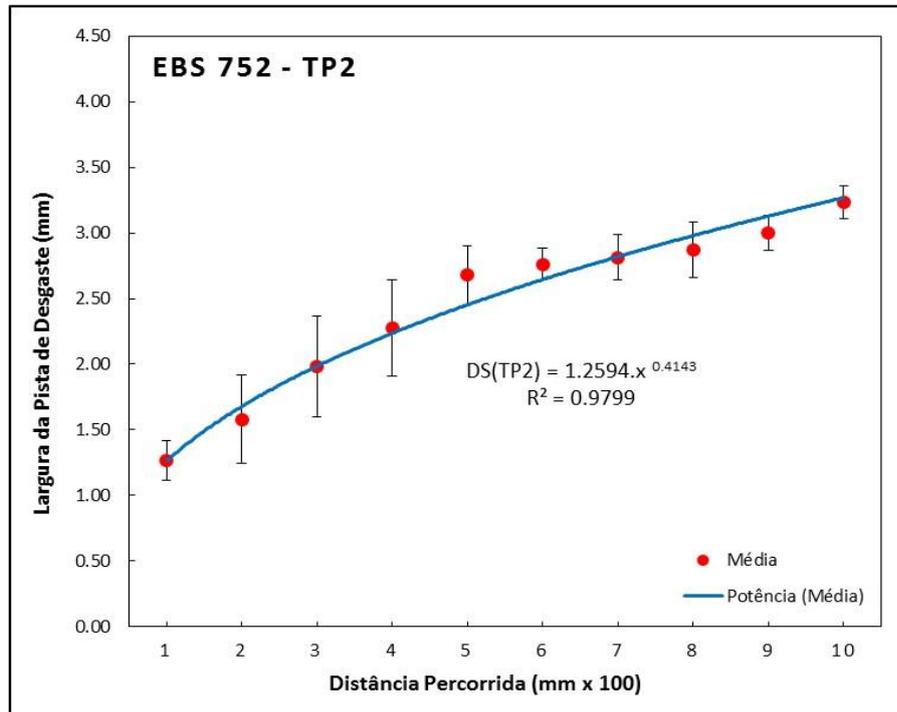


Figura 5.23. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 752 - EBS.

A Figura 5.24 mostra o gráfico dos resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP3 da Liga 752 em 1000m, com intervalos de inspeção e análise de 100 em 100 metros e com o desvio padrão dos resultados.

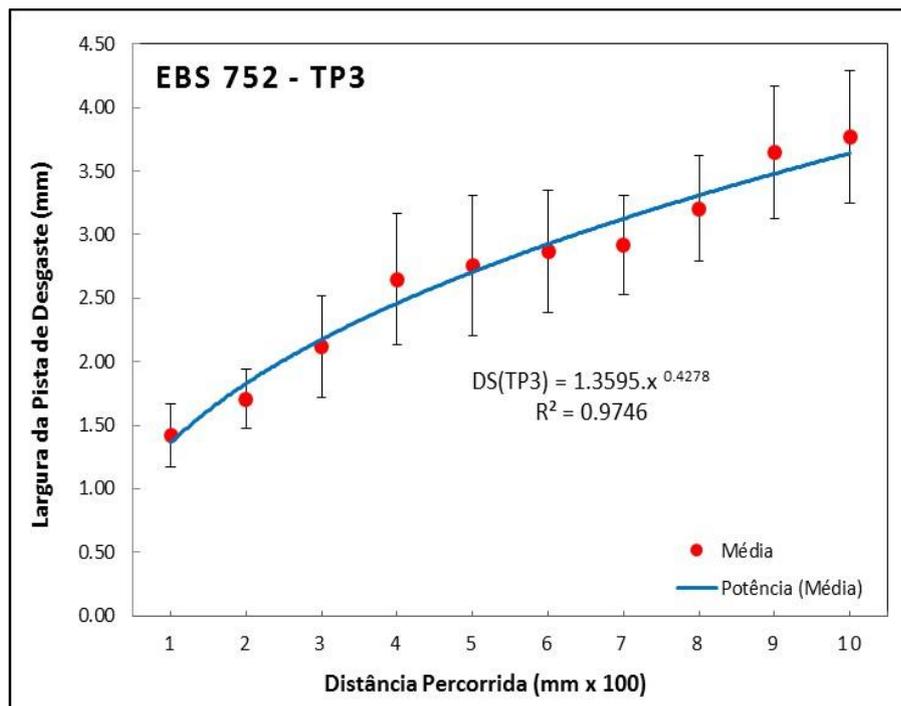


Figura 5.24. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 752 - EBS.

A Figura 5.25 mostra um comparativo dos resultados na largura da pista de desgaste superficial entre as regiões dos termopares 1, 2 e 3 nos lingotes da Liga 752. Nota-se que segue um padrão de desgaste menor na região mais perto da base de solidificação, onde se obteve os melhores resultados por estarem na região de uma estrutura colunar mais refinada. O diferencial inicial (Δi) foi de 0,49 mm e o final (Δf) foi de 0,84 mm. De acordo com Rao (2009), quanto mais próximo da base, ou do início do processo de solidificação, as ligas se tornam mais resistentes ao desgaste superficial e, à medida que se afasta da base, esta resistência diminui, pois a dureza superficial da liga é maior quanto mais perto da base, o que pode ser explicado pela súbita contração diferencial entre a liga e o molde metálico, pois nos instantes iniciais (até 10 s), V_L e \dot{T} são mais altos do que nos instantes posteriores.

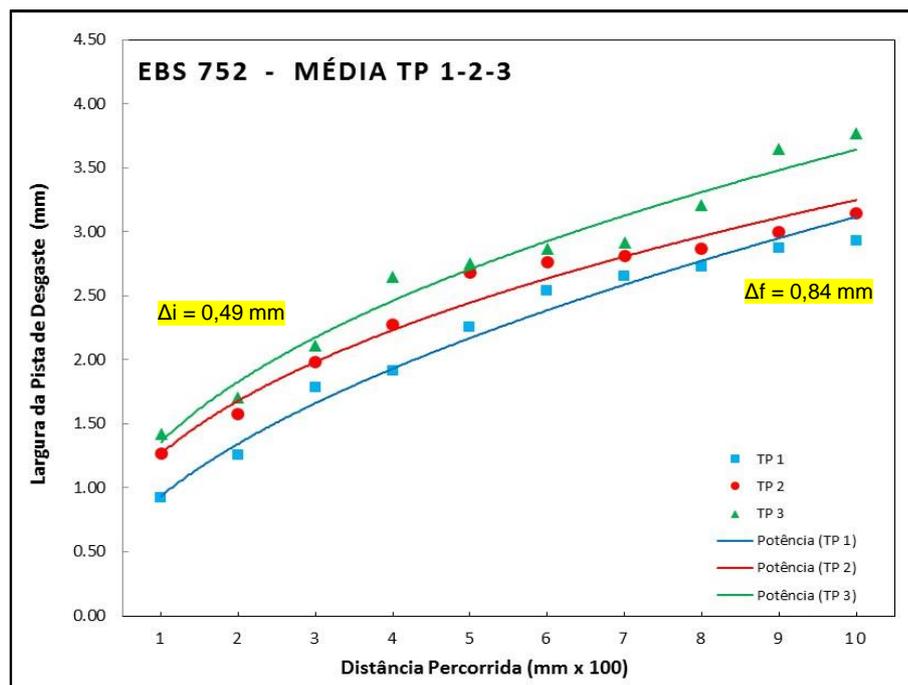


Figura 5.25. Desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 752 - EBS.

A Tabela A.5, no Anexo A, mostra os resultados dos ensaios de desgaste superficial, com referência na evolução da largura da pista de desgaste superficial no corpo de prova da região do TP1 da Liga 752 nos dois lados do disco, separadamente, lado superior (mais afastado da base do lingote) e no lado inferior do corpo de prova (mais próximo da base do lingote).

A Tabela A.6, também no Anexo A, mostra a média da evolução do desgaste

superficial na região do TP1 nos lados superior e inferior, unificando os valores para esta região.

A Tabela A.7, no Anexo A, mostra os resultados dos ensaios com a evolução da largura da pista de desgaste superficial no corpo de prova da região do TP2, da liga 752 nos dois lados do disco, separadamente, informando também o ponto mínimo e máximo dos ensaios. Pode-se notar que há uma tendência na qual a superfície superior tenha um desgaste maior em relação à superfície inferior (sempre mais próxima da base de solidificação).

A Tabela A.8, no Anexo A, mostra a média dos valores da largura da pista de desgaste superficial do TP2, com o desvio padrão, nos lados superior e inferior. A Tabela A.9 mostra a evolução da pista de desgaste superficial no corpo de prova da região do TP3 da Liga 752 nos lados superior e inferior do disco, no qual pode-se observar que a superfície de cima, mais longe da base de solidificação, seguindo a mesma tendência das anteriores, obteve um desgaste maior em relação à superfície de baixo, mais próxima da base e do início do processo de solidificação da liga. Portanto, mais resistente ao desgaste superficial.

A Tabela A.10 mostra a média dos valores de desgaste superficial do TP3 nos lados de cima e de baixo para esta região. Percebe-se que os diferenciais de desgaste na Liga 752, entre os termopares (TP1 = 1,90mm; TP2 = 2,13mm e TP3 = 2,35mm), são crescentes em relação ao sentido de solidificação, indicando a região superior sempre com menor resistência superficial que a inferior (mais baixa).

Os ensaios de desgaste da Liga 782 seguiram a mesma metodologia da Liga 752 e os resultados apresentaram as mesmas tendências, menos evidente, mas mantendo a região mais próxima da base de solidificação com uma resistência ao desgaste melhor do que as superiores.

A Figura 5.26 mostra o gráfico com o desgaste superficial médio na região do TP1 da Liga 782 e a Figura 5.27 mostra o gráfico para a região do TP2.

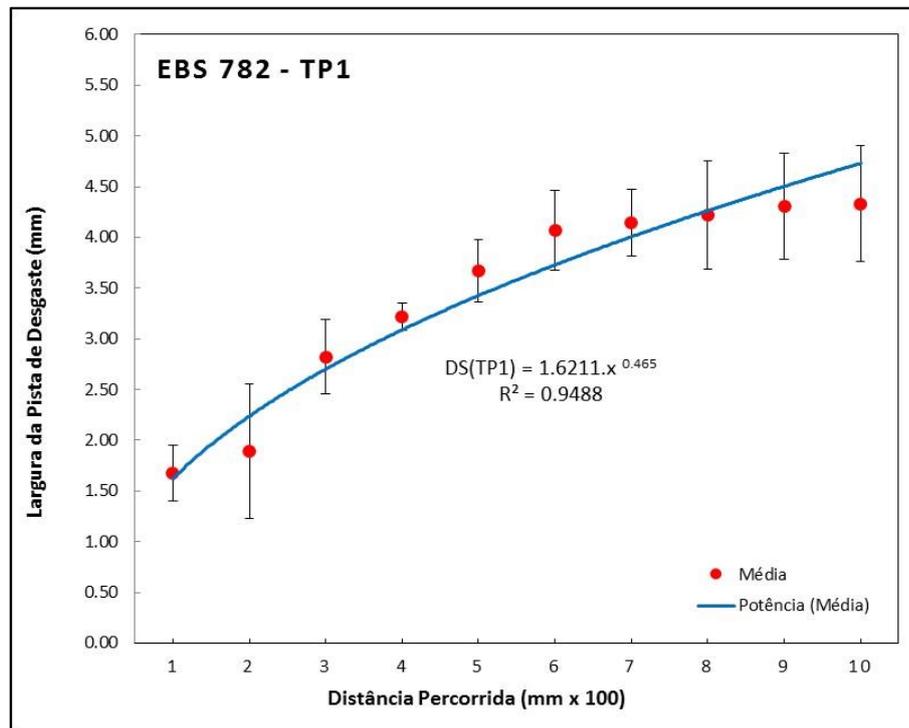


Figura 5.26. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 782 - EBS.

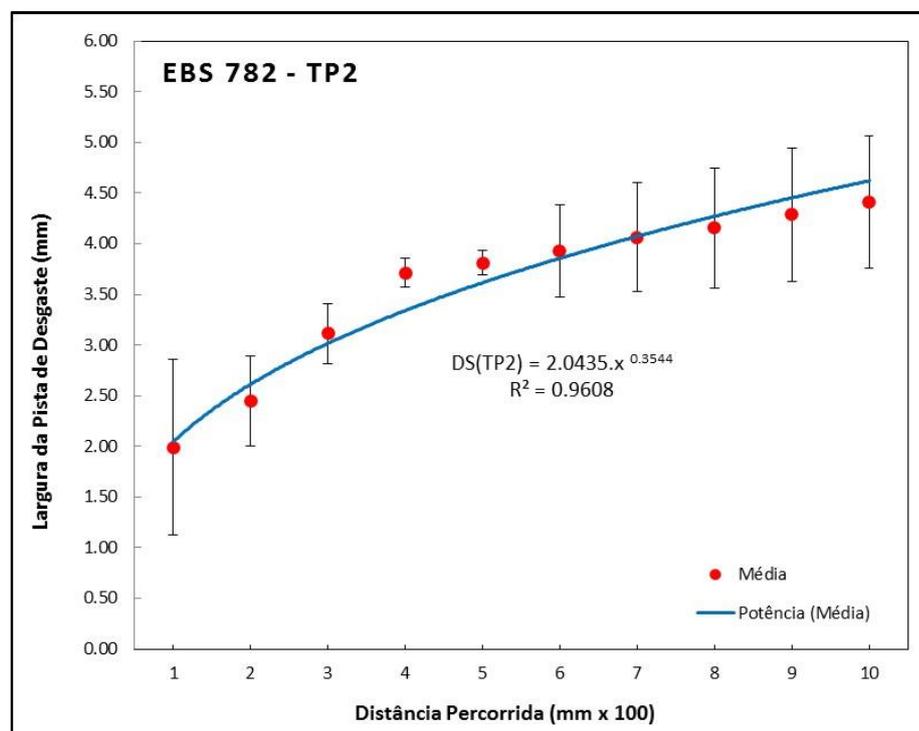


Figura 5.27. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 782 - EBS.

A Figura 5.28 mostra o gráfico para a região do TP3, com os resultados apresentando o desvio padrão nos gráficos.

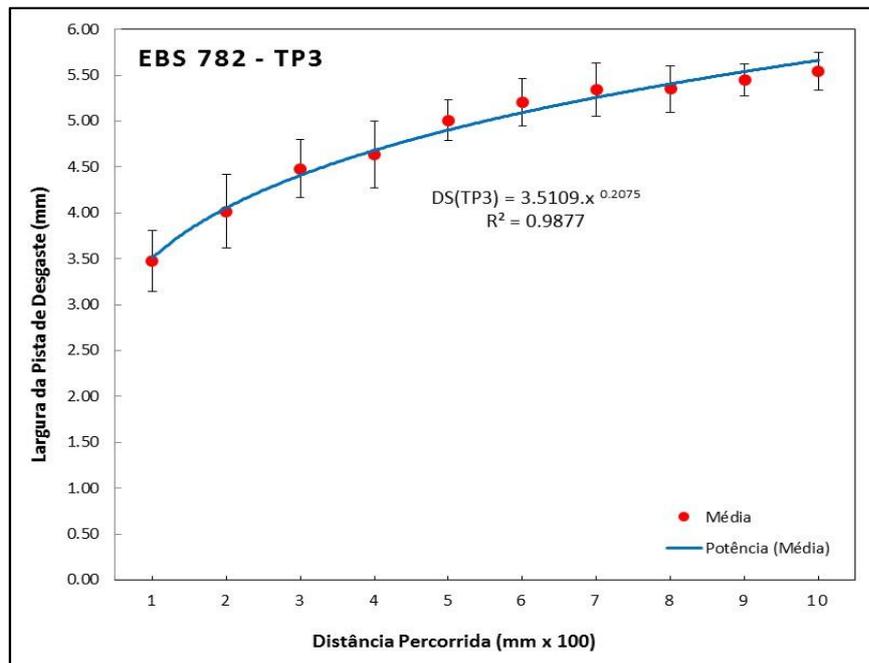


Figura 5.28. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 782 - EBS.

A Figura 5.29 mostra um comparativo da largura da pista de desgaste superficial entre os termopares 1, 2 e 3 na Liga 782, com desvio padrão nos resultados médios obtidos na região do TP2, informando os diferenciais inicial e final do desgaste.

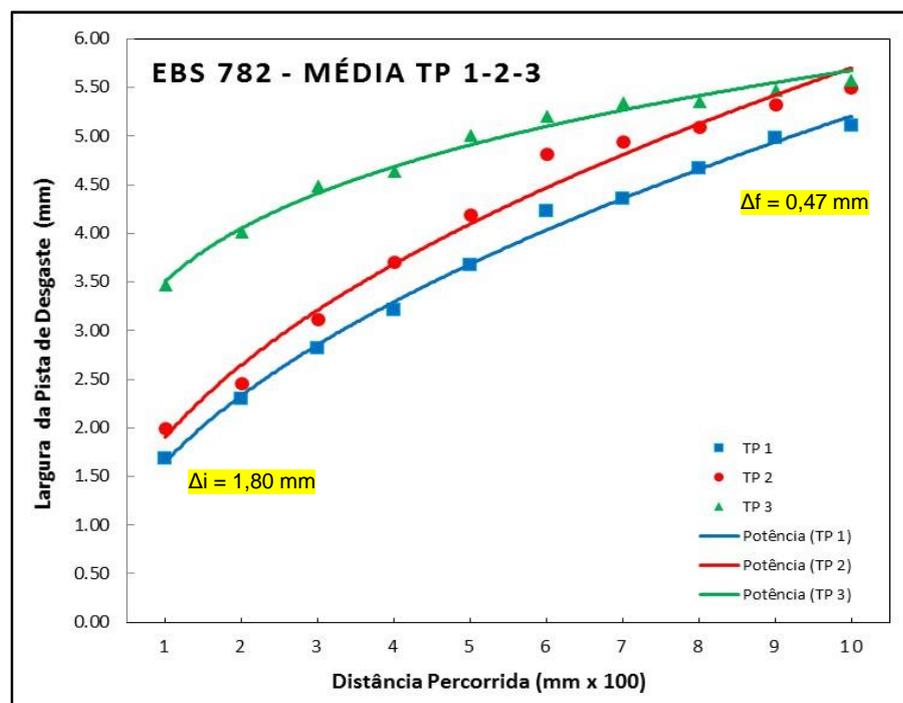


Figura 5.29. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 782 - EBS. Pode-se observar que em ambas as ligas, a superfície superior das amostras,

mais longe do início da base de solidificação, obteve um desgaste maior em relação à superfície inferior, mais próxima da base e do início do processo de solidificação da liga. Portanto, quanto mais próximas da base de solidificação do lingote, mais resistente será a liga ao desgaste superficial.

As Tabelas A.11 e A.12, no Anexo A, mostram a largura da pista de desgaste superficial na região de TP1. As Tabelas A.13 e A.14 mostram a largura da pista de desgaste superficial na região de TP2 da liga 782. As Tabelas A.15 e A.16, no Anexo A, mostram o desgaste na região de TP3 e a Figura 5.28 mostra o gráfico com a média destes desgastes na Liga 782, com desvio padrão nos resultados.

Percebe-se que os diferenciais de desgaste na Liga 782, entre os termopares (TP1 = 2,65mm; TP2 = 2,42mm e TP3 = 2,07mm), são decrescentes em relação ao sentido de solidificação, indicando a região superior com uma tendência de uma menor resistência superficial que a inferior (mais baixa), mas só nos diferenciais entre TPs, pois na largura de desgaste da pista foi crescente, como pode ser observado na Figura 5.31.

A Figura 5.30 mostra o disco da região do TP3, lado de cima da Liga 782, com o desgaste finalizado, após percorrer os 1000 metros.



Figura 5.30. Corpo de prova da Liga 782 após o ensaio de desgaste.

As análises de largura da pista de desgaste superficial médio por região do TP em cada liga, realizado para os três discos, lados superior e inferior, relacionados aos

três TPs, podem ser observadas na Figura 5.31 para ambas as ligas em 1000m.

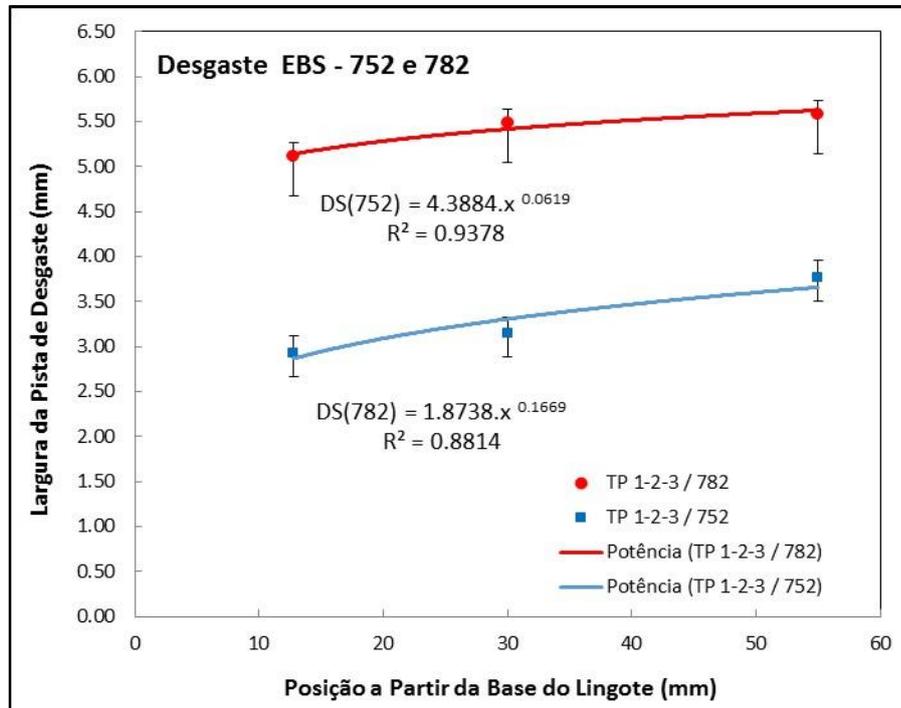


Figura 5.31. Média geral de desgaste entre as Ligas 752 e 782.

Os resultados mostram a média de desgaste superficial por região dos termopares 1, 2 e 3, indicando a mesma tendência para ambas as ligas, com a região mais próxima da base de extração do calor durante a solidificação com melhores resultados. Em relação aos ensaios realizados, pode-se constatar que a Liga 782 apresentou desgaste maior em relação a liga 752 para todas as posições a partir da base do lingote.

No comparativo médio de desgaste superficial entre as duas ligas, com os dados da Tabela A.17, no Anexo A, uma diferença inicial de aproximadamente 50% entre as ligas, se dá em relação à diferença em 3% de zinco na composição química das ligas. Como resultado médio, a Liga 752 é 75,5% mais resistente ao desgaste superficial do que a Liga 782 no EBS.

5.4.4. Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados com dois corpos de prova retirados das

amostras referentes aos TP1, TP2 e TP3, em um total de seis para cada um dos lingotes solidificados (752 e 782). Nestes ensaios foram analisadas a deformação específica e a resistência à tração.

O Quadro A.1, no Anexo A, apresenta os gráficos dos ensaios de tração por região dos TPs 1, 2 e 3 das Ligas 752 e 782 gerados pelo equipamento de ensaio de tração, e a Tabela A.18 os resultados obtidos para a Liga 752.

Para análises do comportamento no ensaio de tração, pode-se observar na Figura 5.33 aos valores dos ensaios de tração nos corpos de prova da Liga 752, identificando a tensão de escoamento, o limite de resistência à tração e a tensão de ruptura em relação as regiões dos termopares.

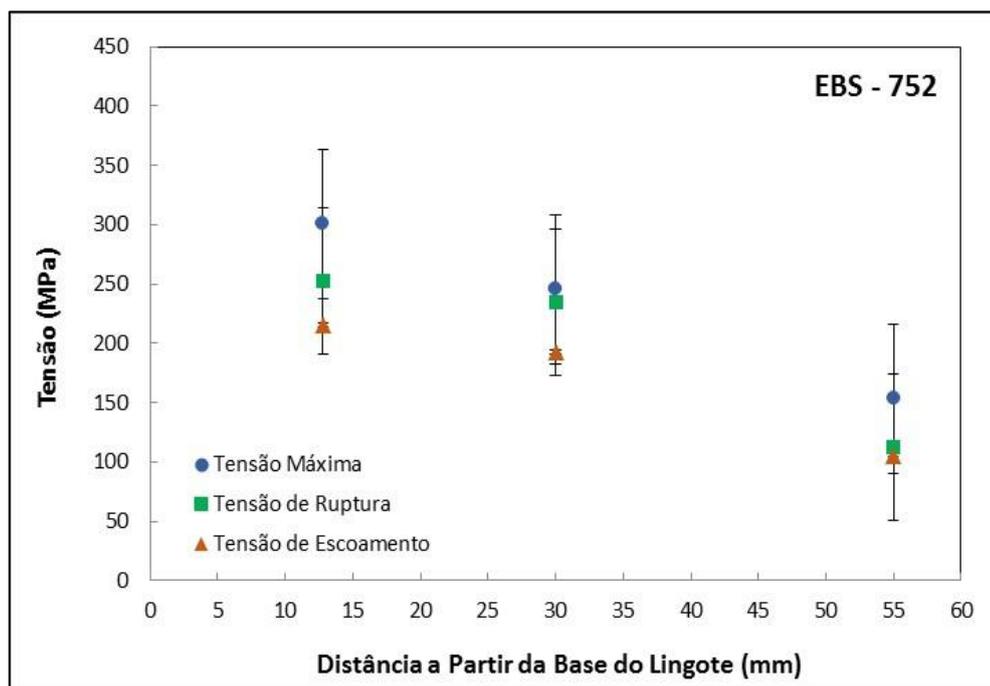


Figura 5.33. Tensões de escoamento, máxima e de ruptura em função das posições para a Liga 752.

Para análises do comportamento nos ensaios de resistência à tração, pode-se observar na Tabela A.19 os resultados obtidos, e na Figura 5.34 o gráfico correspondente aos valores dos ensaios nos corpos de prova da Liga 782.

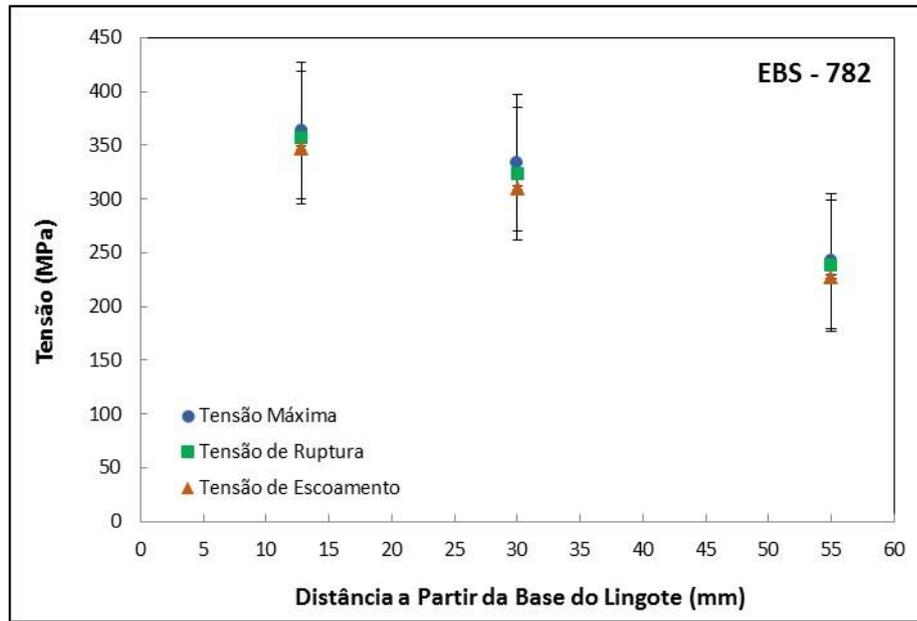


Figura 5.34. Tensões de escoamento, máxima e de ruptura em função das posições para a Liga 782.

A Figura 5.35 apresenta um comparativo entre as tensões máximas, em relação ao posicionamento dos termopares no lingote, entre as Ligas 752 e 782.

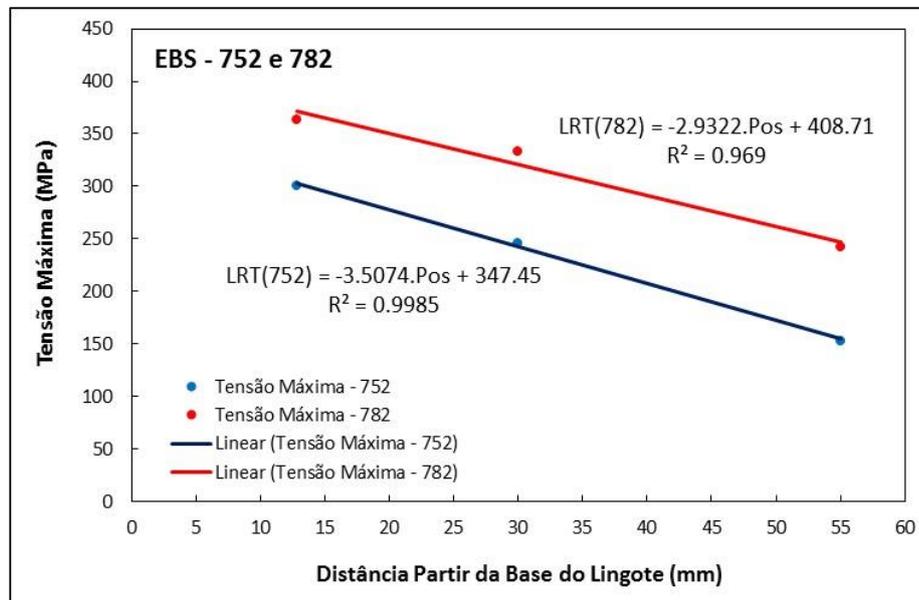


Figura 5.35. Comparativo de tensão máxima entre as Ligas 752 e 782.

A Figura 5.36 apresenta um comparativo da deformação em relação ao posicionamento dos termopares no lingote, entre as Ligas 752 e 782, com o desvio padrão nos resultados obtidos.

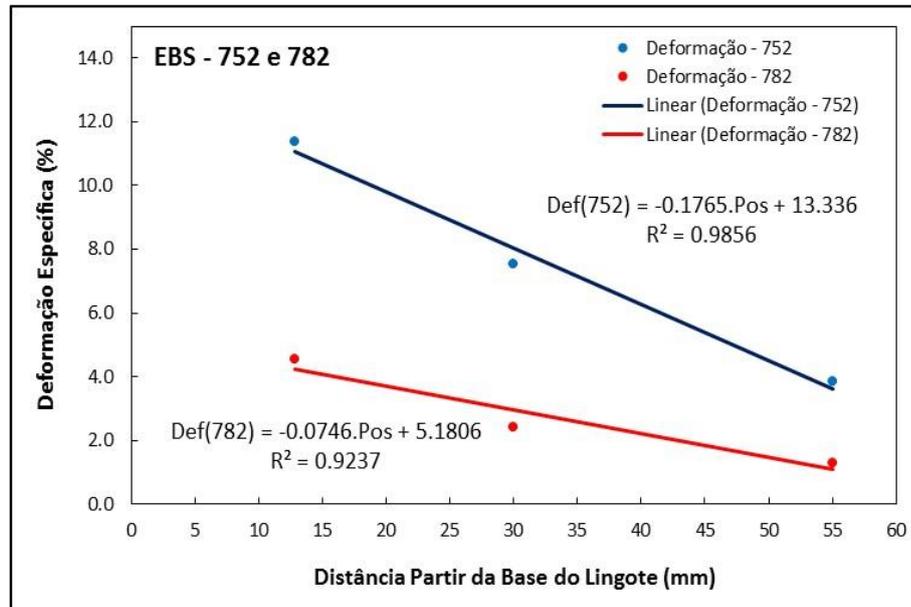


Figura 5.36. Comparativo de deformação total entre as Ligas 752 e 782.

A Figura 5.37 apresenta um comparativo de tensão-deformação entre as Ligas 752 e 782, com o desvio padrão nos resultados obtidos.

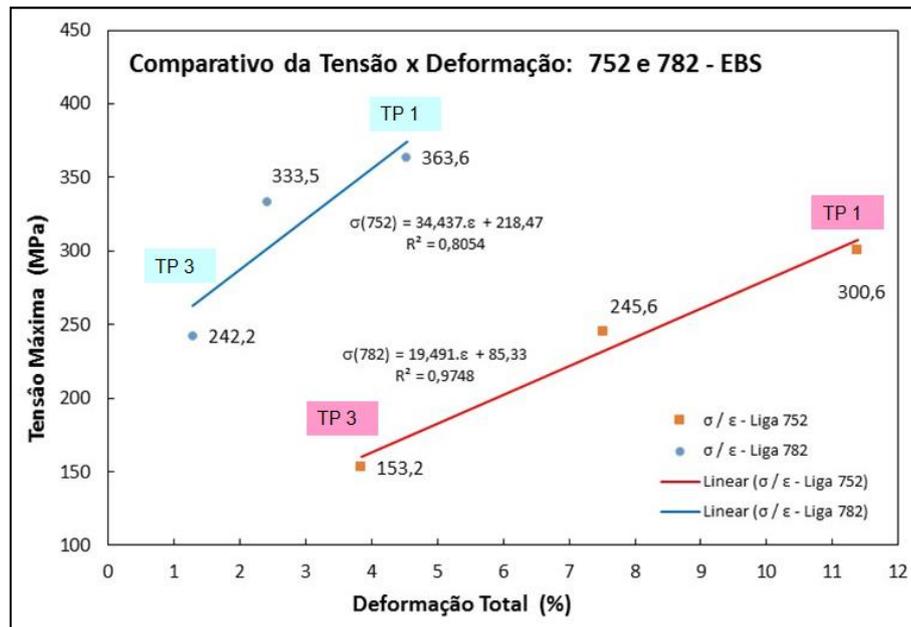


Figura 5.37. Comparativo da relação tensão-deformação para as Ligas 752 e 782.

Durante os ensaios, a deformação e ruptura ficaram confinadas à região central, mais estreita do corpo de prova, que possui uma seção circular e uniforme ao longo do seu comprimento. A ruptura se deu sem muita formação da estrição, pois após a tensão máxima, já ocorria à ruptura em ambas as ligas.

O limite de resistência à tração aumentou em ambas as ligas até um valor máximo da altura da curva (limite de resistência à tração) em relação ao eixo da tensão, e então diminuiu até a fratura do material, bem visível e identificável nos gráficos do Quadro A.1 no Anexo A. A resiliência da liga, que é a capacidade dela em absorver energia sob tração, quando deformada elasticamente e devolvê-la quando relaxado em repouso, se mostrou melhor na Liga 752 do que na Liga 782, provavelmente entre uma melhor combinação do zinco com o magnésio.

O ensaio de resistência à tração revelou que o aumento de 3% de zinco resultou em uma melhora de 37% e na dureza se obteve uma melhora de 18%, ambos com as medições no TP 2, no EBS, mas piorou a resistência ao desgaste superficial, pois a Liga 752 se mostrou mais resistente em 75,5% que a Liga 782.

5.5. Propriedades Mecânicas Pós Tratamentos Térmicos

5.5.1. Testes Prévios de Tratamento Térmico

Para determinação dos parâmetros dos TT, como tempo e temperatura para as etapas de solubilização e envelhecimento artificial, foram realizados ensaios prévios, segundo informações da literatura técnica, para se estabelecer os melhores parâmetros para tempo e temperatura do TT, sendo sua maior totalidade sobre ligas Al-Zn-Mg (Cu) conformadas.

Estes ensaios prévios se fizeram necessários haja vista a falta de informações para esta série de ligas fundidas. Os testes tanto para a solubilização quanto para o envelhecimento artificial foram verificados por meio de medidas de dureza realizadas imediatamente após os tratamentos. Foram analisadas as melhores médias dos resultados dos ensaios prévios, onde se concluiu que as melhores condições para ambas as ligas 752 e 782 foram: 470°C com 3hs de forno para a solubilização, têmpera em água a temperatura de 25°C e envelhecimento artificial com temperatura de 150°C em um tempo de 4hs. As Tabelas 5.5 e 5.6 mostram estes resultados.

e 782.

Amostras da Região Superior do Lingote, TP 3													
DUREZA HB		Ensaio Prévios de Solubilização e Envelhecimento					Envelhecimento Natural		Envelhecimento Artificial				Avaliação
Nº da Amostra	Liga	HB 1	Temperatura (°C)	Tempo de Forno (min.)	HB 2 (01/12)	Varição (%) HB1->HB2	HB 3 (14/12)	Varição (%) HB2->HB3	Temperatura (C°)	Tempo de Forno (hs)	HB 4	Varição (%) HB3->HB4	Varição (%) HB1->HB4
19	752	126	470	60	71	-44	120	69	150	3	140	17	11
18	782	140	480	30	89	-36	134	51	150	3	154	15	10
5	782	100	490	60	62	-38	101	63	150	1,5	124	23	24
17	752	128	490	30	70	-45	123	76	150	3	138	12	8
20	782	136	500	60	93	-32	129	39	150	3	157	22	15
24	752	72	500	30	46	-36	102	122	190	2	98	-4	36
10	782	77	510	30	43	-44	98	128	130	1,5	101	3	31
11	782	100	510	60	52	-48	100	92	130	2	128	28	28
16	782	146	510	30	92	-37	133	45	150	3	174	31	19
6	782	94	520	45	60	-36	100	67	160	1	101	1	7
12	782	123	520	30	61	-50	121	98	160	1,5	108	-11	-12
15	752	123	520	60	63	-49	117	86	150	3	124	6	1
4	782	103	530	30	63	-39	107	70	150	1	131	22	27
7	782	106	530	40	62	-42	103	66	130	1	126	22	19
14	782	120	530	50	58	-52	111	91	160	2	114	3	-5
1	782	103	540	20	56	-46	106	89	130	0,5	115	8	12
2	782	100	540	30	51	-49	103	102	150	0,5	120	17	20
3	782	92	540	50	57	-38	96	68	160	0,5	100	4	9
22	752	76	540	30	47	-38	107	128	190	1	107	0	41
23	752	62	480	60	54	-13	101	87	190	1,5	96	-5	55

Tabela 5.6. Resultados prévios para determinação dos parâmetros para o tratamento T6 em amostras das posições dos termopares T1, T2 e T3 nas Ligas 752 e 782.

Amostras por Região (TP) no Lingote Lingote													
DUREZA HB		Ensaio Prévios de Solubilização e						Envelhecimento Artificial					
Nº da Amostra	HB 1 (01/12) EBF	HB 2 (12/01) EBF	Varição da Dureza (%) HB1->HB2	Temperatura (°C)	Tempo de Forno (hs)	HB 3 (16/01)	Varição da Dureza (%) HB2->HB3	Temperatura (C°)	Tempo de Forno (hs)	HB 4	Varição da Dureza (%) HB3->HB4	Varição (%) HB1->HB4	
TP1-511	105	112	6,7	470	2	65	-42	150	3	118	82	12	
TP1-512	105	112		470	3	50	-55	150	2	138	176	31	
TP2-521	105	112		470	5	57	-49	130	2	109	91	4	
TP2-522	105	112		480	0,5	62	-45	190	2	123	98	17	
TP3-531	105	112		510	1	60	-46	130	2	78	30	-26	
TP3-532	105	112		510	1,5	64	-43	150	4	95	48	-10	
TP1-811	110	128	16,4	470	2	85	-34	130	3	94	11	-15	
TP1-812	110	128		470	4	71	-45	130	2	106	49	-4	
TP2-821	110	128		470	6	56	-56	150	3	150	168	36	
TP2-822	110	128		500	0,5	66	-48	130	1,5	112	70	2	
TP3-831	110	128		500	1	69	-46	150	4	105	52	-5	
TP3-832	110	128		510	1,5	81	-37	190	1	146	80	33	

5.5.1.1. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado nas Ligas 752 e 782, após análises e estudos com os resultados constantes nas Tabelas 5.5 e 5.6, com o tempo de 3 horas em forno com temperatura estabilizada em 470°C, bem abaixo da linha *solidus* ($T_s = 582^\circ\text{C}$). Nesta etapa se obteve nas ligas uma estrutura monofásica constituída por grãos da fase α (matriz de Al) e mantida por três horas para a dissolução dos átomos de Zn e Mg na matriz de alumínio.

Após resfriada rapidamente em água (Têmpera), as ligas ficaram na condição de supersaturada à temperatura ambiente apresentando um equilíbrio metaestável, pois ainda havia a tendência de precipitação de novas fases, o que não ocorreu por falta de uma energia de ativação, a qual foi obtida no TT de envelhecimento artificial.

Para Isadare et al. (2013), a temperatura de solubilização deve ser atingida “tão rápida quanto possível”. Comenta que, de acordo com a literatura, para as ligas do sistema Al-Zn-Mg, a temperatura em que começa a haver formação de fase líquida varia entre 477°C e 532°C (a qual neste trabalho foi superior), a depender do estado inicial dos grãos: a mais baixa para grãos heterogêneos (tais como de fundidos) e a mais alta para grãos já solubilizados anteriormente.

Boeira, Ferreira e Garcia (2006), comentam que para as ligas Al-Cu, grãos homogêneos formam a fase líquida a 513°C, e a solubilização deve ser realizada abaixo de 510°C, para que a maior parte dos solutos se dissolva e forme uma solução sólida homogênea, o que, para isso, se faz necessário grande volume de energia térmica em pouco tempo.

A Tabela 5.7 apresenta os resultados comparativos entre o EBS (HB1) e o pós-solubilizado (HB2) mostrando o percentual desta variação. Houve uma redução na dureza das ligas, o que já era esperado após a solubilização seguida da têmpera, como comentado em Isadare et al., 2013, Paulish et al., 2015 e Cardoso et al., 2007.

Solubilização					
Nº da Amostra	HB 1 (23/01) EBF	Temperatura (°C)	Tempo de Forno (hs)	HB 2 (07/02) Solubilizado	Varição da Dureza (%) HB1 -> HB2
752/1 Cima	115	470	3	60,5	-47
752/1 Baixo	117	470	3	60,3	-48
752/2 Cima	105	470	3	61,8	-41
752/2 Baixo	107	470	3	63,4	-41
752/3 Cima	99	470	3	59,6	-40
752/3 Baixo	101	470	3	61,6	-39
<hr/>					
782/1 Cima	127	470	3	97,5	-23
782/1 Baixo	129	470	3	98,0	-24
782/2 Cima	124	470	3	90,0	-27
782/2 Baixo	126	470	3	91,3	-28
782/3 Cima	114	470	3	88,0	-23
782/3 Baixo	116	470	3	89,3	-23

5.5.1.2. Envelhecimento

O tratamento térmico de envelhecimento artificial foi realizado nas Ligas 752 e 782, após análises e estudos com os resultados constantes nas Tabelas 5.5 e 5.6, com o tempo de 4 horas em forno com temperatura estabilizada em 150°C.

A Tabela 5.8 apresenta os resultados comparativos dos tratamentos térmicos de envelhecimento artificial (HB3) e os resultados do pós-envelhecimento artificial de 27 dias (HB4) realizado em laboratório com temperatura ambiente de aproximadamente 25°C. São informadas juntas nesta tabela as variações entre HB2 e HB3, HB3 e HB4, e HB4 e HB1, com as medições feitas nos dois lados das amostras por região dos termopares 1, 2 e 3: em cima (mais afastado da base) e em baixo (mais próximo da base de solidificação do lingote).

Novamente, mantendo uma tendência, os melhores resultados foram obtidos nas regiões mais próximas à base de solidificação, com a maior troca térmica do conjunto metal-molde.

Tabela 5.8. Resultados do tratamento térmico de envelhecimento nas Ligas 752 e 782.

Evolução das Durezas HB no Processo de Tratamento Térmico							
Nº da Amostra	Temperatura (C°)	Tempo de Forno (hs)	HB 3 (08/02) Envelhecido A.	Variação da Dureza (%) HB2 -> HB3	HB 4 (07/03) 27 dias depois	Variação da Dureza (%) HB3 -> HB4	Variação Total (%) HB1 -> HB4
1) 752/1 Cima	150	4	126,2	109	137,5	9,0	20
2) 752/1 Baixo	150	4	129,3	114	140,3	8,5	21
3) 752/2 Cima	150	4	122,3	98	134,2	9,7	28
4) 752/2 Baixo	150	4	123,8	95	136,7	10,4	28
5) 752/3 Cima	150	4	118,8	99	131,0	10,3	32
6) 752/3 Baixo	150	4	121,3	97	133,8	10,3	32
<hr/>							
1) 782/1 Cima	150	4	163,5	68	172,5	5,5	36
2) 782/1 Baixo	150	4	168,3	72	179,7	6,8	40
3) 782/2 Cima	150	4	160,8	79	169,5	5,4	37
4) 782/2 Baixo	150	4	163,2	79	171,8	5,3	37
5) 782/3 Cima	150	4	152,8	74	166,7	9,1	47
6) 782/3 Baixo	150	4	159,0	78	168,7	6,1	46

Para Dellah et al. (2013), a metaestabilidade da solução sólida supersaturada, já fornece energia térmica suficiente para provocar a difusão dos átomos de soluto e, conseqüentemente, a precipitação dos componentes insolúveis na matriz. Tal precipitação ocorre num certo número de etapas. Logo após a têmpera, a liga já começa a formar regiões de segregação de soluto, formando mínimos precipitados (as zonas GP), provocando o envelhecimento.

Na maior parte das ligas de alumínio tratáveis termicamente, a taxa de precipitação é baixa à temperatura ambiente, mas suficientemente rápida para perceber mudanças na dureza e resistência à tração em um tempo razoável (de 10 a 100 dias). O processo de formação e evolução das zonas GP é provocado, portanto, pelo simples repouso do material à temperatura ambiente (ENGDAHL et al., 2002). Este tratamento térmico recebe o nome de pós-envelhecimento artificial, como o realizado neste trabalho em HB4.

5.5.2. Ensaios de Dureza no Pós TT

A Figura 5.38 apresenta a variação dos resultados de dureza nas regiões junto aos termopares das Ligas 752 e 782 após solubilização.

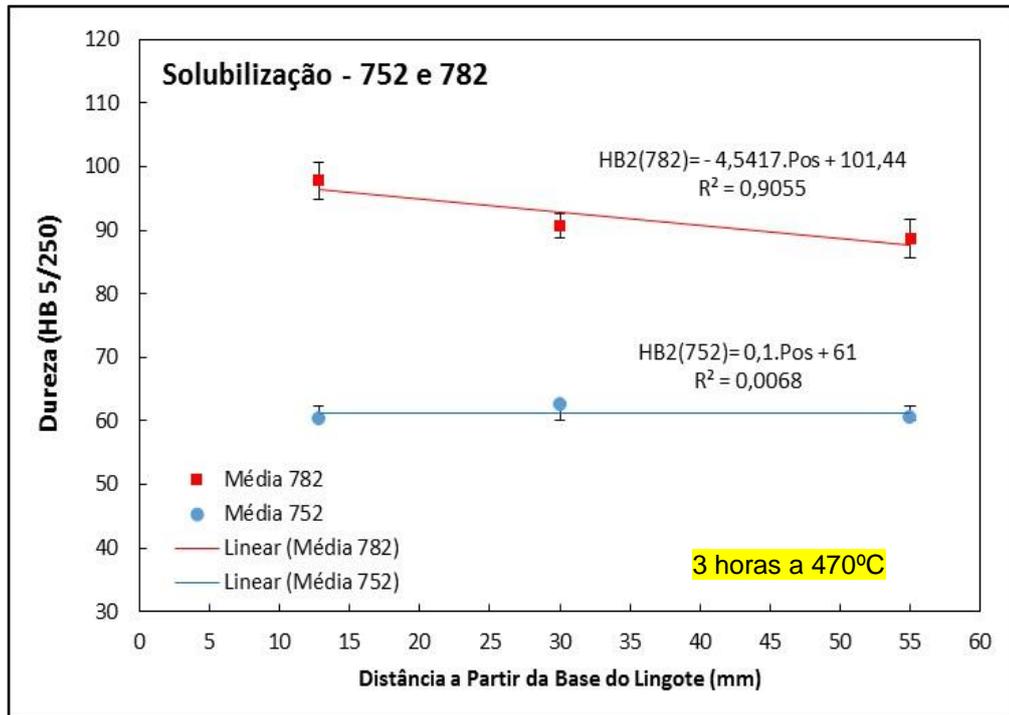


Figura 5.38. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 - Solubilização.

A Figura 5.39 apresenta um comparativo sobre as variações dos resultados de dureza nas regiões junto aos termopares das Ligas 752 e 782 após envelhecimento artificial.

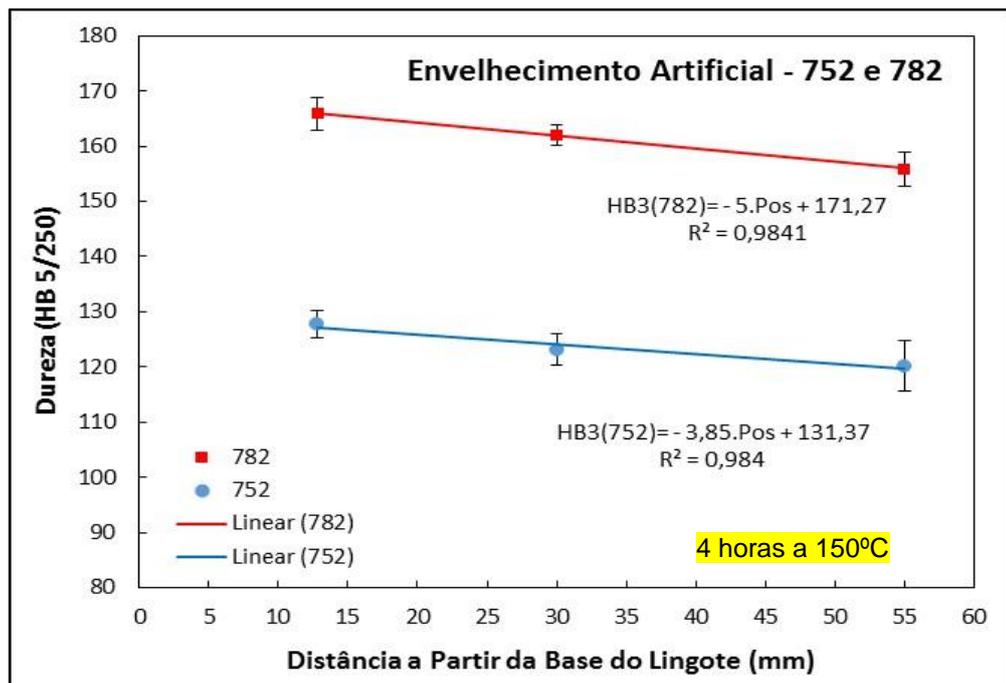


Figura 5.39. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 – Envelhecimento Artificial.

A Tabela B.1, no Anexo B apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell na Liga 752, após solubilização, nas regiões dos termopares TP1, TP2 e TP3, identificando os lados de cima e de baixo no lingote solidificado. A Tabela B.2 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell na Liga 782. A Tabela B.3, no Anexo B, apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell na Liga 752, 27 dias após o envelhecimento artificial, e a Tabela B.4 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell na Liga 782, 27 dias após o envelhecimento artificial. A Tabela B.5, no Anexo B, apresenta os resultados do pós-envelhecimento, obtidos nos ensaios de dureza Brinell na liga 752, após 27 dias do envelhecimento artificial em temperatura ambiente de aproximadamente 25°C, nas regiões dos termopares TP1, TP2 e TP3. A Tabela B.6 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza Brinell na liga 782, após 27 dias do envelhecimento artificial. Houve um aumento na dureza superficial para ambas as ligas, mas superior na Liga 782 (com 3% a mais de Zn na composição) em 27% em relação à Liga 752.

A Figura 5.40 apresenta um comparativo sobre as variações dos resultados de dureza nas regiões junto aos termopares das Ligas 752 e 782 após um período de envelhecimento de 27 dias em temperatura ambiente de laboratório (25°C) após o envelhecimento artificial.

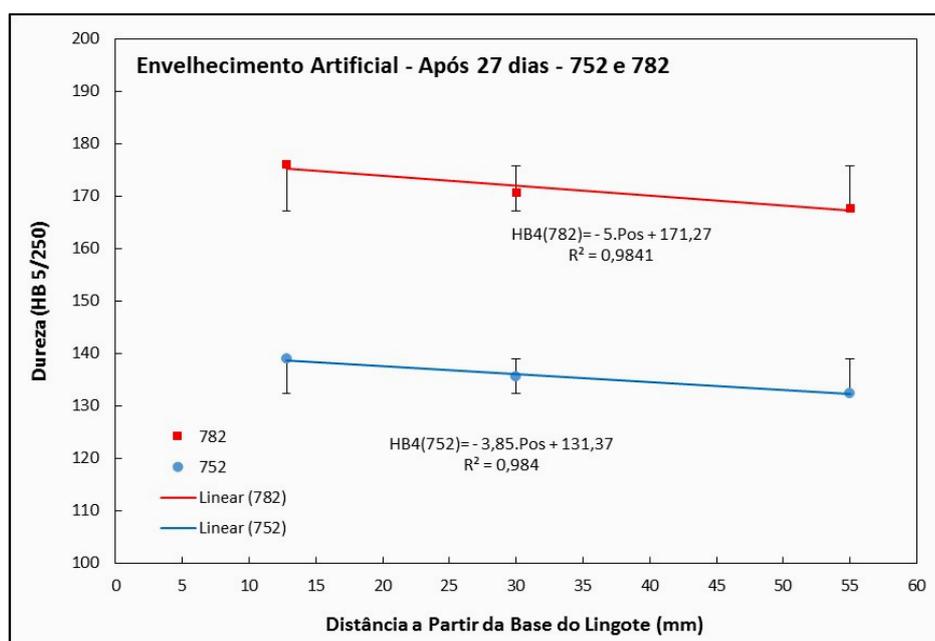


Figura 5.40. Dureza Brinell em função da posição das Ligas 752 e 782 – Envelhecimento Artificial - após 27 dias.

A Tabela B.7, no Anexo B, apresenta os resultados comparativos entre o EBS (HB1), o pós-solubilizado (HB2), o envelhecimento artificial (HB3), e o envelhecimento após 27 dias (HB4) e a variação total de HB1 para HB4, mostrando o percentual destas variações.

Para Rometsch, Zhang e Knight (2014), após um tratamento de envelhecimento artificial a 475°C durante 8 h, nenhuma fase metaestável permanece na matriz, mas uma menor quantidade de fase estável, na forma de precipitados, ainda está presente. No entanto, a quantidade de precipitados diminui com o aumento da temperatura de tratamento térmico em condições tais como: 475°C por 8 h; 485°C por 4 h ou 495°C por 2 h. A dissolução de precipitados na matriz é facilitada tanto pela temperatura mais elevada, quanto pela concentração e/ou segregação de intermetálicos em torno dos contornos de grãos, devido ao aumento das taxas de difusão nestas temperaturas mais elevadas.

Para Moraes (2015), em seus estudos com a Liga AA356.0, os resultados de dureza podem ser completamente homogêneos com uma microestrutura heterogênea, modificadas no TT em duas situações com temperatura diferentes, apresentando variações no espaçamento dendrítico e nas dimensões dos grãos. De uma dureza de 45 HB no EBF, no T6 esta passou para 100HB, devido à precipitação de partículas de SiMg_2 no endurecimento durante o TT de envelhecimento.

Segundo Queudet et al. (2017), o aumento da dureza nas ligas de Al-Zn-Mg ocorre devido a difusão de soluto para o interior dos grãos, os precipitados no limite das zonas livres de precipitação (PZF) aumentam de volume e, do mesmo modo, os precipitados nos contornos dos grãos crescem pela difusão de soluto para esta região. Este processo ocorre até a concentração de soluto de a matriz ficar uniforme em toda extensão das PZF. Portanto, uma menor fração de soluto estará disponível para precipitação. E neste trabalho obtivemos um aumento de dureza no T6 de 27% para a Liga 752 e de 39% para a Liga 782.

A Figura 5.41 apresenta um gráfico com o comparativo da evolução da dureza na Liga 752, por termopar, e em todas as etapas de TT analisadas, e a Figura 5.42

apresenta o mesmo comparativo para a Liga 782.

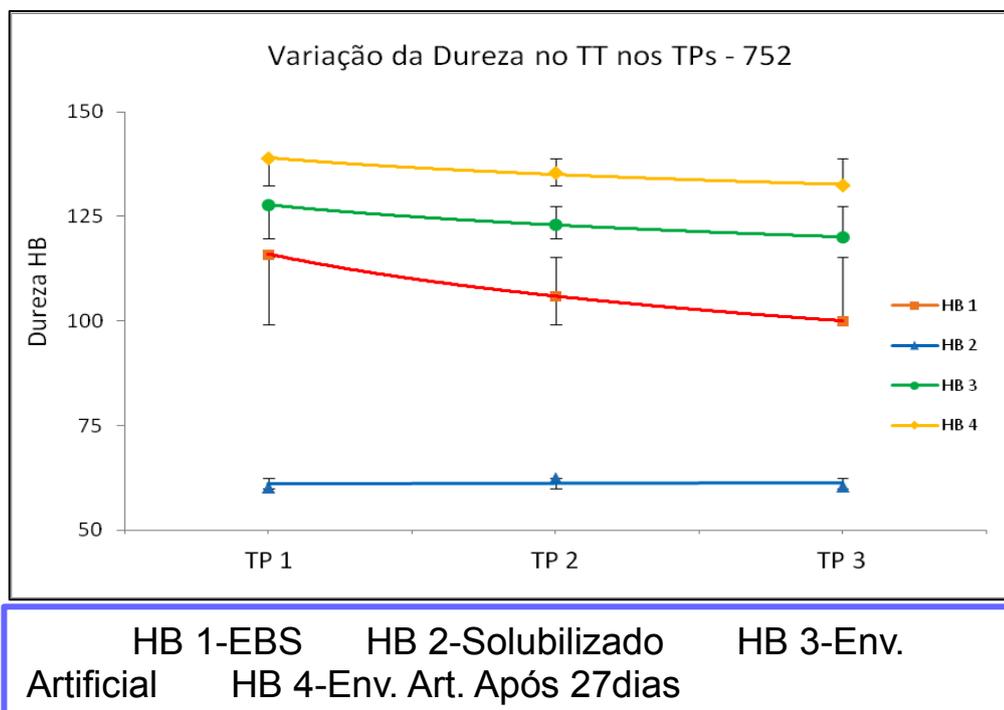


Figura 5.41. Variação da Dureza no pós TT da Liga 752.

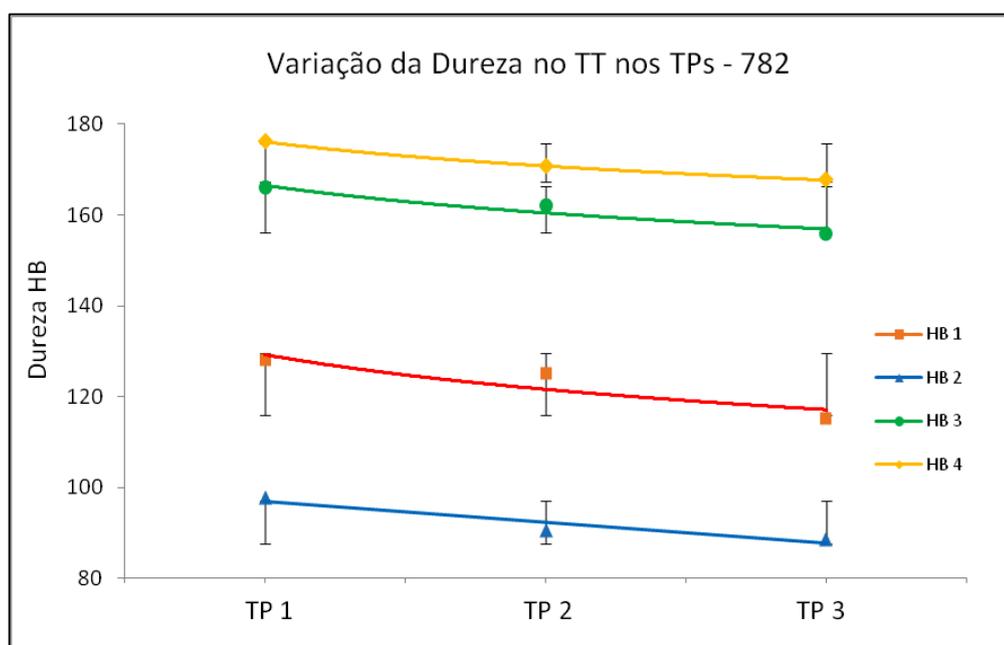


Figura 5.42. Variação da Dureza no pós TT da Liga 782.

Em ambas as ligas, a evolução da dureza se manteve estável sem picos de grandezas entre os termopares e os segmentos do TT-T6. As regiões perto da base de solidificação, em todas as análises, apresentaram maior dureza. O HB2, no pós-

solubilização, também se manteve com dureza menor que HB1 em ambas as ligas, pois nesta etapa ainda não ocorreu o efeito de endurecimento por precipitação. E no EBS não há a formação de segundas fases para resultar em precipitados. Shim et al. (2017), comenta que a evolução da dureza está relacionada com a coerência do precipitado com a matriz que, ao provocar distorções na mesma, devido a pequenas diferenças de parâmetro de rede, gera um campo de tensões que dificulta a movimentação de discordâncias, endurecendo o material. Com o tempo ocorrerá uma perda parcial de coerência, através do surgimento de discordâncias de interface entre o precipitado e a matriz, que está associada a uma pequena queda de dureza.

5.5.3. Ensaio de Desgaste

Os ensaios de desgaste das Ligas 752 e 782 no pós-tratamento térmico foram realizados conforme a norma ASTM G-99, seguindo o mesmo padrão e metodologia dos ensaios de desgaste realizados no EBS, com 480 medições para cada liga, em percursos de 1000 metros por face, e análise parcial em 8 pontos do disco para intervalos de 100 em 100 metros para cada face (superior e inferior). As Figuras 5.43 a 5.45 apresentam os resultados para ambas as ligas na condição envelhecida artificialmente nas regiões dos termopares TP1, TP2 e TP3.

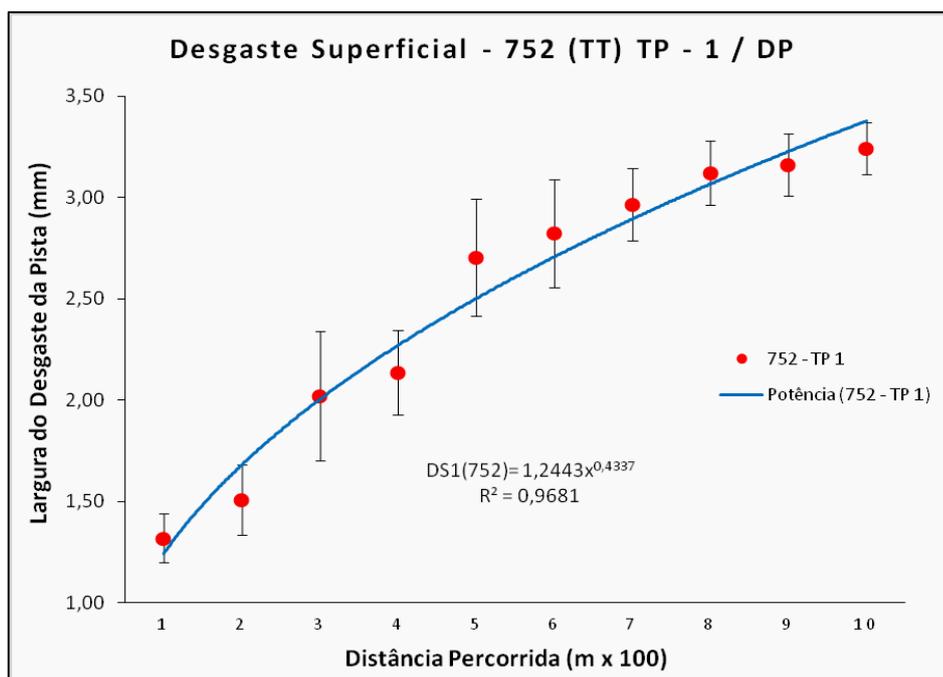


Figura 5.43. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.

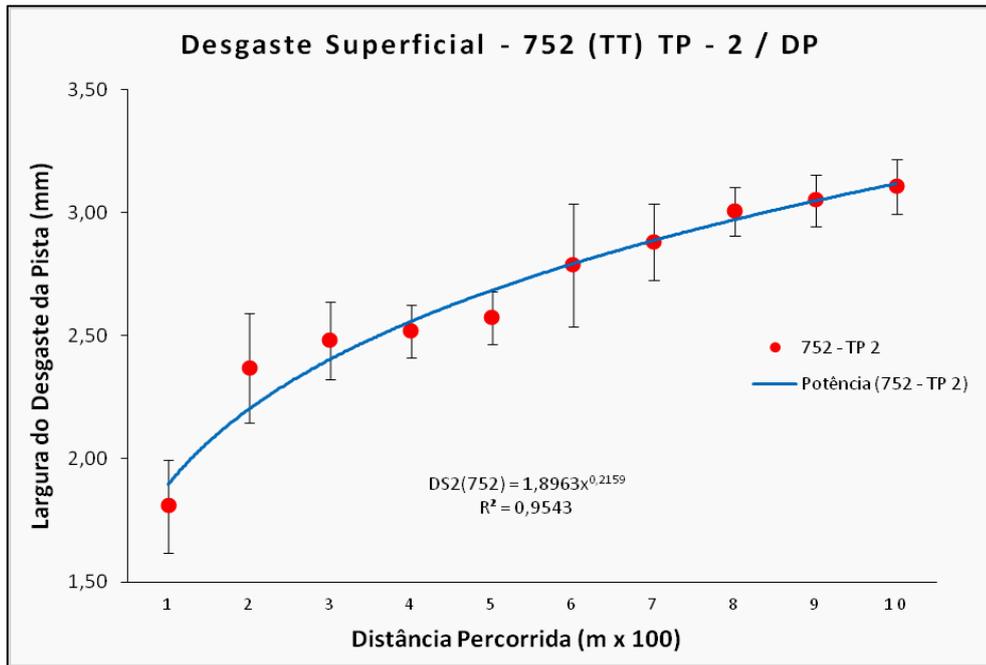


Figura 5.44. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.

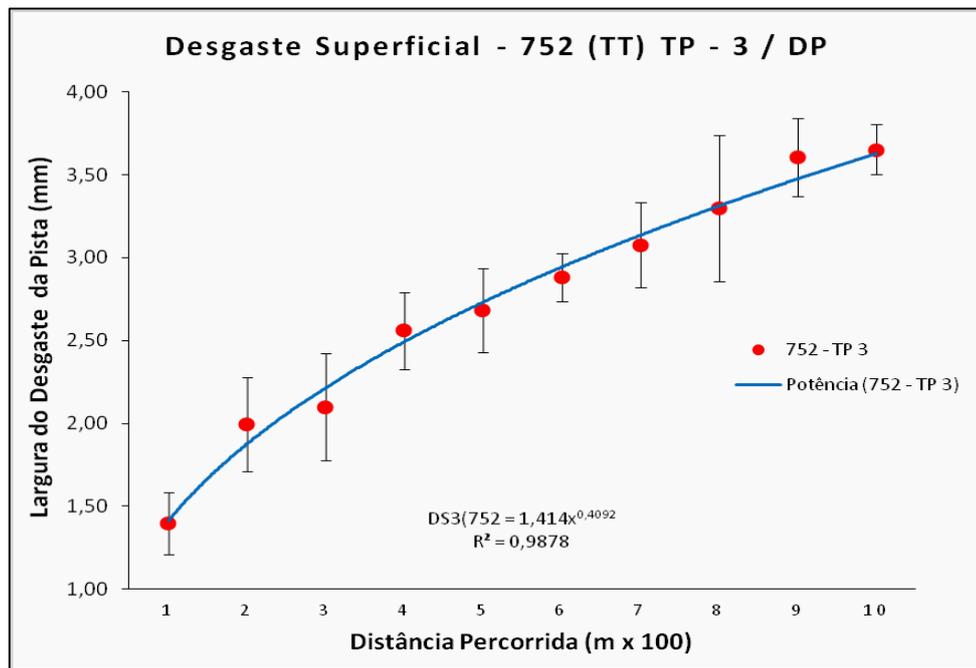


Figura 5.45. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.

Os resultados destes gráficos apresentados foram baseados no TT - T6, incluindo o tempo de descanso das amostras de 27 dias e o com o desvio padrão dos resultados (DP).

A Figura 5.46 mostra um comparativo dos resultados da largura da pista de desgaste superficial entre as distâncias percorridas nas regiões dos TP1, TP2 e TP3, nos lingotes da Liga 752, após o TT - T6.

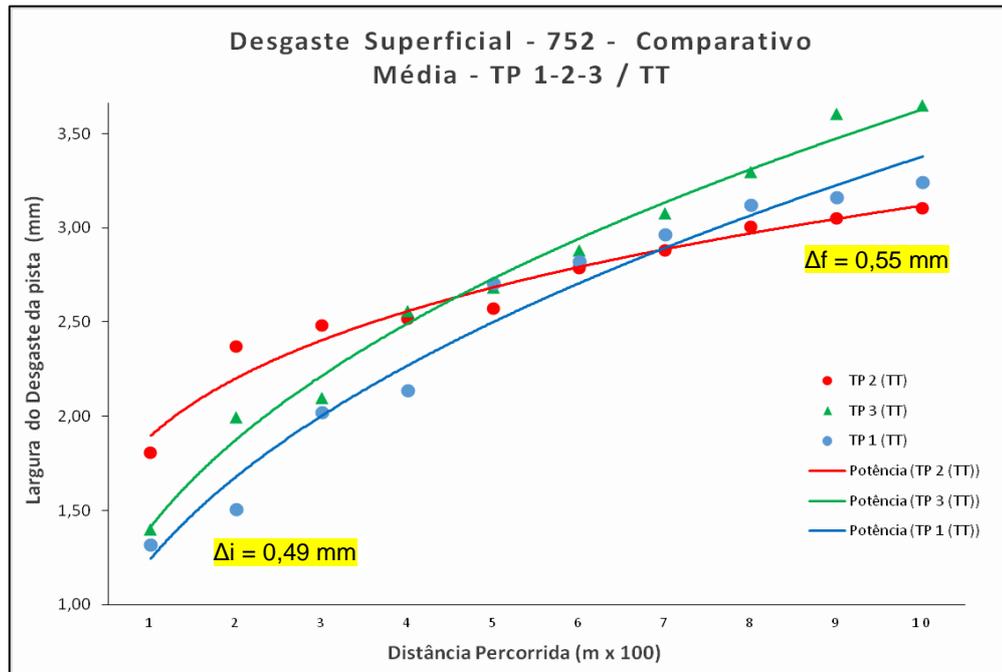


Figura 5.46. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 752 – Envelhecimento Artificial.

Nota-se que, na Figura 5.46, os resultados apresentaram um padrão de desgaste diferenciado em relação ao EBS, pois no final, o TP1 apresentou um desgaste maior que o TP2, que está em uma região superior, mais longe da base de solidificação, onde na macrografia vê-se uma região colunar não alinhada na direção vertical da solidificação. Este resultado não é percebido, pois na média por posicionamento no lingote, a região do TP1 foi mais resistente ao desgaste superficial que a região do TP2.

A Figura 5.47 mostra um comparativo dos resultados, mostrada na Tabela B.16, entre a largura da pista de desgaste superficial e as médias das regiões dos termopares 1, 2 e 3, relacionando o posicionamento nos lingotes da Liga 752 após o TT - T6.

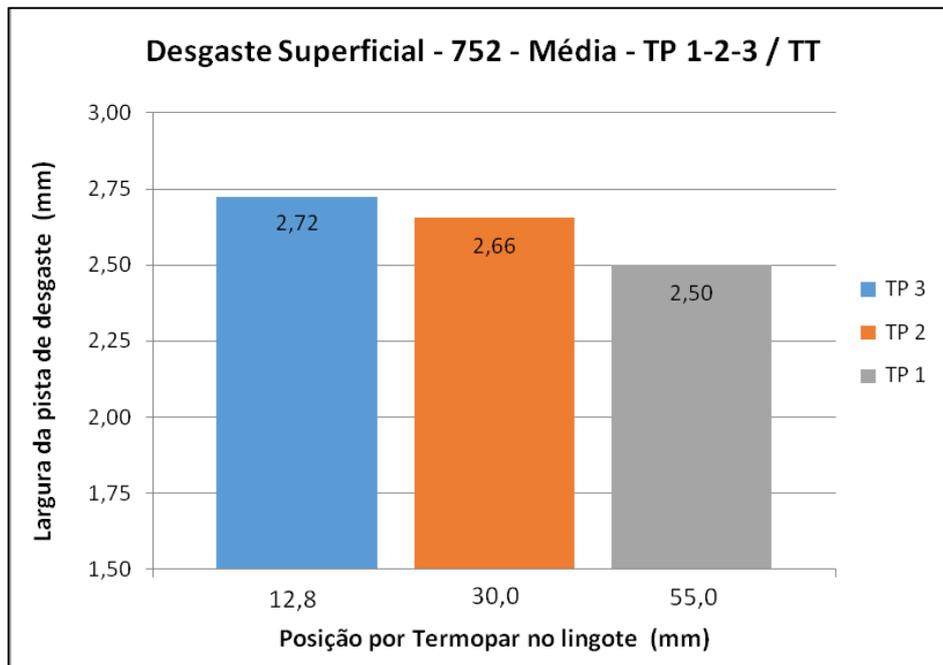


Figura 5.47. Desgaste médio entre as médias dos TP da Liga 752 após T6.

A Figura 5.48 mostra o gráfico dos resultados de largura de pista de desgaste superficial médio no TP1 da Liga 782 em 1000m no pós TT - T6, a Figura 5.49 mostra os resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP2, e a Figura 5.50 mostra o gráfico dos resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP3.

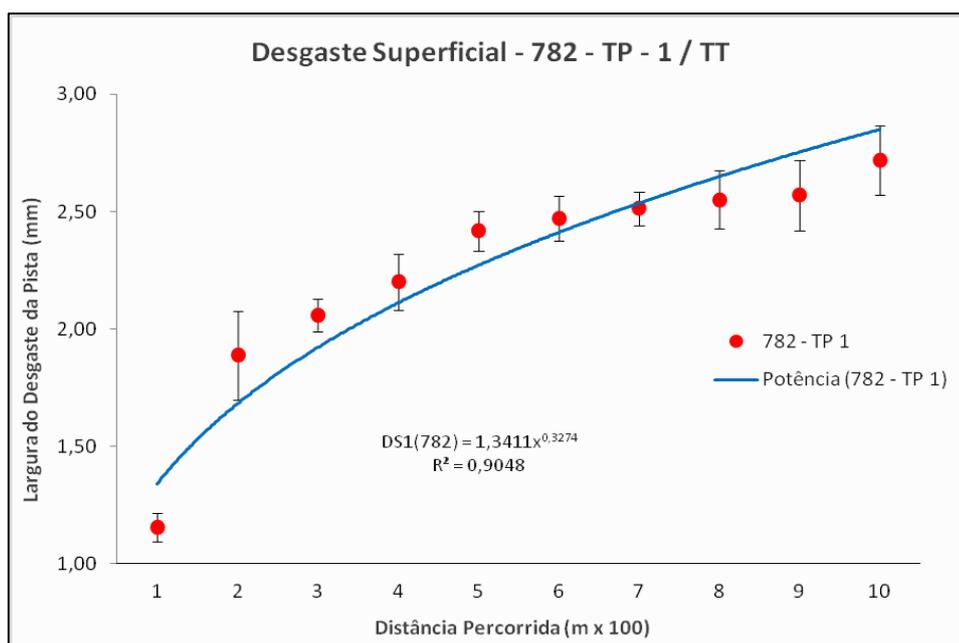


Figura 5.48. Desgaste superficial médio no TP1 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.

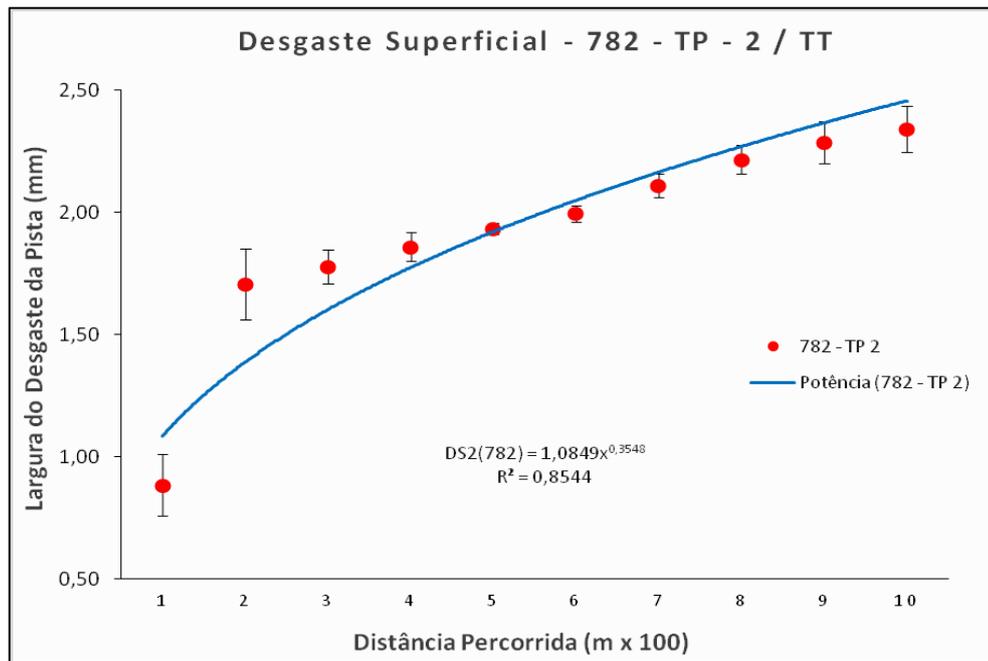


Figura 5.49. Desgaste superficial médio no TP2 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.

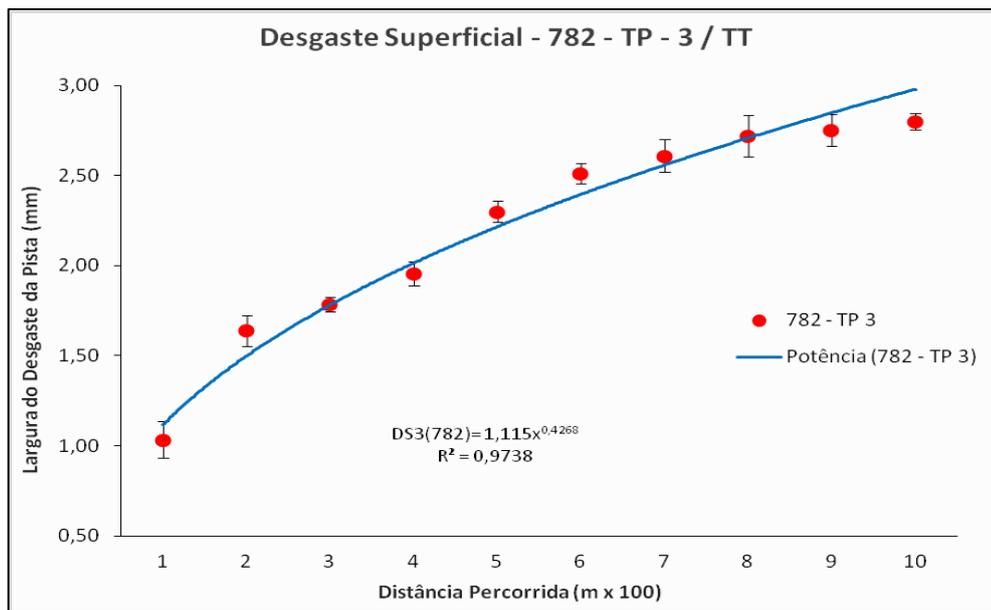


Figura 5.50. Desgaste superficial médio no TP3 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.

A Figura 5.51 mostra um comparativo dos resultados na largura da pista de desgaste superficial entre as distâncias percorridas nas regiões dos TP1, TP2 e TP3 da Liga 782, após o TT - T6, com os resultados mostrados na Tabela B.23 no Anexo B.

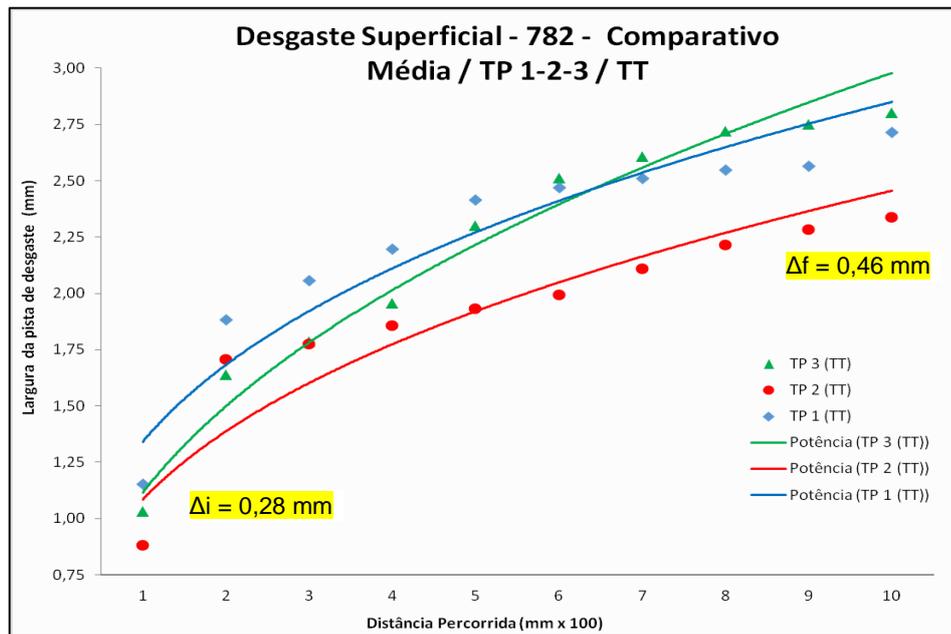


Figura 5.51. Comparativo de desgaste superficial nos TP1, TP2 e TP3 da Liga 782 – Envelhecimento Artificial.

A Figura 5.52 mostra um comparativo dos resultados entre a largura da pista de desgaste superficial e as médias das regiões dos termopares 1, 2 e 3, relacionando o posicionamento nos lingotes da Liga 782 após o TT - T6.

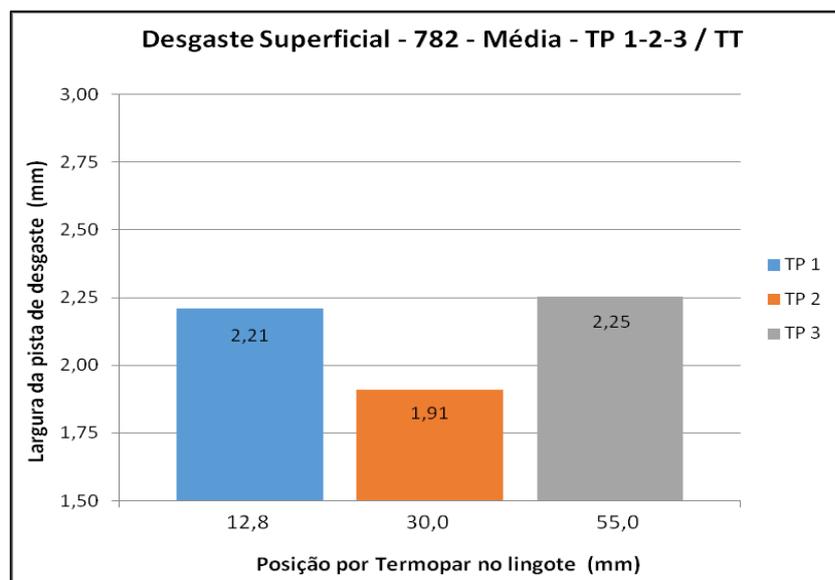


Figura 5.52. Desgaste médio entre as médias dos TP da Liga 782 após T6.

A Figura 5.53 mostra um comparativo de desgaste superficial médio entre as duas ligas e a Tabela B.25, no Anexo A, apresenta os valores médios dos ensaios das Ligas 752 e 782 no pós TT - T6 com o desvio padrão dos resultados.

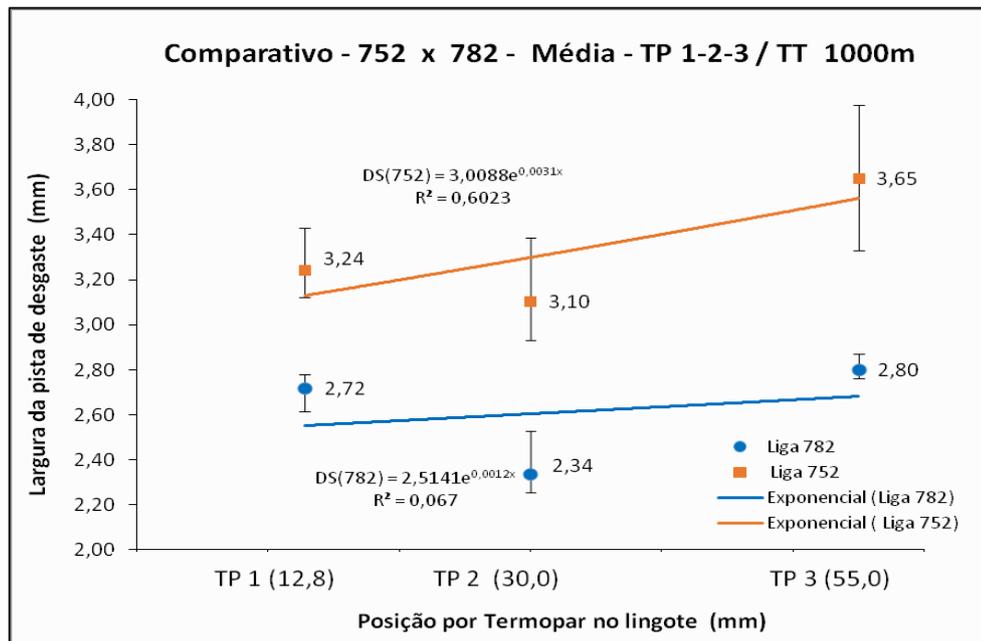


Figura 5.53. Desgaste médio entre as médias dos TP das Ligas 752 e 782 após T6.

A Tabela B.9, no Anexo B, mostra os resultados dos ensaios de desgaste superficial, com referência na evolução da largura da pista de desgaste superficial no corpo de prova da região do TP1 da Liga 752 na distância percorrida de 1000m, com intervalos de 100 em 100m, nos dois lados do disco, separadamente, lado superior (mais afastado da base do lingote) e no lado inferior do corpo de prova (mais próximo da base do lingote) no qual se pode observar que a superfície superior, mais longe do início da solidificação, obteve um desgaste maior em relação à superfície inferior, mais próxima da base e do início do processo de solidificação da liga. Portanto, mais resistente ao desgaste superficial.

A Tabela B.10, também no Anexo B, mostra a média dos resultados da evolução do desgaste superficial na região do TP1 nos lados superior e inferior, unificando os valores para esta região. A Figura 5.43 mostra o gráfico com os resultados do ensaio de desgaste superficial na amostra da Liga 752, na região do termopar TP1. Resultados com desvio padrão (DP). A Tabela B11 mostra os resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP2 da Liga 752 em 1000m e a Tabela B.12 com as médias destes, ambas no Anexo B. A Tabela B13 mostra os resultados da largura de pista do ensaio de desgaste superficial médio do TP3 da Liga 752 em 1000m e a Tabela B14 com as médias destes no Anexo B.

A Tabela B.17, no Anexo B, mostra os resultados dos ensaios de desgaste

superficial após o TT, com referência na evolução da largura da pista de desgaste superficial no corpo de prova da região do TP1 da Liga 782 no qual se pode observar que obteve a mesma tendência dos resultados da Liga 752, com a região mais longe do início da solidificação obtendo um desgaste maior em relação à região mais próxima da base e do início do processo de solidificação da liga, portanto, para ambas as ligas, mais resistente ao desgaste superficial. A Tabela B.18, também no Anexo B, mostra a média da evolução do desgaste superficial na região do TP1 nos lados superior e inferior, unificando os valores para esta região.

A posição intermediária (TP2) apresentou uma melhor resistência ao desgaste superficial nas duas ligas, sendo melhor na Liga 782. Na região mais próxima da base de solidificação, a diferença pró 782 foi de 19% maior e na região mais distante desta base, foi de 30% maior em relação à mesma região na Liga 752.

Shim et al. (2017), concluíram que a dureza não é o melhor indicador da resistência ao desgaste, e sim a microestrutura. Um aumento de dureza nem sempre significa um aumento da resistência ao desgaste abrasivo. A taxa de desgaste não aumenta necessariamente com o valor da dureza.

Wu et al. (2014), considera difícil avaliar a resistência ao desgaste somente pela dureza, e propõe a avaliação através da análise quantitativa da microestrutura do material do revestimento e concluem que se deve evitar relacionar diretamente dureza com a resistência ao desgaste, já que os ensaios de dureza convencionais são, na maioria, de modo quase estáticos, e diferentes das condições onde a superfície metálica é atingida por partículas abrasivas em velocidades relativamente elevadas.

Para Schloth et al. (2016), em uma liga eutética, a microdureza mostra um relação mais clara com a resistência ao desgaste por abrasão a baixa tensão, coincidindo os menores valores de perda de volume de desgaste com os maiores valores de microdureza.

5.5.4. Ensaio de Tração

A seguir são apresentados os resultados dos ensaios de tração e seus comparativos após o TT – T6. As tabelas referentes a estes gráficos encontram-se no Anexo B. A Figura 5.54 mostra o gráfico do ensaio de resistência à tração, após o TT - T6, da Liga 752 e a Figura 5.55 para a Liga 782.

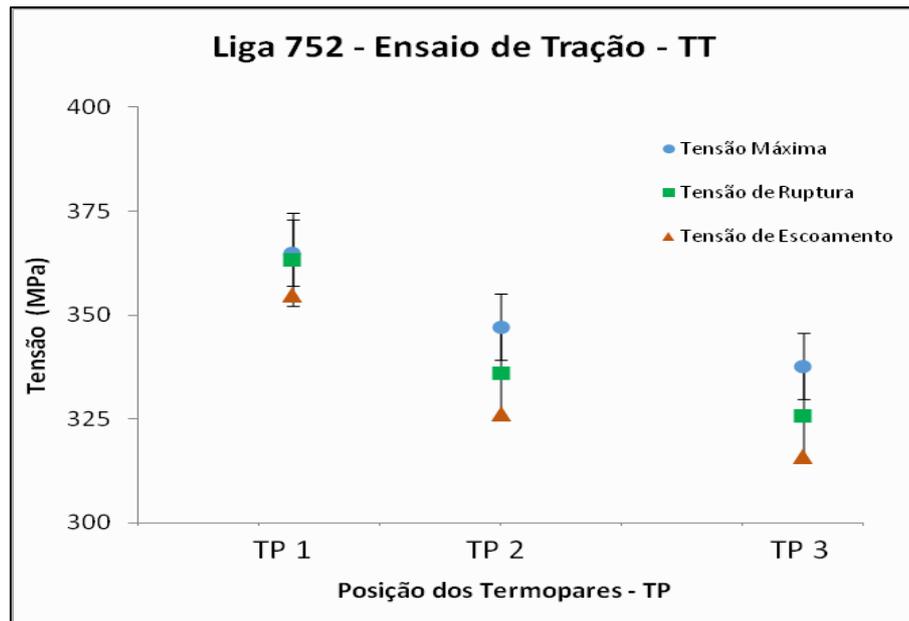


Figura 5.54. Ensaio de Tração da Liga 752 - TT.

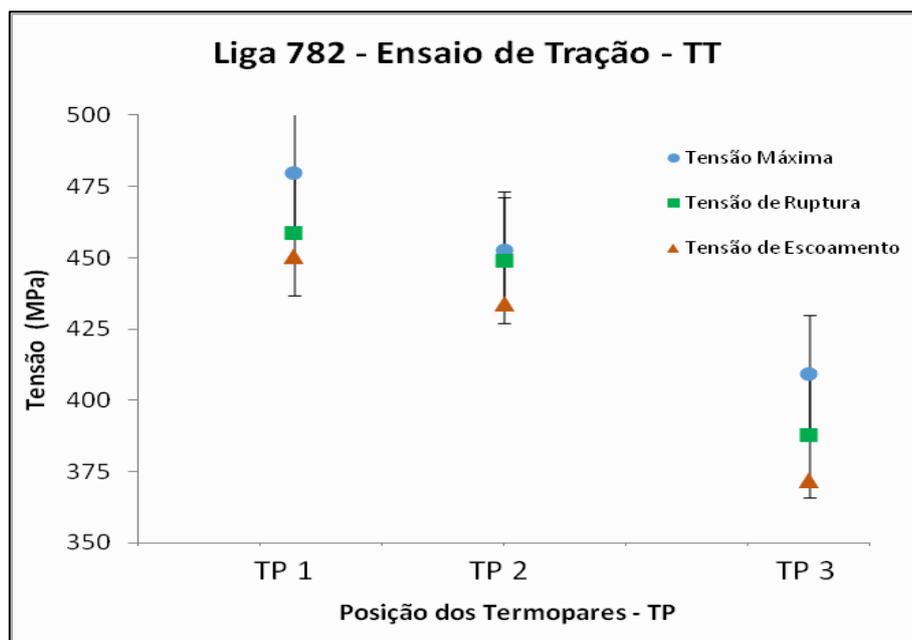


Figura 5.55. Ensaio de Tração da Liga 782 - TT

A Figura 5.56 mostra um comparativo entre as Ligas 752 e 782, do ensaio de

resistência à tração após o TT e a Figura 5.57 para os resultados de deformação total.

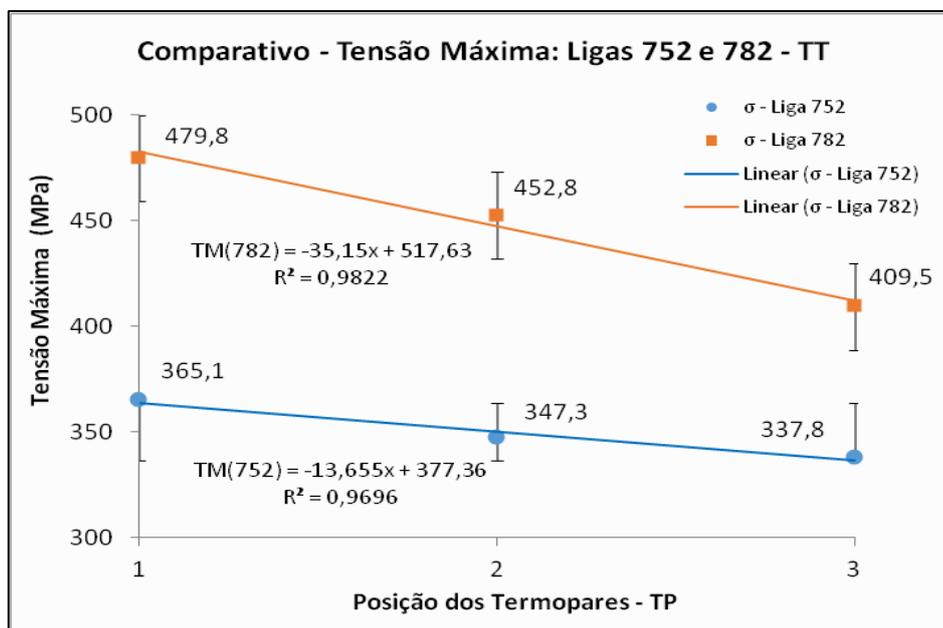


Figura 5.56. Comparativo de Tensão Máxima entre as Ligas 752 e 782 - TT.

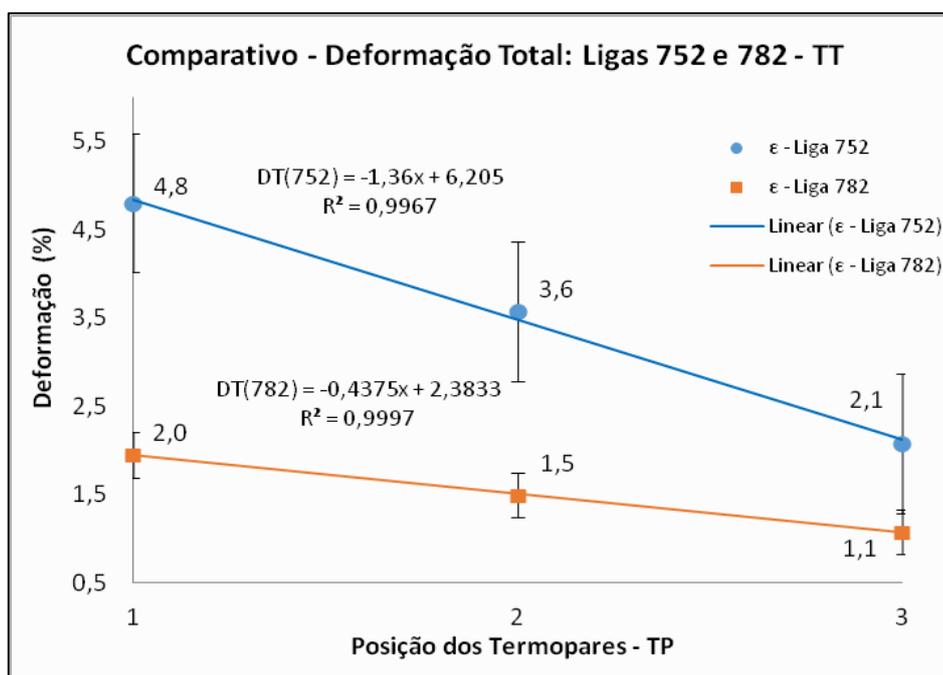


Figura 5.57. Comparativo de Deformação Total entre as Ligas 752 e 782 - TT.

A Figura 5.58 mostra um comparativo, com as Ligas 752 e 782, com os resultados da tensão e deformação total após o TT - T6.

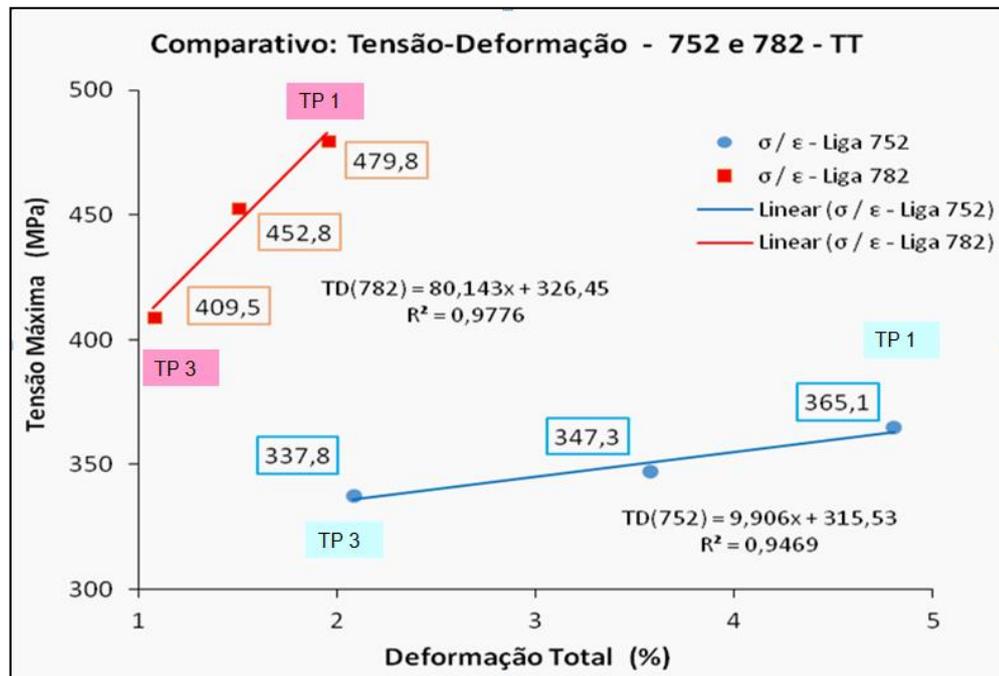


Figura 5.58. Comparativo de Tensão-Deformação entre as Ligas 752 e 782 - TT.

A posição TP1 apresentou uma melhor resistência à tração nas duas ligas, sendo melhor na Liga 782. Na região mais próxima da base de solidificação, TP1, a diferença pró 782 foi de 31,5% maior, no TP2 foi de 30,5% e na região mais distante desta base, no TP3 foi de 21,3% maior em relação as mesmas regiões na Liga 752.

Leacock, Howe e Brown (2013), com a Liga AA7050, encontraram resultados bastante similares aos obtidos neste trabalho. O limite de escoamento e o de resistência à tração e deformação total foram de 454 MPa, 513 MPa e 9,7% respectivamente. São resultados que apontam propriedades mecânicas muito próximas às das ligas deste trabalho, e sem o cobre. A ductilidade na liga com cobre foi bem maior. Quanto à dureza, com 162 HB, manteve a similaridade.

5.6. Correlações entre EBS / TT / Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas das ligas estudadas neste trabalho foram estudadas e analisadas através de resultados de experimentos. Desse modo, as propriedades mecânicas aqui estudadas, por serem muito importantes junto às estruturas das ligas, serviram de base para as análises e avaliações nas correlações realizadas entre estruturas, tratamentos térmicos e propriedades mecânicas de

dureza, desgaste superficial e resistência à tração.

5.6.1. Correlações na Dureza

A Figura 5.59 apresenta a variação da dureza, correlacionando-as desde a estrutura bruta de solidificação até o término dos tratamentos térmicos. Percebe-se, a efetiva variação positiva do tratamento térmico do endurecimento por precipitação. A Liga 752 obteve um total de 27% de aumento de dureza entre os estágios HB1 e HB4, enquanto que a Liga 782 obteve um acréscimo de 39%. O tratamento térmico de solubilização, por ser uma etapa intermediária, foi suprimido do gráfico. Estes resultados melhores para a Liga 782 se deram em virtude do aumento no percentual de Zn, confirmando com a revisão bibliográfica que sinaliza que, quando junto com o Mg, um maior percentual de Zn tende a melhorar as propriedades mecânicas das ligas Al-Zn-Mg.

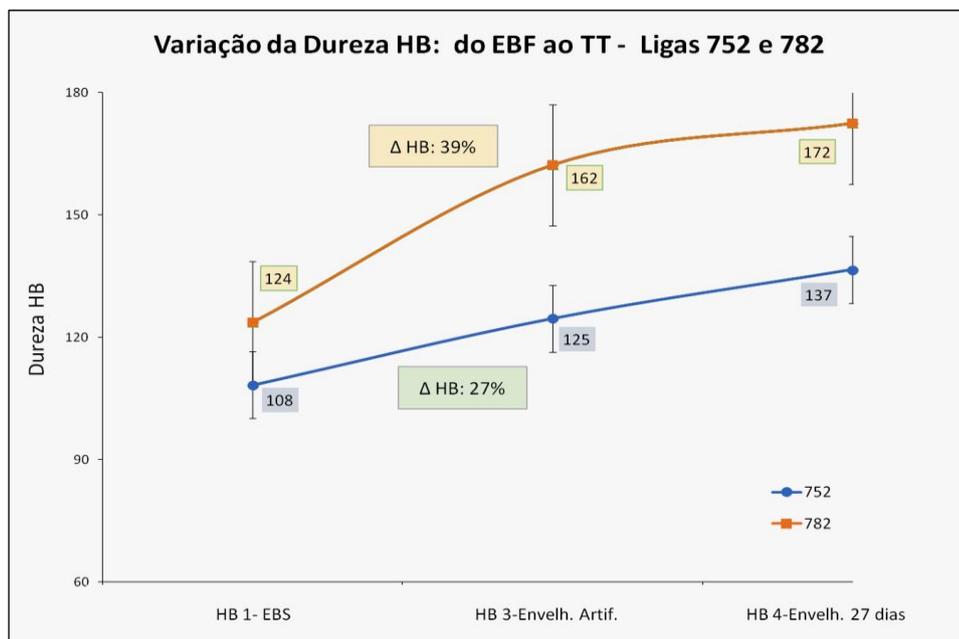


Figura 5.59. Variação da dureza em todo o TT nas Liga 752 e 782.

5.6.2. Correlações no Desgaste Superficial

A Figura 5.60 apresenta um comparativo em relação ao desgaste superficial médio da Liga 752 (considerando as 3 posições nos lingotes) e faz uma correlação entre o EBS e no Pós TT.

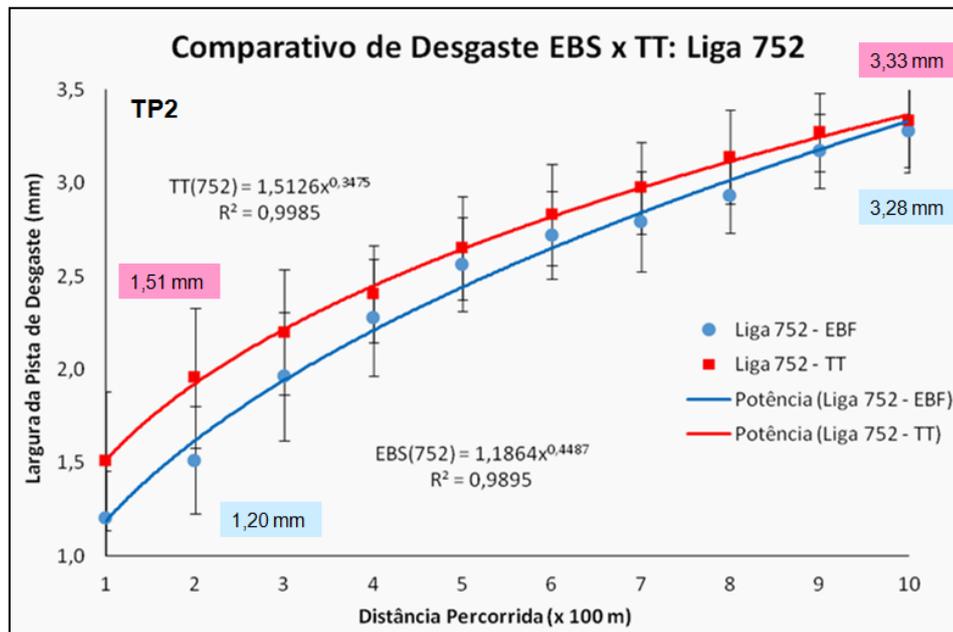


Figura 5.60. Comparativo de desgaste superficial da Liga 752 no EBS x TT.

Identifica-se uma diferença média de 25% a mais de resistência ao desgaste superficial do TT em relação ao EBS na Liga 752, sendo que no final, as curvas de tendência tendem a se igualarem. Percebe-se que quanto maior a exposição ao desgaste superficial, o TT tende a não fazer mais a diferença inicial para esta propriedade. A Figura 5.61 apresenta o mesmo comparativo, agora em relação ao desgaste superficial da Liga 782.

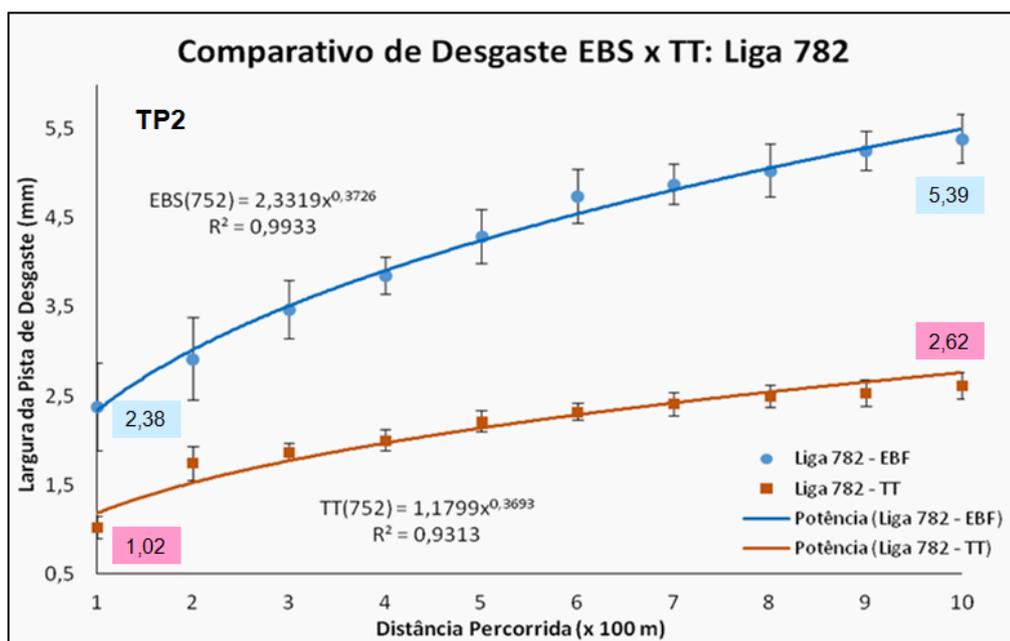


Figura 5.61. Comparativo de desgaste superficial da Liga 782 no EBS x TT.

Diferente da anterior, a Liga 782 tem uma diferença média de 120% melhor no TT, e no final, as curvas se afastam entre o EBS e o Pós TT. Percebe-se que quanto maior a exposição ao desgaste superficial, o TT tende a fazer uma maior diferença para esta propriedade mecânica.

A Figura 5.62 apresenta um comparativo da Liga 752 com a região dos termopares, correlacionando-as no EBS e no Pós TT. Há uma clara inversão de resistência. No TP1, a liga tratada termicamente é menos resistente que no EBS, mas ao se afastar da base, as resistências se alternam mostrando uma superioridade na condição do Pós TT, com diferenças pequenas em relação à largura da pista de desgaste, mas que tendem a aumentar proporcionalmente à medida que se aumenta a distância percorrida.

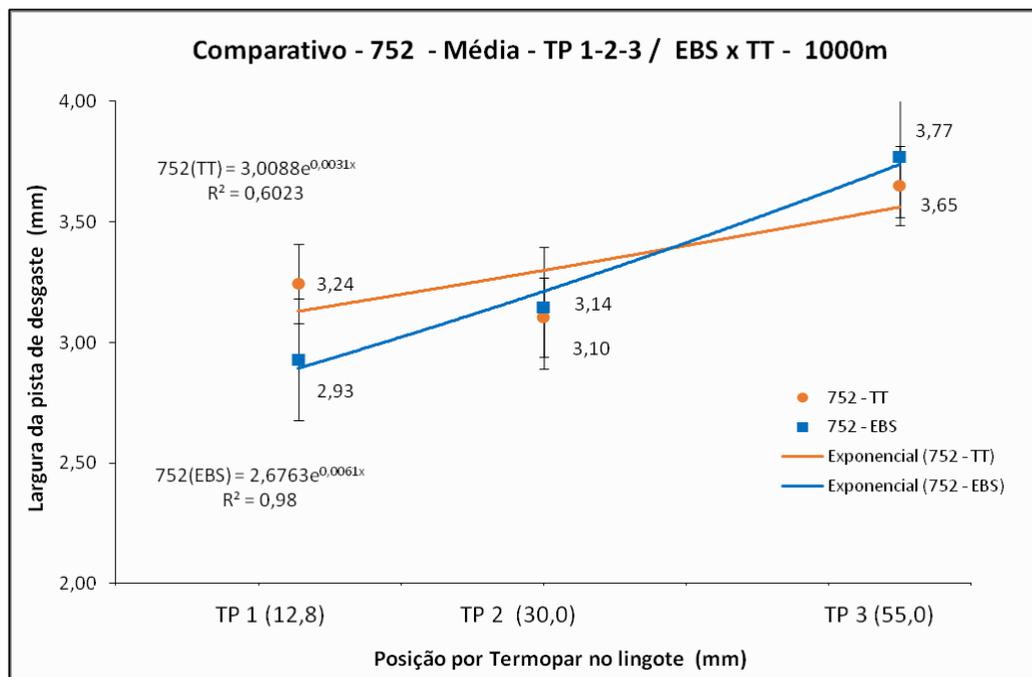


Figura 5.62. Comparativo de desgaste superficial da Liga 752 entre o EBS e o TT.

A Figura 5.63 apresenta o comparativo da Liga 782 com a região dos termopares, correlacionando-as no EBS e no Pós TT em relação ao desgaste superficial.

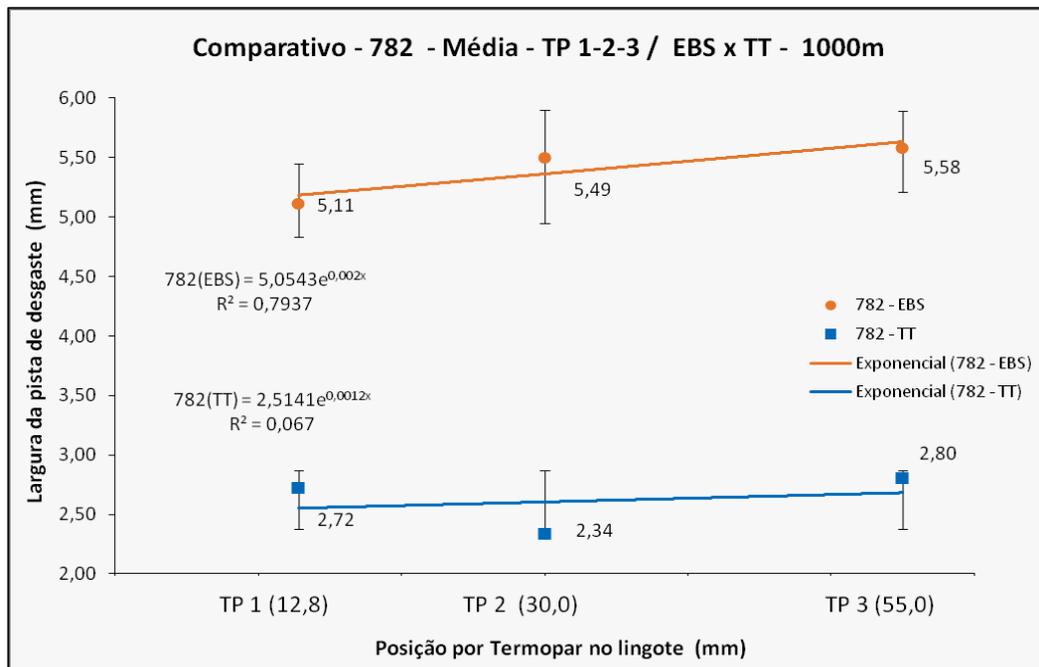


Figura 5.63. Comparativo de desgaste superficial da Liga 782 entre o EBS e o TT.

Neste comparativo, a Liga 782 mostra uma superioridade nas resistências, mantendo-se com boa estabilidade de valores ao longo do lingote, sendo que esta foi mais resistente em 99% que a Liga 752.

Para ambas as ligas, tanto no EBS quanto no Pós TT, a região mais próxima da base de solidificação é sempre mais resistente ao desgaste superficial do que as demais ao longo da solidificação unidirecional ascendente em sentido ao topo do lingote.

5.6.3. Correlações na Resistência à Tração

A Figura 5.64 apresenta um comparativo da tensão máxima suportada pela Liga 752 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT por região dos termopares.

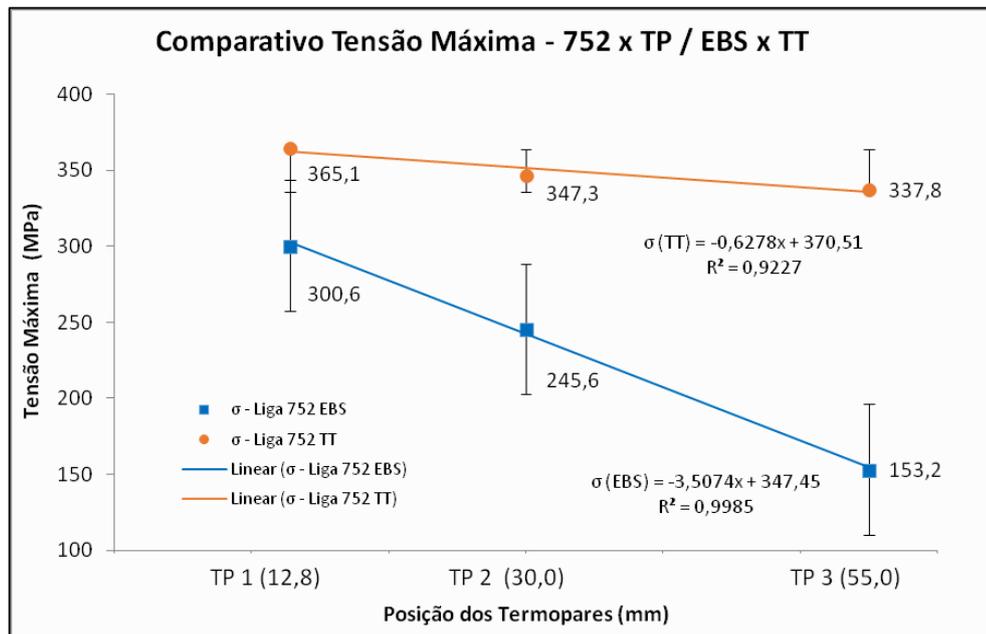


Figura 5.64. Comparativo da Tensão Máxima da Liga 752 entre o EBS e o TT.

Observa-se que o ganho em estabilidade de resultados ao longo do processo de solidificação é bem melhor no Pós TT, pois no EBS a diferença entre as regiões mais afastada (TP3) e a mais próxima da base de solidificação (TP1) é 95% menor, e no Pós TT é de apenas 8%. A diferença entre as tensões suportadas é de 21% maior no TT em relação ao TP1 e aumenta para 121% em relação ao TP3.

A Figura 5.65 apresenta um comparativo da deformação total suportada pela Liga 752 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT por região dos termopares.

Novamente observa-se que o ganho em estabilidade de resultados ao longo do lingote é bem melhor no Pós TT, pois esta diferença no EBS entre as regiões mais afastada (TP3) e a mais próxima da base de solidificação (TP1) é de 200% menor. No Pós TT esta diferença é menor, 128%. A diferença entre a deformação total suportada pela Liga 752 do EBS para o TT é de 138% no TP1 e diminui para 81% no TP3.

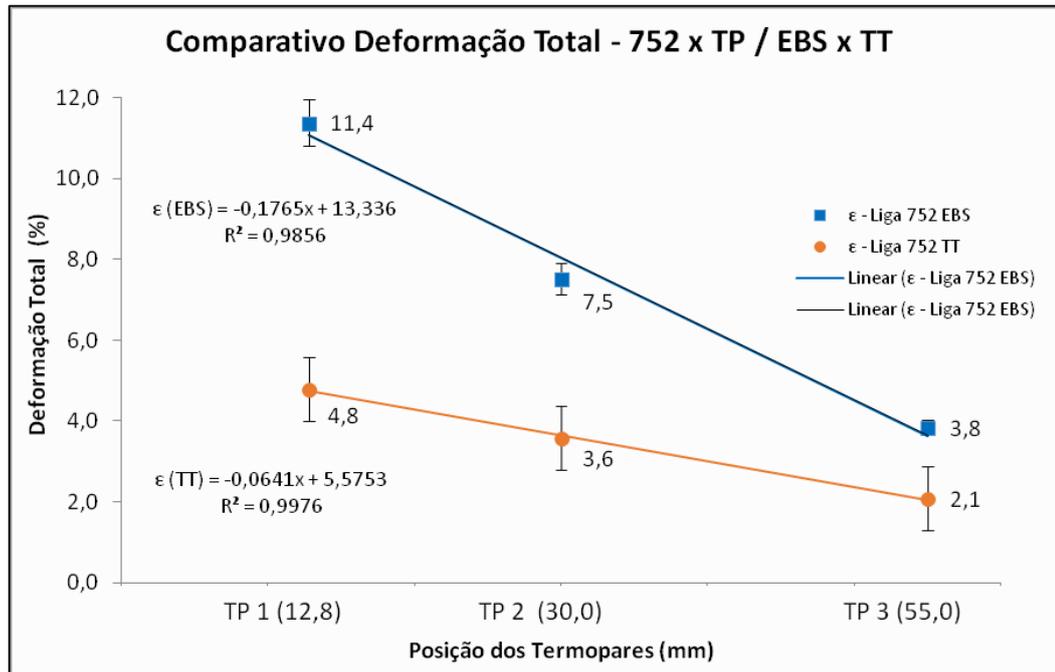


Figura 5.65. Comparativo da Deformação Total da Liga 752 entre o EBS e o TT.

A Figura 5.66 apresenta um comparativo da tensão-deformação da Liga 752 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT. O gráfico mostra que a tensão máxima suportada pelos corpos de prova no Pós TT, que é bem maior que no EBS, como já visto anteriormente, sofre uma deformação, entre 4,8% e 2,1%, enquanto que no EBS esta diferença varia entre 11,4% e 3,8%.

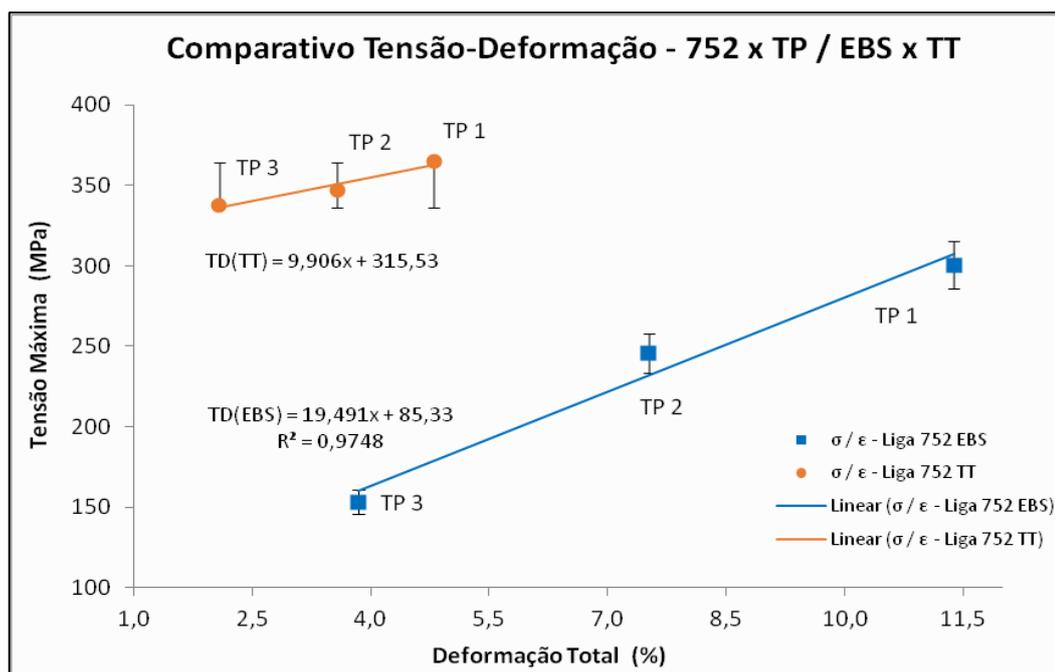


Figura 5.66. Comparativo da Tensão-Deformação da Liga 752 entre o EBS e o TT.

As regiões mais próximas da base de solidificação (TP1), em ambas as condições, no EBS e no Pós TT, por suportarem maiores tensões, também foram as que mais se deformaram, observando que a amplitude de deformação no EBS foi bem maior, de 7,6%, enquanto que no Pós TT foi de apenas 2,7%. A Figura 5.67 apresenta um comparativo da tensão máxima suportada pela Liga 782 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT por região dos termopares.

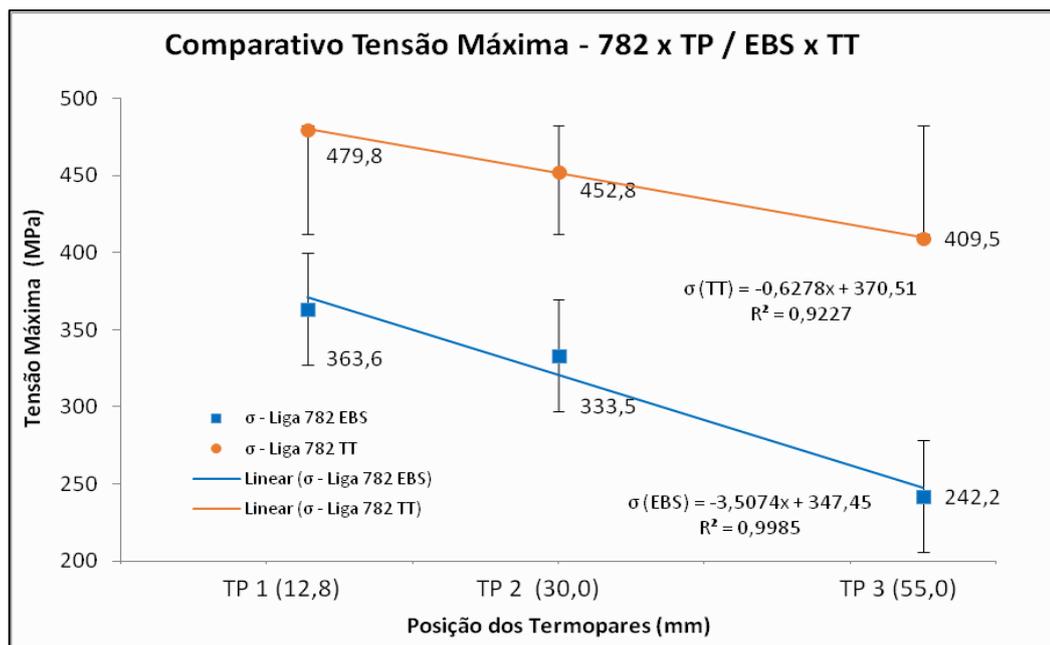


Figura 5.67. Comparativo da Tensão Máxima da Liga 782 entre o EBS e o TT.

Observa-se que o ganho em estabilidade de resultados ao longo do processo de solidificação é, também, melhor no Pós TT, pois no EBS a diferença entre as regiões mais afastada (TP3) e a mais próxima da base de solidificação (TP1) é de 50% menor. No Pós TT é de apenas 17%. A diferença entre as tensões suportadas é de 32% maior no TT em relação ao TP1 e aumenta para 170% em relação ao TP3.

A Figura 5.68 apresenta um comparativo da deformação total suportada pela Liga 782 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT por região dos termopares. Observa-se que o ganho em estabilidade de resultados ao longo do lingote é bem melhor no Pós TT. A diferença entre a deformação total suportada pela Liga 782 do EBS para o TT é de 125% menor no TP1 e, praticamente, quase se iguala no TP3.

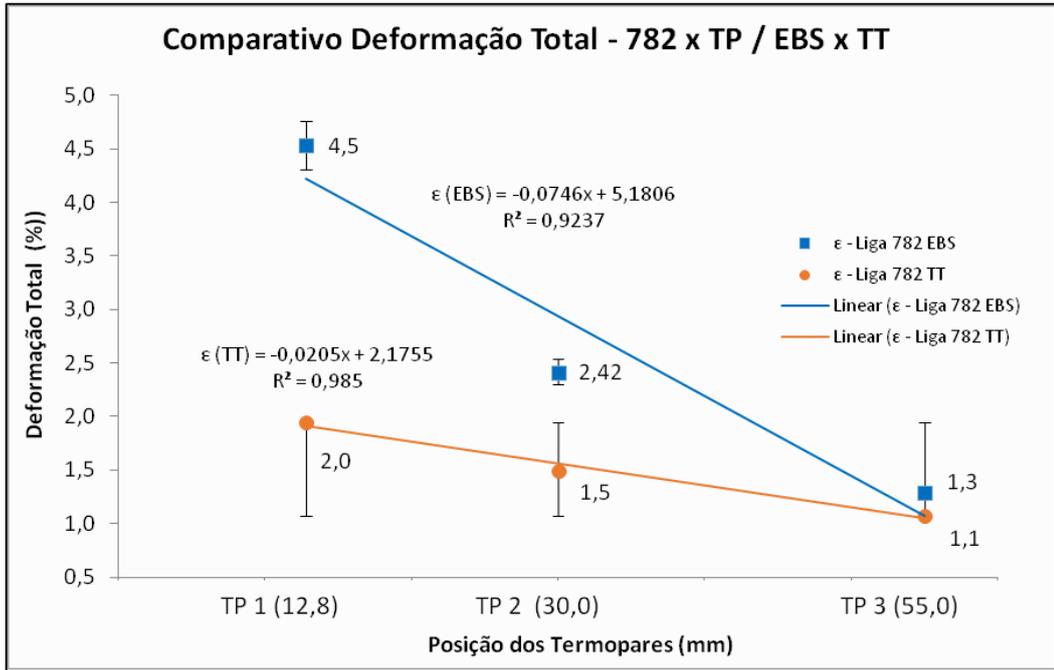


Figura 5.68. Comparativo da Deformação Total da Liga 782 entre o EBS e o TT.

A Figura 5.69 apresenta um comparativo da tensão-deformação da Liga 782 correlacionando-a nas condições do EBS e do Pós TT. O gráfico mostra que a tensão máxima suportada pelos corpos de prova no Pós TT, que é bem maior que no EBS, como já visto anteriormente, onde sofre uma deformação entre 2,0% e 1,1%, enquanto que no EBS esta diferença varia entre 4,5% e 1,3%.

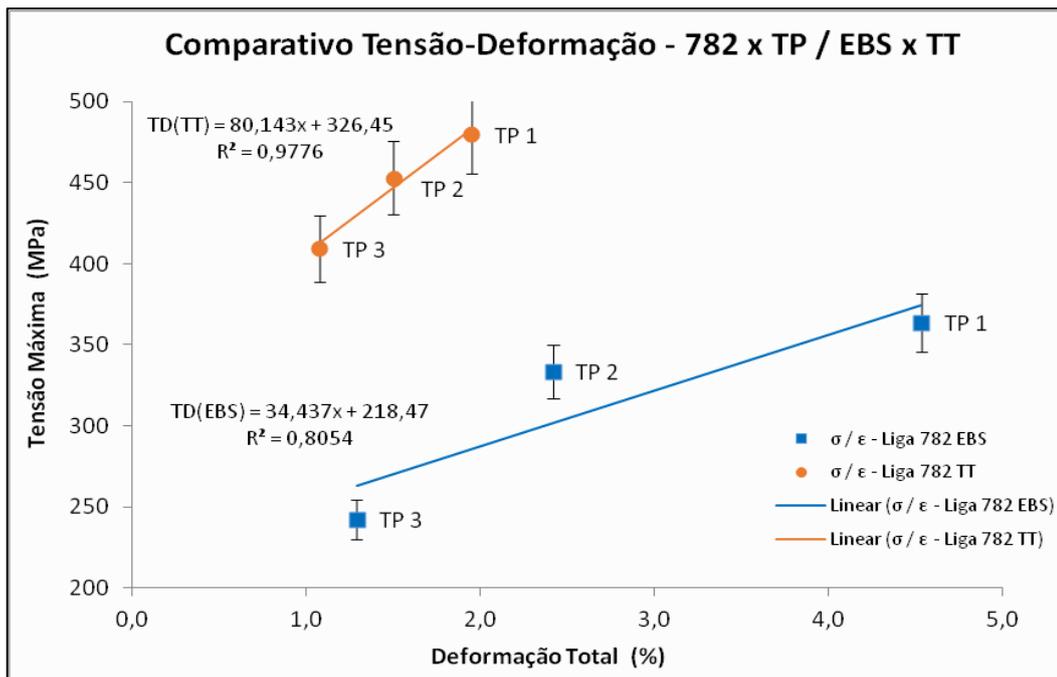


Figura 5.69. Comparativo da Tensão-Deformação da Liga 782 entre o EBS e o TT.

As regiões mais próximas da base de solidificação (TP1), em ambas as condições, no EBS e no Pós TT, por suportarem maiores tensões, também foram as que mais se deformaram, observando que a amplitude de deformação no EBS foi bem maior, de 3,2%, enquanto que no Pós TT foi de apenas 0,9%.

A Tabela 5.9 apresenta um comparativo entre as propriedades mecânicas das principais ligas conformadas atualmente comercializadas, incluindo a liga fundida mais utilizada nos processos industriais, do sistema Al-Si-Mg, classificadas pela AA, com as ligas desenvolvidas e apresentadas neste trabalho com resultados médios dos ensaios realizados (apenas para fins de comparação). As informações constantes nesta tabela para as ligas apresentadas (todas no TT - T6) foram retiradas da bibliografia estudada para o desenvolvimento deste trabalho.

Tabela 5.9. Correlações entre as propriedades mecânicas das principais ligas Al-Zn-Mg.

Comparação entre Ligas de Alumínio						
Liga AA	TT	Composição Química (%)	Dureza HB	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação Total (%)
7001	T6	Al-7,3Zn-3Mg-2Cu	160	650	580	8
7004	T6	Al-4,2Zn-1,5Mg	120	370	310	10
7012	T6	Al-6,2Zn-2Mg-1,2Cu	140	560	520	10
7020	T6	Al-4,5Zn-1,2Mg-0,2Cu	115	430	350	13
7050	T6	Al-6,3Zn-2,3Mg-2,3Cu	150	515	450	10
7055	T6	Al-7,9Zn-2Mg-2,3Cu	155	620	530	12,5
7075	T6	Al-5,5Zn-2,4Mg-1,8Cu	150	550	490	11
7085	T6	Al-7,6Zn-1,8Mg-1,6Cu	130	500	450	12
7175	T6	Al-5,6Zn-2,5Mg-1,6Cu	145	590	520	14
7475	T6	Al-5,7Zn-2,2Mg-1,5Cu	135	550	490	12
356.0	T6	Al-7Si-0,4Mg-0,3Zn	80	230	160	8
752	T6	Al-5Zn-2Mg	137	365	355	4,8
782	T6	Al-8Zn-2Mg	172	480	450	1,9

Fonte: Autor, coletado de ASM INTERNATIONAL Handbook (2008).

Ao correlacionar as propriedades mecânicas das Ligas 752 e 782 com as demais ligas comerciais (Tabela 5.9), pode-se verificar que em relação à dureza HB,

a Liga 782 se apresenta bem superior à média geral. O mesmo não se pode afirmar em relação ao limite de resistência à tração, mas para o limite de escoamento, este está bem dentro da média. Em relação à deformação total, tanto a Liga 752 como a Liga 782 se deformaram muito pouco, mostrando uma ductilidade bem menor, resultado de um limite de escoamento menor e uma deformação elástica também menor.

5.6.4. Correlações Gerais

A Tabela 5.10 mostra as correlações da dureza da Liga 752 em relação às taxas de resfriamento, etapas do tratamento térmico (HB1 - EBS; HB2 - Solubilizado; HB3 - Envelhecimento Artificial e HB4 - Pós-Envelhecimento Artificial), e macro e microestruturas em relação ao posicionamento dos termopares nos lingotes, e a Tabela 5.11 mostra o mesmo para a Liga 782.

Tabela 5.10. Correlações entre dureza e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.

TP	Posição	Estrutura		Dureza				\dot{T}
	mm	Macro	Micro	HB				°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	116,0	60,4	127,8	138,9	3,04
2	30,00	Colunar	Celular	106,0	62,6	123,1	135,5	1,49
3	55,00	Colunar	Dendrítica	100,0	60,6	120,1	132,4	0,34
Liga 752				HB 1	HB 2	HB 3	HB 4	

A variação de dureza na Liga 752 obteve um comportamento com variações entre 2HB e 8HB, visto que a macroestrutura foi a mesma nos três termopares. A mudança da microestrutura celular para dendrítica não ocasionou mudanças significativas na dureza em nenhuma das fases de TT analisadas. A taxa de resfriamento teve uma queda de 1,55°C/s do TP1 para o TP2, e de 1,15°C/s do TP2 para o TP3, o que pode explicar a mudança da microestrutura com a transição celular para dendrítica (TCD) no TP3, a qual necessita de rápida transferência de calor na transformação líquido/sólido para se formar e barrar o crescimento celular.

Para Rosa (2007), o crescimento de células regulares dá-se a velocidades baixas e perpendicularmente à interface sólido/líquido e na direção de extração do

fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica. É uma interessante forma de estudar e analisar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas é por meio da análise de estruturas brutas de solidificação obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Segundo Garcia (2007), durante o processo de solidificação, a temperatura no líquido é crescente em direção ao topo do lingote, e o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, pois a temperatura atrás desta linha *Solidus*, na região já solidificada, é sempre menor.

Tabela 5.11. Correlações entre dureza e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 782.

TP	Posição	Estrutura		Dureza				\dot{T}
	mm	Macro	Micro	HB				°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	128,0	97,8	165,9	176,1	4,05
2	30,00	Equiaxial	Dendrítica	125,0	90,7	162,0	170,7	1,74
3	55,00	Equiaxial	Dendrítica	115,0	88,7	155,9	167,7	0,34
Liga 782				HB 1	HB 2	HB 3	HB 4	

Nas correlações da Liga 782, a dureza também mostra um comportamento com pequenas variações por estágio, entre 8HB a 10HB, mas não tão significativo, visto que a macroestrutura sofreu uma transformação de colunar para equiaxial no TP2. A mudança da microestrutura celular para dendrítica também ocorreu no TP2, pois neste caso, o início da taxa de extração de calor foi maior do que na Liga 752, mas não ocasionou mudanças significativas na dureza em nenhuma das regiões analisadas, apenas a mudança estrutural.

A taxa de resfriamento teve uma queda maior, de 2,31°C/s do TP1 para o TP2 e de 1,40°C/s do TP2 para o TP3, o que explica a ocorrência antecipada da TCD, visto que a que na extração de calor no sistema líquido/sólido não foi tão alta.

A Tabela 5.12 mostra as correlações do limite de resistência à tração da Liga 752 em relação às taxas de resfriamento, no EBS e no Pós-TT, e a macro e microestruturas em relação ao posicionamento dos termopares. A Tabela 5.13 mostra o mesmo para a Liga 782.

Tabela 5.12. Correlações entre o LRT e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.

TP	Posição	Estrutura		LRT				\dot{T}	
	mm	Macro	Micro	MPa	Δ	MPa	Δ	$^{\circ}\text{C/s}$	$\Delta \dot{T}$
1	12,80	Colunar	Celular	300,6	55,0	365,1	17,8	3,04	1,55
2	30,00	Colunar	Celular	245,6		347,3		1,49	
3	55,00	Colunar	Dendrítica	153,2	92,4	337,8	9,5	0,34	1,15
Liga 752				EBS		Pós-TT		Solidificação	

A variação do LRT na Liga 752 obteve um comportamento estável e previsível, visto que a macroestrutura foi a mesma nos três termopares. A mudança da microestrutura celular para dendrítica na região do TP3 não ocasionou mudanças significativas no LRT nas regiões analisadas, com as alterações estruturais, os resultados foram em proporções bem diferenciadas. Destaca-se a evolução e a regularidade dos resultados no Pós-TT. Para esta condição, a taxa de resfriamento teve uma diferença térmica de 1,55°C/s do TP1 para o TP2 e de 1,15°C/s do TP2 para o TP3, com o TCD mais para o final da solidificação.

De acordo com Costa et al. (2016), A partir da instabilidade interfacial desenvolve-se inicialmente a estrutura celular, seguida de uma região de transição celular/dendrítica e, para maiores graus de instabilidade térmica, desenvolve-se a estrutura dendrítica. Nessa faixa de transição, a estrutura celular/dendrítica é uma situação que só ocorre em estreitas faixas de valores de gradiente e de velocidade de deslocamento da interface.

Tabela 5.13. Correlações entre o LRT e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 782.

TP	Posição	Estrutura		LRT				\dot{T}	
	mm	Macro	Micro	MPa	Δ	MPa	Δ	$^{\circ}\text{C/s}$	$\Delta \dot{T}$
1	12,80	Colunar	Celular	363,6	30,1	479,8	27,0	4,05	2,31
2	30,00	Equiaxial	Dendrítica	333,5		452,8		1,74	
3	55,00	Equiaxial	Dendrítica	242,2	91,3	409,5	43,3	0,34	1,40
Liga 782				EBS		Pós-TT		Solidificação	

A variação do LRT na Liga 782 obteve um comportamento muito semelhante a Liga 752, visto que houve mudanças na macro e na microestruturas em relação aos três termopares. A mudança da microestrutura celular para dendrítica ocorreu antes,

no TP2, reduzindo os diferenciais do LRT, melhorando os resultados finais do ensaio.

De acordo com Brito et al. (2015), a forte influência da velocidade de solidificação e a taxa de resfriamento com a interface líquido/sólido se correlacionam de forma inversa, isto é, quanto maior os valores desses parâmetros térmicos menores serão os espaçamentos entre as ramificações celulares, e assim, favorecendo a formação da estrutura dendrítica. Segundo Garcia (2005), quanto maiores forem as taxas de resfriamento durante o processo de solidificação unidirecional, melhores serão os resultados para as propriedades mecânicas da liga.

A Tabela 5.14 mostra as correlações na deformação da Liga 752 em relação às taxas de resfriamento, no EBS e no Pós-TT, e as macro e microestruturas em relação ao posicionamento dos termopares, e a Tabela 5.15 mostra o mesmo para a Liga 782.

Tabela 5.14. Correlações entre a deformação e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.

TP	Posição	Estrutura		Deformação		\dot{T}
	mm	Macro	Micro	%		°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	11,40	4,80	3,04
2	30,00	Colunar	Celular	7,50	3,60	1,49
3	55,00	Colunar	Dendrítica	3,80	2,10	0,34
Liga 752				EBS	Pós-TT / T6	

A variação da deformação na Liga 752 obteve um comportamento muito elástico, mostrando boa ductilidade no EBS, mas após o TT, a liga se tornou menos dúctil entre as regiões do TP1 e TP2, dentro da mesma estrutura. Na mudança da microestrutura celular para dendrítica no TP3, reduziu ainda mais a ductilidade, melhorando os resultados finais do ensaio para uma liga de pouca ductilidade.

Para a Liga 782, na Tabela 5.15, os resultados foram ainda melhores para o conjunto Tensão-Deformação, mostrando uma liga de boa resistência mecânica com muito pouca deformação dimensional.

Tabela 5.15. Correlações entre a deformação e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos -

Liga 782.

TP	Posição	Estrutura		Deformação		\dot{T}
	mm	Macro	Micro	%		°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	4,50	2,00	4,05
2	30,00	Equiaxial	Dendrítica	2,40	1,50	1,74
3	55,00	Equiaxial	Dendrítica	1,30	1,10	0,34
Liga 782				EBS	Pós-TT / T6	

A Tabela 5.16 mostra as mesmas correlações para o desgaste superficial da Liga 752 em relação ao posicionamento dos termopares, e a Tabela 5.17 mostra o mesmo para a Liga 782.

Os resultados apresentados nestes ensaios são, também, comparados com a evolução da transferência de calor no sistema metal-molde ao longo da solidificação, acompanhada pelo posicionamento dos três termopares.

Percebe-se uma melhora na resistência ao desgaste superficial na região do TP2, com uma estrutura colunar/celular, tanto no EBS quanto no Pós-TT. O mesmo aconteceu na Liga 782, apenas na condição T6. No EBS, os resultados acompanharam a Liga 752.

Tabela 5.16. Correlações entre o desgaste superficial e parâmetros de solidificação/tratamentos térmicos - Liga 752.

TP	Posição	Estrutura		Desgaste Superficial		\dot{T}
	mm	Macro	Micro	Largura da Pista (mm)		°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	2,83	3,24	3,04
2	30,00	Colunar	Celular	3,24	3,10	1,49
3	55,00	Colunar	Dendrítica	3,77	3,65	0,34
Liga 752				EBS	Pós-TT / T6	

Na região da microestrutura dendrítica, a resistência ao desgaste voltou a diminuir em ambas as situações, no EBS e no Pós-TT, com uma taxa de resfriamento bem reduzida e igual para ambas as ligas.

Tabela 5.17. Correlações entre o desgaste superficial e parâmetros de solidificação/tratamentos

térmicos - Liga 782.

TP	Posição	Estrutura		Desgaste Superficial		\dot{T}
	mm	Macro	Micro	Largura da Pista (mm)		°C/s
1	12,80	Colunar	Celular	4,33	2,72	4,05
2	30,00	Equiaxial	Dendrítica	4,41	2,34	1,74
3	55,00	Equiaxial	Dendrítica	5,55	2,80	0,34
Liga 782				EBS	Pós-TT / T6	

A Figura 5.70 mostra o comportamento com as correlações da Liga 752 no Pós-TT com o posicionamento do termopar (TP) e composição química, a dureza (HB) e a largura do desgaste da pista (DS) e informa a equação de tendência de resultados. E a Figura 5.71 mostra o mesmo para a Liga 782. A Figura 5.72 mostra as correlações da Liga 752 no Pós-TT com o posicionamento do termopar e composição química, a dureza e o limite de resistência à tração com a equação de tendência de resultados. E a Figura 5.73 mostra o mesmo para a Liga 782.

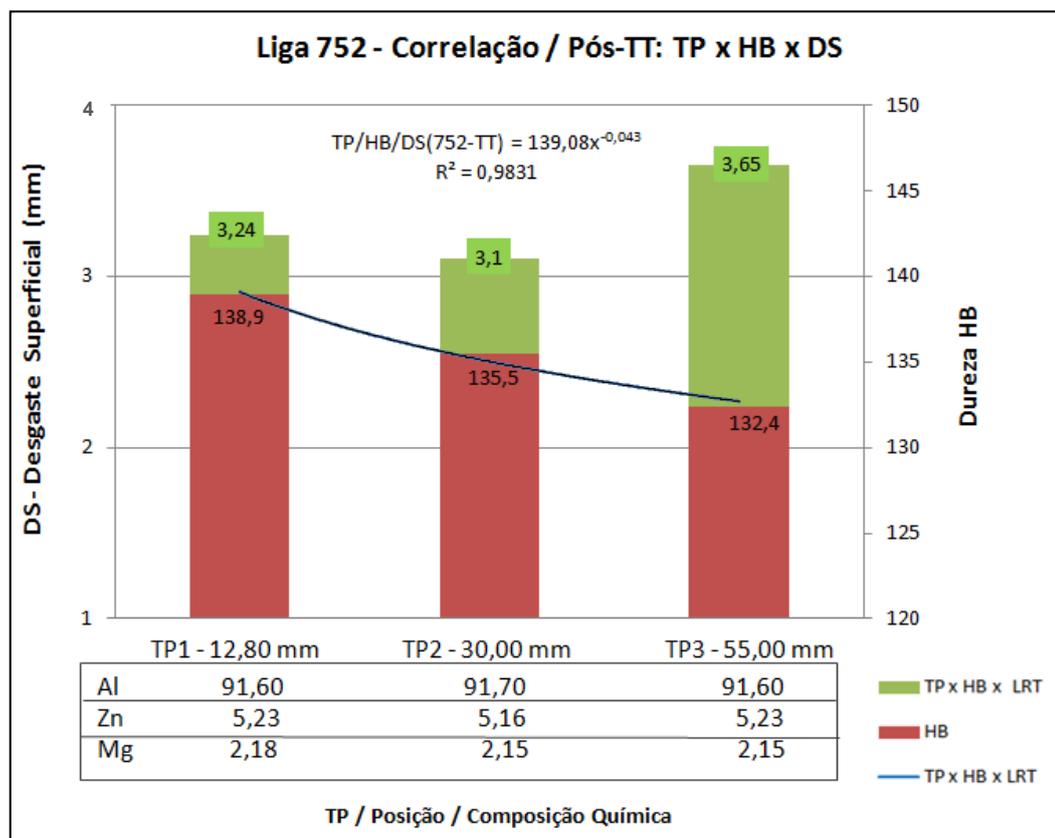


Figura 5.70. Gráfico com a equação para correlações na Liga 752 - DS.

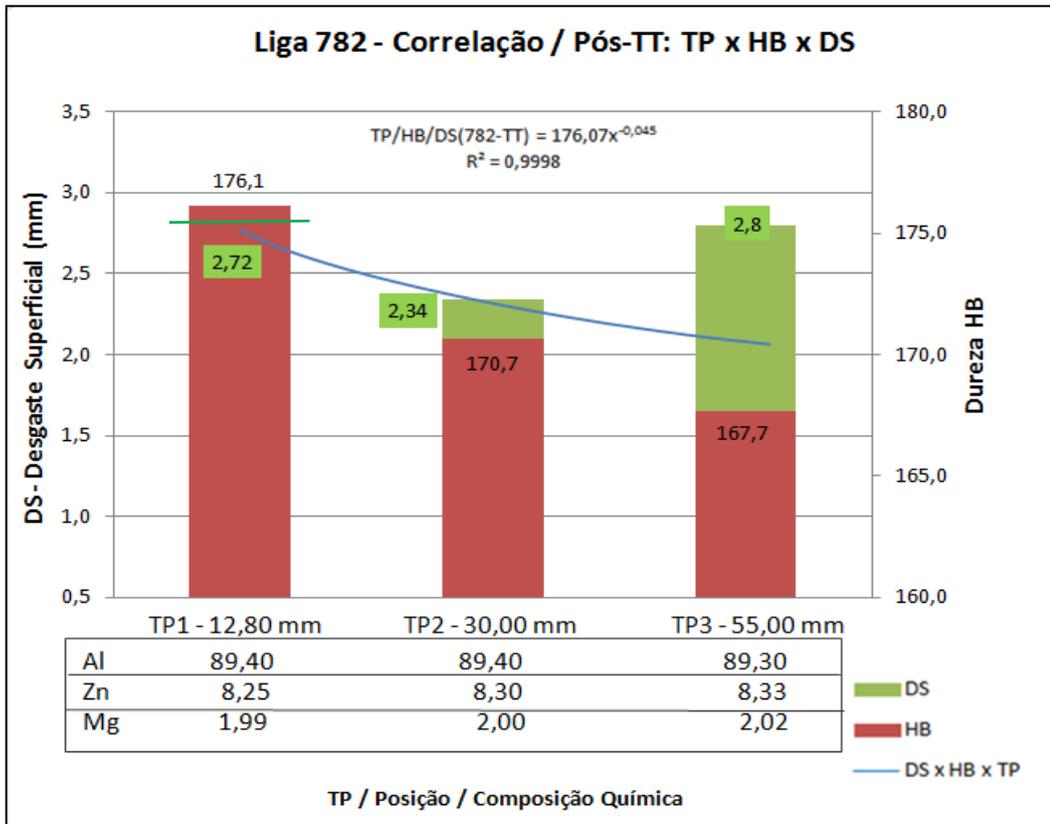


Figura 5.71. Gráfico com a equação para correlações na Liga 782 - DS.

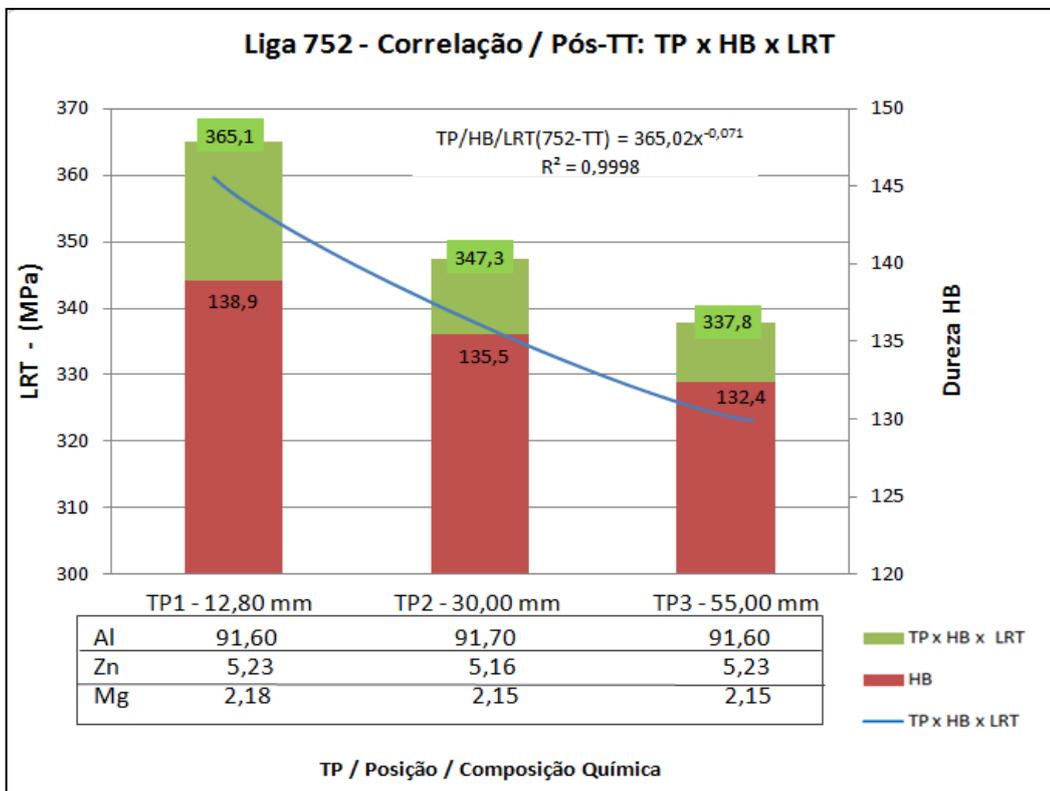


Figura 5.72. Gráfico com a equação para correlações na Liga 752 - LRT.

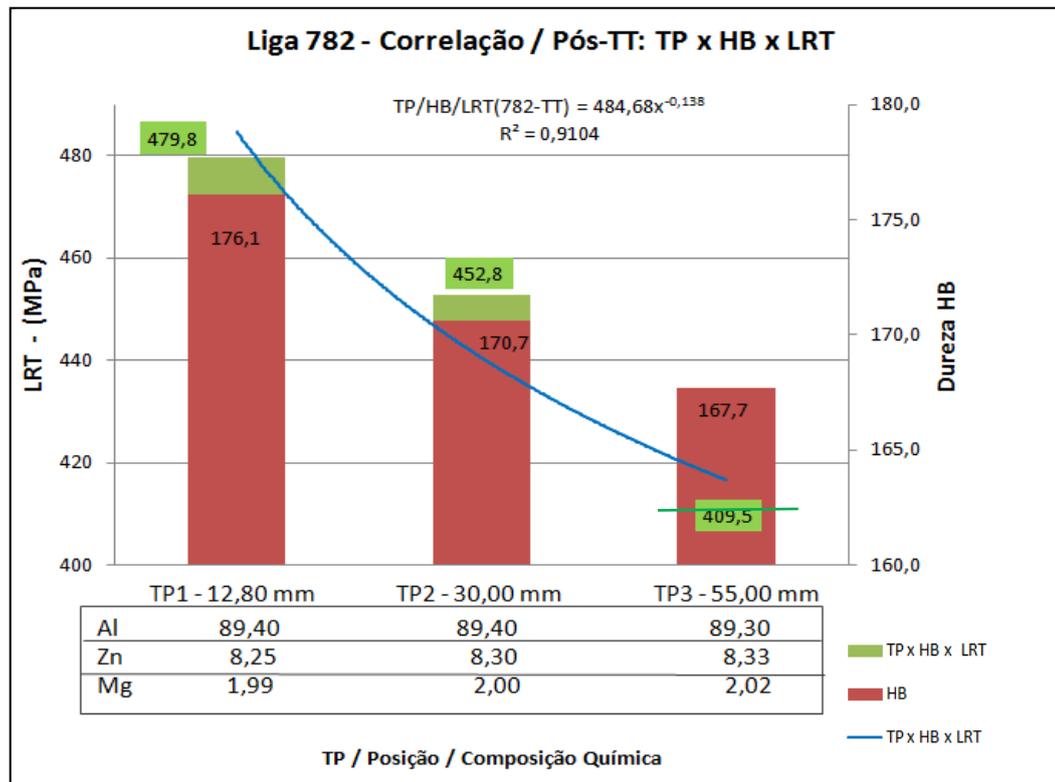


Figura 5.73. Gráfico com a equação para correlações na Liga 782 - LRT.

5.6.5. Correlações com Modelos de Previsão

Foram elaboradas as Equações de Correlações entre as Ligas apresentando, agora, quatro variáveis:

- Posição no Lingote,
- Percentual de Zn (identificando a Liga 752 ou 782),
- Dureza Brinell no EBS,

Estas variáveis foram correlacionadas em quatro equações como Modelo de Previsão:

- HB Final: com o HB EBS e com o Limite de Resistência à Tração,
- HB Final: com o HB EBS e com o Desgaste Superficial,
- LRT Final (T6): com o HB EBS e com o HB Final,
- DS Final (T6): com o HB EBS e com o HB Final.

As correlações foram realizadas da mesma forma das anteriores, indicando a Equação de Regressão Linear e o Coeficiente de Determinação - R^2 .

A Regressão Linear Multivariável (com quatro variáveis explicativas) foi utilizada para obter expressões que correlacionem às propriedades mecânicas finais, tais como, Dureza (HB_{FINAL}), Limite de Resistência à Tração (LRT) e o Desgaste Superficial (DS), todas como variáveis dependentes, com as variáveis independentes, como: posição no lingote (Pos), teor de zinco da liga (%Zn), e dureza inicial na condição bruta de solidificação (HB_{EBS}).

Para todas as possibilidades, foi adotado um intervalo de confiança de 95%, sendo que os Coeficientes R^2 foram ajustados para ficarem próximos de 1, e os fatores F de Significância, obtidos pela análise ANOVA, para apresentarem valores menores que 0,05, o que demonstra que há uma correlação entre os parâmetros analisados. Exceção observa-se apenas para o desgaste superficial em função da grande variabilidade dos dados.

Seguem-se as Correlações:

1. HB Final: com o HB EBS e com o Limite de Resistência à Tração

CORRELAÇÃO HB_{FINAL} e HB_{EBS} e LRT						
EXPERIMENTAL					CALCULADO	
HB-final	Pos	Zn	HB_{EBS}	LRT	HB	VALOR
138.9	12.8	5	116	300.6	$HB_{estimado}$	139
135.5	30	5	106	245.6	$HB_{estimado}$	135
132.4	55	5	100	153.2	$HB_{estimado}$	132
176.1	12.8	8	128	363.3	$HB_{estimado}$	176
170.7	30	8	125	335.5	$HB_{estimado}$	171
167.7	55	8	115	242.2	$HB_{estimado}$	168

$$HB_{final} = 93,244 - 0,446.(Pos) + 14,075.(%Zn) + 0,077.(HB_{EBS}) - 0,093.(LRT)$$

ANOVA

	gl	SQ	MQ	F	F de significação
Regressão	4	1990.552622	497.6381555	11742.88307	0.006920958
Resíduo	1	0.042377852	0.042377852		
Total	5	1990.595			

HB ebs e LRT	Coefficientes
Interseção	93.24435451
Pos	-0.446439094
Zn	14.07569054
HB_{EBS}	0.077005537
LRT	-0.093226281

Estatística de regressão	
R múltiplo	0.999989355
R-Quadrado	0.999978711
R-quadrado ajust:	0.999893555
Erro padrão	0.205858815
Observações	6

2. HB Final: com o HB EBS e com o Desgaste Superficial

CORRELAÇÃO HB _{FINAL} e HB _{EBS} e DS						
EXPERIMENTAL					CALCULADO	
HB-final	Pos	Zn	HB_EBS	DS	HB	VALOR
138.9	12.8	5	116	2.93	HB _{estimado}	139
135.5	30	5	106	3.14	HB _{estimado}	136
132.4	55	5	100	3.77	HB _{estimado}	133
176.1	12.8	8	128	2.72	HB _{estimado}	176
170.7	30	8	125	2.34	HB _{estimado}	171
167.7	55	8	115	2.80	HB _{estimado}	167

$$HB_{\text{final}} = 63,248 - 0,203.(Pos) + 12,596.(\%Zn) + 0,035.(HB_{\text{EBS}}) + 3,701.(DS)$$

ANOVA

	gl	SQ	MQ	F	F de significação
Regressão	4	1990.21233	497.5530826	1300.216012	0.020796197
Resíduo	1	0.382669555	0.382669555		
Total	5	1990.595			

HB ebs e DS	Coefficientes	Estatística de regressão	
Interseção	63.24897226	R múltiplo	0.999903876
Pos	-0.203548435	R-Quadrado	0.999807761
Zn	12.59686119	R-quadrado ajust:	0.999038806
HB_EBS	0.035997279	Erro padrão	0.618602906
DS	3.700820976	Observações	6

3. LRT Final (T6): com o HB EBS e com o HB Final

CORRELAÇÃO LRT e HB _{EBS} e HB _{FINAL}						
EXPERIMENTAL					CALCULADO	
LRT	Pos	Zn	HB_EBS	HB-final	LRT	VALOR
300.6	12.8	5	116	138.9	LRT _{estimado}	300
245.6	30	5	106	135.5	LRT _{estimado}	245
153.2	55	5	100	132.4	LRT _{estimado}	154
363.3	12.8	8	128	176.1	LRT _{estimado}	364
335.5	30	8	125	170.7	LRT _{estimado}	336
242.2	55	8	115	167.7	LRT _{estimado}	241

$$LRT_{\text{final}} = 986,737 - 4,756.(Pos) + 149,215.(\%Zn) + 0,850.(HB_{\text{EBS}}) - 10,589.(HB_{\text{FINAL}})$$

ANOVA

	gl	SQ	MQ	F	F de significação
Regressão	4	28867.76642	7216.941605	1499.28786	0.019366824
Resíduo	1	4.813579697	4.813579697		
Total	5	28872.58			

LRT e HB	Coefficientes	Estatística de regressão	
Interseção	986.7371215	R múltiplo	0.999916638
Pos	-4.756673636	R-Quadrado	0.999833282
Zn	149.215783	R-quadrado ajust:	0.99916641
HB_EBS	0.850575081	Erro padrão	2.193987169
HB-final	-10.58930827	Observações	6

4. DS Final (T6): com o HB EBS e com o HB Final

CORRELAÇÃO DS e HB _{EBS} e HB _{FINAL}						
EXPERIMENTAL					CALCULADO	
DS	Pos	Zn	HB_EBS	HB-final	DS _{estimado}	VALOR
2.93	12.8	5	116	138.9	DS _{estimado}	2.99
3.14	30	5	106	135.5	DS _{estimado}	3.15
3.77	55	5	100	132.4	DS _{estimado}	3.70
2.72	12.8	8	128	176.1	DS _{estimado}	2.69
2.34	30	8	125	170.7	DS _{estimado}	2.27
2.80	55	8	115	167.7	DS _{estimado}	2.90

$$DS_{\text{final}} = - 14,029 + 0,047 \cdot (\text{Pos}) - 3,001 \cdot (\%Zn) - 0,015 \cdot (\text{HB}_{\text{EBS}}) + 0,238 \cdot (\text{HB}_{\text{FINAL}})$$

ANOVA					
	<i>gl</i>	<i>SQ</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>F de significação</i>
Regressão	4	1.131688858	0.282922214	11.44917586	0.21771035
Resíduo	1	0.024711142	0.024711142		
Total	5	1.1564			

<i>DS e HB</i>	<i>Coefficientes</i>	<i>Estatística de regressão</i>	
Interseção	-14.02951108	R múltiplo	0.989257789
Pos	0.04770021	R-Quadrado	0.978630973
Zn	-3.001551003	R-quadrado ajust:	0.893154867
HB_EBS	-0.01531541	Erro padrão	0.157197781
HB-final	0.238982989	Observações	6

Obs.: As equações apresentadas são válidas apenas para os intervalos adotados.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados ao longo deste trabalho, somadas aos estudos e às comparações realizadas, pode-se extrair as seguintes conclusões:

- Os lingotes das Ligas 752 e 782, desenvolvidas e produzidas em laboratório, atenderam as composições químicas previstas para este trabalho;
- Para valores de taxas de resfriamento maior que $0,35^{\circ}\text{C/s}$ e gradientes térmicos maiores que $1,25^{\circ}\text{C/mm}$, a macroestrutura formada foi completamente colunar, e para taxas de resfriamento menor que $0,35^{\circ}\text{C/s}$ e gradientes térmicos menores que $1,25^{\circ}\text{C/mm}$, a macroestrutura formada foi equiaxial;
- Em relação às microestruturas dos lingotes, para a Liga 752 observou-se uma estrutura predominantemente celular, enquanto que a Liga 782 mostrou uma transição entre a celular e a dendrítica (TCD). Tais formações ocorreram em função das condições de gradientes térmicos e taxas de resfriamento, onde na Liga 752 o G_L variou de $4,35^{\circ}\text{C/mm}$ a $1,65^{\circ}\text{C/mm}$ e a \dot{T} de $3,04^{\circ}\text{C/s}$ a $0,30^{\circ}\text{C/s}$, e para a Liga 782 o G_L variou de $5,5^{\circ}\text{C/mm}$ a $1,25^{\circ}\text{C/mm}$ e a \dot{T} de $4,15^{\circ}\text{C/s}$ a $0,40^{\circ}\text{C/s}$;
- Foram determinadas as melhores condições para a realização dos tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação, com parâmetros de tempo e temperatura pré-ensaiados, sendo, como melhores resultados, 3 horas a 470°C para a solubilização e 4 horas a 150°C para o envelhecimento artificial.
- O aumento de Zn diminuiu a ductilidade e aumentou a resistência em todas as condições;
- Foram correlacionados os resultados dos ensaios das propriedades mecânicas das ligas, como dureza, desgaste superficial e resistência à tração, no EBS e no Pós TT - T6 e analisados os resultados. Concluiu-se que a Liga 782, com 3% a mais de Zn na composição química, apresentou melhores resultados, com aumentos em relação à dureza de 25,6%, na resistência à tração com 30,5%, e no desgaste superficial com 34,2% maiores do que a Liga 752 (na condição Pós-TT), mostrando uma influência positiva do Zn para uma liga do sistema Al-

Zn-Mg, na condição de fundido.

- Foram obtidas equações que permitem estimar propriedades mecânicas em função dos parâmetros de solidificação, formação estrutural e tratamentos térmicos, na forma:

HB, LRT, DS = função (Pos, %Zn, HB_{EBS})

- Em comparação com as ligas comerciais do sistema Al-Zn-Mg, com e sem o Cu, (ver Tabela 5.9) e com a liga fundida mais utilizada na classe AA7XX.X, a AA356, quanto à dureza HB e ao limite de resistência à tração, conclui-se que tanto a 752 como a 782, estão em condições de igualdade e ou superioridade de utilização, de acordo com as especificações operacionais de engenharia de projeto.
- Os valores de dureza, resistência à tração e resistência ao desgaste superficial alcançados neste trabalho indicam que a ausência do cobre não criará barreiras para a substituição de peças conformadas com ligas da série AA7000 com cobre, que necessitem de alta qualidade e desempenho, por peças fundidas com ligas da série AA700.0 modificadas, como as Ligas 752 e, principalmente, a 782.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

As conclusões obtidas neste trabalho possibilitam dar continuidade, com uma série de aprofundamentos, em diversos trabalhos futuros. Seguem sugestões de abordagens de pesquisa para as seguintes propostas:

- Avaliar o comportamento destas ligas modificadas em relação à corrosão;
- Avaliar estas ligas em relação à outras propriedades mecânicas, como resistência ao impacto e à fadiga;
- Aprofundar a investigação sobre a influência e variação do magnésio nas ligas do sistema Al-Zn-Mg;
- Analisar a formação de porosidades junto às fases intermetálicas nos contornos de grãos; e
- Avaliar o comportamento destas ligas em processos de fundição sobre pressão.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. **Guia Técnico do Alumínio: Tratamento e Superfície**. 3 ed. São Paulo, 2005, v. 3.

_____. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. 5 ed. São Paulo, 2007.

ACER, E.; ÇADIRH, E.; EROL, H.; KIRINDI, T.; GUNDUZ, M. Effect of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of Al-5.5Zn-2.5Mg alloy. **Materials Science & Engineering**, v. 662, p. 144-156, 2016.

AIRBUS. Produção de aeronaves. Acesso em 25/11/2016. Disponível em: <http://www.airbus.com/company/aircraft-manufacture/>

ARAÚJO, D. J.; ROMERO, A. S.; MADANI, F. S.; BARBIERI, F. C. Estudo do Envelhecimento Artificial da Liga de Alumínio 7075. **21º CBECIMAT**. Cuiabá, MT, Brasil, 2014.

ASM Handbook – **Casting**, ASM, v. 15, 2008.

ASTM E10-07a: **Standard Test Methods for Brinell Hardness of Metallic Materials**. American Society for Testing and Materials, 2007. ASTM International, USA.

ASTM G99-04, **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus**. American Society for Testing and Materials. ASM Society: UnitedStates, 5 p., 2004.

ASTM E3 - **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. ASTM

International. Annual Book of ASTM Standards, v. 03.01, 2004.

ASTM E8-M: **Standard Test Methods for Tension Test of Metallic Materials**. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, v. 03.01, 2004.

ASTM E92 - **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. ASTM International. Annual Book of ASTM Standards, v. 03.01, 2004.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook. Heat Treating**. EUA: ASM International, v. 15, 2008.

ATKINSON, H. V.; BURKE, K.; VANEETVELD, G. Recrystallization in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering**, A. 490 (1-2), p. 266-276, 2008.

BARBOSA, L. M. **Influência da taxa de aquecimento no tratamento térmico de solubilização da liga Al 7075**. Itajubá, 2014, 85 p. Dissertação (Mestrado em Ciências em Materiais para Engenharia). Faculdade de Engenharia, Universidade Federal de Itajubá, Brasil.

BOEIRA, A. P. ; FERREIRA, I. L. ; GARCIA, A. . Modeling of macrosegregation and microporosity formation during transient directional solidification of aluminium alloys. **Materials Science & Engineering**, v. 435-36, p. 150-157, 2006.

BIRRU, A. K.; KARUNAKAR, D. B. Effects of grain refinement and residual elements on hot tearing of A713 aluminium cast alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 26, p. 1783-1790, 2016.

BRITO, C.; REINHART, G.; THI, H. N.; NOEL, N. M.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. High cooling rate cells, dendrites, microstructural spacings and microhardness in a directionally solidified Al–Mg–Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 636, p. 145-149, 2015.

_____. Cellular/dendritic arrays and intermetallic phases affecting corrosion

and mechanical resistances of an Al-Mg-Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 673, p. 220-230, 2016.

CARDOSO, K. R.; TRAVESSA, D. N.; ESCORIAL, A. G.; LIEBLICH, M. Effect of mechanical alloying and Ti addition on solution and ageing treatment of an AA 7050 aluminium alloy. **Materials Research**, v.10, n^o. 2, p. 199-203, 2007.

CHEMINGUI, M.; KHITOUNI, M.; JOZWIAK, K.; MESMACQUE, G. Characterization of the mechanical properties changes in an Al-Zn-Mg alloy after a two-step ageing treatment at 70^o and 135^oC. **Materials and Design**, v. 31, p. 3134–3139, 2010.

CHINH, N. Q.; LENDVAI, J.; PING, D. H.; HONO, K. The effect of Cu on mechanical and precipitation properties of Al-Zn-Mg alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 378, p. 52-60, 2004.

COSTA, T. A.; DIAS, M.; GOMES, L. G.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al-Si-Cu alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 683, p. 485-494, 2016.

CRUZ, K. S.; SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Microstructural development in Al-Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions. **Materials Chemistry and Physics**, v. 109, p. 87-98, 2008.

DELLAH, M.; BOURNANE, M.; RAGAB, Kh. A.; SADAOUY, Y.; SIRENKO, A. F. Early decomposition of supersaturated solid solutions of Al-Zn-Mg casting alloys. **Materials and Design**, v. 50, p. 606-612, 2013.

DUMONT, D.; DESCHAMPS, A.; BRECHET, Y. A model for predicting fracture mode and toughness in 7000 series aluminium alloys. **Acta Materialia**, v. 52, p. 2529–2540, 2004.

DURSUN, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 56, p. 862–871, 2014.

ENGDAHL, T.; HANSEN, V.; WARREN, P. J.; STILLER, K. Investigation of fine scale precipitates in Al–Zn–Mg alloys after various heat treatments. **Materials Science and Engineering**, v. A327, p. 59-64, 2002.

FEITOSA, J. P.; MARQUES, P. R. R.; MATTOS, P. R. O.; PINTO, J. A. C.; QUARESMA, J. M. V. Relação entre a Velocidade de Solidificação (V_L) e o Teor de Magnésio em Ligas Al-Mg-Si Solidificadas Unidirecionalmente, in: **17º CBECIMAT**. Foz do Uguaiçú, PR, 2006.

FENG, C.; SHOU, W.; LIU, H.; YI, D.; FENG, Y. Microstructure and mechanical properties of high strength Al–Zn–Mg–Cu alloys used for oil drill pipes. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, p. 3515-3522, 2015.

FENG, H.; LIU S.; DU, Y.; LEI, T.; ZENG, R.; YUAN, T. Effect of the second phases on corrosion behavior of the Mg-Al-Zn alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 695, p. 2330-2338, 2017.

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

_____. Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes. **Projeções**, v. 23, p. 13-32, 2005.

GILLES, J.; BOUROUGA, B.; SORIN, A. Quenching operation of aluminum alloys: measurements and numerical simulations. **Revue de Métallurgie**, Cambridge, v. 101, n. 09, p. 695-703, setembro 2004.

HASKEL, T.; VERRAN, G. O. Tratamento de solubilização da liga A356: efeitos do tempo e da temperatura. In: **Anais do 65h ABM International Congress**. São Paulo: ABM, 2010. v. único.

ISADARE, A. D.; AREMO, B.; ADEOYE, M. O.; OLAWALE, O.J.; SHITTU, M. D. Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminium alloy. **Materials Research**, v. 16, nº 1, p. 190-194, 2013.

JAGUAR. Tecnologia e Características. Acesso em 24/11/2016. Disponível em: <<http://www.jaguarbrasil.com.br/jaguar-range/xe/features/engine-technology.html>>

JI, S.; YAN, F.; FAN, Z.; Development of a high strength Al–Mg₂Si–Mg–Zn based alloy for high pressure die casting. **Materials Science & Engineering**, v. A626, p. 165-174, 2015.

KIM, K.T.; YANG, J.H.; LIM Y.S. Effects of Zn amounts on the castability and tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys for die casting. **Journal of Korea Foundry Society**, v. 30, p. 137-150, 2010.

LANG, P.; WOJCIK, T.; POVODEN, E.; KARADENIZ, E. Thermo-kinetic prediction of metastable and stable phase precipitation in Al–Zn–Mg series aluminium alloys during non-isothermal DSC analysis. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 609, p. 129–136, 2014.

LEACOCK, A. G.; HOWE, C.; BROWN, D. Evolution of mechanical properties in a 7075 Al-alloy subject to natural ageing. **Materials and Design**, v. 49, p. 160–167, 2013.

LIM, S. T.; EUN, I. S.; NAM, S. W. Control of Equilibrium Phases (M,T,S) in the Modified Aluminum Alloy 7175 for Thick Forging Applications. **Materials Transactions**, v. 44, n. 1, p. 181- 187, 2003.

LIMA, R. A. **Influência de parâmetros operacionais na macroestrutura e propriedades mecânicas de ligas do sistema Al-Zn solidificadas através do processo squeeze casting**. João Pessoa, 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade Federal da Paraíba, Brasil.

MARLAUD, T.; DESCHAMPS, A.; BLEY, F.; LAFEBVRE, W.; BAROUX, B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys. **Acta Materialia**, v. 58, p. 248 – 260, 2010.

MELO, M. L. N. M.; RIZZO, E. M. S. ; SANTOS, R. G. Prediction of dendrite arm spacing and its effect on microporosity formation in directionally solidified Al-Cu alloy. **Journal of Materials Science**, v. 40, p. 111, 2005.

MISHRA, R. R.; SHARMA, A. K. Structure-property correlation in Al–Zn–Mg alloy cast developed through in-situ microwave casting. **Materials Science and Engineering**, v. A688, p. 532-544, 2017.

MORAIS, T. A. A. **Processamento de uma liga de alumínio**. Porto, 2015, 86 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Portugal.

OSÓRIO, W. R.; ROSA, D. M.; GARCIA, A. A influência da microestrutura da liga Pb_{0,85}Sb em seu comportamento eletroquímico. **Revista Matéria**, nº 2, 2008.

PAULISCH, M. C.; WANDERKA, N.; HAUPT, M.; SELVE, S. The influence of heat treatments on the microstructure and the mechanical properties in commercial 7020 alloys. **Materials Science and Engineering**, v. A626, p. 254–262, 2015.

PENG, X.; GUO, Q.; LIANG, X.; DENG, Y.; GU, Y.; XU, G.; YIN, Z. Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a nonisothermal ageing treated Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Materials Science & Engineering**, v. A 688, p. 146-154, 2017.

QUEUDET, H.; LEMONNIER, S.; BARRAUD, E.; GHANBAJA, j.; ALLAIN, N.; GAFFET, E. Effect of heat treatments on the microstructure of an ultrafine-grained Al-Zn-Mg alloy produced by powder metallurgy. **Materials Science & Engineering**, v. A685, p. 71-78, 2017.

RAO, R. N.; DAS, D.; MONDAL, D.P.; DIXIT, G. Dry sliding wear behaviour of cast high strength aluminium alloy (Al–Zn–Mg) and hard particle composites. **Wear**, v. 267, p. 1688-1695, 2009.

REIS, B. P. **Influência da estrutura de solidificação nas condições de solubilização da liga Al-4,0%Cu**. Porto Alegre, 2009, 122 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Faculdade de Engenharia, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

REIS, B. P.; FRANÇA, R. P.; SPIM, J. A.; GARCIA, A.; COSTA, E. M.; SANTOS, C. A. The effects of dendritic arm spacing (as-cast) and ageing time (solution heat-treated) of Al-Cu alloys on hardness. **Journal of Alloy and Compounds**, v.549, p.324-335, 2013.

RIOS, C. T.; LIMA, R. L. Avaliação da liga 7075-T651 fundida em molde de areia, in: **VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, Campina Grande, PB, 2010.

ROBINSON, J. S.; TANNER, D. A.; TRUMAN, C. E.; PARADOWSKA, A. M.; WIMPORY, R. C. The influence of quench sensitivity on residual stresses in the aluminium alloys 7010 and 7075. **Materials Characterization**, v.65, p.73–85, 2012.

RODRIGUES, J. R. P. **Efeito da composição nos parâmetros térmicos e estruturais de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente**. Campinas, 2007, 184p. Tese (Doutorado em Eng^a. Mecânica). Faculdade de Eng^a. Mecânica, UNICAMP, SP.

ROMETSCH, P. A.; ZHANG, Y.; KNIGHT, S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, p. 2003–2017, 2014.

ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. Campinas, 2007, 199p. Tese

(Doutorado em Eng^a. Mecânica). Faculdade de Eng^a. Mecânica, UNICAMP, SP.

ROUT, P. K.; GHOSH, M. M., GHOSH, K. S. Microstructural, mechanical and electrochemical behaviour of a 7017 Al–Zn–Mg alloy of different tempers. **Materials Characterization**, v. 104, p. 49–60, 2015.

SCHLOTH, P.; DESCHAMPS, A.; GANDIN, Ch. A.; DREZET, J. M. Modeling of GP(I) zone formation during quench in an industrial AA7449 75 mm thick plate. **Materials and Design**, v. 112, p. 46-57, 2016.

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

SHIN J.; KIM T.; KIM D.; KIM K. Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis/body applications. **Journal of Alloy and Compounds**, v. 698, p. 577-590, 2017.

SILVA, D. M.; VALENTE, M. M. V.; PARADELA, K. G.; FERREIRA, A. F. Simulation of the influence of super cooling and solute concentration for binary alloys Al-Cu on the solidification kinetics. **8º CBEF**. Salvador, BA, 2015.

SIQUEIRA FILHO, C. A. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial**. Campinas, 2002. 150p. Tese (Doutorado em Eng^a Mecânica). Faculdade de Eng^a Mecânica, UNICAMP, SP.

SOTO, J.; ARAMBURO, C. G.; GENESCA, J.; HERRERA, R.; ISLAS, J. A. Distribution and prediction of solute in Al–Zn–Mg alloys. **Materials Science and Engineering**, v. A626, p. 284–292, 2005.

SPIM, J. A.: **Tratamentos Térmicos de Ligas Não Ferrosas**. Material didático do Departamento de Metalurgia – LAFUN – Laboratório de Fundição – UFRGS. Porto Alegre, 2004.

TODA, H. Influence of high-temperature solution treatments on mechanical properties of an Al–Si–Cu aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. 58, p. 2012-2025, 2010.

VALDEZ, S.; SUAREZ, M.; FREGOSO, O. A.; ISLAS, J. A. J. Microhardness, Microstructure and Electrochemical Efficiency of an Al (Zn/xMg) Alloy after Thermal Treatment. **Journal Material Science**, v. 28-3, p. 255-260, 2012.

VERDI, J. **Dispositivo pino-disco para análise de desgaste na presença de diesel e biodiesel**. Porto Alegre. 2011. 80p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Faculdade de Engenharia, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

ZHANG, S.; KONTSEVOI, O. Y.; FREEMAN, A. J.; OLSON, G. B. First principles investigation of zinc-induced embrittlement in an aluminum grain boundary. **Acta Materialia**, v. 59, p. 6155-6167, 2011.

WEN, Kai; FAN, Yunqiang; WANG, Guojun. Aging behavior and precipitate characterization of a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy with various tempers. **Materials and Design**, v.101, p.16-23, 2016.

WU, X.; XIAO, D.; ZHU, Z.; LI, X.; CHEN, K. Effects of Cu/Mg ratio on microstructure and properties of AA7085 alloys. **Transaction of Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, p. 2054-2060, 2014.

ANEXOS

Anexo A - EBS

Neste Anexo A são apresentadas as tabelas referenciadas no trabalho, que geraram os gráficos apresentado para demonstrar os resultados obtidos nos ensaios de Dureza, Microdureza, Desgaste Superficial e Resistência à Tração nas ligas 752 e 782, na fase de análises das propriedades mecânicas no EBS.

Tabela A.1. Medidas de dureza BRINELL (HBW 5/250) no EBS da Liga 752.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - EBF								
752	1	2	3	4	5	6	Média	Desvio Padrão
TP 3								
Dureza	108	106	103	93	90	98	100	7,23
TP 2								
Dureza	111	107	106	108	103	102	106	3,31
TP 1								
Dureza	120	117	114	117	114	112	116	2,88

Tabela A.2. Medidas de dureza BRINELL (HBW 5/250) no EBS da Liga 782.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - EBF								
782	1	2	3	4	5	6	Média	Desvio Padrão
TP 3								
Dureza	114	114	111	118	117	114	115	2,50
TP 2								
Dureza	123	124	124	126	124	128	125	1,83
TP 1								
Dureza	131	128	128	126	126	126	128	1,97

Tabela A.3. Resultados do ensaio de microdureza Vickers da Liga 752.

Ensaio de Microdureza Vickers - HV - 5gr / 30seg.										
752			1	2	3	4	5	6	Média	Desvio Padrão
TP 3	1	Matriz	106	116	104	115	126	118	114	8,11
	2	Fase 1	230	217	213	236	259	245	233	17,28
	3	Fase 2	160	170	166	187	177	158	170	10,93
TP 2	1	Matriz	115	118	110	118	113	124	116	4,84
	2	Fase 1	238	236	226	234	239	237	235	4,73
	3	Fase 2	183	168	168	163	171	187	173	9,48
TP 1	1	Matriz	118	124	128	122	112	104	118	8,76
	2	Fase 1	245	240	272	237	245	240	247	12,88
	3	Fase 2	185	170	173	187	172	178	178	7,12

Tabela A.4. Resultados do ensaio de microdureza Vickers da Liga 782.

Ensaio de Microdureza Vickers - HV - 5gr / 30seg.										
782			1	2	3	4	5	6	Média	Desvio Padrão
TP 3	1	Matriz	150	158	150	143	152	138	149	7,04
	2	Fase 1	246	231	247	241	251	243	243	6,88
	3	Fase 2	182	183	177	181	173	185	180	4,40
TP 2	1	Matriz	143	146	130	139	147	149	142	6,98
	2	Fase 1	249	257	237	238	244	251	246	7,80
	3	Fase 2	178	185	191	188	177	178	183	5,98
TP 1	1	Matriz	120	138	141	139	135	137	135	7,62
	2	Fase 1	248	256	252	250	263	244	252	6,65
	3	Fase 2	186	193	182	174	186	189	185	6,51

Tabela A.5. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP1, lados superior e inferior do

disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N			Medida da Largura da Pista							
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	
TP 1	Cima	100	0,73	1,18	0,97	0,97	1,18	0,88	0,73	1	1,1	0,87	0,99	
		200	1,25	1,57	1,36	1,35	1,46	1,26	1,32	1,25	1,38	1,25	1,57	
		300	1,46	2,28	1,91	1,46	1,58	1,72	1,84	2,01	2,19	2,22	2,28	
		400	2,30	2,44	1,94	1,57	1,69	1,76	1,82	1,97	2,13	2,26	2,33	
		500	2,31	2,61	2,47	2,6	2,37	2,31	2,33	2,5	2,45	2,55	2,61	
		600	2,73	3,17	2,76	2,68	2,71	2,66	2,85	2,73	2,82	2,74	2,85	
		700	2,81	3,19	2,79	2,72	2,77	2,69	2,86	2,75	2,85	2,77	2,89	
		800	2,92	3,06	2,95	2,91	2,93	2,92	2,94	2,95	2,95	2,97	3,06	
		900	3,07	3,53	2,97	3,09	2,11	3,08	3,08	3,07	3,11	3,09	3,11	
		1000	3,15	3,56	3,13	3,12	3,13	3,12	3,14	3,11	3,12	3,13	3,13	
TP 1	Baixo	100	0,85	1,05	0,89	0,82	1,2	1,08	0,86	0,57	0,6	0,64	1,31	
		200	1,21	1,59	1,15	1,16	1,32	1,3	1,1	0,84	0,88	0,96	1,63	
		300	1,53	1,84	1,66	1,75	1,7	1,56	1,54	1,53	1,59	1,78	1,84	
		400	1,75	2,19	1,89	1,96	1,86	1,89	1,76	1,75	1,83	1,84	2,19	
		500	1,83	2,31	2,05	2	2,1	1,9	1,96	2,03	1,83	2,26	2,31	
		600	1,91	2,31	2,16	2,26	2,13	1,91	2,12	2,15	2,18	2,23	2,31	
		700	2,14	2,65	2,35	2,28	2,45	2,3	2,14	2,3	2,3	2,34	2,65	
		800	2,37	2,53	2,45	2,39	2,49	2,48	2,37	2,41	2,44	2,51	2,53	
		900	2,41	2,61	2,52	2,61	2,58	2,49	2,41	2,45	2,49	2,58	2,53	
		1000	2,40	2,65	2,53	2,65	2,52	2,4	2,49	2,54	2,54	2,5	2,5	

Tabela A.6. Largura da pista de desgaste (em mm) da liga 752, TP 1, lados superior e inferior do disco do disco.

Média 752 TP1 Cima/Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	0,79	1,12	0,93	0,90	1,19	0,98	0,80	0,79	0,85	0,76	1,15	0,33
200	1,23	1,58	1,25	1,26	1,39	1,28	1,21	1,05	1,13	1,11	1,60	0,37
300	1,50	2,06	1,79	1,61	1,64	1,64	1,69	1,77	1,89	2,00	2,06	0,46
400	2,03	2,32	1,91	1,77	1,78	1,83	1,79	1,86	1,98	2,05	2,26	0,38
500	2,07	2,46	2,26	2,30	2,24	2,11	2,15	2,27	2,14	2,41	2,46	0,32
600	2,32	2,74	2,46	2,47	2,42	2,29	2,49	2,44	2,50	2,49	2,58	0,30
700	2,48	2,92	2,57	2,50	2,61	2,50	2,50	2,53	2,58	2,56	2,77	0,33
800	2,65	2,80	2,70	2,65	2,71	2,70	2,66	2,68	2,70	2,74	2,80	0,12
900	2,74	3,07	2,74	2,85	2,35	2,79	2,75	2,76	2,80	2,84	2,82	0,35
1000	2,78	3,11	2,83	2,89	2,83	2,76	2,82	2,83	2,83	2,82	2,82	0,21

Tabela A.7. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do

disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N		Medida da Largura da Pista							
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 2	Cima	100	1,31	1,50	1,38	1,31	1,36	1,37	1,37	1,37	1,5	1,4	1,38
		200	1,47	1,93	1,72	1,47	1,58	1,63	1,68	1,76	1,83	1,87	1,93
		300	2,15	2,60	2,37	2,2	2,29	2,4	2,15	2,45	2,48	2,35	2,6
		400	2,25	2,61	2,43	2,25	2,3	2,43	2,31	2,46	2,49	2,58	2,61
		500	2,39	2,80	2,67	2,39	2,48	2,59	2,75	2,76	2,78	2,8	2,79
		600	2,74	2,88	2,81	2,74	2,82	2,8	2,88	2,83	2,77	2,8	2,82
		700	2,75	3,09	2,92	2,82	2,75	2,85	2,9	3	2,94	3,03	3,09
		800	2,79	3,18	2,98	2,79	2,78	2,8	2,97	3,06	3,12	3,16	3,18
		900	3,07	3,27	3,17	3,25	3,07	3,12	3,25	3,27	3,18	3,09	3,12
		1000	3,21	3,50	3,31	3,45	3,21	3,23	3,5	3,37	3,25	3,27	3,22
TP 2	Baixo	100	1,05	1,27	1,15	1,05	1,1	1,13	1,14	1,17	1,17	1,18	1,27
		200	1,26	1,59	1,44	1,26	1,31	1,38	1,43	1,48	1,52	1,56	1,59
		300	1,49	1,96	1,60	1,49	1,51	1,56	1,69	1,77	1,85	1,86	1,96
		400	2,52	2,70	2,12	1,82	1,91	1,97	2,07	2,13	2,25	2,38	2,43
		500	2,62	2,75	2,70	2,62	2,75	2,75	2,65	2,65	2,66	2,73	2,75
		600	2,62	2,81	2,72	2,62	2,68	2,7	2,68	2,73	2,74	2,76	2,81
		700	2,65	2,76	2,70	2,65	2,69	2,75	2,7	2,73	2,76	2,65	2,7
		800	2,70	2,81	2,76	2,7	2,8	2,78	2,76	2,74	2,81	2,73	2,77
		900	2,74	2,87	2,83	2,87	2,85	2,84	2,82	2,84	2,84	2,74	2,82
		1000	3,12	3,08	3,16	3,15	3,12	3,12	3,17	3,15	3,16	3,19	3,21

Tabela A.8. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do disco.

Média 752 TP 2 Cima/Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,18	1,39	1,27	1,18	1,23	1,25	1,26	1,27	1,34	1,29	1,33	0,15
200	1,37	1,76	1,58	1,37	1,45	1,51	1,56	1,62	1,68	1,72	1,76	0,34
300	1,82	2,28	1,98	1,85	1,90	1,98	1,92	2,11	2,17	2,11	2,28	0,38
400	2,39	2,66	2,27	2,04	2,11	2,20	2,19	2,30	2,37	2,48	2,52	0,37
500	2,51	2,78	2,68	2,51	2,62	2,67	2,70	2,71	2,72	2,77	2,77	0,22
600	2,68	2,85	2,76	2,68	2,75	2,75	2,78	2,78	2,76	2,78	2,82	0,12
700	2,70	2,93	2,81	2,74	2,72	2,80	2,80	2,87	2,85	2,84	2,90	0,17
800	2,75	3,00	2,87	2,75	2,79	2,79	2,87	2,90	2,97	2,95	2,98	0,21
900	2,91	3,07	3,00	3,06	2,96	2,98	3,04	3,06	3,01	2,92	2,97	0,13
1000	3,17	3,29	3,24	3,30	3,17	3,18	3,34	3,26	3,21	3,23	3,22	0,12

Tabela A.9. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N		Medida da Largura da Pista							
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 3	Cima	100	1,65	2,12	1,87	1,65	1,73	1,73	1,84	1,93	1,94	2,03	2,12
		200	1,87	2,14	2,07	2,12	2,14	2,10	2,11	2,00	2,10	2,12	1,87
		300	1,88	2,30	2,09	2,03	2,20	1,88	1,90	1,92	2,26	2,20	2,30
		400	2,66	3,20	3,01	3,15	3,16	2,66	2,78	2,91	3,11	3,20	3,14
		500	2,89	3,43	3,16	3,15	3,20	2,91	2,89	3,13	3,25	3,33	3,43
		600	2,95	3,50	3,24	3,34	3,35	2,95	2,98	3,22	3,30	3,31	3,50
		700	3,08	3,46	3,30	3,43	3,31	3,08	3,24	3,24	3,37	3,27	3,46
		800	3,19	3,68	3,44	3,52	3,49	3,19	3,20	3,30	3,60	3,52	3,68
		900	3,44	4,26	3,94	4,26	3,72	3,44	3,65	3,95	4,11	4,18	4,21
		1000	3,60	4,26	3,96	4,10	3,85	3,60	3,68	3,90	4,17	4,13	4,26
TP 3	Baixo	100	0,85	1,05	0,97	1,05	1,01	1,04	0,88	0,85	0,90	1,03	1,01
		200	1,21	1,59	1,34	1,37	1,21	1,27	1,23	1,22	1,26	1,59	1,58
		300	1,85	2,47	2,15	2,20	2,31	2,31	2,14	1,98	1,85	1,91	2,47
		400	1,94	2,68	2,29	2,50	2,54	2,23	2,20	1,94	2,19	2,00	2,68
		500	1,90	2,76	2,35	2,53	2,74	2,30	2,23	1,90	2,20	2,15	2,76
		600	2,17	2,79	2,49	2,74	2,76	2,41	2,40	2,17	2,32	2,33	2,79
		700	2,35	2,90	2,54	2,63	2,76	2,35	2,45	2,34	2,50	2,35	2,90
		800	2,75	3,23	2,97	3,23	3,16	2,82	2,86	2,75	2,87	2,88	3,22
		900	3,19	3,63	3,36	3,55	3,50	3,20	3,27	3,19	3,28	3,22	3,63
		1000	3,23	3,90	3,58	3,90	3,88	3,44	3,55	3,23	3,37	3,48	3,80

Tabela A.10. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.

Média 752 TP3 Cima/Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	L1	L2	L3	L4	L5	L6	L7	L8	DP
100	1,25	1,59	1,42	1,35	1,37	1,39	1,36	1,39	1,42	1,53	1,57	0,25
200	1,54	1,87	1,71	1,75	1,68	1,69	1,67	1,61	1,68	1,86	1,73	0,23
300	1,87	2,39	2,12	2,12	2,26	2,10	2,02	1,95	2,06	2,06	2,39	0,40
400	2,30	2,94	2,65	2,83	2,85	2,45	2,49	2,43	2,65	2,60	2,91	0,51
500	2,40	3,10	2,76	2,84	2,97	2,61	2,56	2,52	2,73	2,74	3,10	0,55
600	2,56	3,15	2,87	3,04	3,06	2,68	2,69	2,70	2,81	2,82	3,15	0,48
700	2,72	3,18	2,92	3,03	3,04	2,72	2,85	2,79	2,94	2,81	3,18	0,39
800	2,97	3,46	3,21	3,38	3,33	3,01	3,03	3,03	3,24	3,20	3,45	0,41
900	3,32	3,95	3,65	3,91	3,61	3,32	3,46	3,57	3,70	3,70	3,92	0,52
1000	3,42	4,08	3,77	4,00	3,87	3,52	3,62	3,57	3,77	3,81	4,03	0,53

Tabela A.11. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N		Medida da Largura da Pista							
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 1	Cima	100	1,47	1,96	1,74	1,47	1,57	1,65	1,72	1,79	1,86	1,92	1,96
		200	1,65	2,18	1,90	1,65	1,74	1,79	1,87	1,92	1,98	2,04	2,18
		300	2,17	3,15	2,79	2,17	2,28	2,71	2,85	2,9	3,12	3,15	3,15
		400	3,28	3,55	3,41	3,28	3,35	3,39	3,43	3,35	3,45	3,5	3,55
		500	3,65	3,85	3,72	3,65	3,67	3,76	3,65	3,7	3,85	3,79	3,72
		600	3,94	4,60	4,26	4,47	4,37	4,6	3,96	4,26	4,31	4,16	3,94
		700	3,93	4,49	4,26	4,47	4,37	4,49	3,93	4,26	4,41	4,22	3,94
		800	3,93	4,55	4,27	4,43	4,37	4,55	3,93	4,26	4,48	4,21	3,95
		900	4,06	4,66	4,34	4,45	4,37	4,66	4,06	4,28	4,59	4,26	4,08
		1000	3,96	4,61	4,35	4,22	4,39	4,61	4,17	4,31	4,59	4,28	4,19
TP 1	Baixo	100	1,43	1,76	1,62	1,43	1,52	1,55	1,62	1,64	1,69	1,73	1,76
		200	2,56	2,78	1,89	1,91	1,94	1,87	1,87	1,89	1,92	1,85	1,86
		300	2,65	2,98	2,85	2,65	2,76	2,98	2,95	2,92	2,85	2,89	2,8
		400	2,89	3,13	3,02	2,95	2,99	3,05	3,12	3,04	3,13	2,89	2,99
		500	3,26	3,82	3,62	3,26	3,48	3,54	3,63	3,69	3,77	3,8	3,82
		600	3,93	4,37	3,88	3,85	3,87	3,91	3,86	3,93	3,89	3,88	3,87
		700	4,17	4,73	4,03	3,94	3,97	3,99	3,91	4,07	4,17	4,15	4,05
		800	4,78	5,51	4,17	4,15	4,17	4,13	4,14	4,17	4,21	4,18	4,17
		900	5,40	5,97	4,27	4,23	4,31	4,26	4,29	4,23	4,31	4,27	4,25
		1000	5,58	6,13	4,31	4,32	4,27	4,29	4,33	4,29	4,32	4,34	4,34

Tabela A.12. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.

Média 782 TP 1 Cima / Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,60	1,86	1,68	1,45	1,55	1,60	1,67	1,72	1,78	1,83	1,86	0,28
200	2,30	3,04	1,89	1,78	1,84	1,83	1,87	1,91	1,95	1,95	2,02	0,66
300	2,96	3,10	2,82	2,41	2,52	2,85	2,90	2,91	2,99	3,02	2,98	0,37
400	3,20	3,34	3,22	3,12	3,17	3,22	3,28	3,20	3,29	3,20	3,27	0,14
500	3,75	4,03	3,67	3,46	3,58	3,65	3,64	3,70	3,81	3,80	3,77	0,31
600	3,97	4,49	4,07	4,16	4,12	4,26	3,91	4,10	4,10	4,02	3,91	0,39
700	4,21	4,52	4,15	4,21	4,17	4,24	3,92	4,17	4,29	4,19	4,00	0,32
800	4,48	5,03	4,22	4,29	4,27	4,34	4,04	4,22	4,35	4,20	4,06	0,53
900	4,77	5,12	4,31	4,34	4,34	4,46	4,18	4,26	4,45	4,27	4,17	0,52
1000	4,80	5,31	4,33	4,27	4,33	4,45	4,25	4,30	4,46	4,31	4,27	0,57

Tabela A.13. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N		Medida da Largura da Pista							
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 2	Cima	100	1,56	2,45	1,91	1,56	1,69	1,72	1,76	1,85	1,96	2,27	2,45
		200	2,13	2,83	2,44	2,13	2,22	2,25	2,33	2,47	2,6	2,71	2,83
		300	2,94	3,41	3,15	2,94	2,96	3,02	3,12	3,15	3,28	3,34	3,41
		400	3,51	3,76	3,64	3,51	3,63	3,66	3,62	3,57	3,76	3,74	3,52
		500	3,76	3,86	3,80	3,76	3,78	3,78	3,82	3,86	3,78	3,81	3,82
		600	3,86	3,96	3,91	3,91	3,89	3,94	3,96	3,87	3,86	3,89	3,92
		700	4,08	4,17	4,14	4,16	4,12	4,17	4,15	4,11	4,08	4,15	4,17
		800	4,19	4,34	4,25	4,26	4,21	4,19	4,25	4,22	4,27	4,34	4,29
		900	4,32	4,41	4,36	4,34	4,32	4,41	4,37	4,39	4,38	4,34	4,35
		1000	4,39	4,47	4,43	4,39	4,42	4,42	4,46	4,42	4,47	4,41	4,42
TP 2	Baixo	100	1,71	2,59	2,07	1,71	1,88	1,83	1,89	2,07	2,21	2,35	2,59
		200	2,12	2,95	2,45	2,12	2,13	2,22	2,36	2,45	2,66	2,74	2,95
		300	2,93	3,19	3,07	3,07	3,12	3,17	2,93	2,97	2,93	3,19	3,18
		400	3,75	3,84	3,79	3,78	3,8	3,77	3,75	3,76	3,78	3,81	3,84
		500	3,64	3,88	3,82	3,88	3,64	3,86	3,8	3,85	3,8	3,88	3,87
		600	3,82	4,03	3,95	3,95	4	4,03	3,82	3,95	3,95	3,92	3,96
		700	3,85	4,03	3,99	4,02	4,02	4,03	3,85	3,96	4,03	3,99	3,98
		800	3,92	4,17	4,06	4,09	3,92	4,17	3,91	4,12	4,11	4,04	4,11
		900	4,12	4,28	4,21	4,17	4,15	4,27	4,28	4,12	4,19	4,24	4,26
		1000	4,31	4,44	4,39	4,38	4,42	4,31	4,35	4,44	4,41	4,39	4,44

Tabela A.14. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.

Média 782 TP 2 Cima / Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,39	2,52	1,99	1,64	1,79	1,78	1,83	1,96	2,09	2,31	2,52	0,87
200	2,13	2,23	2,45	2,13	2,18	2,24	2,35	2,46	2,63	2,73	2,89	0,44
300	2,94	3,30	3,11	3,01	3,04	3,10	3,03	3,06	3,11	3,27	3,30	0,29
400	3,65	3,80	3,71	3,65	3,72	3,72	3,69	3,67	3,77	3,78	3,58	0,14
500	3,96	3,87	3,81	3,82	3,71	3,82	3,81	3,86	3,79	3,85	3,85	0,12
600	4,70	4,00	3,93	3,93	3,95	3,99	3,89	3,91	3,91	3,91	3,94	0,46
700	4,88	4,98	4,06	4,09	4,07	4,10	4,00	4,04	4,06	4,07	4,08	0,54
800	5,01	5,15	4,16	4,18	4,07	4,18	4,08	4,17	4,19	4,19	4,20	0,59
900	5,26	5,44	4,29	4,26	4,24	4,34	4,33	4,26	4,29	4,29	4,31	0,66
1000	5,40	5,58	4,41	4,39	4,42	4,37	4,41	4,43	4,44	4,40	4,43	0,66

Tabela A.15. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM		Peso da Esfera: 2g		Carga: 50 N		Medida da Largura da Pista							
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 3	Cima	100	3,09	3,44	3,28	3,36	3,22	3,15	3,24	3,33	3,09	3,44	3,44
		200	3,24	3,73	3,61	3,73	3,59	3,24	3,52	3,73	3,69	3,7	3,7
		300	4,17	4,56	4,40	4,43	4,29	4,17	4,21	4,56	4,53	4,48	4,54
		400	4,20	4,75	4,51	4,49	4,47	4,2	4,27	4,64	4,63	4,61	4,75
		500	4,80	5,45	5,13	5,09	5,21	5,14	4,96	5,45	5,2	4,8	5,18
		600	5,05	5,59	5,43	5,56	5,49	5,22	5,4	5,59	5,5	5,05	5,59
		700	5,36	5,93	5,61	5,73	5,5	5,36	5,72	5,66	5,93	5,44	5,56
		800	5,31	5,77	5,56	5,74	5,5	5,31	5,37	5,69	5,77	5,42	5,71
		900	5,61	5,79	5,74	5,75	5,61	5,79	5,76	5,71	5,75	5,79	5,76
		1000	5,81	5,97	5,89	5,81	5,83	5,91	5,94	5,97	5,86	5,84	5,92
TP 3	Baixo	100	3,24	3,91	3,67	3,57	3,24	3,84	3,91	3,4	3,78	3,81	3,78
		200	4,20	4,81	4,42	4,2	4,26	4,32	4,3	4,56	4,67	4,22	4,81
		300	4,38	4,81	4,57	4,38	4,41	4,47	4,59	4,59	4,71	4,56	4,81
		400	4,59	5,02	4,77	4,69	4,59	4,69	4,76	4,77	4,83	4,77	5,02
		500	4,72	5,02	4,89	4,91	4,87	4,72	4,9	4,83	4,97	4,91	5,02
		600	4,92	5,09	4,99	4,94	4,92	4,93	5,02	5,01	5,09	4,99	5,04
		700	4,88	5,20	5,07	4,97	4,88	5,1	5,07	5,05	5,17	5,2	5,15
		800	4,99	5,24	5,14	4,99	5,1	5,12	5,15	5,09	5,17	5,22	5,24
		900	4,99	5,31	5,16	4,99	5,12	5,16	5,19	5,11	5,19	5,24	5,31
		1000	5,01	5,36	5,21	5,01	5,3	5,18	5,2	5,15	5,2	5,24	5,36

Tabela A.16. Largura da pista de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.

Média 782 TP 3 Cima / Baixo												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	3,23	3,63	3,48	3,47	3,23	3,50	3,58	3,37	3,44	3,63	3,61	0,34
200	3,78	4,26	4,02	3,97	3,93	3,78	3,91	4,15	4,18	3,96	4,26	0,40
300	4,32	4,68	4,48	4,41	4,35	4,32	4,40	4,58	4,62	4,52	4,68	0,31
400	4,45	4,89	4,64	4,59	4,53	4,45	4,52	4,71	4,73	4,69	4,89	0,36
500	4,86	5,10	5,01	5,00	5,04	4,93	4,93	5,14	5,09	4,86	5,10	0,22
600	5,02	5,32	5,21	5,25	5,21	5,08	5,21	5,30	5,30	5,02	5,32	0,26
700	5,19	5,55	5,34	5,35	5,19	5,23	5,40	5,36	5,55	5,32	5,36	0,29
800	5,22	5,54	5,35	5,37	5,30	5,22	5,26	5,39	5,47	5,32	5,48	0,25
900	5,37	5,59	5,45	5,37	5,37	5,48	5,48	5,41	5,47	5,52	5,54	0,17
1000	5,41	5,70	5,55	5,41	5,57	5,55	5,57	5,56	5,53	5,54	5,64	0,21

Quadro A.1. Resultados dos ensaios de tração nas regiões dos TP1, 2 e 3 das Ligas 752 e 782.

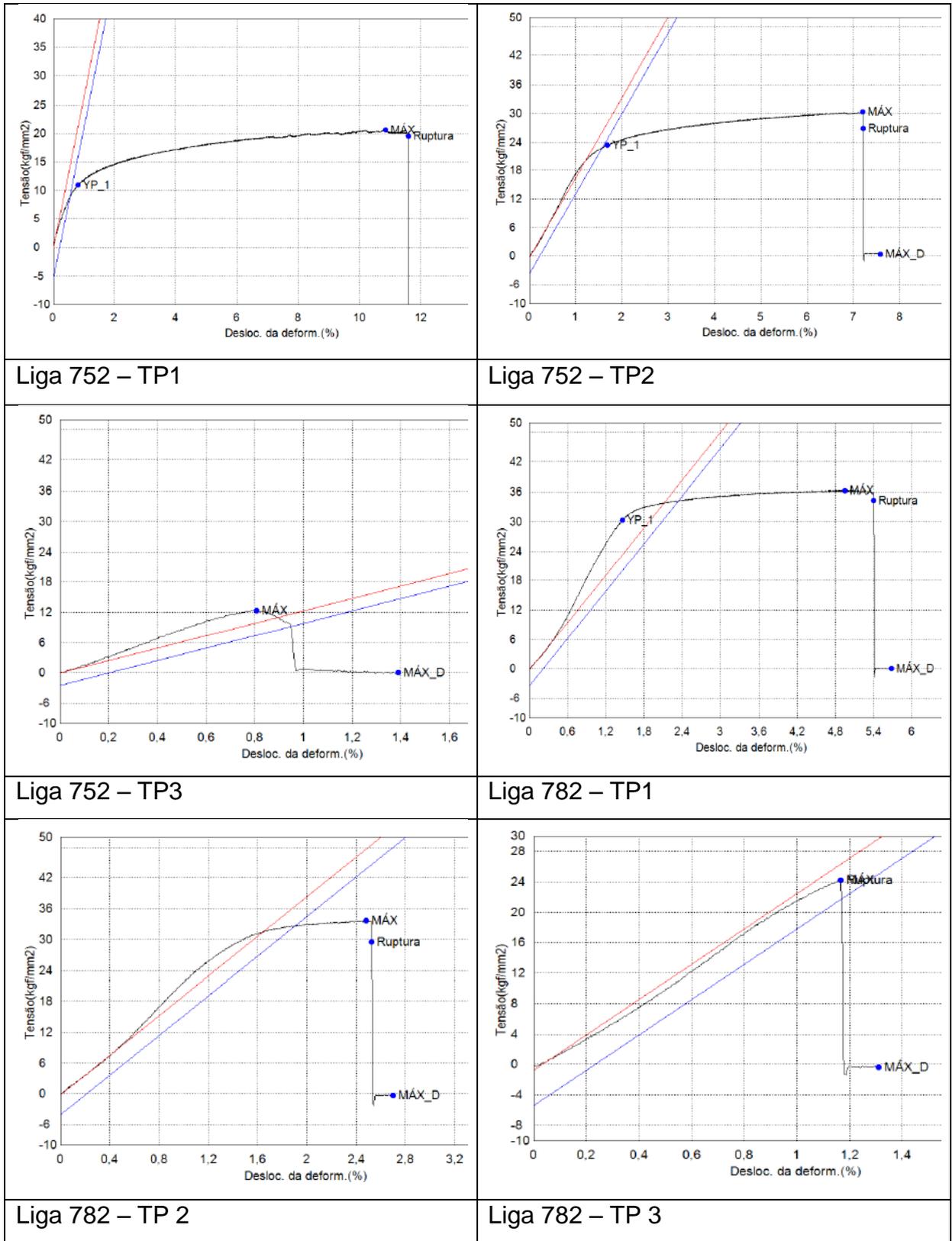


Tabela A.17. Resultados do ensaio de desgaste médio (em mm) entre as Ligas 752 e 782 no EBS.

Comparação do Desgaste Médio das Ligas - EBF				
752		782		Desgaste Médio
MG TPs	m	MG TPs	m	% DM
1,20	100	2,38	100	97,7
1,51	200	2,92	200	93,1
1,96	300	3,47	300	77,0
2,28	400	3,85	400	69,1
2,56	500	4,29	500	67,3
2,72	600	4,75	600	74,5
2,79	700	4,88	700	74,7
2,93	800	5,04	800	71,7
3,17	900	5,26	900	65,8
3,28	1000	5,39	1000	64,3
Média Geral				75,5

Tabela A.18. Resultados do ensaio de tração na Liga 752.

Liga 752 - EBF Ensaio de Tração	Unidade	TP 1			TP 2			TP 3		
		A	B	Média	A	B	Média	A	B	Média
Tensão Máxima	MPa	297,3	303,8	300,6	202,3	288,8	245,6	131,3	175,1	153,2
Tensão de Ruptura	MPa	263,1	242,3	252,7	191,9	276,6	234,2	92,67	132,4	112,5
Deformação Total	%	11,59	11,18	11,4	7,21	7,83	7,5	3,75	3,93	3,8
Lim. Escoamento (0,2%)	MPa	222,7	208,5	215,6	183,1	202,9	193,0	90,32	121,1	105,7
Alongamento	mm	5,56	4,70	5,1	3,40	3,26	3,3	1,86	1,96	1,9

Tabela A.19. Resultados do ensaio de tração na Liga 782.

Liga 782 - EBF Ensaio de Tração	Unidade	TP 1			TP 2			TP 3		
		A	B	Média	A	B	Média	A	B	Média
Tensão Máxima	MPa	371,1	356,1	363,6	329,9	337,2	333,5	237,6	246,8	242,2
Tensão de Ruptura	MPa	368,6	346,4	357,5	312,3	335,1	323,7	233,6	242,3	237,9
Deformação Total	%	3,67	5,4	4,5	2,5	2,3	2,4	1,41	1,17	1,3
Lim. Escoamento (0,2%)	MPa	359,6	334,7	347,2	308,5	312,7	310,6	225,3	230,6	227,9
Alongamento	mm	1,76	1,98	1,9	1,3	1,3	1,3	0,97	1,12	1,0

Anexo B – Pós TT

Neste Anexo B são apresentadas as tabelas referenciadas no trabalho, que geraram os gráficos apresentados para demonstrar os resultados obtidos nos ensaios de Dureza, Desgaste superficial e Resistência à Tração das ligas 752 e 782 na fase de análises das propriedades mecânicas no Pós - TT.

A posição no lingote referenciada nas tabelas a seguir refere-se aos lados dos corpos de prova nas regiões dos TP 1-2-3 como segue:

- 1 – TP 1 Lado de cima
 - 2 – TP 1 Lado de baixo
 - 3 – TP 2 Lado de cima
 - 4 – TP 2 Lado de baixo
 - 5 – TP 3 Lado de cima
 - 6 – TP 3 Lado de baixo
-  Média TP 1
 Média TP 2
 Média TP 3

Tabela B.1. Resultados do ensaio de dureza na Solubilização na Liga 752.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Solubilização									
752	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	61,3	60,0	59,0	59,0	60,6	63,0	60,5		
Baixo	60,6	61,3	60,0	59,6	59,6	60,6	60,3	60,4	1,1
TP 2									
Cima	58,3	60,6	63,0	64,3	62,3	62,3	61,8		
Baixo	63,6	64,3	65,0	61,3	61,6	64,3	63,4	62,6	1,9
TP 3									
Cima	63,6	60,6	59,0	58,3	58,0	58,0	59,6		
Baixo	61,3	62,3	63,6	64,3	58,3	60,0	61,6	60,6	2,4

Tabela B.2. Resultados do ensaio de dureza na Solubilização na Liga 782.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Solubilização									
782	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	93	94	97	100	103	98	97,5		
Baixo	100	100	95	97	96	100	98,0	97,8	2,96
TP 2									
Cima	91	90	94	88	88	89	90,0		
Baixo	93	90	91	92	91	91	91,3	90,7	1,83
TP 3									
Cima	85	90	85	84	91	93	88,0		
Baixo	91	90	86	87	92	90	89,3	88,7	3,08

Tabela B.3. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento artificial da Liga 752.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Envelhecimento Artificial									
752	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	129	124	124	128	124	128	126,2		
Baixo	131	131	128	129	129	128	129,3	127,8	2,49
TP 2									
Cima	121	128	121	120	121	123	122,3		
Baixo	123	123	129	123	121	124	123,8	123,1	2,81
TP 3									
Cima	128	115	121	117	117	115	118,8		
Baixo	128	121	123	115	121	120	121,3	120,1	4,60

Tabela B.4. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento artificial da Liga 782.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Envelhecimento Artificial									
782	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	164	159	162	166	164	166	163,5		
Baixo	164	169	169	166	171	171	168,3	165,9	3,63
TP 2									
Cima	164	164	166	162	159	150	160,8		
Baixo	164	171	159	164	164	157	163,2	162,0	5,26
TP 3									
Cima	154	159	152	152	150	150	152,8		
Baixo	159	162	162	164	157	150	159,0	155,9	5,21

Tabela B.5. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento natural da Liga 752.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Envelhecimento Natural									
752	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	136	144	138	136	133	138	137,5		
Baixo	136	144	140	142	140	140	140,3	138,9	3,06
TP 2									
Cima	134	135	135	134	134	133	134,2		
Baixo	138	138	137	137	136	134	136,7	135,4	1,60
TP 3									
Cima	129	131	131	129	133	133	131,0		
Baixo	134	133	134	133	135	134	133,8	132,4	1,83

Tabela B.6. Resultados do ensaio de dureza no envelhecimento natural da Liga 782.

Ensaio de Dureza Brinell HB S - 5/250 - Pós TT - Envelhecimento Natural									
782	1	2	3	4	5	6	Média	Média TP	Desvio Padrão
TP 1									
Cima	179	169	166	179	171	171	172,5		
Baixo	180	179	177	181	182	179	179,7	176,1	4,92
TP 2									
Cima	169	171	170	169	172	166	169,5		
Baixo	172	173	173	172	171	170	171,8	170,7	1,84
TP 3									
Cima	167	166	168	166	166	167	166,7		
Baixo	168	169	170	168	169	168	168,7	167,7	1,21

Tabela B.7. Comparativos da evolução das durezas no TT.

Evolução das Durezas HB no Processo de Tratamento Térmico												
Nº da Amostra	HB 1 (23/01) EBF	Temperatura (°C)	Tempo de Forno (hs)	HB 2 (07/02) Solubilizado	Varição da Dureza (%) HB1 -> HB2	Temperatura (C°)	Tempo de Forno (hs)	HB 3 (08/02) Envelhecido A.	Varição da Dureza (%) HB2 -> HB3	HB 4 (07/03) 27 dias depois	Varição da Dureza (%) HB3 -> HB4	Varição Total (%) HB1 -> HB4
1) 752/1 Cima	115	470	3	60,5	-47	150	4	126,2	109	137,5	9,0	20
2) 752/1 Baixo	117	470	3	60,3	-48	150	4	129,3	114	140,3	8,5	21
3) 752/2 Cima	105	470	3	61,8	-41	150	4	122,3	98	134,2	9,7	28
4) 752/2 Baixo	107	470	3	63,4	-41	150	4	123,8	95	136,7	10,4	28
5) 752/3 Cima	99	470	3	59,6	-40	150	4	118,8	99	131,0	10,3	32
6) 752/3 Baixo	101	470	3	61,6	-39	150	4	121,3	97	133,8	10,3	32
1) 782/1 Cima	127	470	3	97,5	-23	150	4	163,5	68	172,5	5,5	36
2) 782/1 Baixo	129	470	3	98,0	-24	150	4	168,3	72	179,7	6,8	40
3) 782/2 Cima	124	470	3	90,0	-27	150	4	160,8	79	169,5	5,4	37
4) 782/2 Baixo	126	470	3	91,3	-28	150	4	163,2	79	171,8	5,3	37
5) 782/3 Cima	114	470	3	88,0	-23	150	4	152,8	74	166,7	9,1	47
6) 782/3 Baixo	116	470	3	89,3	-23	150	4	159,0	78	168,7	6,1	46

Tabela B.8. Variação média dos resultados de dureza no TT das Ligas 752 e 782.

Variação Média das Durezas das Ligas no TT					
LIGA	HB 1 EBF	HB 2 Solub.	HB 3 Envelh. Artif.	HB 4 Envelh. Nat.	% HB TOTAL
752	108	62	125	137	27
782	124	93	162	172	39

Tabela B.9. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da liga 752, TP1, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste							
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 1	Cima	100	1,40	1,76	1,54	1,54	1,43	1,40	1,56	1,65	1,51	1,50	1,76
		200	1,69	2,03	1,82	1,69	1,70	1,71	1,76	1,82	2,00	2,03	1,87
		300	1,79	2,18	1,95	1,79	1,79	1,82	1,97	1,92	2,06	2,18	2,03
		400	1,82	2,22	2,00	1,96	1,82	1,92	1,96	1,98	2,09	2,22	2,07
		500	2,63	2,99	2,85	2,75	2,63	2,72	2,77	2,98	2,97	2,99	2,98
		600	2,65	3,07	2,93	2,92	2,65	2,83	2,85	3,03	3,07	3,03	3,07
		700	2,90	3,24	3,14	3,12	2,90	3,15	3,20	3,12	3,23	3,12	3,24
		800	3,05	3,25	3,18	3,20	3,05	3,14	3,20	3,12	3,19	3,27	3,25
		900	3,14	3,30	3,21	3,21	3,22	3,14	3,16	3,14	3,23	3,30	3,24
		1000	3,29	3,40	3,34	3,40	3,32	3,38	3,31	3,32	3,34	3,32	3,29
TP 1	Baixo	100	1,06	1,12	1,09	1,12	1,10	1,10	1,07	1,08	1,11	1,06	1,11
		200	1,10	1,23	1,19	1,19	1,22	1,17	1,10	1,19	1,22	1,21	1,23
		300	1,91	2,31	2,10	2,11	2,08	1,91	1,92	2,04	2,22	2,31	2,19
		400	2,16	2,38	2,27	2,28	2,28	2,26	2,16	2,26	2,30	2,38	2,26
		500	2,43	2,73	2,56	2,48	2,45	2,43	2,48	2,53	2,72	2,73	2,67
		600	2,59	2,90	2,72	2,67	2,70	2,59	2,61	2,67	2,88	2,90	2,71
		700	2,69	2,96	2,80	2,78	2,80	2,69	2,73	2,77	2,90	2,96	2,76
		800	3,01	3,20	3,07	3,09	3,05	3,01	3,01	3,02	3,08	3,20	3,07
		900	3,01	3,23	3,12	3,15	3,08	3,09	3,01	3,03	3,19	3,23	3,17
		1000	3,06	3,31	3,15	3,20	3,09	3,12	3,03	3,06	3,21	3,31	3,20

Tabela B.10. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP1, média dos lados superior e inferior do disco.

752 - Média TP 1 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,25	1,37	1,32	1,33	1,27	1,25	1,32	1,37	1,31	1,28	1,44	0,12
200	1,43	1,62	1,51	1,44	1,46	1,44	1,43	1,51	1,61	1,62	1,55	0,17
300	1,87	2,25	2,02	1,95	1,94	1,87	1,95	1,98	2,14	2,25	2,11	0,32
400	2,05	2,30	2,14	2,12	2,05	2,09	2,06	2,12	2,20	2,30	2,17	0,21
500	2,54	2,86	2,71	2,62	2,54	2,58	2,63	2,76	2,85	2,86	2,83	0,29
600	2,68	2,98	2,82	2,80	2,68	2,71	2,73	2,85	2,98	2,97	2,89	0,27
700	2,85	3,07	2,97	2,95	2,85	2,92	2,97	2,95	3,07	3,04	3,00	0,18
800	3,05	3,24	3,12	3,15	3,05	3,08	3,11	3,07	3,14	3,24	3,16	0,16
900	3,09	3,27	3,16	3,18	3,15	3,12	3,09	3,09	3,21	3,27	3,21	0,16
1000	3,17	3,32	3,24	3,30	3,21	3,25	3,17	3,19	3,28	3,32	3,25	0,13
Média Geral	2,40	2,63	2,50	2,48	2,42	2,43	2,44	2,49	2,58	2,61	2,56	0,20

Tabela B.11. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste							
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
TP 2	Cima	100	2,21	2,59	2,35	2,26	2,21	2,27	2,43	2,43	2,59	2,34	2,27
		200	2,36	2,69	2,52	2,36	2,36	2,44	2,63	2,63	2,69	2,57	2,51
		300	2,52	2,83	2,63	2,54	2,53	2,52	2,73	2,71	2,83	2,63	2,57
		400	2,55	2,77	2,67	2,56	2,66	2,58	2,76	2,77	2,74	2,70	2,55
		500	2,60	2,83	2,73	2,60	2,68	2,70	2,83	2,83	2,81	2,73	2,62
		600	2,70	3,11	2,93	2,76	2,82	3,00	3,00	3,11	3,10	2,94	2,70
		700	2,90	3,10	3,00	2,94	2,90	3,05	2,92	3,10	3,10	3,04	2,92
		800	3,04	3,16	3,12	3,16	3,04	3,12	3,15	3,14	3,16	3,10	3,08
		900	3,10	3,32	3,21	3,13	3,14	3,19	3,22	3,27	3,32	3,30	3,10
		1000	3,20	3,38	3,27	3,20	3,23	3,30	3,28	3,38	3,22	3,34	3,23
TP 2	Baixo	100	1,20	1,40	1,27	1,20	1,20	1,40	1,21	1,26	1,28	1,31	1,26
		200	2,10	2,35	2,21	2,16	2,16	2,21	2,10	2,31	2,35	2,15	2,26
		300	2,20	2,37	2,33	2,37	2,36	2,34	2,27	2,41	2,36	2,20	2,31
		400	2,28	2,43	2,37	2,42	2,35	2,43	2,28	2,42	2,40	2,28	2,39
		500	2,36	2,45	2,42	2,45	2,36	2,40	2,38	2,45	2,42	2,44	2,44
		600	2,56	2,78	2,64	2,58	2,56	2,62	2,61	2,75	2,78	2,61	2,62
		700	2,70	2,90	2,76	2,81	2,70	2,70	2,73	2,90	2,82	2,72	2,73
		800	2,82	2,98	2,89	2,94	2,89	2,88	2,87	2,98	2,93	2,83	2,82
		900	2,81	2,97	2,89	2,95	2,89	2,97	2,88	2,94	2,81	2,82	2,86
		1000	2,85	2,97	2,94	2,96	2,85	2,96	2,94	2,97	2,96	2,93	2,92

Tabela B.12. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP2, médias dos lados superior e inferior do disco.

752 - Média TP 2 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,71	1,94	1,81	1,73	1,71	1,84	1,82	1,85	1,94	1,83	1,77	0,19
200	2,26	2,52	2,37	2,26	2,26	2,33	2,37	2,47	2,52	2,36	2,39	0,22
300	2,42	2,60	2,48	2,46	2,45	2,43	2,50	2,56	2,60	2,42	2,44	0,16
400	2,47	2,60	2,52	2,49	2,51	2,51	2,52	2,60	2,57	2,49	2,47	0,11
500	2,52	2,64	2,57	2,53	2,52	2,55	2,61	2,64	2,62	2,59	2,53	0,11
600	2,66	2,94	2,79	2,67	2,69	2,81	2,81	2,93	2,94	2,78	2,66	0,25
700	2,83	3,00	2,88	2,88	2,80	2,88	2,83	3,00	2,96	2,88	2,83	0,16
800	2,95	3,06	3,01	3,05	2,97	3,00	3,01	3,06	3,05	2,97	2,95	0,10
900	2,98	3,11	3,05	3,04	3,02	3,08	3,05	3,11	3,07	3,06	2,98	0,10
1000	3,04	3,18	3,10	3,08	3,04	3,13	3,11	3,18	3,09	3,14	3,08	0,11
Média Geral	2,58	2,76	2,66	2,62	2,59	2,65	2,66	2,74	2,73	2,65	2,61	0,15

Tabela B.13. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste										
			min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8			
Liga 752	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)														
			TP 3	Cima	100	1,25	1,64	1,47	1,47	1,53	1,62	1,64	1,32	1,59	1,25	1,35
					200	2,19	2,68	2,35	2,20	2,50	2,61	2,68	2,20	2,19	2,21	2,19
					300	2,17	2,74	2,39	2,22	2,56	2,66	2,74	2,22	2,25	2,27	2,17
					400	2,29	2,77	2,48	2,38	2,48	2,64	2,77	2,55	2,40	2,30	2,29
					500	2,50	2,91	2,70	2,72	2,76	2,91	2,84	2,77	2,54	2,54	2,50
					600	2,80	3,06	2,94	2,80	3,02	3,06	3,05	2,86	2,93	2,86	2,90
					700	2,94	3,50	3,23	3,18	3,32	3,50	3,41	3,24	2,99	2,94	3,23
					800	3,30	3,75	3,56	3,75	3,75	3,65	3,56	3,62	3,53	3,30	3,30
					900	3,70	4,04	3,86	3,80	3,81	4,01	4,04	3,97	3,82	3,70	3,70
		1000	3,81	4,08	3,93	3,81	3,83	4,00	4,08	3,99	3,86	3,94	3,95			
TP 3	Baixo	100	1,15	1,51	1,32	1,28	1,29	1,20	1,15	1,32	1,51	1,50	1,34			
		200	1,52	1,74	1,64	1,74	1,72	1,73	1,61	1,60	1,52	1,55	1,64			
		300	1,70	1,94	1,81	1,78	1,83	1,84	1,94	1,82	1,70	1,74	1,85			
		400	2,54	2,78	2,64	2,67	2,71	2,55	2,60	2,74	2,78	2,56	2,54			
		500	2,50	2,76	2,67	2,73	2,70	2,64	2,73	2,76	2,67	2,61	2,50			
		600	2,70	2,90	2,82	2,90	2,86	2,70	2,90	2,89	2,88	2,75	2,71			
		700	2,75	3,06	2,93	3,03	3,03	2,84	2,96	2,89	3,06	2,84	2,75			
		800	2,70	3,15	3,04	3,14	3,15	3,02	2,87	3,41	3,09	2,93	2,70			
		900	3,22	3,47	3,36	3,38	3,46	3,32	3,42	3,47	3,30	3,29	3,22			
		1000	3,23	3,47	3,37	3,37	3,47	3,33	3,43	3,47	3,31	3,34	3,23			

Tabela B.14. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 752, TP3, médias dos lados superior e inferior do disco.

752 - Média TP 3 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,32	1,55	1,40	1,38	1,41	1,41	1,40	1,32	1,55	1,38	1,35	0,19
200	1,86	2,17	1,99	1,97	2,11	2,17	2,15	1,90	1,86	1,88	1,92	0,28
300	1,98	2,34	2,10	2,00	2,20	2,25	2,34	2,02	1,98	2,01	2,01	0,32
400	2,42	2,69	2,56	2,53	2,60	2,60	2,69	2,65	2,59	2,43	2,42	0,23
500	2,50	2,79	2,68	2,73	2,73	2,78	2,79	2,77	2,61	2,58	2,50	0,25
600	2,81	2,98	2,88	2,85	2,94	2,88	2,98	2,88	2,91	2,81	2,81	0,15
700	2,89	3,19	3,08	3,11	3,18	3,17	3,19	3,07	3,03	2,89	2,99	0,26
800	3,00	3,52	3,30	3,45	3,45	3,34	3,22	3,52	3,31	3,12	3,00	0,44
900	3,46	3,73	3,61	3,59	3,64	3,67	3,73	3,72	3,56	3,50	3,46	0,23
1000	3,59	3,76	3,65	3,59	3,65	3,67	3,76	3,73	3,59	3,64	3,59	0,15
Média Geral	2,58	2,87	2,72	2,72	2,79	2,79	2,82	2,76	2,70	2,62	2,60	0,25

Tabela B.15. Resultados das médias dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 752.

MG TPs	752	Média TP1	Média TP2	Média TP3	DP 3	DP 2	DP 1	MG DP
1,51	100	1,32	1,81	1,40	0,19	0,19	0,12	0,16
1,96	200	1,51	2,37	1,99	0,28	0,22	0,17	0,23
2,20	300	2,02	2,48	2,10	0,32	0,16	0,32	0,27
2,41	400	2,14	2,52	2,56	0,23	0,11	0,21	0,18
2,65	500	2,71	2,57	2,68	0,25	0,11	0,29	0,22
2,83	600	2,82	2,79	2,88	0,15	0,25	0,27	0,22
2,97	700	2,97	2,88	3,08	0,26	0,16	0,18	0,20
3,14	800	3,12	3,01	3,30	0,44	0,10	0,16	0,23
3,27	900	3,16	3,05	3,61	0,23	0,10	0,16	0,16
3,33	1000	3,24	3,10	3,65	0,15	0,11	0,13	0,13
Média Geral		2,50	2,66	2,72	0,25	0,15	0,20	0,20

Tabela B.16. Resultados dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 752.

Média Geral Liga 752	min	max	Média da Largura da Pista de Desgaste	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	Média do DP
TP 3	2,58	2,87	2,72	2,72	2,79	2,79	2,82	2,76	2,70	2,62	2,60	0,25
TP 2	2,58	2,76	2,66	2,62	2,59	2,65	2,66	2,74	2,73	2,65	2,61	0,15
TP 1	2,40	2,63	2,50	2,48	2,42	2,43	2,44	2,49	2,58	2,61	2,56	0,20
Média Geral do Desgaste da Liga 752 Pós TT			2,63	2,61	2,60	2,62	2,64	2,66	2,67	2,63	2,59	0,20

Tabela B.17. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste										
			min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8			
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)														
			TP 1	Cima	100	1,19	1,39	1,30	1,20	1,32	1,19	1,28	1,31	1,39	1,34	1,38
					200	2,04	2,19	2,11	2,13	2,08	2,04	2,06	2,09	2,15	2,17	2,19
					300	2,22	2,31	2,27	2,27	2,29	2,23	2,27	2,31	2,22	2,27	2,26
					400	2,35	2,48	2,40	2,44	2,48	2,39	2,44	2,36	2,35	2,35	2,36
					500	2,71	2,82	2,76	2,71	2,77	2,80	2,82	2,77	2,74	2,72	2,78
					600	2,74	2,9	2,80	2,74	2,78	2,83	2,90	2,77	2,75	2,78	2,84
					700	2,76	2,92	2,83	2,76	2,79	2,87	2,92	2,85	2,77	2,81	2,87
					800	2,77	2,96	2,86	2,77	2,81	2,90	2,96	2,94	2,81	2,82	2,89
					900	2,82	2,97	2,89	2,82	2,85	2,91	2,97	2,96	2,84	2,89	2,91
		1000	2,91	2,98	2,94	2,91	2,92	2,94	2,98	2,96	2,93	2,95	2,94			
TP 1	Baixo	100	0,71	0,82	0,77	0,80	0,71	0,76	0,74	0,74	0,75	0,82	0,81			
		200	1,13	1,2	1,17	1,20	1,16	1,14	1,17	1,14	1,13	1,19	1,19			
		300	1,27	1,34	1,31	1,34	1,27	1,29	1,31	1,28	1,32	1,31	1,33			
		400	1,48	1,56	1,52	1,49	1,48	1,51	1,55	1,55	1,56	1,49	1,49			
		500	1,79	1,87	1,84	1,82	1,79	1,84	1,85	1,83	1,85	1,87	1,85			
		600	2,19	2,26	2,23	2,23	2,19	2,23	2,20	2,24	2,23	2,26	2,24			
		700	2,34	2,43	2,39	2,41	2,34	2,39	2,43	2,34	2,39	2,42	2,39			
		800	2,46	2,64	2,58	2,55	2,46	2,64	2,57	2,59	2,58	2,64	2,59			
		900	2,55	2,65	2,61	2,59	2,55	2,64	2,62	2,62	2,59	2,65	2,62			
		1000	2,63	2,69	2,66	2,64	2,67	2,66	2,68	2,69	2,65	2,68	2,63			

Tabela B.18. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP1, média dos lados superior e inferior do disco.

782 - Média TP 1 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	1,12	1,19	1,16	1,17	1,13	1,16	1,12	1,19	1,18	1,13	1,18	0,06
200	1,79	2,03	1,89	1,86	1,88	1,91	1,93	2,02	1,86	1,86	1,79	0,19
300	2,04	2,12	2,06	2,07	2,04	2,05	2,04	2,12	2,06	2,06	2,04	0,07
400	2,14	2,28	2,20	2,28	2,21	2,19	2,22	2,26	2,14	2,16	2,17	0,12
500	2,35	2,45	2,42	2,45	2,45	2,43	2,40	2,43	2,35	2,42	2,42	0,08
600	2,40	2,52	2,47	2,50	2,48	2,48	2,47	2,52	2,40	2,45	2,49	0,10
700	2,48	2,56	2,51	2,51	2,50	2,52	2,56	2,56	2,48	2,49	2,50	0,07
800	2,49	2,63	2,55	2,56	2,51	2,57	2,63	2,63	2,51	2,49	2,53	0,12
900	2,46	2,63	2,57	2,63	2,58	2,60	2,62	2,63	2,46	2,51	2,53	0,15
1000	2,61	2,78	2,72	2,78	2,74	2,76	2,77	2,72	2,61	2,65	2,74	0,15
Média Geral	2,19	2,32	2,25	2,28	2,25	2,26	2,28	2,31	2,20	2,22	2,24	0,11

Tabela B.19. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste							
			min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)											
TP 2	Cima	100	0,94	1,14	1,04	1,10	0,96	1,04	1,01	1,14	1,02	0,94	1,14
		200	1,63	1,96	1,77	1,63	1,72	1,64	1,69	1,83	1,83	1,96	1,89
		300	1,79	1,96	1,89	1,84	1,93	1,89	1,79	1,92	1,90	1,96	1,92
		400	1,98	2,1	2,04	2,00	2,10	2,04	2,07	2,05	2,07	2,04	1,98
		500	2,1	2,15	2,12	2,10	2,11	2,13	2,15	2,13	2,10	2,11	2,12
		600	2,13	2,27	2,18	2,15	2,16	2,24	2,22	2,27	2,13	2,14	2,14
		700	2,17	2,29	2,22	2,18	2,19	2,29	2,23	2,28	2,18	2,17	2,20
		800	2,23	2,33	2,27	2,25	2,23	2,33	2,26	2,32	2,24	2,31	2,24
		900	2,31	2,48	2,39	2,31	2,38	2,39	2,34	2,48	2,37	2,42	2,41
		1000	2,38	2,6	2,47	2,38	2,44	2,48	2,43	2,60	2,48	2,48	2,47
TP 2	Baixo	100	0,64	0,77	0,72	0,77	0,76	0,74	0,75	0,74	0,68	0,64	0,70
		200	1,61	1,67	1,64	1,62	1,63	1,67	1,66	1,63	1,61	1,64	1,66
		300	1,63	1,68	1,66	1,66	1,68	1,68	1,66	1,67	1,63	1,65	1,66
		400	1,64	1,7	1,67	1,68	1,70	1,68	1,67	1,69	1,64	1,65	1,67
		500	1,71	1,78	1,75	1,73	1,76	1,72	1,71	1,73	1,78	1,77	1,77
		600	1,74	1,86	1,81	1,85	1,80	1,78	1,77	1,74	1,86	1,85	1,80
		700	1,94	2,09	2,01	2,05	2,01	1,94	1,96	1,89	2,06	2,04	2,09
		800	2,11	2,2	2,16	2,20	2,15	2,19	2,11	2,14	2,17	2,15	2,17
		900	2,12	2,23	2,19	2,23	2,19	2,20	2,12	2,20	2,19	2,16	2,19
		1000	2,15	2,26	2,21	2,24	2,26	2,21	2,15	2,22	2,19	2,20	2,21

Tabela B.20. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP2, média dos lados superior e inferior do disco.

782 - Média TP 2 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	0,79	0,94	0,88	0,94	0,86	0,89	0,88	0,94	0,85	0,79	0,92	0,13
200	1,63	1,80	1,71	1,63	1,68	1,66	1,68	1,73	1,72	1,80	1,78	0,15
300	1,73	1,81	1,78	1,75	1,81	1,79	1,73	1,80	1,77	1,81	1,79	0,07
400	1,83	1,90	1,86	1,84	1,90	1,86	1,87	1,87	1,86	1,85	1,83	0,06
500	1,92	1,95	1,93	1,92	1,94	1,93	1,93	1,93	1,94	1,94	1,95	0,02
600	1,97	2,01	1,99	2,00	1,98	2,01	2,00	2,01	2,00	2,00	1,97	0,03
700	2,09	2,15	2,11	2,12	2,10	2,12	2,10	2,09	2,12	2,11	2,15	0,05
800	2,19	2,26	2,22	2,23	2,19	2,26	2,19	2,23	2,21	2,23	2,21	0,06
900	2,23	2,34	2,29	2,27	2,29	2,30	2,23	2,34	2,28	2,29	2,30	0,09
1000	2,29	2,41	2,34	2,31	2,35	2,35	2,29	2,41	2,34	2,34	2,34	0,10
Média Geral	1,87	1,96	1,91	1,90	1,91	1,91	1,89	1,93	1,91	1,91	1,92	0,07

Tabela B.21. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, lados superior e inferior do disco.

Rotação: 200 RPM	Carga: 50 N	Peso da Esfera: 1,97g	Pós Tratamento Térmico			Medida da Largura da Pista de Desgaste							
			min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8
Liga 782	Superfície Analisada	Distância Percorrida (m)											
TP 3	Cima	100	1,09	1,21	1,15	1,21	1,15	1,11	1,09	1,20	1,19	1,10	1,17
		200	2,13	2,43	2,27	2,20	2,28	2,34	2,40	2,43	2,18	2,17	2,13
		300	2,34	2,5	2,38	2,34	2,36	2,35	2,41	2,50	2,35	2,39	2,34
		400	2,36	2,54	2,44	2,50	2,39	2,41	2,50	2,54	2,36	2,41	2,42
		500	2,64	2,79	2,74	2,77	2,79	2,71	2,73	2,78	2,64	2,75	2,74
		600	2,65	2,84	2,75	2,77	2,73	2,69	2,76	2,84	2,65	2,76	2,81
		700	2,71	2,86	2,78	2,77	2,74	2,76	2,86	2,85	2,71	2,76	2,80
		800	2,7	2,9	2,80	2,85	2,74	2,79	2,90	2,87	2,70	2,75	2,82
		900	2,67	2,92	2,81	2,83	2,77	2,82	2,92	2,87	2,67	2,73	2,84
		1000	2,69	2,91	2,83	2,88	2,85	2,86	2,85	2,88	2,69	2,71	2,91
TP 3	Baixo	100	1,11	1,2	1,16	1,13	1,11	1,20	1,15	1,18	1,16	1,16	1,19
		200	1,45	1,61	1,51	1,51	1,48	1,48	1,45	1,61	1,54	1,54	1,45
		300	1,67	1,79	1,74	1,79	1,72	1,75	1,67	1,74	1,77	1,72	1,73
		400	1,9	2,06	1,96	2,06	2,02	1,96	1,93	1,97	1,92	1,90	1,91
		500	2,05	2,14	2,10	2,13	2,11	2,14	2,07	2,08	2,05	2,08	2,10
		600	2,14	2,26	2,19	2,23	2,23	2,26	2,18	2,19	2,14	2,14	2,16
		700	2,19	2,28	2,25	2,25	2,26	2,28	2,26	2,27	2,25	2,21	2,19
		800	2,23	2,38	2,30	2,26	2,27	2,34	2,36	2,38	2,32	2,23	2,23
		900	2,22	2,43	2,33	2,43	2,39	2,37	2,32	2,39	2,25	2,28	2,22
		1000	2,53	2,69	2,61	2,68	2,63	2,66	2,69	2,55	2,53	2,58	2,56

Tabela B.22. Resultados do ensaio de desgaste (em mm) da Liga 782, TP3, média dos lados superior e inferior do disco.

782 - Média TP 3 (TT) Cima / Baixo com Desvio Padrão												
Distância Percorrida (m)	min	max	Média	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	DP
100	0,98	1,10	1,03	1,00	1,02	0,98	1,01	1,03	1,07	1,08	1,10	0,10
200	1,59	1,69	1,64	1,67	1,62	1,59	1,62	1,62	1,64	1,68	1,69	0,09
300	1,76	1,81	1,79	1,81	1,78	1,76	1,79	1,80	1,77	1,79	1,80	0,04
400	1,92	2,00	1,96	1,97	1,98	1,95	2,00	1,96	1,96	1,92	1,93	0,07
500	2,27	2,34	2,30	2,27	2,28	2,32	2,34	2,30	2,30	2,30	2,32	0,06
600	2,49	2,55	2,51	2,49	2,49	2,53	2,55	2,51	2,49	2,52	2,54	0,06
700	2,57	2,68	2,61	2,59	2,57	2,63	2,68	2,60	2,58	2,62	2,63	0,09
800	2,64	2,77	2,72	2,66	2,64	2,77	2,77	2,77	2,70	2,73	2,74	0,12
900	2,70	2,80	2,75	2,71	2,70	2,78	2,80	2,79	2,72	2,77	2,77	0,09
1000	2,78	2,83	2,80	2,78	2,80	2,80	2,83	2,83	2,79	2,82	2,79	0,04
Média Geral	2,17	2,26	2,21	2,19	2,19	2,21	2,24	2,22	2,20	2,22	2,23	0,07

Tabela B.23. Resultados das médias dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 782.

MG TPs	782	Média TP1	Média TP2	Média TP3	DP 3	DP 2	DP 1	MG DP
1,02	100	1,16	0,88	1,03	0,10	0,13	0,06	0,10
1,74	200	1,89	1,71	1,64	0,09	0,15	0,19	0,14
1,87	300	2,06	1,78	1,79	0,04	0,07	0,07	0,06
2,00	400	2,20	1,86	1,96	0,07	0,06	0,12	0,08
2,22	500	2,42	1,93	2,30	0,06	0,02	0,08	0,06
2,33	600	2,47	1,99	2,51	0,06	0,03	0,10	0,06
2,41	700	2,51	2,11	2,61	0,09	0,05	0,07	0,07
2,50	800	2,55	2,22	2,72	0,12	0,06	0,12	0,10
2,54	900	2,57	2,29	2,75	0,09	0,09	0,15	0,11
2,62	1000	2,72	2,34	2,80	0,04	0,10	0,15	0,10
Média Geral - TT		2,25	1,91	2,21	0,07	0,07	0,11	0,09

Tabela B.24. Resultados dos ensaios de desgaste (em mm) da Liga 782.

Média Geral Liga 782	min	max	Média da Largura da Pista de Desgaste	LP 1	LP 2	LP 3	LP 4	LP 5	LP 6	LP 7	LP 8	Média do DP
TP 3	2,17	2,26	2,21	2,19	2,19	2,21	2,24	2,22	2,20	2,22	2,23	0,07
TP 2	1,87	1,96	1,91	1,90	1,91	1,91	1,89	1,93	1,91	1,91	1,92	0,07
TP 1	2,19	2,32	2,25	2,28	2,25	2,26	2,28	2,31	2,20	2,22	2,24	0,11
Média Geral do Desgaste da Liga 782 Pós TT			2,13	2,12	2,11	2,13	2,13	2,15	2,10	2,12	2,13	0,09

Tabela B.25. Resultados médios dos ensaios de desgaste (em mm) das Ligas 752 e 782 no Pós TT.

Comparação do Desgaste Médio das Ligas - TT				
752		782		Desgaste Médio
MG TPs	m	MG TPs	m	% DM
1,51	100	1,02	100	47,2
1,96	200	1,74	200	12,1
2,20	300	1,87	300	17,4
2,41	400	2,00	400	20,0
2,65	500	2,22	500	19,7
2,83	600	2,33	600	21,6
2,97	700	2,41	700	23,4
3,14	800	2,50	800	25,9
3,27	900	2,54	900	29,1
3,33	1000	2,62	1000	27,2
Média Geral				24,4

Tabela B.26. Resultados médios dos ensaios de Tração da Liga 752 entre TPs no Pós TT.

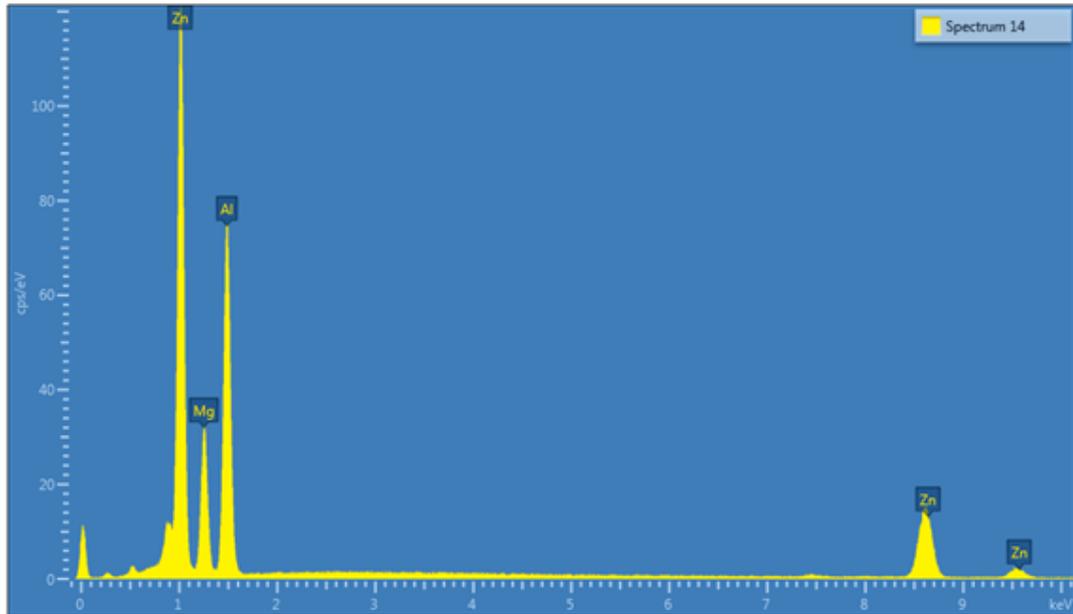
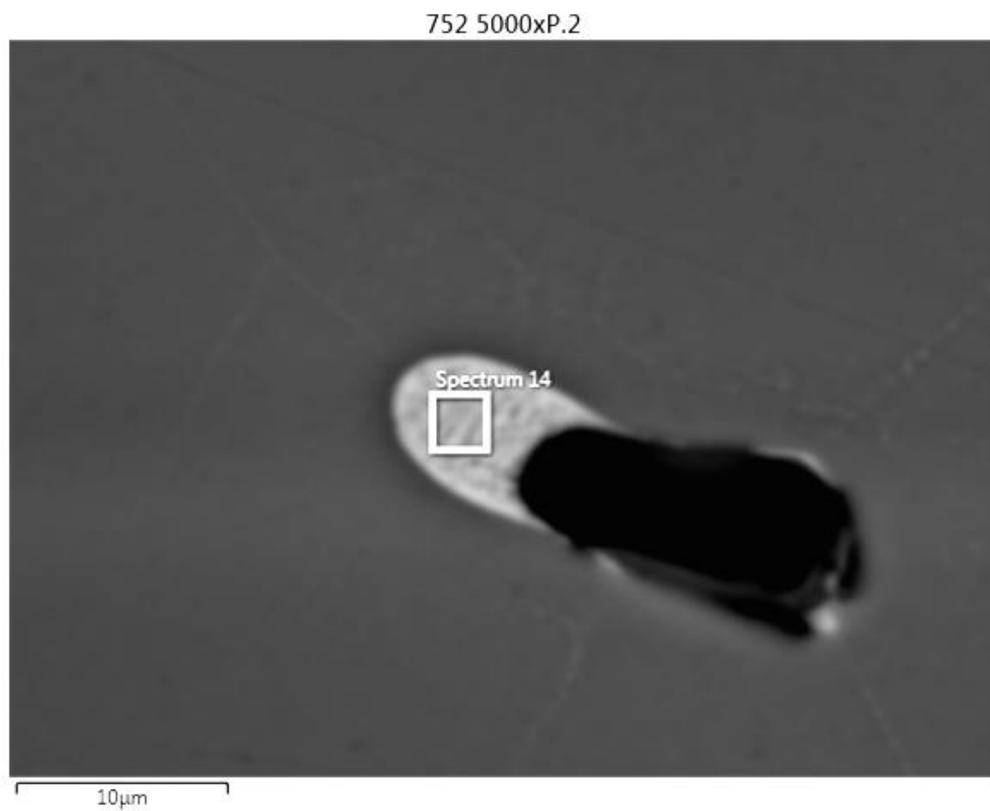
Liga 752 - TT Ensaio de Tração	Unidade	TP 1			TP 2			TP 3			Média da Liga
		A	B	Média	A	B	Média	A	B	Média	
Tensão Máxima	MPa	365,1	0,0	365,1	336,9	357,7	347,3	328,7	346,9	337,8	350,0
Tensão de Ruptura	MPa	363,3	0,0	363,3	333,9	338,5	336,2	318,6	332,8	325,7	341,8
Deformação Total	%	4,8	0,0	4,8	3,4	3,8	3,6	2,3	1,9	2,1	3,5
Lim. Escoamento (0,2%)	MPa	355,1	0,0	355,1	321,5	331,2	326,3	319,3	312,8	316,1	332,5
Alongamento	mm	2,3	0,0	2,3	1,6	1,8	1,7	1,1	0,9	1,0	1,7

Obs.: Não foi possível completar o ensaio de tração da peça TP 1 – B da liga 752, sem resultados na Tabela B.26, na pois esta acabou por se romper logo no início da tração, próximo da cabeça, visto que a mesma tinha em seu interior uma área vazia onde estava alojado o termopar.

Tabela B.27. Resultados médios dos ensaios de tração da Liga 782 entre TPs no Pós TT.

Liga 782 - TT Ensaio de Tração	Unidade	TP 1			TP 2			TP 3			Média da Liga
		A	B	Média	A	B	Média	A	B	Média	
Tensão Máxima	MPa	474,2	485,3	479,8	447,2	458,4	452,8	415,1	403,8	409,5	447,3
Tensão de Ruptura	MPa	455,2	462,6	458,9	445,7	452,3	449,0	384,6	391,7	388,2	432,0
Deformação Total	%	1,9	2,0	2,0	1,7	1,3	1,5	1,2	1,0	1,1	1,5
Lim. Escoamento (0,2%)	MPa	447,4	454,1	450,8	428,5	439,6	434,1	378,2	365,8	372,0	418,9
Alongamento	mm	0,9	1,0	0,9	0,8	0,6	0,7	0,6	0,4	0,5	0,7

Anexo C – MEV - EDS

Figura C.1. EDS do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ em amostra da liga 752.Figura C.2. MEV do intermetálico $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ em amostra da liga 752.

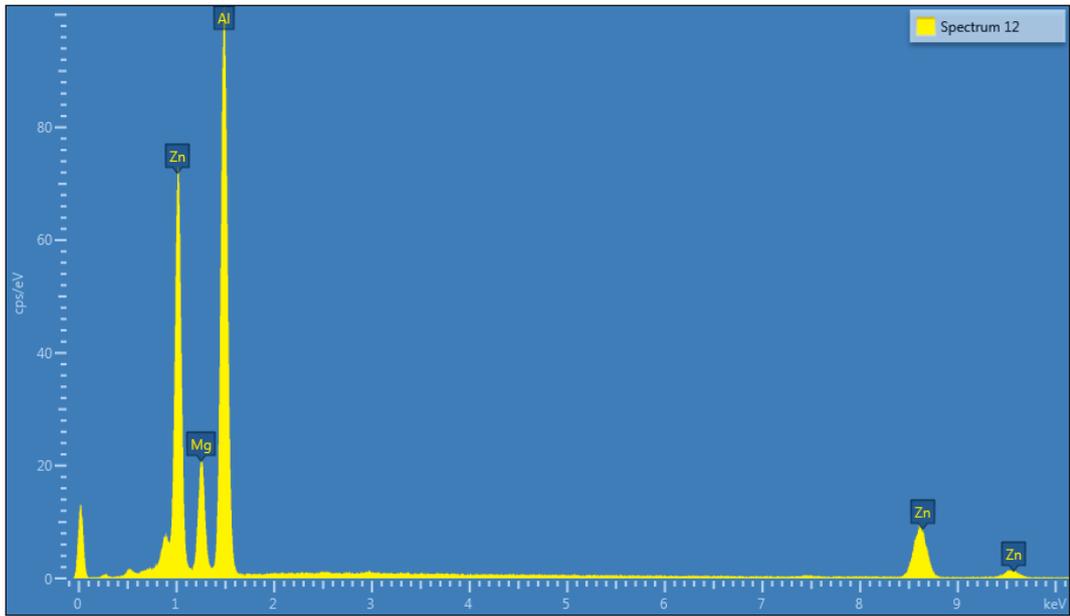


Figura C.3. EDS do intermetálico Al_2Zn_2Mg em amostra da liga 752.

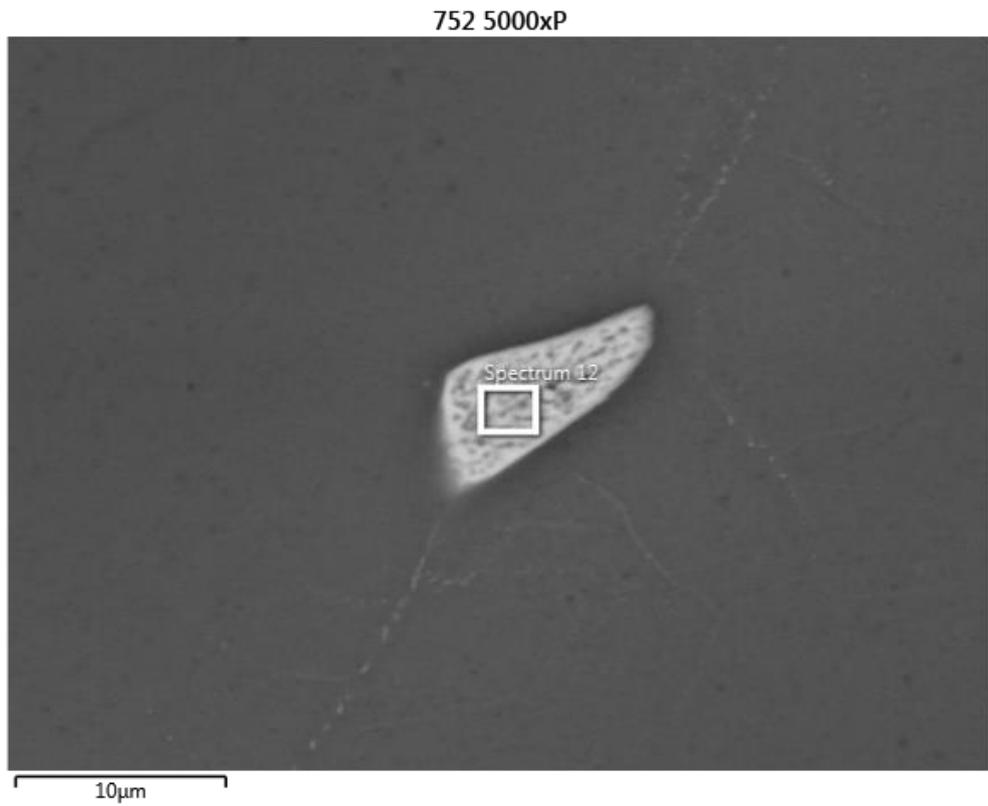


Figura C.4. MEV do intermetálico Al_2Zn_2Mg em amostra da liga 752.

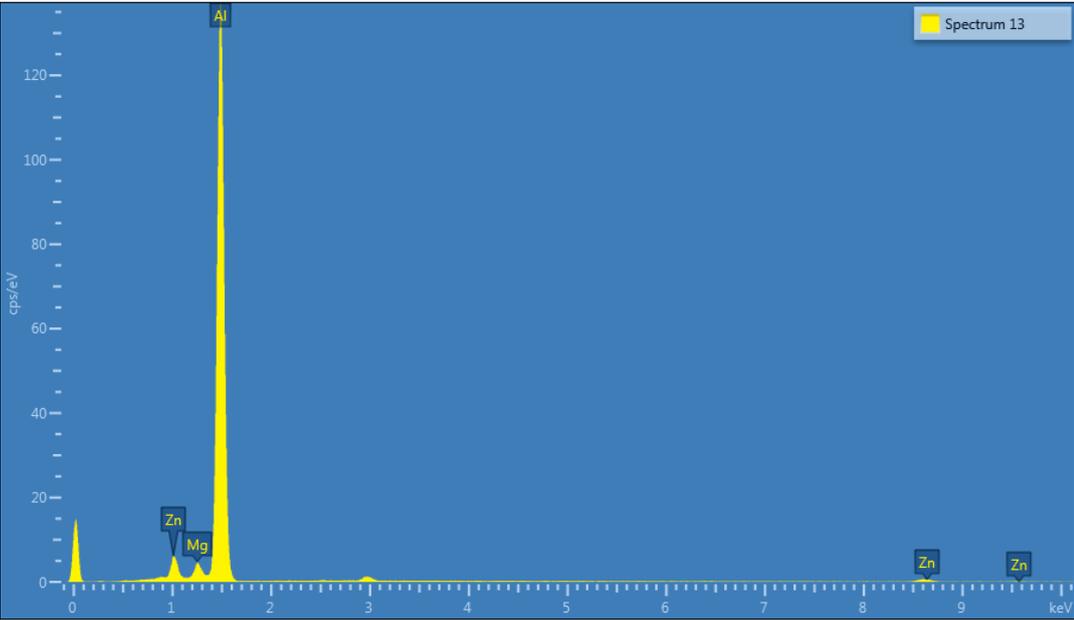


Figura C.5. EDS da matriz (Al- α) em amostra da liga 752.

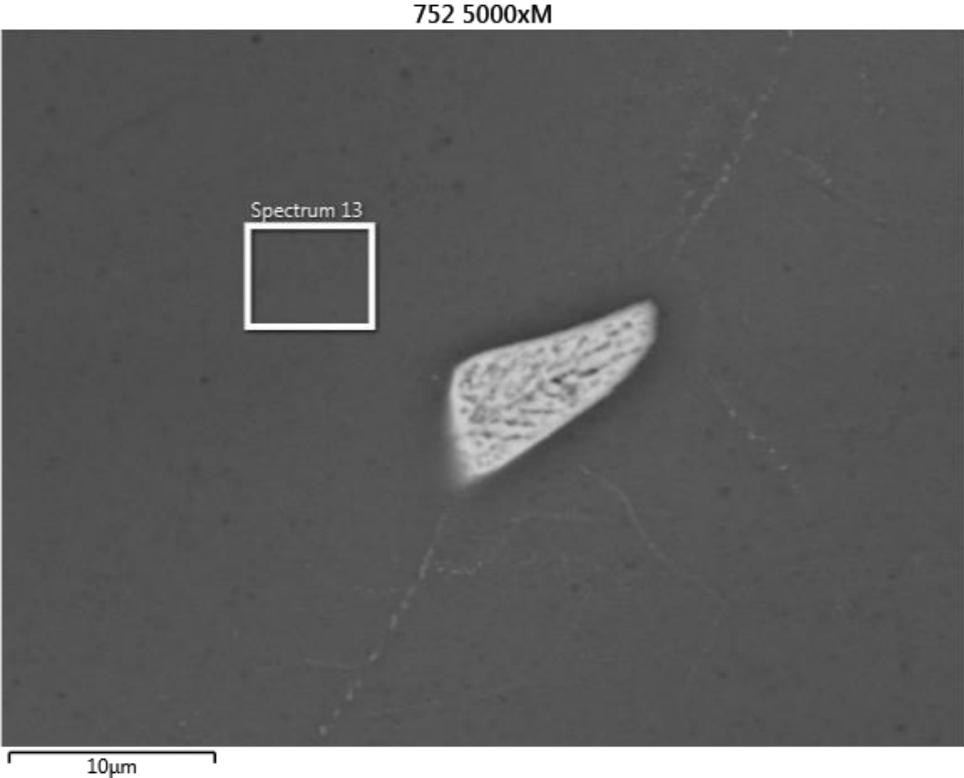


Figura C.6. MEV da matriz (Al- α) em amostra da liga 752.

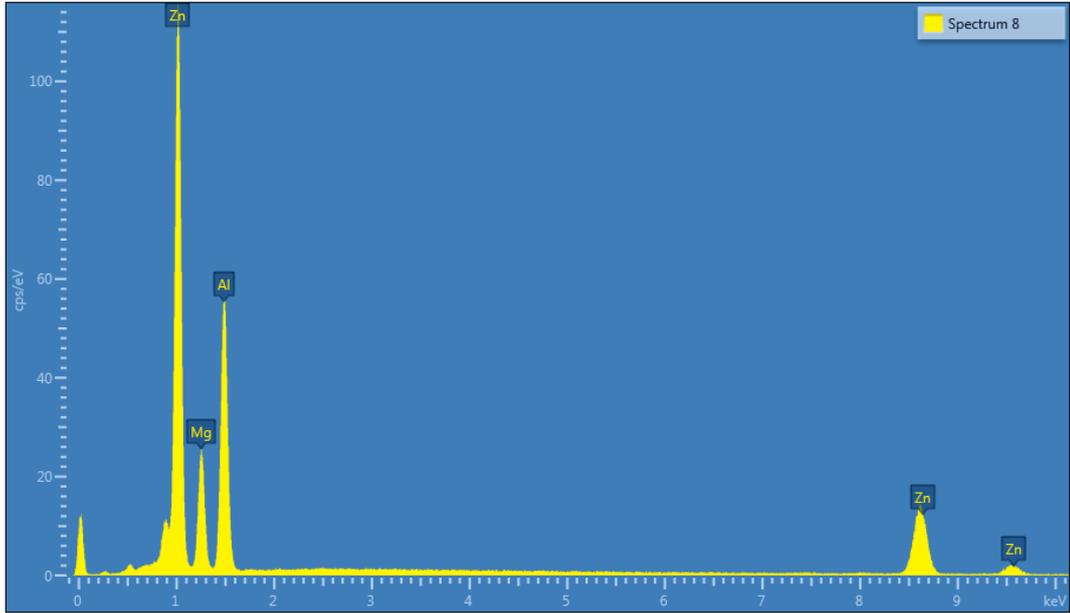


Figura C.7. EDS do intermetálico $Al_2Zn_3Mg_3$ em amostra da liga 782.

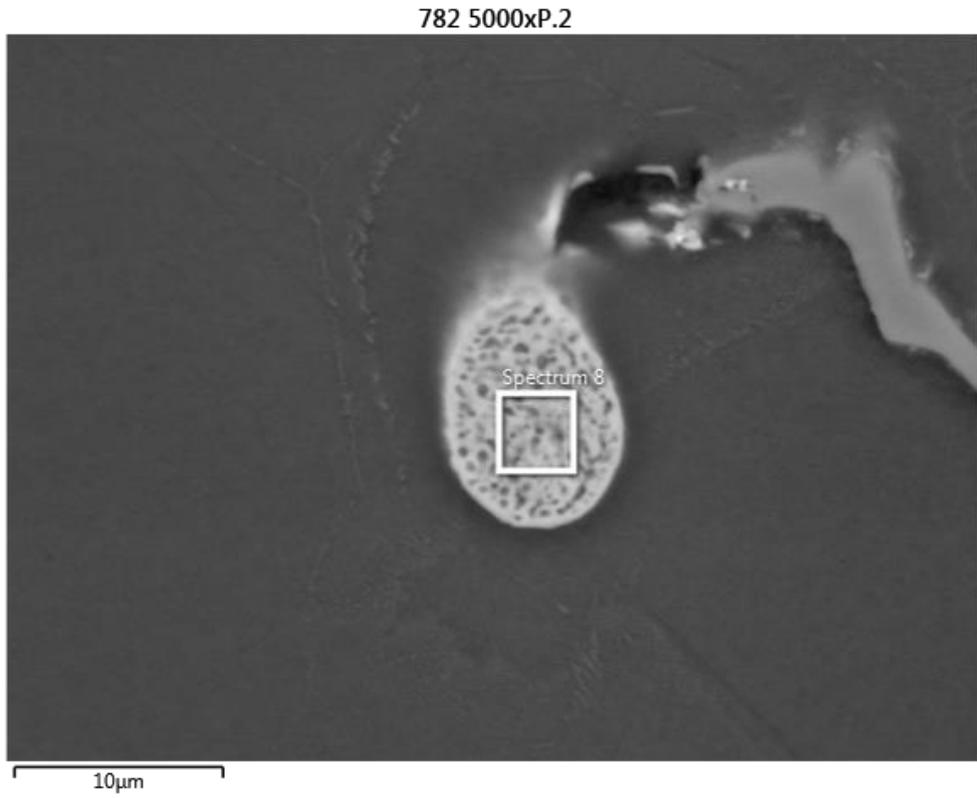


Figura C.8. MEV do intermetálico $Al_2Zn_3Mg_3$ em amostra da liga 782.

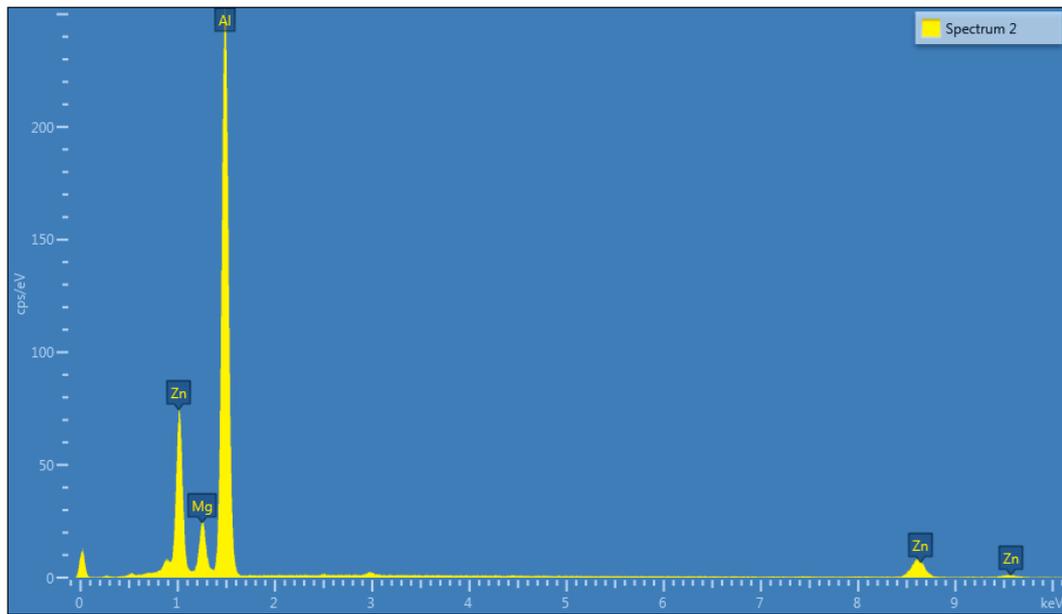


Figura C.9. EDS do intermetálico $\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 782.

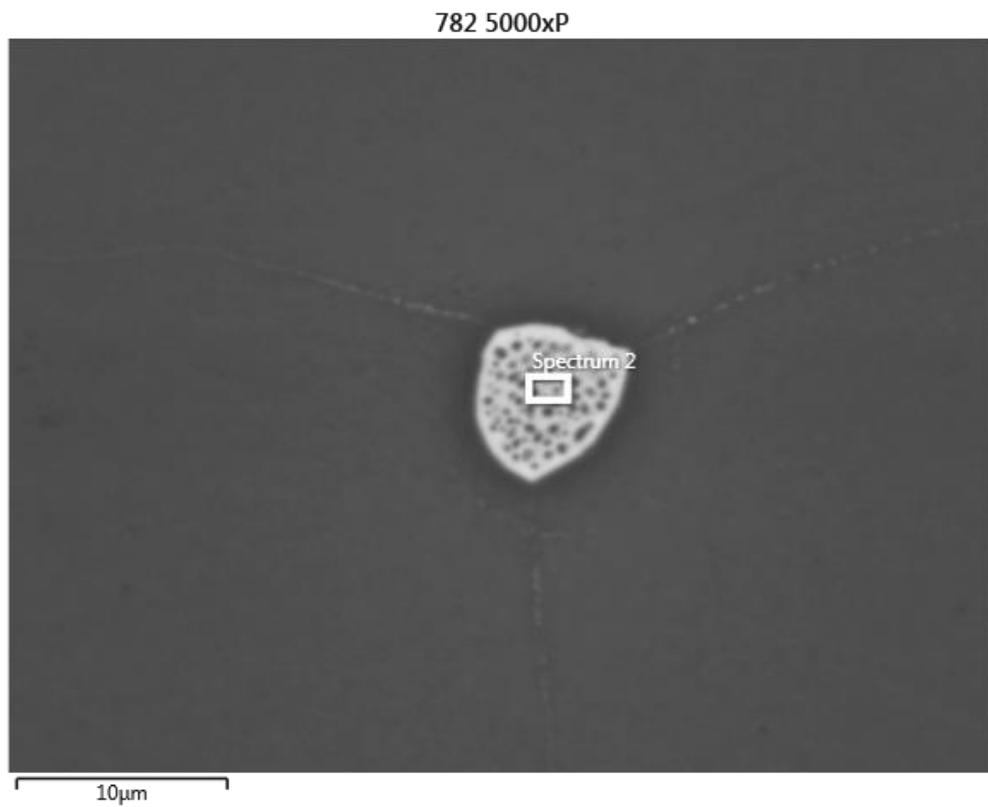


Figura C.10. MEV do intermetálico $\text{Al}_4\text{Zn}_2\text{Mg}$ em amostra da liga 782.

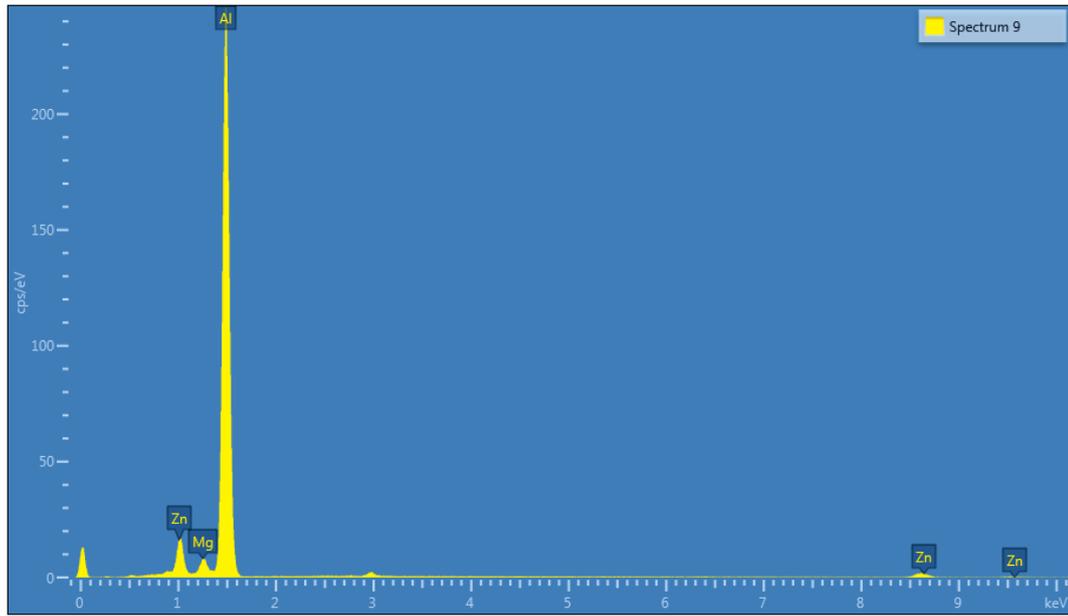


Figura C.11. EDS da matriz (Al- α) em amostra da liga 782.



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pro-Reitoria Acadêmica
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - 3ª andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: proacad@pucrs.br
Site: www.pucrs.br/proacad