

KAÍSA BORTONE SALLES COUTO

**HOMOGENEIZAÇÃO E TRABALHABILIDADE
A QUENTE DA LIGA AA6063**

Dissertação apresentada à
Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia

CONSULTA
FD-3391

São Paulo

2003

OK



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA
TERMO DE JULGAMENTO
DE
DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Aos 15 dias do mês de maio de 2003, às 09:00 horas, no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, presente a Comissão Julgadora, integrada pelos Senhores Professores Doutores Hélio Goldenstein, orientador da candidata, Ronald Lesley Plaut e Marcelo Gonçalves, iniciou-se a Defesa de Dissertação de Mestrado do(a) Sr(a) **KAÍSA BORTONE SALLES COUTO**.

Título da Dissertação: "HOMOGENEIZAÇÃO E TRABALHABILIDADE A QUENTE DA LIGA AA6063"

Concluída a argüição, procedeu-se ao julgamento na forma regulamentar, tendo a Comissão Julgadora considerado o(a) candidato(a):

Prof.Dr. Hélio Goldenstein.....(Aprovado)

Prof.Dr. Ronald Lesley Plaut.....(")

Prof.Dr. Marcelo Gonçalves(Aprovado)

Para constar, é lavrado o presente termo, que vai assinado pela Comissão Julgadora e pela Secretária de Pós-Graduação.

São Paulo, 15 de maio de 2003.
A COMISSÃO JULGADORA

[Handwritten signatures of Hélio Goldenstein, Ronald Lesley Plaut, and Marcelo Gonçalves]

Secretária: Elisabete Ap^a F.S.Ramos *[Handwritten signature]*
Obs: Resolução 4476, de 17.09.1997 - Altera dispositivos do Regimento Geral da USP Art.109 - Imediatamente após o encerramento da argüição da dissertação ou da tese cada examinador expressará seu julgamento em sessão secreta, considerando o candidato aprovado ou reprovado.

Homologado pela C.P.G. em reunião realizada 19/05/03.

221 p.

*DA/EP
68416
506060*

KAÍSA BORTONE SALLES COUTO

**HOMOGENEIZAÇÃO E TRABALHABILIDADE
A QUENTE DA LIGA AA6063**

Dissertação apresentada à
Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia Metalúrgica

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Helio Goldenstein

São Paulo

2003

SYSNO: 1324402
20/08/03

DEDALUS - Acervo - EPBC



31200032183

BC

Universidade de São Paulo
Biblioteca da Escola Politécnica

FD- 3391

FICHA CATALOGRÁFICA

Couto, Kaísa Bortone Salles
Homogeneização e trabalhabilidade a quente da liga AA6063
/ Kaísa Bortone Salles Couto. -- São Paulo, 2003.
xx, 221 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade
de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais.

1.Ligas metálicas 2.Alumínio I.Universidade de São Paulo.
Escola Politécnica Departamento de Engenharia Metalúrgica e
de Materiais II.t.

*A meus pais Walter e Maria Luzia,
pelo amor incondicional.*

*A meu marido Gustavo,
luz da minha vida.*

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Marcelo Gonçalves, por todo o aprendizado, por ser mestre e grande amigo. Obrigada pela orientação e dedicação a este trabalho, pela paciência, pelo constante incentivo e, sobretudo, por me fazer acreditar nesta conquista.

Ao Prof. Dr. Helio Goldenstein, pelas valiosas discussões e sugestões ao desenvolvimento deste trabalho.

À CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, pela concessão de bolsa de mestrado.

À Divisão de Metalurgia do IPT - Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, por todo apoio na realização do trabalho experimental.

Aos grandes amigos Daniel, Marcelo e Thomas, pela convivência muito especial, pelo caminhar juntos repleto de alegria.

À Gisele, toda a minha gratidão; por nossa amizade, pela ajuda constante, incessante, sem a qual jamais teria conseguido concluir este trabalho.

Aos funcionários do IPT Sandra, Marcos, Hippert, Luizinho, Johnny e Mané, pela amizade, por estarem sempre dispostos a ajudar, por ajudarem sempre.

Ao pessoal administrativo da Divisão de Metalurgia Marina, Lilian, Elaine, Rita e Helen, pelas palavras de ânimo e por toda a colaboração.

Aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Material da Universidade de São Paulo.

Ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima e à Marilene, do Laboratório de Difração de Raios-X e à Reynaldo e Felipe do Laboratório de Metrologia do IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pelas análises e medições realizadas.

Ao Willian, do Departamento de Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Lehigh, pelos ensaios de tração.

Finalmente, quero expressar a minha mais profunda gratidão ao Guto, meu marido, à Karina e ao Junior, meus irmãos, aos meus pais Walter e Maria Luzia, pelo imenso amor e carinho, por toda força e compreensão, por serem tudo de mais especial na minha vida.

À fé que tenho a Deus.

*“Qualquer coisa que você possa fazer,
ou sonha que possa fazer,
comece a fazê-la.
A ousadia tem em si genialidade,
força e magia.”*

Goethe

Errata

- p. viii “Figura I.9 – ...fundição (18).”, lê-se: “Figura I.9 – ...fundição (17).”.
- p. xi e 100 “Figuras IV.24 – Al 6063; precipitado presente...”, lê-se: “Figura IV.24 – Al 6063; precipitados presentes...”.
- p. xiv, xv, 140 e 141...Nas legendas das figuras IV.70-IV.73, “Curvas tensão média medida x deformação...”, lê-se: “Curvas tensão média x deformação...”.
- p.xvii e 178 “Figura V.2 – Curvas...trabalhos das ref. 32 e 33 ($\dot{\epsilon}_n = 10s^{-1}$).”, lê-se: “Figura V.2 – Curvas trabalhos das ref. 34 e 35 ($\dot{\epsilon}_n = 10s^{-1}$).”.
- p.xvii e 187 “Figura V.3 – ...da deformação...”, lê-se: “Figura V.3 – ...da tensão...”.
- p. xvii “Figura V.4 – ...da deformação. Ensaios de compressão e torção a quente.”, lê-se: “Figura V.4 – ...da tensão. Ensaios de torção a quente e ensaios de compressão deste trabalho.”.
- p. xx “From hot compression test...”, lê-se: “From hot tensile test...”.
- p. 47 “...determinou-se um valor de α igual a 0,035.”, lê-se : “..determinou-se um valor de α igual a 0,035 MPa⁻¹.”.
- p. 70 “Em estudos da literatura (17, 36, 39, 43, 45, 52, 54, 55, 56, 61)...”, lê-se: “Em estudos da literatura (17, 36, 39, 43, 52, 54, 55, 56, 61, 65)...”.
- p. 122 “d = 2247”, lê-se: “d = 2,247”.
- p. 156 e 157 Acrescentar no final da legenda de cada figura: “Ensaios de compressão.”.
- p. 173 “Figura V.1 – ...da liga 6061.”, lê-se: “Figura V.1 – ...da liga 6061 (1).”.
- p. 186 “...As referências 45, 52 e 55...”, lê-se: “...As referências 52, 55 e 65...”.
- p. 188 “Figura V.4 – ...da deformação...”, lê-se: “Figura V.4 – ...da tensão...”.
- p. 189 Substituir o número 45 indicado na primeira coluna da Tabela V.2, pelo 65.
- p. 190 “...nas referências 17, 36, 39, 43, 45, 52 e 61 foram...”, lê-se: “...nas referências 17, 36, 39, 43, 52, 61 e 65 foram...”.
- p. 203 Acrescentar: “65 - H. J. McQueen e M. J. Lee “Hot Workability of High Strength 6060 Alloy” in “Materials Science Forum”, vol. 331-337, p. 437-442 (2000).”.

Sugestões para Trabalhos Futuros

- Análise com micro-sonda eletrônica do efeito da homogeneização na microsegregação oriunda da solidificação dos tarugos DC da liga AA6063.
- Caracterização microestrutural das partículas nanométricas da fase Mg_2Si , presentes nas microestruturas das amostras estudadas, através de microscopia eletrônica de transmissão.
- Análises quantitativas para determinação da fração volumétrica das partículas de segunda fase, especialmente, $AlFeSi$, presentes nas microestruturas das amostras estudadas.
- Estudo dos mecanismos de fratura operantes nos ensaios de tração a quente, mediante análise fratográfica dos corpos de prova fraturados.
- Estudo das práticas de extrusão visando correlacionar o efeito dos parâmetros de deformação utilizados nos ensaios experimentais (tração e compressão a quente) e aqueles adotados usualmente na prática industrial (nas operações de extrusão) sobre a ductilidade e a tensão de deformação da liga AA6063.
- Estudo das práticas de extrusão visando determinar a influência do fator de forma na extrudabilidade da liga AA6063.

Sumário

	<i>Página</i>
I Revisão Bibliográfica	1
I.1 Alumínio Generalidades	1
I.2 Diagrama de Fases Al-Mg-Si e a Liga 6063	4
I.3 Lingotamento DC	12
I.3.1 Processo de lingotamento DC vertical	13
I.3.2 Variáveis do lingotamento	15
I.3.3 Características estruturais do lingote DC	16
I.3.4 Novas tecnologias de lingotamento	22
I.4 Homogeneização das Ligas Al-Mg-Si	23
I.4.1 Tempo de homogeneização	25
I.4.2 Temperatura de homogeneização	26
I.4.3 O aquecimento na homogeneização	29
I.4.4 O resfriamento na homogeneização e as partículas de Mg ₂ Si	30
I.4.5 As partículas de AlFeSi	32
I.5 Trabalhabilidade a Quente	35
I.5.1 Ensaio de tração – Avaliação da ductilidade	36
I.5.2 Ensaio de compressão – Determinação da tensão de deformação	39
I.5.3 Equações constitutivas de trabalho a quente	43
II Objetivo do Trabalho	49

	<i>Página</i>
III Procedimento Experimental	50
III.1 Material Usado	50
III.2 Tratamentos Térmicos de Homogeneização	50
III.3 Identificação das Amostras – Nomenclatura	54
III.4 Preparação Metalográfica	54
III.5 Caracterização Microestrutural	55
III.5.1 Microscopias óptica e eletrônica de varredura	55
III.5.2 Difração de raios-X	56
III.6 Análise Térmica – DSC	57
III.7 Ensaio Mecânicos	58
III.7.1 Ensaio de tração a quente / série IPT	59
III.7.2 Ensaio de tração a quente / série Lehigh	64
III.7.3 Ensaio de compressão a quente	68
IV Apresentação dos Resultados	78
IV.1 Características Microestruturais	78
IV.1.1 Micrografias ópticas	78
IV.1.2 Micrografias eletrônicas de varredura e espectros de EDS/MEV	91
IV.1.3 Difractogramas de raios-X	118
IV.2 Ensaio de DSC	119
IV.3 Ensaio de Tração a Quente	131
IV.3.1 Ensaio de tração – Série IPT	131
IV.3.2 Ensaio de tração – Série Lehigh	133
IV.4 Ensaio de Compressão a Quente	133

	<i>Página</i>
V Discussão dos Resultados	158
V.1 Características Microestruturais	158
V.2 Ensaio de Tração a Quente	167
V.3 Ensaio de Compressão a Quente	181
VI Conclusões	193
VII Referências Bibliográficas	197
Apêndice – Informações referentes aos ensaios de compressão. Correções realizadas para obtenção das curvas tensão x deformação sob condições de taxa de deformação e temperatura de ensaio constantes.	204

Lista de Figuras

	<i>Página</i>
<i>Figura I.1</i> – Principais elementos de liga das ligas de alumínio (4).	2
<i>Figura I.2</i> – Projeção liquidus do sistema Al-Mg-Si. (a) valores em % atômica (8) e (b) valores em % em peso (9).	5
<i>Figura I.3</i> – Diagrama de fases (Al)-Mg ₂ Si (10).	7
<i>Figura I.4</i> – Projeção solidus de uma parte do sistema Al-Mg-Si (9).	11
<i>Figura I.5</i> – Limites de solubilidade sólida de uma parte do sistema Al-Mg-Si (9).	11
<i>Figura I.6</i> – Processo de lingotamento DC vertical (14).	14
<i>Figura I.7</i> – Seções transversais de lingotes DC da liga 6063. (a) sem a utilização de refinador de grão e (b) com a utilização de refinador de grão (1).	17
<i>Figura I.8</i> – Variação da concentração de Cu ao longo da seção transversal de um lingote DC da liga 2124 na condição bruta de fundição (1).	19
<i>Figura I.9</i> – Micrografia óptica (liga 6063) e análise via micro-sonda eletrônica, mostrando microsegregação de Mg nas células dendríticas da estrutura bruta de fundição (18).	20
<i>Figura I.10</i> – Micrografia óptica (liga 6063) e análise via micro-sonda eletrônica, mostrando composição uniforme de Mg após homogeneização (17).	21
<i>Figuras I.11</i> – Micrografias ópticas da liga 6060 - 1% Mg ₂ Si. (a) estrutura bruta de fundição e (b) homogeneização por 3h a 540°C + 8h a 600°C. 525X (10).	25
<i>Figura I.12</i> – Liga 6063, formação de eutéticos em contornos de grão. (a) homogeneização por 24h a 630°C e (b) homogeneização por 24h a 630°C + 24h a 540°C. Ataque Segol. 100X (31).	28

	<i>Página</i>
<i>Figura I.13 – (a) Cones de deformação restrita formados devido ao atrito durante ensaio de compressão. (b) Curvas carga-deformação para ensaios de compressão com valores diferentes de D_0/H_0 (44).</i>	41
<i>Figura III.1 – Curva temperatura x tempo de tratamento. Amostra aquecida a 585°C e resfriada ao ar.</i>	53
<i>Figura III.2 – Desenho esquemático. Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração da série IPT.</i>	59
<i>Figura III.3 – Máquina MTS Sintech 30/D - equipamento utilizado nos ensaios de tração da série IPT.</i>	60
<i>Figura III.4 – Curvas temperatura x tempo de aquecimento / série IPT. (a) antes da otimização da temperatura nas três resistências do forno; (b) após a otimização da temperatura.</i>	62
<i>Figura III.5 – Curvas temperatura x tempo de ensaio / série IPT. CP referente a condição BF; ensaio realizado a 500°C (temperatura nominal).</i>	63
<i>Figura III.6 – Máquina Gleeble - equipamento utilizado nos ensaios de tração da série Lehigh.</i>	65
<i>Figura III.7 – Curvas temperatura x tempo de ensaio / série Lehigh. (a) aquecimento de um CP da condição 2H; (b) temperatura do CP durante o ensaio propriamente dito.</i>	66
<i>Figura III.8 – Desenho esquemático. Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração da série Lehigh.</i>	68
<i>Figura III.9 – Máquina MTS Sintech 30/D - equipamento utilizado nos ensaios de compressão.</i>	69
<i>Figura III.10 – Curva temperatura x tempo. Ensaio de compressão iniciado após 2 minutos e 10 segundos de aquecimento. Corpo de prova da condição 2A.</i>	71

	<i>Página</i>
<i>Figura III.11</i> – Variação da temperatura em função do tempo de ensaio. Ensaios de compressão realizados em corpos de prova da condição 2A.	71
<i>Figura III.12</i> – Variação da taxa média de deformação em função do tempo de ensaio. CP da condição BF, ensaio de compressão realizado a 300°C (temperatura nominal).	75
<i>Figura IV.1</i> – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.	80
<i>Figura IV.2</i> – (a) Al 6063 - 2A, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).	81
<i>Figura IV.3</i> – Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.	82
<i>Figura IV.4</i> – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.	83
<i>Figura IV.5</i> – Al 6063 - 8A, homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.	84
<i>Figura IV.6</i> – (a) Al 6063 - 550/2A, homogeneização a 550°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).	85
<i>Figura IV.7</i> – (a) Al 6063 - 550/8A, homogeneização a 550°C por 8 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).	86
<i>Figura IV.8</i> – (a) Al 6063 – SC, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C, permanência por 1 hora nesta temperatura e resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).	87
<i>Figura IV.9</i> – Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 - 2A, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).	88

	<i>Página</i>
<i>Figura IV.10</i> – Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 – 2H, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) Detalhe da micrografia (a).	89
<i>Figura IV.11</i> – Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 - 8A, homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar. (b) Detalhe da micrografia (a).	90
<i>Figura IV.12</i> – (a) Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.	92
<i>Figura IV.13</i> – Espectro EDS, matriz de Al da amostra bruta de fundição.	94
<i>Figura IV.14</i> – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição; MEV.	94
<i>Figura IV.15</i> – Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na <i>figura IV.14</i> .	95
<i>Figura IV.16</i> - Espectro EDS, partícula de Mg ₂ Si mostrada na <i>figura IV.14</i> .	95
<i>Figura IV.17</i> – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição; MEV.	96
<i>Figura IV.18</i> – Espectro EDS, partícula de AlFeSi ⁽¹⁾ tipo “escrita chinesa” mostrada na <i>figura IV.17</i> .	96
<i>Figura IV.19</i> – Espectro EDS, partícula de Mg ₂ Si ⁽¹⁾ mostrada na <i>figura IV.17</i> .	97
<i>Figura IV.20</i> – Espectro EDS, partícula de AlFeSi ⁽²⁾ mostrada na <i>figura IV.17</i> .	97
<i>Figura IV.21</i> – Espectro EDS, partícula de Mg ₂ Si ⁽²⁾ mostrada na <i>figura IV.17</i> .	98
<i>Figura IV.22</i> – (a) Al 6063 - 2A; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.	99
<i>Figura IV.23</i> - Espectro EDS, partícula de Mg ₂ Si mostrada na <i>figura IV.22 (b)</i> .	100
<i>Figuras IV.24</i> – Al 6063; precipitado presente na amostra da condição 2A de homogeneização; MEV.	100

	<i>Página</i>
<i>Figura IV.25 – (a) Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.</i>	102
<i>Figura IV.26 – Espectro de EDS, região escura mostrada na figura IV.25b.</i>	103
<i>Figura IV.27 – (a) Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.</i>	104
<i>Figura IV.28 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.27 (b).</i>	105
<i>Figura IV.29 – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno; MEV.</i>	105
<i>Figura IV.30 – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno; MEV.</i>	106
<i>Figura IV.31 – (a) e (b) Detalhes da figura IV.30; MEV.</i>	107
<i>Figura IV.32 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.31 (b).</i>	108
<i>Figura IV.33 - Espectro EDS, partícula de Mg₂Si⁽¹⁾ mostrada na figura IV.31 (b).</i>	108
<i>Figura IV.34 - Espectro EDS, partícula de Mg₂Si⁽²⁾ mostrada na figura IV.31 (b).</i>	109
<i>Figura IV.35 – Al 6063 - 8A; homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar; MEV.</i>	109
<i>Figura IV.36 – Al 6063 - 8A; homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar; MEV.</i>	110
<i>Figura IV.37 – Al 6063; esfeirodização de partículas da amostra 8A; MEV.</i>	110
<i>Figura IV.38 - Espectro EDS, partícula de Mg₂Si mostrada na figura IV.36.</i>	112
<i>Figura IV.39 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽¹⁾ mostrada na figura IV.36.</i>	112
<i>Figura IV.40 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽²⁾ mostrada na figura IV.36.</i>	113
<i>Figura IV.41 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽³⁾ mostrada na figura IV.36.</i>	113

	<i>Página</i>
<i>Figura IV.42</i> – (a) Al 6063 - SC; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C, permanência por 1 hora e resfriamento ao ar; (b) Detalhe de (a); MEV.	114
<i>Figura IV.43</i> - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na <i>figura IV.42b</i> .	115
<i>Figura IV.44</i> - Espectro EDS, partícula de Mg ₂ Si mostrada na <i>figura IV.42b</i> .	115
<i>Figura IV.45</i> – Al 6063 - SC; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C, permanência por 1 hora e resfriamento ao ar; MEV.	116
<i>Figura IV.46</i> – (a) e (b) detalhes da <i>figura IV.45</i> ; MEV.	117
<i>Figura IV.47</i> – Difratoograma da amostra bruta de fundição - BF.	120
<i>Figuras IV.48</i> – Difratoograma da amostra 2A, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar.	120
<i>Figura IV.49</i> – Difratoograma da amostra 2H, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água.	121
<i>Figura IV.50</i> – Difratoograma da amostra 2F, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno.	121
<i>Figura IV.51</i> – Difratoograma da amostra 8A, homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar.	122
<i>Figura IV.52</i> – Difratoograma da amostra homogeneizada com step-cooling, SC.	122
<i>Figura IV.53</i> – Curvas de DSC - amostras das condições 2A, 2H, 2F, 8A, 550/2A e 550/8A.	123
<i>Figura IV.54</i> – Curva de DSC - amostra da condição BF.	124
<i>Figura IV.55</i> – Curva de DSC - amostra da condição 2A.	125
<i>Figura IV.56</i> – Curva de DSC - amostra da condição 2H.	126
<i>Figura IV.57</i> – Curva de DSC - amostra da condição 2F.	127
<i>Figura IV.58</i> – Curva de DSC - amostra da condição 8A.	128

	<i>Página</i>
<i>Figura IV.59</i> – Curva de DSC - amostra da condição 550/2A.	129
<i>Figura IV.60</i> – Curva de DSC - amostra da condição 550/8A.	130
<i>Figura IV. 61</i> – Curvas redução de área x temperatura. Ensaios de tração da série IPT realizados com uma taxa média de deformação inicial de $0,0074s^{-1}$. (a) e (b) escalas de valores de redução de área diferentes.	132
<i>Figura IV. 62</i> – Curvas redução de área x temperatura. Ensaios de tração da série Lehigh realizados com uma taxa média de deformação inicial de $0,83s^{-1}$. (a) e (b) escalas de valores de redução de área diferentes.	134
<i>Figura IV. 63</i> – Curvas redução de área x temperatura de ensaio de tração. Série IPT ($\dot{\epsilon}_i = 0,0074s^{-1}$) e série Lehigh ($\dot{\epsilon}_i = 0,83s^{-1}$).	135
<i>Figura IV.64</i> - Curvas força x deslocamento. Ensaios de compressão da condição BF.	136
<i>Figura IV.65</i> - Curvas força x deslocamento. Ensaios de compressão a $575^{\circ}C$ (temperatura nominal).	136
<i>Figura IV. 66</i> - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão a $300^{\circ}C$ (temperatura nominal).	138
<i>Figura IV. 67</i> - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão a $400^{\circ}C$ (temperatura nominal).	138
<i>Figura IV. 68</i> - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão a $500^{\circ}C$ (temperatura nominal).	139
<i>Figura IV. 69</i> - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão a $575^{\circ}C$ (temperatura nominal).	139
<i>Figura IV. 70</i> - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão da condição BF (linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito).	140

- Figura IV. 71* - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2A (linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito). 140
- Figura IV. 72* - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2H (linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito). 141
- Figura IV. 73* - Curvas tensão média medida x deformação média. Ensaios de compressão da condição 8A (linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito). 141
- Figura IV. 74* - Parâmetro de Zener Hollomon em função da tensão corrigida para o atrito. Determinação da constante beta: (a) condição BF, (b) condição 2A. 143
- Figura IV. 75* - Parâmetro de Zener Hollomon em função da tensão corrigida para o atrito. Determinação da constante beta: (a) condição 2H, (b) condição 8A. 144
- Figura IV. 76* - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição BF (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante). 145
- Figura IV. 77* - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2A (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante). 145
- Figura IV. 78* - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2H (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante). 146

<i>Figura IV. 79</i> - Curvas tensão média x deformação média. Ensaio de compressão da condição 8A (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante).	146
<i>Figura IV. 80</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $300^{\circ}C$, BF.	148
<i>Figura IV. 81</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $300^{\circ}C$, 2A.	148
<i>Figura IV. 82</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $300^{\circ}C$, 2H.	149
<i>Figura IV. 83</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $300^{\circ}C$, 8A.	149
<i>Figura IV. 84</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $400^{\circ}C$, BF.	150
<i>Figura IV. 85</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $400^{\circ}C$, 2A.	150
<i>Figura IV. 86</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $400^{\circ}C$, 2H.	151
<i>Figura IV. 87</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $400^{\circ}C$, 8A.	151
<i>Figura IV. 88</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $500^{\circ}C$, BF.	152
<i>Figura IV. 89</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $500^{\circ}C$, 2A.	152
<i>Figura IV. 90</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $500^{\circ}C$, 2H.	153
<i>Figura IV. 91</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $500^{\circ}C$, 8A.	153
<i>Figura IV. 92</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $575^{\circ}C$, BF.	154
<i>Figura IV. 93</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $575^{\circ}C$, 2A.	154
<i>Figura IV. 94</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $575^{\circ}C$, 2H.	155
<i>Figura IV. 95</i> - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a $575^{\circ}C$, 8A.	155
<i>Figura IV. 96</i> - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $300^{\circ}C$) x deformação média.	156
<i>Figura IV. 97</i> - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $400^{\circ}C$) x deformação média.	156

	<i>Página</i>
<i>Figura IV. 98</i> - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $500^{\circ}C$) x deformação média.	157
<i>Figura IV. 99</i> - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $575^{\circ}C$) x deformação média.	157
<i>Figura V.1</i> – Características de envelhecimento de uma chapa de alumínio da liga 6061 (1).	173
<i>Figura V.2</i> – Curvas redução de área x temperatura de ensaio de tração. Série IPT ($\dot{\epsilon}_t = 0,0074s^{-1}$), série Lehigh ($\dot{\epsilon}_t = 0,83s^{-1}$), trabalhos das ref. 32 e 33 $\dot{\epsilon}_n = 10s^{-1}$).	178
<i>Figura V.3</i> – Parâmetro de Zener-Hollomon em função da deformação. Ensaio de compressão a quente.	187
<i>Figura V.4</i> – Parâmetro de Zener-Hollomon em função da deformação. Ensaio de compressão e torção a quente.	188

Lista de Tabelas

	<i>Página</i>
<i>Tabela I.1</i> – Nomenclatura das ligas de alumínio (1, 4).	3
<i>Tabela I.2</i> – Reações invariantes e univariantes do sistema Al-Mg-Si (8).	6
<i>Tabela I.3</i> – Limites de solubilidade do Mg ₂ Si no alumínio, com e sem Mg em proporções acima da necessária para formação do composto (6).	7
<i>Tabela I.4</i> – Fases presentes nas ligas Al-Mg-Si (6).	8
<i>Tabela I.5</i> – Temperaturas de homogeneização para ligas de alumínio (32).	27
<i>Tabela I.6</i> – Características típicas dos intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi, mencionadas na literatura (29).	34
<i>Tabela III.1</i> – Composição química do tarugo 6063 (valores em % em peso).	50
<i>Tabela III.2</i> – Nomenclatura das condições de homogeneização.	54
<i>Tabela IV.1</i> – Temperaturas de fusão correspondentes aos picos endotérmicos das curvas de DSC. Amostras da liga 6063 submetidas à diferentes condições de homogeneização.	131
<i>Tabela IV.2</i> – Valores de β utilizados na equação de correção 22.	142
<i>Tabela V.1</i> – Nomenclatura das amostras referentes aos trabalhos das ref. 34 e 35.	177
<i>Tabela V.2</i> – Compilação de informações da literatura.	189
<i>Tabela V.3</i> – Tensões de estado estacionário em função da temperatura de deformação.	191
<i>Tabela V.4</i> – Tensões de estado estacionário em função da temperatura de deformação.	192

Resumo

Diversos tratamentos térmicos de homogeneização foram aplicados em lingotes DC comerciais, da liga AA6063, com o intuito de analisar as microestruturas que se desenvolvem durante a homogeneização desses materiais, e quais são seus efeitos sobre a trabalhabilidade a quente.

Utilizando-se microscopias óptica e eletrônica de varredura e difração de raios-X, analisou-se as mudanças microestruturais, em termos de distribuição e morfologia de partículas de 2ª fase, decorrentes dos diversos tratamentos. A trabalhabilidade a quente, medida através da ductilidade a quente e da tensão de deformação em temperaturas elevadas, foi avaliada mediante ensaios de tração e compressão a quente, em amostras selecionadas da liga.

As homogeneizações alteraram a microestrutura e o comportamento a quente da liga 6063. Os tratamentos térmicos realizados em temperatura e tempo mais elevados, provocaram a transformação das partículas indesejáveis do intermetálico β -AlFeSi, presentes na condição bruta de fundição, em partículas arredondadas da fase α -AlFeSi não prejudiciais à extrudabilidade da liga. Além disso, as diferentes condições de resfriamento após homogeneização, modificaram a dispersão das partículas de Mg_2Si .

Através da redução de área de corpos de prova fraturados em tração, verificou-se que as mudanças microestruturais não apenas permitiram o aumento da ductilidade do material, como também aumentaram a temperatura a partir da qual a degradação desta propriedade foi observada. Através de ensaios de compressão a quente, determinou-se as curvas tensão x deformação da liga 6063. Assim, foi possível a caracterização da trabalhabilidade a quente desta liga tão importante para a indústria de extrusão.

Abstract

Several homogenization heat treatments were applied to DC ingots of alloy 6063. Microstructural as well as hot workability analysis as a function of the homogenization treatments were studied. For that purpose optical microscopy, SEM and X-ray diffraction techniques were used so that microstructures could be assessed in terms of 2nd phase particles distribution. Hot workability was studied by means of hot tensile and hot compression tests for selected heat treated samples.

Results showed that homogenization caused changes on both microstructural and hot workability behavior of alloy 6063.

Homogenization under high temperature and long times resulted in full transformation of β -AlFeSi intermetallics into α AlFeSi which is beneficial to the workability of the alloy studied. Also, it was noticed that cooling mode after homogenization changed the Mg₂Si distribution in the Al matrix.

From hot compression tests it was observed that microstructural changes due to homogenization resulted in better hot ductility of the alloy studied. Hot compression testing was used to characterize the flow stress behavior of the alloy in hot deformation conditions.

I REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 ALUMÍNIO - GENERALIDADES

O alumínio é o metal estrutural mais abundante na crosta terrestre e, portanto, a sua intensa utilização é bastante atraente. Este metal permaneceu, todavia, como uma rara e cara curiosidade até 1886, quando descobertas independentes de Heroult na França e de Hall nos EUA resultaram no método de extração eletrolítica que tornou viável a extração econômica do alumínio a partir de seu minério, a bauxita (1, 2).

Dadas as suas excelentes propriedades de engenharia, o alumínio vem se tornando um metal que pode ser empregado numa vasta gama de aplicações, desde a construção civil até em sofisticados veículos aeroespaciais.

Conjugada a essa excelente combinação de propriedades mecânicas e físicas, está também a sua ótima capacidade para reciclagem. De fato, dentre os metais existentes, o alumínio é o material com maior vocação para reciclagem, englobando, além dos significativos valores de preservação ambiental, os valores econômicos desta capacidade: economia de 95% de energia em relação às ligas ferrosas, refusão infinita e, após reciclado, utilização como matéria-prima para o mesmo produto (3).

Elementos de liga são geralmente adicionados ao alumínio para aumentar sua resistência mecânica, embora melhorias de outras propriedades sejam também importantes. As duas maneiras mais comuns de se aumentar a resistência do alumínio são:

- dissolver elementos de liga em solução sólida e fazê-los precipitar como partículas finas → ligas endurecíveis por precipitação ou ligas tratáveis termicamente.

- adicionar elementos de liga (em solução ou não) e deformar a frio → ligas endurecíveis por deformação ou ligas não tratáveis termicamente.

Os elementos de liga que formam as principais ligas comerciais de alumínio são apresentados na *figura 1.1* (4).

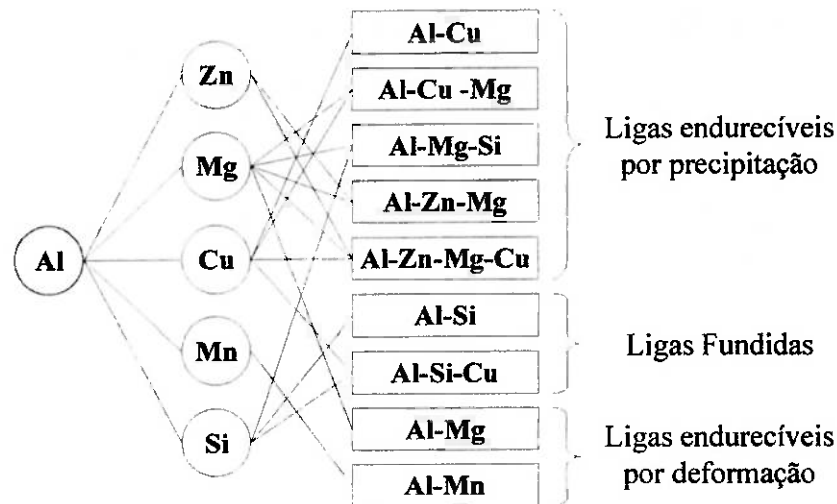


Figura 1.1 – Principais elementos de liga das ligas de alumínio (4).

As ligas de alumínio ainda são divididas em duas categorias: ligas trabalháveis e ligas para fundição, cuja nomenclatura, de acordo com o “IADS – International Alloy Designation System” ou Sistema Internacional de Designação de Ligas, é apresentada na *tabela 1.1* (1, 4).

A primeira liga tratável termicamente foi baseada no sistema Al-Cu e as ligas de alumínio trabalháveis, tendo Cu como elemento principal, são designadas de ligas da série 2XXX. A segunda classe de ligas de alumínio endurecidas por precipitação, desenvolvidas para utilização comercial, continha Mg e Si como principais elementos de liga e são designadas de ligas da série 6XXX (5). Embora não sejam tão resistentes

quanto as ligas da série 2XXX, as ligas da série 6XXX apresentam boas conformabilidade, soldabilidade, usinabilidade, resistência à corrosão e imunidade a trincamento atribuível à corrosão sob tensão, apresentando, ainda, média resistência mecânica (1, 3, 4, 6).

Tabela I.1 – Nomenclatura das ligas de alumínio (1, 4).

Ligas trabalháveis série 4 dígitos	Ligas para fundição série 3 dígitos	Teor de alumínio ou elemento de liga principal
1XXX	1XX	99,00% mínimo
2XXX	2XX	Cu
3XXX	-	Mn
-	3XX	Si-Mg, Si-Cu, Si-Cu-Mg
4XXX	4XX	Si
5XXX	5XX	Mg
6XXX	6XX	Mg-Si
7XXX	7XX	Zn
8XXX	8XX	outros
9XXX	9XX	não usado

As ligas 6XXX podem ser trabalhadas em uma grande quantidade de formas e são extensivamente usadas nas indústrias de transporte e construção civil. Seu baixo custo e interessante combinação de propriedades, em alguns casos, tem feito dessas ligas uma atraente substituição ao aço em aplicações automotivas. Algumas ligas da série 6XXX que apresentam excelente combinação de resistência e condutividade elétrica têm virtualmente substituído o cobre em linhas de transmissão (5, 6).

Aproximadamente 80% das ligas de alumínio da série 6XXX são utilizadas em aplicações de extrusão. Essas ligas apresentam as melhores propriedades técnicas e econômicas para este tipo de aplicação, ou seja, altas trabalhabilidade e velocidade de

extrusão, simplicidade de tratamento térmico, características mecânicas satisfatórias, bom acabamento superficial, boa resistência a corrosão e fácil soldabilidade. Dentre as diversas ligas da série 6XXX, destaca-se a liga 6063, a mais conhecida e de maior utilização na produção de extrudados de alumínio (1, 2, 3, 5).

I.2 DIAGRAMA DE FASES Al-Mg-Si E A LIGA 6063

Apesar dos lingotes comerciais não serem produzidos em condições de equilíbrio, os diagramas de equilíbrio, ou também chamados diagramas de fases, permitem uma importante avaliação das microestruturas dos materiais, contribuindo na determinação de procedimentos de tratamentos térmicos subsequentes que propiciem alterações microestruturais benéficas à transformação mecânica dos lingotes, bem como, às propriedades mecânicas dos produtos semi-acabados. O conhecimento das relações entre a constituição das ligas e suas estruturas e propriedades fazem do diagrama de fases um guia fundamental no controle dos processos metalúrgicos (7).

A *figura I.2* apresenta a projeção liquidus do diagrama de equilíbrio Al-Mg-Si. Pode-se constatar que este sistema ternário apresenta quatro reações eutéticas invariantes e duas reações peritéticas invariantes. As coordenadas dos pontos invariantes e univariantes, bem como, as respectivas reações, são apresentadas na *tabela I.2* (8).

Como em qualquer liga do grupo 6XXX, Mg e Si são os elementos mais importantes e respondem pela formação do intermetálico que endurece a matriz de alumínio, Mg_2Si . Não existe composto ternário neste sistema, formado por Al-Mg-Si, de modo que o composto binário Mg_2Si aparece como uma fase distinta na estrutura das ligas ternárias.

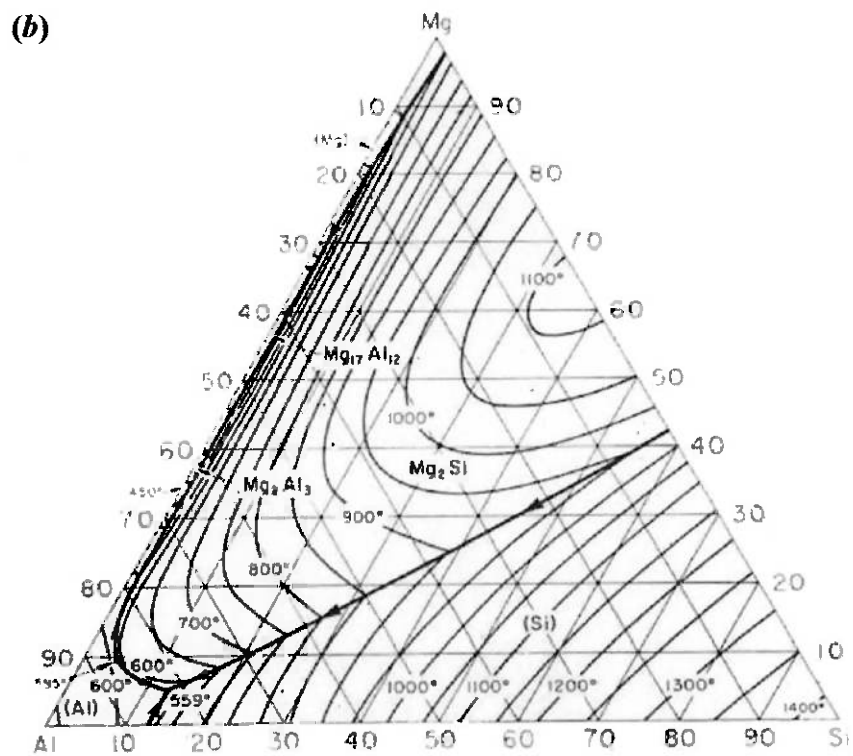
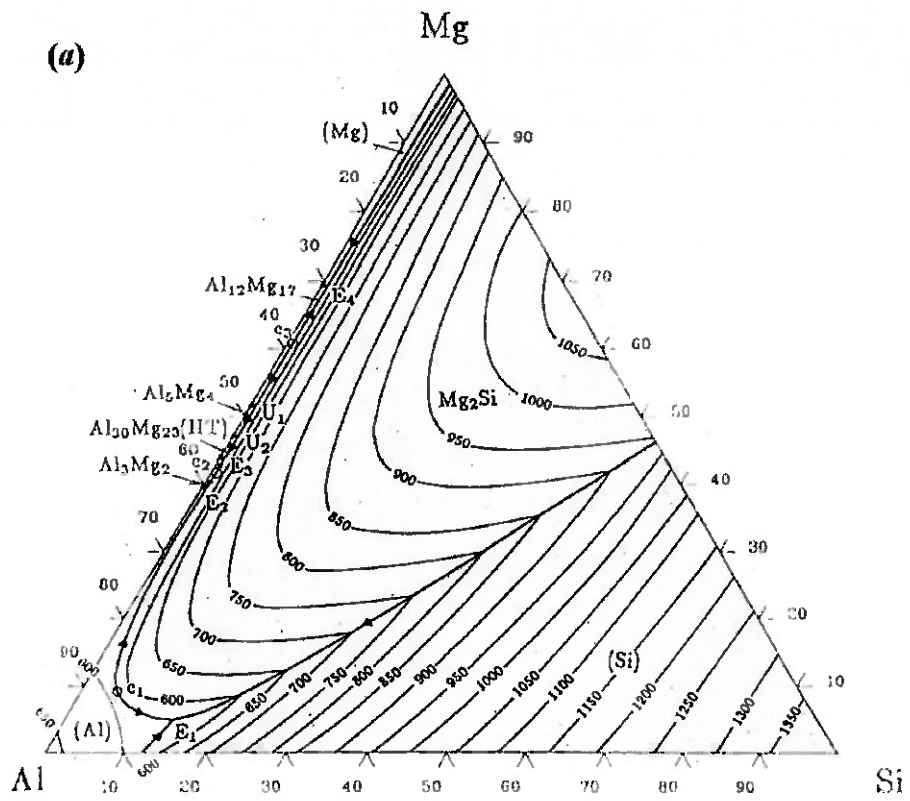


Figura I.2 – Projeção liquidus do sistema Al-Mg-Si.

(a) valores em % atômica (8) e (b) valores em % em peso (9).

O Mg_2Si forma sistemas quasi-binários com o alumínio, com a fase Mg_2Al_3 e com a fase $Mg_{17}Al_{12}$ (8, 9).

No sistema quasi-binário, formado pelo alumínio e Mg_2Si , os dois constituintes formam um eutético a $595^\circ C$ (reação e_1 na *figura 1.2a*). A composição do líquido eutético é 8,15% de Mg e 4,75% de Si, em equilíbrio com a solução sólida de alumínio contendo 1,13% de Mg e 0,67% de Si ($\sim 1,85\%$ de Mg_2Si), valores em porcentagem em peso. Os sistemas parcialmente ternários apresentam reações eutéticas invariantes. O alumínio, silício e Mg_2Si formam um eutético ternário a $550^\circ C$ (8), $555^\circ C$ (4) (reação E_1 na *figura 1.2a*), enquanto o alumínio, Mg_2Si e Mg_2Al_3 formam outro eutético ternário (reação E_2 na *figura 1.2a*), com solidificação ocorrendo a $444^\circ C$ (8), $450^\circ C$ (4).

Tabela 1.2 – Reações invariantes e univariantes do sistema Al-Mg-Si (8).

Reação	Temperatura ($^\circ C$)
$e_1: L \leftrightarrow \alpha (Al) + Mg_2Si$	595 (início)
$e_2: L \leftrightarrow Mg_2Al_3 + Mg_2Si$	--
$e_3: L \leftrightarrow Mg_{17}Al_{12} + Mg_2Si$	--
$E_1: L \leftrightarrow \alpha (Al) + Mg_2Si + Si$	550
$E_2: L \leftrightarrow \alpha (Al) + Mg_2Al_3 + Mg_2Si$	444
$E_3: L \leftrightarrow Mg_2Al_3 + Al_{30}Mg_{23}(HT) + Mg_2Si$	445
$E_4: L \leftrightarrow Mg_{17}Al_{12} + (Mg) + Mg_2Si$	434
$U_1: L + Mg_{17}Al_{12} \leftrightarrow Al_5Mg_4 + Mg_2Si$	452
$U_2: L + Al_5Mg_4 \leftrightarrow Al_{30}Mg_{23}(HT) + Mg_2Si$	448

A seção quasi-binária, representada na *figura 1.3*, indica que a solubilidade máxima do Mg_2Si na fase $\alpha (Al)$ é 1,85% na temperatura do eutético (10).

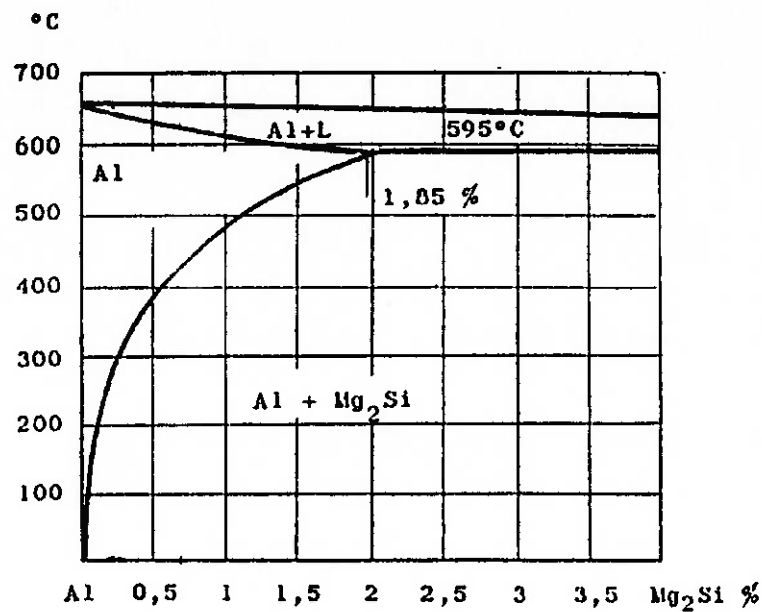


Figura I.3 – Diagrama de fases (Al)-Mg₂Si (10).

A solubilidade s3lida do Mg₂Si no alum3nio 3 leveemente reduzida pela presen3a de Si em excesso (acima da propor33o estequiom3trica, Mg:Si = 1,73); mas, um excesso de Mg reduz fortemente a solubilidade, como 3 mostrado na *tabela I.3* (6).

Tabela I.3 – Limites de solubilidade do Mg₂Si no alum3nio, com e sem Mg em propor33es acima da necess3ria para forma33o do composto (6).

Temperatura (°C)	Mg em excesso (valores em % em peso).					
	0%	0,5%	1%	1,5%	2%	3%
595	1,85	-	-	-	-	-
577	1,73	-	-	-	-	-
527	1,34	0,9	0,55	0,35	0,2	0,05
477	0,93	0,52	0,25	0,13	0,07	0,03
427	0,64	0,32	0,12	0,05	0,03	-
377	0,47	0,21	0,07	-	-	-
327	0,38	0,16	0,04	-	-	-

A liga 6063 possui a seguinte composição química: teores de Si variando de 0,20% até 0,60%; Mg de 0,45% até 0,90%, teor de Fe máximo por volta de 0,35%; outros elementos como Cr, Cu, Zn, Mn e Ti podem estar presentes na liga em até 0,10% cada (valores em % em peso). No domínio de composição típico da 6063, a quantidade (em peso) de Mg₂Si pode variar de 0,6% a 1,5%, aproximadamente (1, 4, 6).

Em condições fora de equilíbrio, não previstas pelo diagrama de fases, a liga 6063 no estado bruto de fundição, é constituída basicamente pelo alumínio α (cfc, dútil e de baixa dureza) e Mg₂Si interdendrítico, porém, existindo ainda, outras fases presentes com diferentes estequiometrias à base de Al_xFe_ySi_z. A *tabela I.4* mostra as possíveis fases presentes nas ligas Al-Mg-Si em função da composição química. A composição química exata da liga, assim como o controle das condições de solidificação, é que irão determinar as fases presentes numa dada estrutura (6, 10, 11).

Tabela I.4 – Fases presentes nas ligas Al-Mg-Si (6).

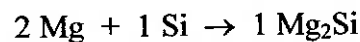
Mg	Mg < 0,3% solução sólida	Mg > 0,3% Mg ₂ Si	Cu > 0,1% Si > Mg Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅	Fe > 0,5% Si > Mg FeMg ₃ Si ₆ Al ₈			
Si	Si < 0,2% solução sólida	Si > 0,2% Mg ₂ Si	Cu > 0,1%, Si > Mg Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅	Fe > 0,5% Si >> Mg FeMg ₃ Si ₆ Al ₈	Mg < 2 Si Fe > 1/2 Si Al ₈ Fe ₂ Si	Mg < 2 Si Fe < Si Al ₅ FeSi	Mn ou Cr > 0,1% (FeMn) ₃ Si ₂ Al ₁₅ ou (CrFe) ₄ Si ₄ Al ₁₃
Fe	Mg >> 2 Si FeAl ₃ ou FeAl ₆	Mg << 2 Si Al ₈ Fe ₂ Si	Si > 2 Fe Si > Mg Al ₅ FeSi	Si < Fe Si > Mg FeMg ₃ Si ₆ Al ₈	Mn ou Cr > 0,1% Si < 0,6 Mg (FeMn)Al ₆ ou (CrFe)Al ₇		Mn ou Cr > 0,1% Si > Mg (FeMn) ₃ Si ₂ Al ₁₅ ou (CrFe) ₄ Si ₄ Al ₁₃
Cu	Cu < 0,3% solução sólida	Mg = 1,2 – 2 Si, Cu > 0,3% CuMgAl ₂		Si = Mg, Cu > 0,3% Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅			
Mn	Mg > 2 Si (FeMn)Al ₆	Si ≥ Mg (FeMn) ₃ Si ₂ Al ₁₅					
Cr	Mg > 2 Si (CrFe)Al ₇	Si > Mg (CrFe) ₄ Si ₄ Al ₁₃					
Zn	Zn < 0,5% solução sólida						
Pb	PbMg ₂						
Bi	Bi ₂ Mg ₃						

A sequência de precipitação no sistema quasi-binário (Al)-Mg₂Si, em circunstâncias normais, é a seguinte:

solução sólida supersaturada → ‘bastões’ semi-coerentes de β” // <001>_{Al} → ‘agulhas’ semi-coerentes de β’ // <001>_{Al} → ‘placas’ semi-coerentes de β // <001>_{Al} → βMg₂Si não-coerente.

Acredita-se que a fase β” tenha a mesma estrutura da fase β’Mg₂Si, mas há evidências de que ela contém ~20% Al (4).

Considerando-se uma liga X específica (liga utilizada na parte experimental deste trabalho), apresentando 0,441% de Mg e 0,356% de Si em peso, a determinação da porcentagem de Mg₂Si a partir dos teores de magnésio e silício na liga é feita (11), sabendo-se que a reação química de formação desse composto ocorre quando dois átomos de Mg e um átomo de Si combinam entre si:



Os pesos atômicos dos elementos Mg e Si são 24,305 e 28,085, respectivamente. Assim, para 0,441% de Mg e 0,356% de Si, a porcentagem em peso de Mg₂Si é calculada da seguinte forma:

$$\frac{0,441}{2 \times 24,305} = \frac{\text{Si}\%}{28,085}$$

ou seja, em relação a liga X considerada, somente 0,255% de Si são necessários para combinar com 0,441% de Mg, sendo que 0,101% de Si fica em excesso no material. Desta forma, esta liga apresenta 0,70% de Mg₂Si (0,441% Mg + 0,255% Si) em peso.

Analisando-se a *figura 1.3*, que mostra o diagrama binário (Al)-Mg₂Si, é possível descrever a sequência de solidificação da liga X. Em condições de equilíbrio, ao resfriar-se a liga com 0,70% de Mg₂Si, a solidificação inicia-se na temperatura de 653°C, com o aparecimento de cristais primários da fase sólida α (Al). As fases líquido e α (Al) permanecem em equilíbrio até a temperatura de 623°C, quando o líquido é completamente consumido e tem-se apenas a fase sólida α (Al). Com resfriamentos posteriores, a partir de 441°C, inicia-se a precipitação no estado sólido da fase Mg₂Si. Esta mesma sequência de solidificação pode ser determinada analisando-se as *figuras 1.2, 1.4 e 1.5*.

A projeção liquidus indica os campos de cristalização primária; sendo assim, analisando-se a *figura 1.2*, confirma-se que a solidificação tem início com a precipitação de α (Al) primário. As isothermas mostram que esta precipitação começa acima de 650°C. A *figura 1.4* apresenta a projeção da superfície solidus do diagrama de fases Al-Mg-Si. As regiões definidas pela projeção solidus determinam a constituição da liga no estado sólido. Nota-se, que em condições de equilíbrio, a solidificação primária da liga X termina numa temperatura em torno de 620°C, quando se tem apenas a fase α (Al) presente. A *figura 1.5* mostra os limites de solubilidade sólida do sistema Al-Mg-Si. O conhecimento desses limites é de grande importância, por causa da existência de um largo intervalo de solubilidade ao longo das linhas do quasi-binário e do decréscimo marcante de solubilidade sólida com a temperatura, tornando estas ligas susceptíveis aos tratamentos térmicos. Observa-se através dessa figura, que os elementos Mg e Si permanecem em solução sólida até uma temperatura de aproximadamente 440°C, quando então, inicia-se a precipitação do Mg₂Si.

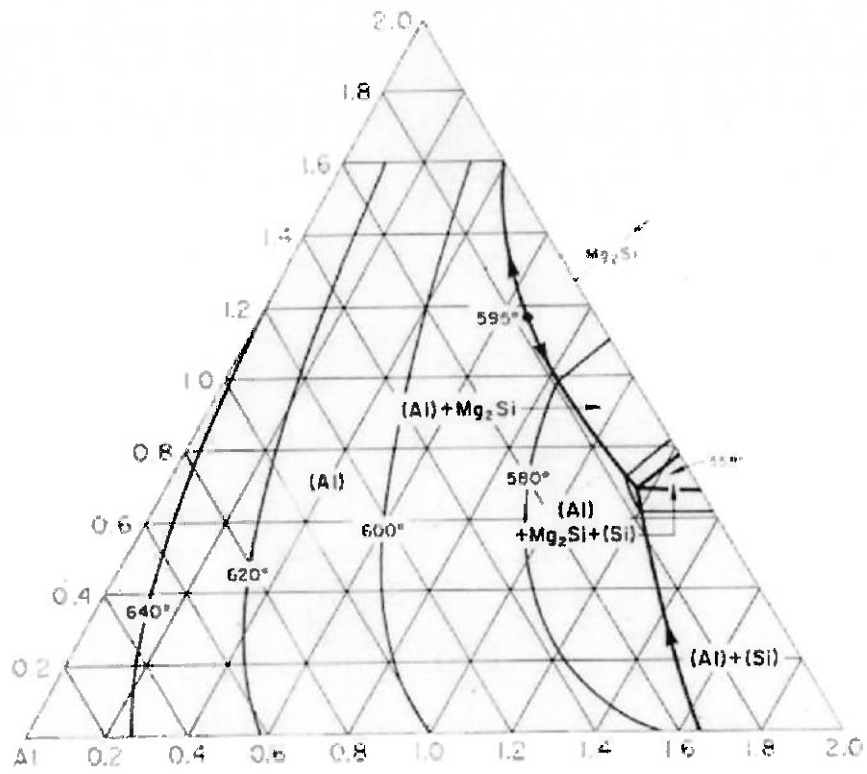


Figura 1.4 – Projeção solidus de uma parte do sistema Al-Mg-Si (9).

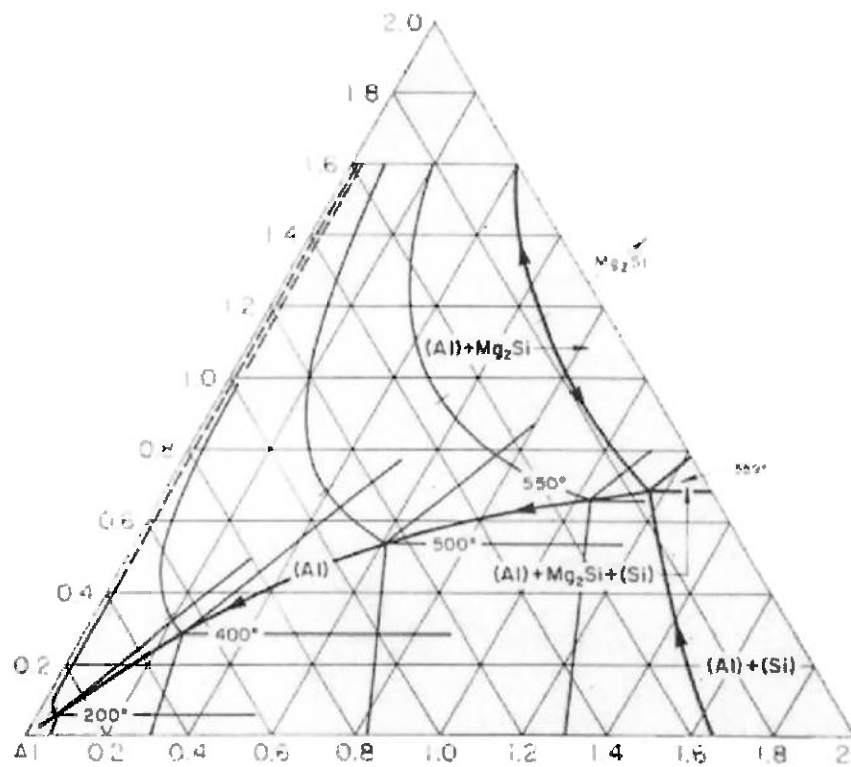


Figura 1.5 – Limites de solubilidade sólida de uma parte do sistema Al-Mg-Si (9).

É importante lembrar que as temperaturas referentes às transformações de fase da liga X, indicadas nos parágrafos anteriores, foram determinadas para condições de equilíbrio. Na prática, a solidificação dos lingotes ocorre em condições de não equilíbrio e, sendo assim, é de se esperar que a solidificação termine numa temperatura mais baixa daquela prevista pelo diagrama de equilíbrio. Além disso, pode ocorrer o aparecimento de outras fases não previstas pelo diagrama de equilíbrio para a liga X em questão (como as fases $AlFeSi$, já mencionadas anteriormente).

1.3 LINGOTAMENTO DC

Aproximadamente 85% de todo o alumínio utilizado atualmente encontra-se na forma de produtos conformados (os demais 15% na forma de fundidos) (3); assim, é necessário que se faça uma breve revisão do processo de obtenção de lingotes, que são o ponto de partida para processamentos termomecânicos subsequentes.

Durante a solidificação de um lingote em condições industriais, não há tempo para que se estabeleça equilíbrio termodinâmico; desta forma, a estrutura bruta de fundição é caracterizada pela presença de segregação, em escalas macroscópicas e microscópicas (12). Com o intuito de melhorar a estrutura metalúrgica dos lingotes, para se obter uma melhor conformação subsequente, surgiu a método de lingotamento DC, “Direct Chill Casting” ou Lingotamento com Resfriamento Direto.

O lingotamento DC é um processo semi-contínuo que permite uma troca de calor mais eficiente entre o metal líquido e o molde, provocando altas taxas de resfriamento e, conseqüentemente, uma microestrutura mais refinada. Apresenta simplicidade no

vazamento do metal líquido, além da possibilidade de serem produzidos vários lingotes ao mesmo tempo.

A velocidade de resfriamento tem importante influência na qualidade de um lingote, e velocidades altas são desejáveis pois conduzem a espaçamento dendrítico menor, que por sua vez resulta em menos microsegregação nos espaços interdendríticos. Os tamanhos de compostos intermetálicos são também reduzidos e o tamanho de grão final é menor e mais uniforme (3).

Devido às vantagens econômicas e metalúrgicas, o processo de lingotamento DC é atualmente responsável por pelo menos 90% dos lingotes de alumínio produzidos no mundo. Embora o processo DC seja geralmente vertical, também é possível a sua configuração horizontal (5, 12).

I.3.1 PROCESSO DE LINGOTAMENTO DC VERTICAL

O lingotamento DC vertical foi patenteado pela Alcoa em 1942. O processo (*figura I.6*) se inicia quando o fundo móvel do molde é deslocado para baixo ao se vazarem o alumínio líquido pelos canais de distribuição. À medida que ocorre o vazamento do metal, este se solidifica no fundo e na parede do molde refrigerado a água, porém, o fundo avança carregando a parte sólida que será o novo fundo, dando espaço para o vazamento de mais metal líquido. A velocidade de movimentação (descida) do fundo móvel é regulada de tal modo que o nível do metal líquido seja controlado e mantido num valor pré-determinado. Durante o processo de lingotamento, a quantidade de metal que entra no molde é igual àquela que sai (5, 13, 14).

O processo de solidificação no lingotamento DC é composto por duas etapas. A primeira etapa consiste na formação de metal sólido na parede do molde - resfriamento primário. Esta casca sólida se contrai, afastando-se do molde e um vazio entre lingote e molde se forma; tal vazio diminui a transferência de calor do metal para o molde.

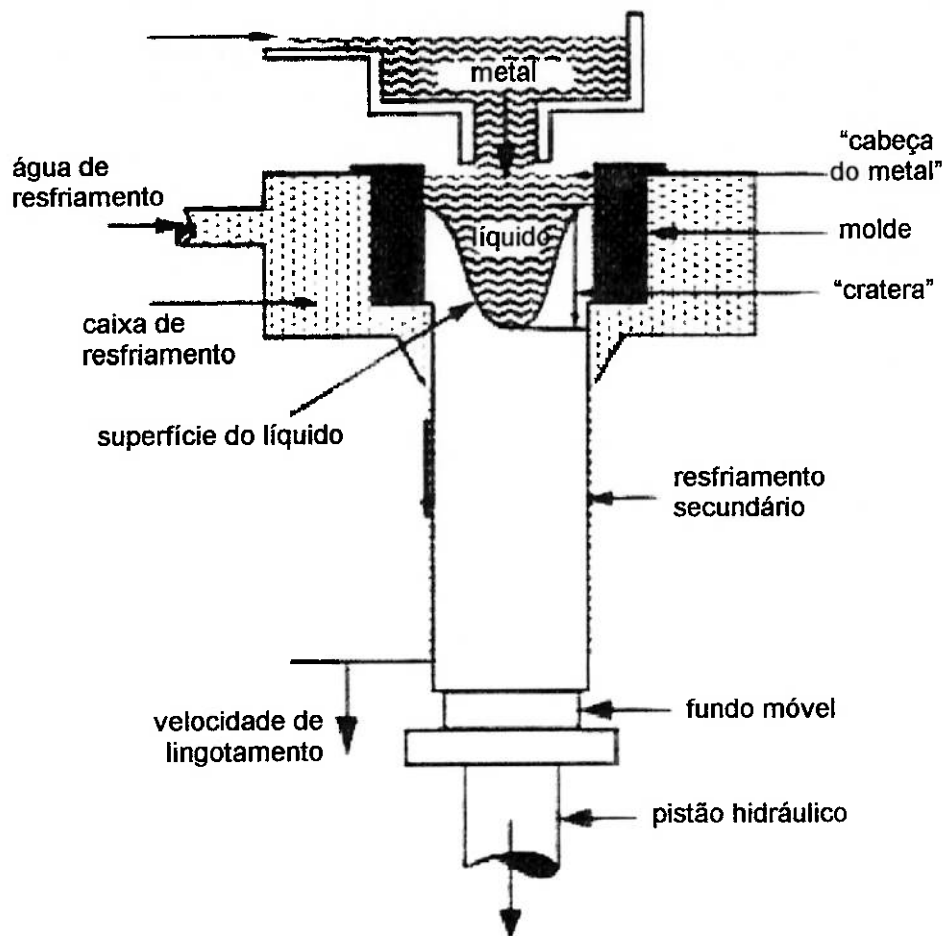


Figura 1.6 – Processo de lingotamento DC vertical (14).

Assim, a maior parte do calor é removida na segunda etapa da solidificação - resfriamento secundário (solidificação do interior da seção transversal do tarugo) que ocorre quando o lingote emerge do molde para a cortina d'água, a qual é direcionada

diretamente sobre a superfície do lingote emergente. Daí vem o termo “Direct Chill Casting” ou Lingotamento com Resfriamento Direto (3, 5, 15).

I.3.2 VARIÁVEIS DO LINGOTAMENTO

As principais variáveis do lingotamento DC que influem na performance de produção dos lingotes de alumínio são as seguintes (14):

- Temperatura de vazamento

O metal deverá atingir a unidade de lingotamento com uma temperatura 30°C superior a temperatura liquidus da liga a ser fundida. Para as ligas da série 6XXX, a temperatura liquidus é de aproximadamente 650°C e a temperatura de vazamento é de aproximadamente 680°C.

- Velocidade de lingotamento

É uma das mais importantes variáveis no processo de lingotamento DC e será determinada em função da liga e do tamanho do lingote. A típica velocidade de lingotamento da liga 6063, no processo DC vertical, é de 130mm/min para um lingote com 178mm de diâmetro e de 100mm/min para um lingote com 230mm de diâmetro.

- Tipos de molde

Os materiais do molde requerem fatores tais como leveza, boa usinabilidade e boa condutividade térmica. O sistema de resfriamento de um molde DC é desenhado para que a água de resfriamento primeiro entre em contato com as paredes do molde e depois passe para a superfície do lingote. Baseados neste princípio, diversos tipos de moldes têm sido desenvolvidos.

- “Cabeça do metal”

A “cabeça do metal” é a distância entre o fundo do molde e a superfície de metal líquido, e é usualmente mantida a uma profundidade de pelo menos 51mm, como mostra a *figura 1.6*.

- Velocidade do fluxo de água

A velocidade do fluxo de água deverá ser ajustada para que a água de resfriamento molhe completamente a superfície do lingote que está sendo formado e em “cascata” a superfície que já emergiu do molde. Uma distribuição de água consistentemente uniforme é necessária e a água deve ser impedida de rechaçar na superfície do lingote.

I.3.3 CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DO LINGOTE DC

Pode-se dizer que o conhecimento e controle dos fenômenos operantes durante a solidificação (que por sua vez dependem das condições de lingotamento) são fundamentais para que se possa obter ou otimizar a microestrutura de uma peça fundida (ou lingote), facilitando o tratamento térmico posterior de homogeneização (15).

As características microestruturais mais importantes a serem consideradas durante a solidificação de um lingote são:

- Tamanho e forma dos grãos

O tamanho do grão é função do tipo de inoculante utilizado, bem como de sua quantidade. Outras variáveis que também influem são a liga, o tamanho do lingote e as condições de fundição. Num lingote refinado pela adição de inoculantes, o tamanho dos grãos varia de 50 a 500 μm . A altas velocidades de solidificação, o tamanho do grão é menor e mais uniforme. Estrutura bruta de fundição com os grãos refinados, permite a

obtenção de menores tempos para tratamentos de homogeneização, menor tendência à ocorrência de defeitos de segregação e trincas a quente. Geralmente se deseja que os lingotes apresentem uma estrutura inteiramente equiaxial, pois a presença de zona colunar é indesejável já que acarreta direcionalidade de propriedades e está associada a baixas propriedades mecânicas e qualidade superficial ruim em produtos conformados (5). A *figura 1.7* mostra a estrutura de grão de dois lingotes DC da liga 6063: na *1.7a* vê-se a estrutura contendo grãos colunares de um lingote no qual não foi empregado refinador de grão; na *1.7b* observa-se a estrutura contendo grãos finos, equiaxiais, de um lingote fundido com refinador de grão (1).

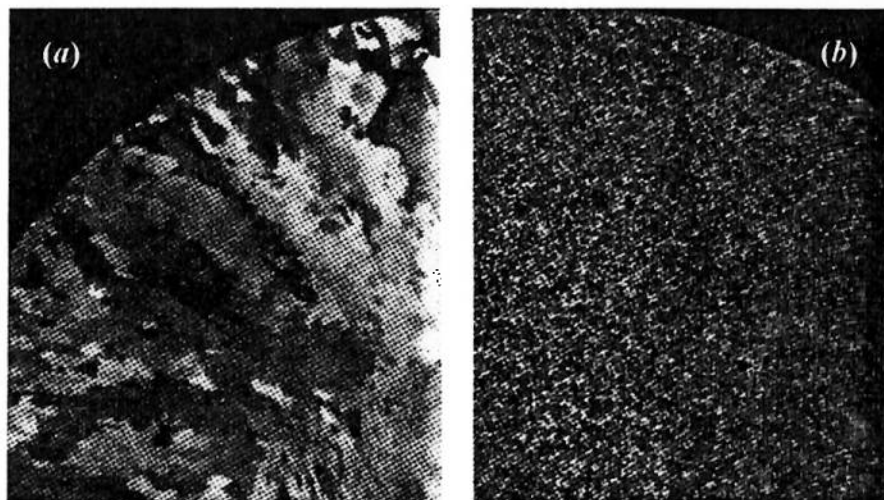


Figura 1.7 – Seções transversais de lingotes DC da liga 6063.

(a) sem a utilização de refinador de grão e (b) com a utilização de refinador de grão (1).

- Espaçamento Interdendrítico (tamanho de célula)

Esta característica microestrutural pode variar de 10 a 100 μm em lingotes DC e é inversamente proporcional a velocidade de solidificação. A cinética de homogeneização

é favorecida por pequenos espaçamentos interdendríticos. Uma equação empírica citada na referência 5, relaciona o espaçamento interdendrítico com a velocidade de solidificação:

$$d = k\theta^{-n} \quad [1]$$

Onde:

d = tamanho da célula (μm)

k = constante

$n = 0,33$

θ = velocidade de solidificação ($^{\circ}\text{C/s}$).

- Segregação

Em todas as ligas de alumínio comercial, o primeiro metal a solidificar é o mais puro. Durante o prosseguimento da solidificação, ocorre um enriquecimento de soluto no líquido e o sólido gradualmente se torna mais rico em elementos de liga (5). Como a solidificação é dendrítica (a interface sólido-líquido é dendrítica) a rejeição de soluto do sólido para o líquido ocorre tanto no sentido longitudinal quanto no sentido transversal dos braços das dendritas. O transporte de soluto no sentido longitudinal dá origem à macrosegregação na direção paralela aos braços da dendrita, e o transporte de soluto no sentido transversal dá origem à microsegregação na direção perpendicular aos braços da dendrita (16).

A equação de Scheil, apresentada na referência 5, nos dá uma boa descrição da redistribuição do soluto:

$$C_s = C_o(1 - f_s)^{K-1} \quad [2]$$

Onde:

C_s = concentração de soluto no sólido

C_o = composição média da liga

f_s = fração volumétrica do sólido

K = coeficiente de partição.

A heterogeneidade de composição química existente em quaisquer produtos de ligas metálicas fundidas é denominada segregação. A importância do fenômeno de segregação prende-se ao fato de que, de uma forma geral, ela causa deterioração de propriedades físicas e químicas do material. A macrosegregação, ilustrada na *figura 1.8*, é determinada por diferenças de composição que ocorrem em distâncias de alguns centímetros; porém, a microsegregação, ilustrada na *figura 1.9*, ocorre em escala relativa ao tamanho das dendritas (1, 5, 17).

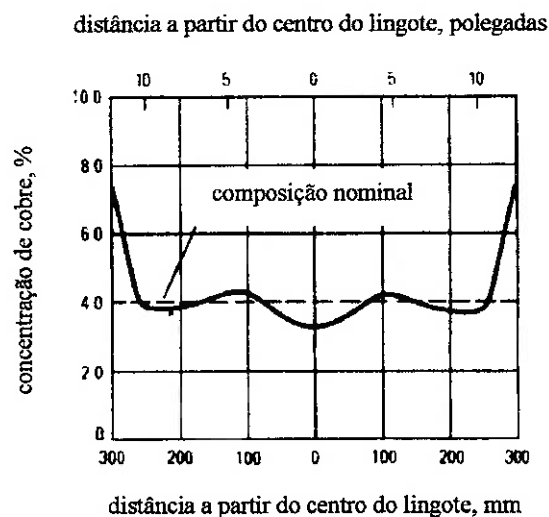


Figura 1.8 – Variação da concentração de Cu ao longo da seção transversal de um lingote DC da liga 2124 na condição bruta de fundição (1).

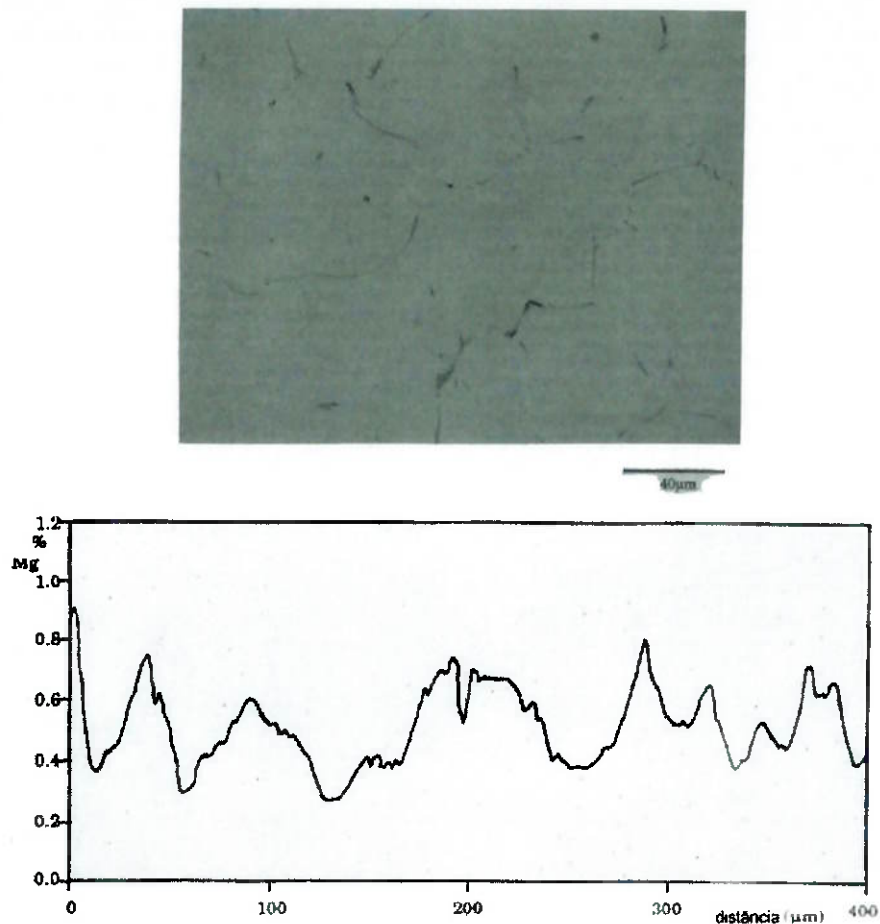


Figura I.9 – Micrografia óptica (6063) e análise via micro-sonda eletrônica, mostrando microsegregação de Mg nas células dendríticas da estrutura bruta de fundição (17).

O tratamento posterior de homogeneização dos lingotes DC visa a eliminação da microsegregação, como mostra a *figura I.10* (17). A macrosegregação é possível em lingotes DC industriais, no entanto, a homogeneização não traz nenhum benefício significativo, já que as distâncias de difusão envolvidas são muito grandes, não sendo possível a eliminação destes gradientes durante os ciclos relativamente curtos de homogeneização (18).

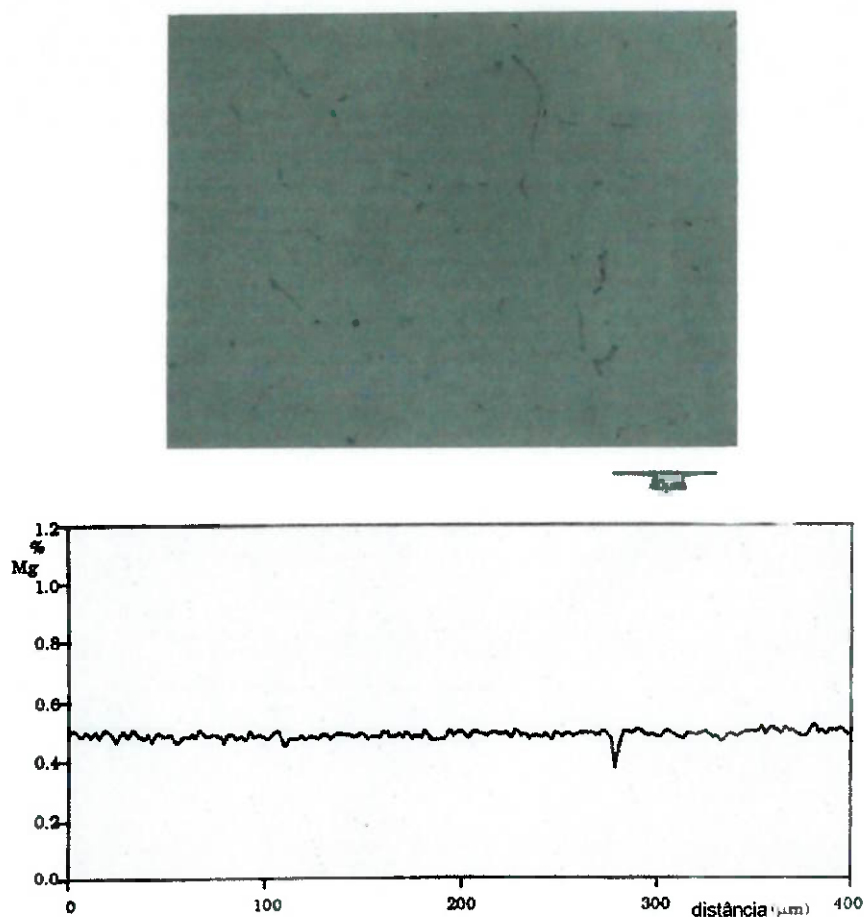


Figura I.10 – Micrografia óptica (liga 6063) e análise via micro-sonda eletrônica, mostrando composição uniforme de Mg após homogeneização (17).

- Constituintes primários

Existem dois tipos de fases intermetálicas que se formam durante a solidificação: fases insolúveis (geralmente contendo Fe, como $AlFeSi$ na liga 6063) e fases solúveis (como Mg_2Si na liga 6063). A primeira pode mudar de morfologia, estrutura cristalina e composição, durante aquecimentos posteriores à solidificação (homogeneização); a segunda pode entrar em solução no alumínio e desaparecer. Da mesma forma como o espaçamento interdendrítico, o tamanho das partículas constituintes é inversamente proporcional à velocidade de solidificação, sendo que as partículas grosseiras tendem a

se localizar no centro dos lingotes, onde a velocidade de solidificação é mais baixa. Durante a solidificação, podem ser formados constituintes estáveis ou metaestáveis, dependendo da composição e da velocidade de solidificação (as fases metaestáveis em regiões próximas à superfície, onde a velocidade de solidificação é alta, e as fases estáveis em regiões onde a velocidade é menor, no centro do lingote) (5).

I.3.4 NOVAS TECNOLOGIAS DE LINGOTAMENTO

O processo DC tem sido a técnica de lingotamento dominante na indústria do alumínio desde a década de 40 (5). Apesar de ser um processo de obtenção de tarugos de melhor qualidade, comparado aos produzidos pelo lingotamento convencional, ele ainda gera defeitos. Os defeitos remanescentes do processo DC afetam as características da conformação mecânica subsequente e devem ser minimizados através do tratamento térmico de homogeneização.

Pesquisas têm sido feitas de modo a se encontrar maneiras de minimizar ao máximo os defeitos do lingotamento e produzir tarugos que tenham melhor conformabilidade, permitindo, por exemplo, no processo de extrusão, taxas mais altas de extrusão e/ou melhores propriedades mecânicas nos produtos extrudados.

Há uma demanda crescente por processos que busquem lingotes de qualidade superior a custos de produção inferiores aos atuais. Outros métodos e diferentes sistemas de lingotamento foram desenvolvidos através de alterações nas variáveis do processo de lingotamento DC, tais como: fluxo e distribuição dos jatos de água de refrigeração; nível de metal no molde; velocidade de lingotamento e lubrificação. Além disso, trabalhou-se com inovações de moldes e de sistemas de distribuição de metal líquido (5, 19). Diversos trabalhos, apresentados nas referências 19-23, discutem novas

tecnologias de lingotamento, visando facilitar a conformação mecânica subsequente dos lingotes.

I.4 HOMOGENEIZAÇÃO DAS LIGAS Al-Mg-Si

O tratamento térmico final das ligas para endurecimento estrutural implica sempre numa homogeneização, isto é, a transformação, pelo menos parcial, de uma liga com várias fases em uma liga com uma só fase. Mas essa homogeneização não é empregada unicamente tendo em vista o endurecimento estrutural; no caso das ligas de alumínio, ela é usada também durante a fabricação. Antes do processamento dos lingotes DC para a produção de semi-acabados, faz-se necessária a aplicação de um tratamento térmico que homogeneize a liga. Sua finalidade é, principalmente, facilitar a conformação mecânica na obtenção dos produtos semi-acabados (24).

Nas ligas de alumínio em geral, a homogeneização ainda serve para controlar a anisotropia em laminados, melhorar a condutibilidade elétrica e melhorar a resposta ao tratamento de anodização (nas ligas Al-Si e Al-Mg-Si em especial). Particularmente, em algumas ligas como Al-Mn e Al-Li, o tratamento de homogeneização tem sido muito explorado pela sua grande influência sobre a temperatura de recristalização e sobre o tamanho de grão do material recozido (12, 24).

A isotropia de chapas e tarugos ainda está longe de poder ser tratada com exatidão porque ela depende de inúmeras variáveis, incluindo as condições de lingotamento; a homogeneização é apenas um conjunto de variáveis através do qual se pode afetar a isotropia. A condutibilidade elétrica aumenta como resultado da precipitação de soluto em excesso (já que elementos de liga e impurezas em solução sólida diminuem mais a

condutibilidade do que quando precipitados). O aspecto do anodizado em alumínio depende muito da distribuição de soluto e de precipitados; quando esta é heterogênea, o produto anodizado apresenta faixas ou regiões irregulares com brilho diferente (12).

Nas ligas Al-Mg-Si típicas de extrusão, a homogeneização tem influência significativa na extrudabilidade (especialmente, produtividade), na qualidade superficial do extrudado (formação de trincas e defeitos superficiais de “pick-up”) e nas propriedades mecânicas finais (resistência e dureza, após envelhecimento) (10, 14, 25).

Os efeitos favoráveis da homogeneização resultam, basicamente, da atenuação dos níveis de microsegregação, e de reações envolvendo a solubilização e reprecipitação (mais fina) de certos constituintes, além de provocar a precipitação de outros, ainda não formados na solidificação (3, 4, 12).

O efeito da homogeneização na microsegregação foi avaliado em diversos estudos (17, 25-28) e pode ser observado nas *figuras 1.9 e 1.10* apresentadas anteriormente, onde, por micro-sonda eletrônica, analisou-se a variação da concentração de Mg ao longo da estrutura celular de uma amostra da liga 6063 na condição como fundida (*figura 1.9*) e depois de homogeneizada (*figura 1.10*). A homogeneização foi realizada por 2 horas a 585°C, seguida de resfriamento ao ar a 350°C/h. (17).

Na *figura 1.11a*, a estrutura dendrítica de um lingote bruto de fundição da liga 6060 é acentuada por um filme fino e quase contínuo nos espaços interdendríticos. Alguns precipitados aparecem no centro das dendritas. Depois de um tratamento térmico de homogeneização, a estrutura dendrítica não é mais muito aparente, *figura 1.11b*. Uma parte do eutético é solubilizado e os constituintes remanescentes são esferoidizados e, ao mesmo tempo, uma precipitação fina aparece na matriz de alumínio. Esses precipitados são provavelmente constituintes Al_2Fe ou $\alpha-AlFeSi$ (10). A mesma análise

pode ser feita com relação às micrografias das *figuras 1.9 e 1.10*, onde, após homogeneização, observa-se a “quebra” e esferoidização do filme interdendrítico.

A diminuição de gradientes de composição ocorre principalmente por difusão. Em sistemas binários, o processo é suficientemente conhecido para que se possam fazer previsões quantitativas com certa segurança. Estudos sobre o comportamento de sistemas ternários envolvem dificuldades, principalmente com relação à avaliação dos coeficientes de difusão (12).

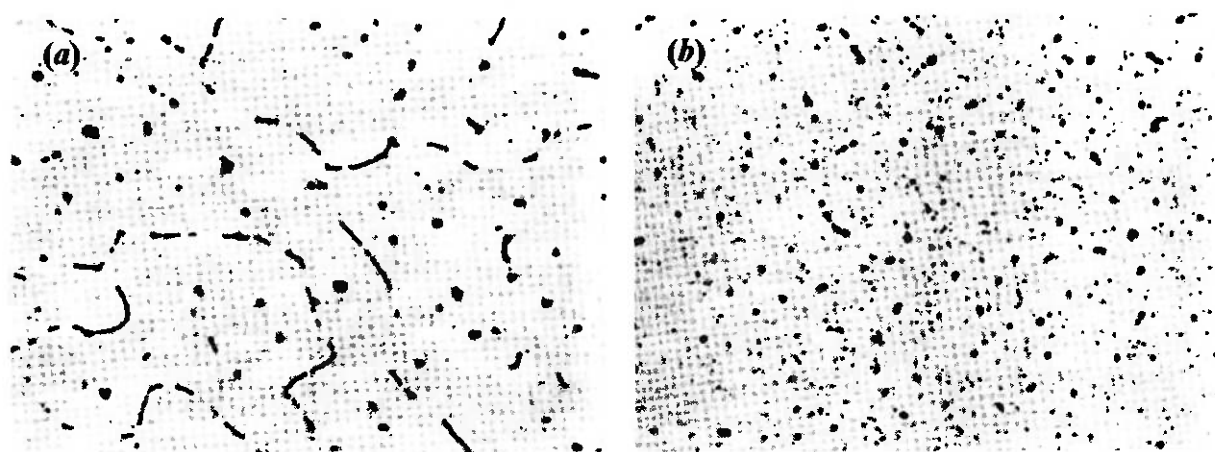


Figura 1.11 – Micrografias ópticas da liga 6060 - 1% Mg₂Si. (a) estrutura bruta de fundição e (b) homogeneização por 3h a 540°C + 8h a 600°C. 525X (10).

1.4.1 TEMPO DE HOMOGENEIZAÇÃO

Sabe-se que o tempo de homogeneização, que é um parâmetro de grande importância tecnológica, é diretamente proporcional ao quadrado do espaçamento interdendrítico do lingote, numa dada temperatura de homogeneização. O tempo de homogeneização (numa dada temperatura) depende da severidade da microsegregação, que por sua vez é

função do espaçamento interdendrítico resultante após a solidificação da liga. Assim, enquanto um espaçamento interdendrítico pequeno proporciona um menor grau de microsegregação na solidificação, ele também resulta em menores distâncias de difusão dos átomos de soluto e impurezas, e, conseqüentemente, diminui o tempo de tratamento de homogeneização. Contrariamente, tempos de homogeneização longos são necessários caso o lingote tenha uma estrutura grosseira após a solidificação (4, 18).

Além de atenuar a microsegregação, a homogeneização das ligas da série 6XXX visa solubilizar partículas mais grosseiras oriundas da solidificação, como as da fase Mg_2Si . A elevada cinética de dissolução do Mg_2Si nas temperaturas usuais de homogeneização, permite a redistribuição do Mg e Si na matriz em tempos de aproximadamente 30 minutos a 2 horas, dependendo da liga. No entanto, outras transformações importantes, como a das partículas grosseiras da fase $\beta-AlFeSi$ em partículas arredondadas da fase $\alpha-AlFeSi$, exigem tempos mais longos de tratamento, em torno de 6 a 10 horas em temperaturas adequadas (570-590°C) (4, 11, 24, 29, 30).

I.4.2 TEMPERATURA DE HOMOGENEIZAÇÃO

Normalmente, para a dissolução de fases intermetálicas indesejáveis e para o nivelamento das concentrações de elementos em solução sólida no alumínio, a temperatura de homogeneização varia em torno de 440 a 540°C, dependendo da liga considerada. Para que ocorra o coalescimento de fases intermetálicas pouco solúveis e a dissolução de elementos pouco solúveis, a temperatura deve ser mais elevada, 570°C a 630°C, dependendo da liga (25, 31). A *tabela 1.5* (32) apresenta temperaturas típicas de homogeneização para cada grupo de ligas de alumínio.

Tabela I.5 – Temperaturas de homogeneização para ligas de alumínio (32).

Liga	Temperatura (°C)
Alumínio comercialmente puro	535
Alumínio - Cobre	480
Alumínio - Manganês	575 / 625
Alumínio - Silício	450 / 550
Alumínio - Magnésio	535
Alumínio - Magnésio - Manganês	535
Alumínio - Magnésio - Silício	550 / 590
Alumínio - Zinco - Magnésio - Cobre	420 / 470

Conforme mencionado anteriormente, o tratamento térmico de homogeneização tem como objetivo desenvolver uma estrutura de composição química uniforme, dissolvendo as fases solúveis e diminuindo gradientes de concentração dos elementos de liga. Para atingir este objetivo, a temperatura de tratamento deve exceder a temperatura solvus da fase solúvel. Para a liga 6063, a temperatura de homogeneização deve ser superior a 441°C (como mostram os diagramas de fases), porém, existem outros aspectos que devem ser levados em consideração para se determinar a temperatura de homogeneização.

A homogeneização da liga 6063 também tem o objetivo de transformar as partículas de β -AlFeSi em partículas de α -AlFeSi, e essa transformação pode começar em temperaturas acima de 580°C (25). Além disso, visando-se ganho de produtividade e tendo-se o intuito de garantir que os elementos Mg e Si fiquem em solução sólida (para que ocorra completa dissolução do Mg₂Si primário), normalmente, as homogeneizações da liga 6063 são realizadas em temperaturas as mais altas possíveis. No entanto, a temperatura de homogeneização não deve atingir a temperatura eutética, 595°C, indicada nos diagramas de fases, para que não haja fusão incipiente das partículas

eutéticas de Mg_2Si (que normalmente se encontram nos contornos de grão) (14, 25, 31). Os tratamentos térmicos usuais de homogeneização dessa liga são realizados, então, a 580, 585°C (17, 25, 33-37).

Podemos observar a formação de eutéticos em contornos de grão por volta de 630°C, como mostra a *figura I.12a*. Esses eutéticos não tornam a se dissolver sob efeito de um tratamento em temperaturas mais baixas (*figura I.12b*) e, assim, subsiste na liga uma rede intergranular cujos efeitos, a priori, são desfavoráveis.

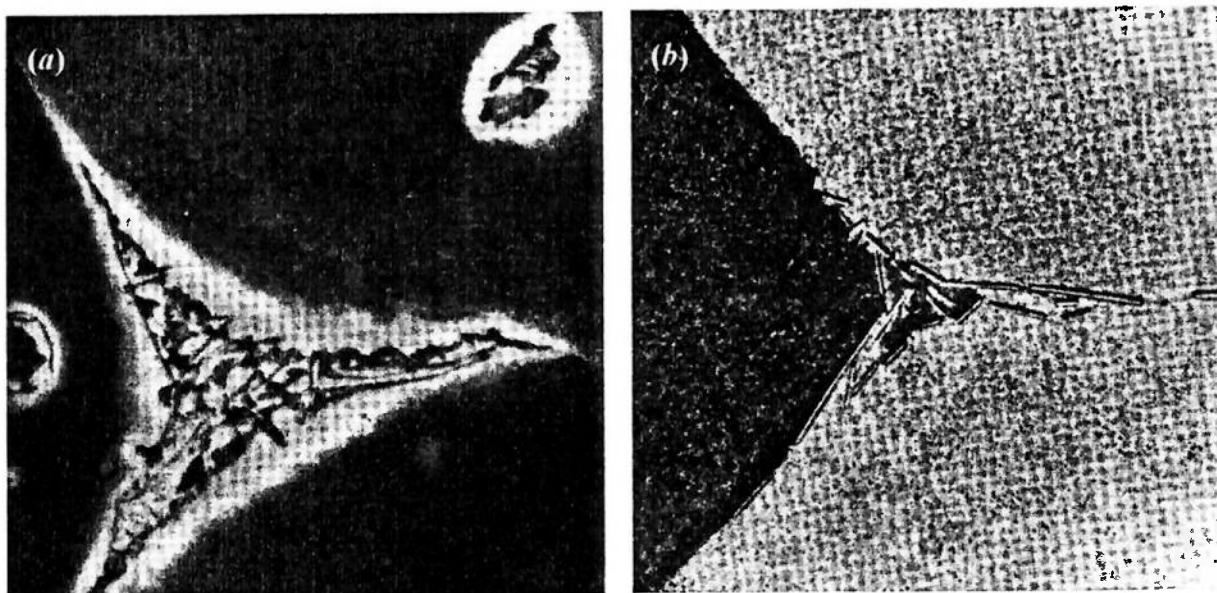


Figura I.12 – Liga 6063, formação de eutéticos em contornos de grão.

(a) homogeneização por 24h a 630°C e (b) homogeneização por 24h a

630°C + 24h a 540°C. Ataque Segol. 100X (31).

Ainda nessas ligas, um aquecimento em alta temperatura (por volta de 600°C, por exemplo) determina não somente o coalescimento de fases intermetálicas já presentes, mas a precipitação de fases intermetálicas ternárias ou quaternárias, sob uma forma relativamente grosseira.

Uma homogeneização em temperatura elevada pode ser seguida de um tratamento de precipitação “fina” em temperatura mais baixa (350 a 550°C, por exemplo). Os precipitados finos formados desse modo podem exercer o papel de “freios de recristalização” ou tornar opacas, quando se desejar, as placas anodizadas (31).

I.4.3 O AQUECIMENTO NA HOMOGENEIZAÇÃO

A velocidade de aquecimento no tratamento térmico de homogeneização deve ser moderada para as ligas que apresentam fortes tensões internas provenientes da solidificação (24). Velocidades de aquecimento relativamente lentas (da ordem de 75°C/h) são geralmente necessárias para promover a nucleação e o crescimento de uma distribuição fina e uniforme dos compostos intermetálicos. Tem-se constatado que tais compostos intermetálicos são nucleados heterogeneamente nas superfícies de partículas precipitadas, que se formam e crescem para tamanhos relativamente grandes durante ciclos de aquecimento lento. Uma vez formados, os compostos submicrométricos (dispersóides) permanecem estáveis na temperatura de homogeneização, ao passo que os precipitados são redissolvidos. A modificação posterior do tamanho destas partículas submicrométricas é possível através do controle da velocidade de resfriamento do lingote após o fim da homogeneização (3).

I.4.4 O RESFRIAMENTO NA HOMOGENEIZAÇÃO E AS PARTÍCULAS DE Mg_2Si

O resfriamento após a homogeneização só tem efeito sobre a distribuição e concentração de precipitados que se formam quando se ultrapassa a linha solvus (ligas binárias) ou a superfície solvus (ligas ternárias) (12).

Nas ligas da série 6XXX, para uma dada composição química, o tamanho e a fração volumétrica das partículas de Mg_2Si são determinados em função da velocidade de resfriamento após a homogeneização.

Uma taxa de resfriamento muito rápida (lingotes resfriados em água, por exemplo) não permite nenhuma precipitação de Mg_2Si . A diminuição da taxa de resfriamento, a partir da temperatura de homogeneização, resulta num aumento da porcentagem de partículas de Mg_2Si precipitadas e numa diminuição da porcentagem de Mg em solução sólida. Quanto mais baixa for a taxa de resfriamento, maior será a precipitação de Mg_2Si . Resfriamentos bastante lentos (lingotes resfriados no forno, por exemplo) permitem precipitação e aglomeração de partículas grandes de Mg_2Si (25, 33, 38).

As partículas de Mg_2Si podem ser divididas em três classes de tamanho:

- partículas aciculares muito finas, com seção transversal menor que 15nm (observadas por microscopia eletrônica de transmissão - MET);
- partículas aciculares mais grosseiras, com seção transversal em torno de 0,25 μ m;
- partículas grandes com tamanho maior que 1 μ m.

No resfriamento após a homogeneização, as partículas grandes irão precipitar primeiro, em altas temperaturas, enquanto as partículas aciculares irão iniciar a precipitação no último estágio do resfriamento, em temperaturas mais baixas (38).

A importância do controle do tamanho das partículas de Mg_2Si está no fato de que partículas pequenas (< 1 μ m) podem ser dissolvidas durante o processo de extrusão. Por

outro lado, partículas grosseiras ($> 100\mu\text{m}$) não se dissolvem e, conseqüentemente, não permitem a obtenção das propriedades mecânicas requeridas (após o tratamento térmico de envelhecimento) (11).

Durante o resfriamento após a homogeneização, Mg e Si podem “sair” de solução sólida do alumínio e precipitar como Mg_2Si de duas formas diferentes, dependendo das condições de resfriamento: como placas e bastões grosseiros da fase cúbica estável $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$, numa temperatura entre 500 e 400°C , ou como bastões da fase metaestável $\beta'\text{-Mg}_2\text{Si}$, com estrutura cristalina hexagonal, numa faixa de 400°C a 275°C (39, 26).

As partículas de $\beta'\text{-Mg}_2\text{Si}$ podem ter até aproximadamente $5\mu\text{m}$ de comprimento, porém, são estreitas na seção ($\sim 0,05\mu\text{m}$) e se dissolvem muito mais prontamente que o volumoso $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ (26).

Assim, após a homogeneização, um resfriamento lento irá propiciar a precipitação de partículas da fase estável $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$, as quais são difíceis de se dissolverem durante o processo subsequente de extrusão, provocando a diminuição da resistência mecânica final do material (estas partículas não contribuem para o endurecimento obtido no envelhecimento após a extrusão). Além disso, com uma taxa de resfriamento muito lenta, partículas grandes de Mg_2Si podem levar a reações eutéticas (fusão incipiente) durante a extrusão, provocando trincas superficiais no produto extrudado (17, 25, 26, 33, 39, 37).

Num resfriamento bastante rápido, em água, por exemplo, não há precipitação de Mg_2Si , indicando que todo Mg e Si ficam retidos em solução sólida, o que melhora a resposta ao envelhecimento. Por outro lado, isso implica numa alta tensão de escoamento na temperatura de extrusão (uma vez que estes elementos em solução sólida, especialmente o Mg, tem pronunciado efeito no aumento da tensão de

deformação no trabalho a quente da liga 6063, dificultando a deformação) (11, 17, 25, 33, 39).

Com o objetivo de se diminuir a tensão de deformação durante a extrusão, permitindo assim um ganho de produtividade, a técnica de “step cooling” consiste em resfriar o lingote até a temperatura de aproximadamente 350°C, onde permanece por uma hora. Em seguida, é feito um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. O que se almeja com esse tratamento é a precipitação da fase metaestável β' -Mg₂Si, a qual, devido à natureza semicoerente de sua interface com a matriz, permanece estável na temperatura de reaquecimento (que antecede a etapa de extrusão) e é dissolvida completamente quando o metal atinge as elevadas temperaturas na saída da prensa de extrusão (39). Estando em solução sólida (após a extrusão), Mg e Si contribuem com a precipitação fina de Mg₂Si requerida nos tratamentos térmicos posteriores de envelhecimento.

A partir do que foi dito, percebe-se, portanto, que a existência de uma dispersão adequada de β' -Mg₂Si, depois do resfriamento na etapa de homogeneização, traz significativas melhoras na extrudabilidade da liga e nas suas características finais.

I.4.5 AS PARTÍCULAS DE AlFeSi

A liga 6063 contém Fe em sua composição; sendo assim, partículas de AlFeSi tendem a precipitar durante a solidificação dos lingotes (o Fe, uma impureza natural, apresenta solubilidade sólida extremamente baixa no alumínio, e, assim, está sempre presente em fases intermetálicas). A ductilidade (extrudabilidade) desta liga em temperaturas elevadas e o acabamento superficial do produto extrudado estão associados com a quantidade destas partículas insolúveis de AlFeSi localizadas nos contornos de grão (35, 40, 41).

Nos lingotes DC, o Fe tende a precipitar interdendriticamente na forma de longas plaquetas da fase metaestável, monoclinica, β -AlFeSi. Esta fase restringe a trabalhabilidade a quente da liga, além de ter grande influência pela ocorrência de defeitos superficiais, denominados “pick-up”, nos produtos extrudados.

Durante a solidificação da liga 6063 (e, ainda, após a homogeneização, dependendo das condições de resfriamento (37)), partículas de Mg_2Si precipitam ao redor das partículas de AlFeSi. O trabalho de Minoda et al. (41) sugere que “pick-up” ocorra durante a extrusão por causa da reação peritética: $Al + Mg_2Si + \beta-AlFeSi \rightarrow \text{líquido} + \alpha-AlFeSi$, a $576^\circ C$, em contornos de grão. Esses defeitos de superfície limitam a extrudabilidade da liga. Segundo Zajac et al. (35) e Reiso (37), a ductilidade a quente da liga 6063 pode ser comprometida pela reversão da reação eutética $Al + \beta-AlFeSi + Si \rightarrow \text{líquido}$, a $578^\circ C$.

Pelo exposto, um tratamento adequado de homogeneização não apenas reduz a microsegregação de Mg e Si (e dissolve precipitados de Mg_2Si), como também melhora a extrudabilidade da liga (e o acabamento superficial do extrudado), através da transformação das partículas grosseiras de β -AlFeSi em partículas arredondadas da fase estável α -AlFeSi (esta última não prejudicial à trabalhabilidade a quente da liga) (17, 25, 34, 35, 40-42).

Em baixas temperaturas de homogeneização (550 - $560^\circ C$), o processo de transformação de β em α -AlFeSi é bastante lento e não ocorre por completo, mesmo após 8 horas de tratamento. No entanto, nas homogeneizações em temperaturas mais altas ($580^\circ C$), a completa transformação pode ocorrer com 2 horas de tratamento (40). A homogeneização é essencialmente um processo de difusão, então, um pequeno aumento de temperatura permitirá uma significativa redução no tempo de tratamento (29). Tempos muito longos podem levar ao coalescimento e crescimento das partículas (34).

Características típicas dos intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi, mencionadas na literatura, são listadas na *tabela 1.6* apresentada por Misiolek et al. (29).

Tabela 1.6 – Características típicas dos intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeSi, mencionadas na literatura (29).

Propriedades	β -AlFeSi	α -AlFeSi
forma das partículas	acicular / plaquetas	bastonetes / escrita chinesa
razão de forma	alta	baixa
cor	preto	cinza
estequiometria	Al_5FeSi / $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ / $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$
Fe:Si	1,0	1,5 / 2,0
estrutura cristalina	monoclínico	cs / ccc / hc

De acordo com Claves et al. (29), as partículas primárias de β -AlFeSi liberam Si em solução sólida ao se transformarem em α -AlFeSi. Isto aumenta a probabilidade do Si se combinar com o Mg solubilizado e ser precipitado como a fase de endurecimento Mg_2Si . Portanto, a razão Fe:Si é menor na fase β do que na fase α -AlFeSi.

Estudos (25, 34, 35, 43) revelam que a fase α -AlFeSi torna-se crescentemente dominante em ligas microligadas com Mn; isto porque o Mn, em pequenas quantidades na liga 6063 (por volta de 0,04% em peso), acelera o processo de transformação de β em α -AlFeSi. Pequenas adições de Mn reduzem a temperatura, bem como, o tempo de homogeneização necessários para uma transformação completa de β em α -AlFeSi (25, 29). Embora a transformação de β em α -AlFeSi ocorra mais rapidamente na presença de Mn (em 1 hora de homogeneização a 575°C, para a liga 6063), a transformação no formato das partículas de α -AlFeSi, ou seja, o arredondamento destas partículas, é um

processo relativamente mais lento (exige, aproximadamente, 6 horas de homogeneização a 575°C, para a liga 6063) (30).

Durante a homogeneização, as partículas de β -AlFeSi sofrem inicialmente uma fragmentação numa estrutura tipo “necklace”, que então começa a ser esferoidizada. As partículas de α -AlFeSi resultantes são menores, pouco mais espessas e na forma de bastonetes. A alta razão de área superficial por volume, das partículas aciculares de β , proporciona um alto potencial termodinâmico para a esferoidização das partículas.

O tratamento de homogeneização permite progressos muito importantes na fabricação e na qualidade de produtos extrudados. Um lingote homogeneizado é deformado com menor esforço e suporta reduções maiores que o não homogeneizado; promove aumento da vida útil das matrizes de extrusão; possibilita um melhor acabamento superficial do extrudado e, portanto, qualidade superior na anodização; possui maiores e mais uniformes características mecânicas da liga, e estes aspectos são altamente desejáveis no processamento termomecânico do alumínio e suas ligas.

1.5 TRABALHABILIDADE A QUENTE

O termo “extrudabilidade” está relacionado com a habilidade de se extrudar formas complexas; uma liga ser extrudada em alta velocidade (para assegurar produtividade); se obter um produto com bom acabamento superficial (depois da anodização ou outros tratamentos finais) (17).

A trabalhabilidade está relacionada com a extensão em que um material pode ser deformado em um processo de conformação específico sem a formação de trincas. É um conceito tecnológico complexo que depende não só da resistência à fratura (dutilidade) do material, mas também de detalhes específicos do processo (44). A trabalhabilidade é

avaliada em termos da força consumida e da taxa e proporção das possíveis reduções. Isto, por sua vez, está vinculado aos parâmetros de escoamento (temperatura, taxa de deformação, tensão de deformação e deformação), à macroestrutura inicial e à microestrutura desenvolvida (tamanho e forma dos grãos, distribuição de precipitados, subestrutura e orientação preferencial) (45).

Nos processos de transformação mecânica, como o de extrusão, existe sempre a preocupação com relação à ductilidade do material e aos esforços requeridos durante a transformação. Assim, ao se estudar a trabalhabilidade (ou extrudabilidade) a quente de uma liga, busca-se avaliar a ductilidade a quente e a resistência à deformação (ou tensão de deformação) em temperaturas elevadas, e isto é geralmente feito através de ensaios mecânicos que visam simular as condições de deformação que ocorrem durante as operações de transformação mecânica.

1.5.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO – AVALIAÇÃO DA DUTILIDADE

A ductilidade indica a extensão na qual um metal pode ser deformado sem fraturar, em operações de transformação mecânica; indica a capacidade do metal escoar plasticamente antes da fratura (44, 46).

A ductilidade a quente depende da composição da liga e do histórico térmico que antecede a operação de transformação mecânica (extrusão) (35). As medidas convencionais de ductilidade, obtidas do ensaio de tração, são a deformação de engenharia na fratura (alongamento) e a redução de área na fratura:

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad [3]$$

$$RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad [4]$$

Onde:

e_f = deformação de engenharia na fratura (alongamento)

L_0 = comprimento útil (inicial) do corpo de prova

L_f = comprimento final do corpo de prova

RA = redução de área na fratura

A_0 = área inicial da seção transversal do corpo de prova

A_f = área da seção transversal de fratura do corpo de prova.

Devido a uma apreciável fração da deformação plástica estar concentrada na região do ‘pescoço’ do corpo de prova, o valor de e_f dependerá do comprimento útil L_0 , sobre o qual as medidas são tomadas (44, 46). A deformação de engenharia na fratura é composta por um alongamento uniforme, antes da estrição ou ‘empescoçamento’, e por um alongamento localizado, associado a formação do ‘pescoço’, e isto é difícil de ser medido (47).

Em materiais dúteis, o alongamento é uma medida pobre da deformação possível em um processamento termomecânico, por causa da instabilidade gerada pela estrição, a qual não está presente nos processos de trabalho a quente. A redução de área fornece uma melhor medida da ductilidade, já que está diretamente relacionada com a deformação na região de fratura. Não existe uma correlação exata entre a ductilidade no ensaio de tração e a ductilidade nos processos de conformação, mas, ao mesmo tempo, a variação da ductilidade com a temperatura num ensaio de tração é parecida com a variação da ductilidade nos processos de transformação mecânica a quente (45).

O ensaio de tração é o mais indicado para se avaliar a ductilidade de um material, porém, ele não é totalmente apropriado para outros estudos relacionados com o trabalho a quente (como o da tensão de deformação). Isto porque:

- as taxas de deformação produzidas são normalmente muito baixas e diminuem durante o ensaio;

- a estricção ('empescoçamento') e a fratura impedem que grandes deformações sejam alcançadas (45).

A formação do 'pescoço' no corpo de prova em ensaio de tração introduz um complexo estado de tensão e também acarreta em um aumento localizado da taxa de deformação (44). A estricção limita a deformação uniforme mesmo, para deformações menores que 0,3, o que é muito menor do que as deformações normalmente alcançadas durante as operações de conformação a quente, e é frequentemente menor do que a requerida para iniciar o regime de estado estacionário. No 'pescoço' (diferentemente do que ocorre no corpo de prova como um todo), a taxa de deformação aumenta e torna-se não-uniforme e a temperatura pode também aumentar devido ao trabalho de deformação. Então, a tensão de deformação e a taxa de deformação, calculadas baseando-se na deformação uniforme, não são válidas. Além do mais, normalmente, não é possível fazer correções baseando-se no raio instantâneo do 'pescoço', devido a dificuldades práticas, impostas pelo próprio ensaio, em se conseguir tal medida (45).

Alguns trabalhos, como o da referência 48, apresentam alternativas para se determinar a tensão de deformação através de ensaios de tração. Neste trabalho da referência 48, foram medidas as áreas da seção transversal do 'pescoço' de corpos de prova submetidos a ensaios de tração em diferentes deformações (além daquela associada à fratura). Com o acompanhamento da evolução local da força e da área, avaliou-se a deformação, bem como, a taxa de deformação local (no 'pescoço') em função do tempo. Com os dados obtidos, determinou-se curvas tensão-deformação verdadeiras. Como a taxa de deformação variou ao longo dos ensaios, foi utilizada uma equação de estado e

as curvas tensão-deformação foram corrigidas para uma condição de taxa de deformação uniforme.

I.5.2 ENSAIOS DE COMPRESSÃO – DETERMINAÇÃO DA TENSÃO DE DEFORMAÇÃO

A tensão de deformação de um material é influenciada pelos seguintes fatores:

- composição química e microestrutura do material;
- temperatura de deformação, quantidade de deformação e taxa de deformação (14).

Para análise da tensão de deformação, em cujo caso a principal preocupação é a previsão dos esforços necessários numa operação de transformação mecânica, pode-se utilizar diferentes tipos de ensaio, tais como tração, torção e compressão (axissimétrica ou em estado plano de deformação) (14, 45, 47). Os resultados obtidos por meio destes ensaios são curvas tensão real versus deformação real (idealmente obtidas em condições isotérmicas e de taxa de deformação constante).

Vários processos de conformação mecânica (como o de extrusão) envolvem grandes deformações plásticas e são realizados a altas temperaturas, onde a tensão de deformação é muito sensível à taxa de deformação. Logo, os ensaios para determinação da tensão de deformação devem ser realizados sob condições controladas de temperatura e taxa de deformação verdadeira constante (44, 45).

Conforme já mencionado, a curva tensão-deformação real (ou verdadeira), determinada através de ensaios de tração, tem utilidade limitada devido a estricção que restringe a deformação uniforme a níveis de deformação verdadeira inferiores a 0,5. Este fato se torna mais grave no trabalho a quente, onde a pequena taxa de encruamento permite que ocorra estricção para deformações de aproximadamente 0,1 (44).

O ensaio de torção, amplamente utilizado para obtenção de curvas tensão-deformação real, apresenta algumas desvantagens, como por exemplo, o fato de que ocorre uma variação tanto da deformação quanto da velocidade de deformação, no sentido radial do corpo de prova, o que pode tornar imprecisa a análise dos resultados (49).

O ensaio de compressão é o mais apropriado para estudos de trabalho a quente, uma vez que o sistema de tensões é mais próximo do que ocorre nos processos de deformação e nenhuma instabilidade básica, como a estrição, ocorre. Entretanto, o atrito entre as superfícies do corpo de prova e as garras da máquina de ensaio de compressão tem um efeito prejudicial nos resultados (45).

Em compressão axissimétrica, um cilindro de diâmetro inicial D_0 e altura inicial H_0 pode ser comprimido até uma altura H e expandido até um diâmetro D de acordo com a lei de conservação de volume:

$$D_0^2 H_0 = D^2 H \quad [5]$$

Durante a deformação, à medida que o metal se expande sobre as garras de compressão para aumentar seu diâmetro, as forças de atrito se opõem ao escoamento do metal do centro para as extremidades. Essa resistência devido ao atrito ocorre na região do corpo de prova em contato com as garras da máquina de ensaio, enquanto o metal localizado a meia altura do corpo de prova pode escoar na direção radial sem restrição. Isto leva a um estado não uniforme de tensão e deformação. O corpo de prova adquire um perfil em forma de barril e, internamente, uma região de metal não-deformado (zona de deformação restrita), representada pelas partes hachuradas nos cilindros da *figura I.13a*, se forma (44, 50).

À medida que a deformação prossegue, essas zonas em forma de cone se aproximam e se sobrepõem, causando um acréscimo na força para um dado incremento de deformação, e a curva carga-deformação se desloca para cima, como mostra a *figura I.13b*. Para um diâmetro fixo, um corpo de prova mais curto necessitará de uma maior força axial para produzir a mesma deformação que um corpo de prova com maior altura (devido a região não deformada relativamente maior).

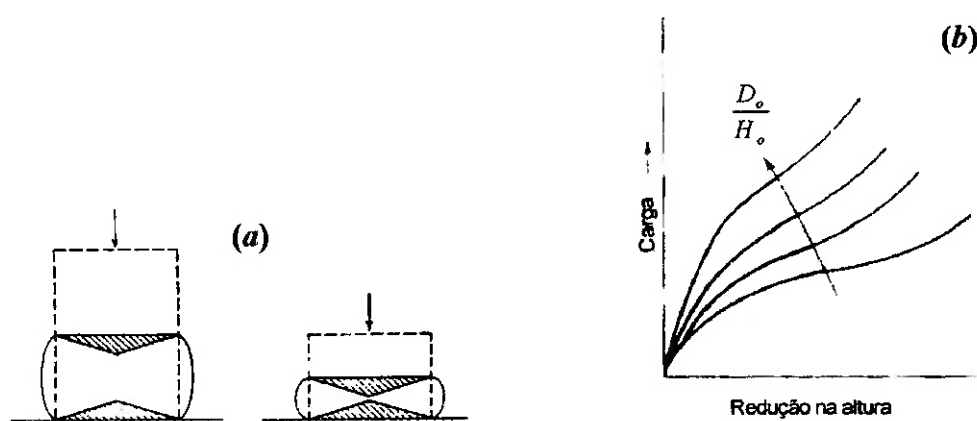


Figura I.13 – (a) Cones de deformação restrita formados devido ao atrito durante ensaio de compressão. (b) Curvas carga-deformação para ensaios de compressão com valores diferentes de D_0/H_0 (44).

Uma maneira de minimizar a deformação não uniforme é utilizar uma baixa relação de D_0/H_0 . Contudo, existe um limite prático de $D_0/H_0 \approx 0,5$, já que abaixo deste valor o corpo de prova pode flambar ao invés de tomar aspecto de barril (44).

O atrito na interface entre o corpo de prova e as garras de compressão pode ser intensamente reduzido pelo uso de um lubrificante adequado (45, 46, 51).

Os ensaios de compressão geralmente fornecem dados de força (carga) em função do deslocamento do travessão da máquina de ensaio (ou altura do corpo de prova). Esse

deslocamento é medido na superfície do corpo de prova ensaiado e, normalmente, deformações longitudinais e transversais são assumidas como sendo uniformes em cada seção transversal, ao longo de todo o comprimento do corpo de prova. A deformação medida na superfície é usualmente assumida como sendo igual à que ocorre internamente (46). A partir dessas informações, a tensão de deformação pode ser calculada em cada estágio de deformação. As seguintes relações são válidas para um ensaio de compressão uniforme (sem atrito) (51):

$$\varepsilon = \ln \frac{H_0}{H_i} \quad [6] \qquad \sigma = \frac{F}{A_i} \quad [7] \qquad \dot{\varepsilon} = \frac{V}{H_i} \quad [8]$$

Onde:

ε = deformação média

H_0 = altura inicial do corpo de prova

H_i = altura instantânea do corpo de prova

σ = tensão de deformação média

F = força compressiva uniaxial

A_i = área instantânea da seção transversal do corpo de prova

$\dot{\varepsilon}$ = taxa de deformação média

V = velocidade de deformação instantânea.

Como já foi dito, a tensão de deformação numa dada deformação varia com a taxa de deformação e a temperatura de deformação; portanto, é muito importante proporcionar ao longo do ensaio temperatura e taxa de deformação constantes. Na maioria das operações de trabalho a quente, as taxas de deformação de interesse estão no intervalo de 10^{-2} a 10^3 s^{-1} .

Geralmente, em condições de temperatura e taxa de deformação constantes, a tensão de deformação inicialmente aumenta de forma bastante rápida com a deformação e, então, torna-se aproximadamente constante a partir de um determinado valor de deformação (e não varia mais com o aumento da deformação). Assim, nos ensaios de deformação a quente (como o de compressão) um 'regime de estado estacionário' é atingido, no qual a taxa de deformação, a temperatura e a tensão de deformação são constantes e independem da deformação (45). A 'condição de regime' ocorre quando um equilíbrio dinâmico é estabelecido entre a taxa de aniquilação de discordâncias (pela restauração dinâmica) e a taxa de geração de discordâncias (pelo encruamento) (52). A tensão na condição de regime é uma importante ferramenta na previsão dos esforços requeridos nos processos de conformação dos metais.

Além de quantificar os esforços em operações de transformação mecânica a quente, as curvas tensão-deformação também são fundamentais para se determinar as equações mecânicas de estudo de trabalho a quente de uma liga, e permitem, ainda, inferir informações a respeito da evolução da microestrutura da liga durante deformação a quente.

1.5.3 EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS DE TRABALHO A QUENTE

O conhecimento das relações quantitativas entre temperatura, taxa de deformação e tensão de deformação é de grande interesse, uma vez que se torna possível prever o comportamento durante o trabalho a quente de determinado material.

Sabe-se que a tensão de deformação de metais e ligas aumenta com o aumento da taxa de deformação e com a diminuição da temperatura de deformação. A correlação de um valor característico de tensão de deformação (tal como a tensão de deformação na

condição de regime) com a temperatura e com a taxa de deformação, durante a deformação a quente, pode ser expressa pela equação mecânica de estado abaixo:

$$f(\sigma_p) = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad [9]$$

Onde:

σ_p = tensão de deformação na condição de regime

Q = energia de ativação para a deformação

R = constante universal dos gases

T = temperatura absoluta.

A função $f(\sigma_p)$ é frequentemente representada por Z e é chamada de parâmetro de Zener-Hollomon, sendo, então, possível representar a equação 9 como:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad [10]$$

A base para a derivação das equações 9 e 10 é a de que, para metais deformados a quente, uma relação de Arrhenius como a abaixo invariavelmente se aplica:

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma_p) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [11]$$

Para baixas tensões de deformação, a função é caracterizada por uma função de potência, de modo que a equação apresentada acima pode ser reescrita como:

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [12]$$

Onde A' e n são constantes independentes da temperatura.

Para o caso de altas tensões de deformação (como as que ocorrem no processo de extrusão), uma função exponencial é aplicável. Então:

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [13]$$

Onde A'' e β são constantes independentes da temperatura.

Considerando-se as equações básicas de fluência dos metais, e baseando-se nas similaridades entre as condições de regime que ocorrem durante fluência e deformação a quente, Sellars e Tegart (citados nas referências 44 e 53) sugerem que quaisquer dados aplicáveis às equações 12 e 13 podem ser aplicados numa equação unificada válida para qualquer valor de tensão de deformação. Assim, emergiu a seguinte equação:

$$\dot{\epsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^{n'} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [14]$$

Onde A , α e n' são constantes independentes da temperatura (53).

Sabe-se que (47), para valores de $\alpha\sigma > 1,2$, a lei exponencial (equação 13) é aplicável, ao passo que quando $\alpha\sigma < 0,8$, vale a lei de potência (equação 12).

Através de ensaios mecânicos (especialmente, compressão e torção) pode-se obter, para um determinado material (determinada liga e condição microestrutural), valores de tensão para diversas condições de temperatura e taxa de deformação. Com esses valores experimentais de tensão, temperatura e taxa de deformação, pode-se determinar os

coeficientes, as constantes das equações constitutivas de trabalho a quente desse material. Assim, utilizando-se as equações constitutivas, consegue-se prever o comportamento a quente do material, em função das variáveis de processo aplicadas.

As equações constitutivas de trabalho a quente representam o comportamento mecânico das curvas tensão-deformação. Valores de tensões, para situações operacionais diferentes daquelas nas quais os ensaios para obtenção das curvas tensão-deformação foram realizados, podem ser obtidos sem a necessidade de realizar interpolação gráfica. O emprego das equações constitutivas permite, facilmente, obter o valor de diversas grandezas de interesse real, como a tensão média de deformação em função da temperatura para uma determinada redução e velocidade de deformação (54).

As equações constitutivas apresentam constantes específicas para diferentes ligas ou diferentes tratamentos termomecânicos, entretanto, esses parâmetros são normalmente calculados somente para valores de tensão máxima (ou tensão na condição de regime) (52).

Na referência 52, as curvas tensão-deformação de uma liga 6060, obtidas por ensaios de torção, não atingiram a condição de regime de estado estacionário. Um aumento acentuado da tensão foi observado até se atingir uma tensão máxima e, então, um “amolecimento” gradual ocorreu com a deformação aumentando. Em deformações maiores, o amolecimento foi relativamente mais acentuado para taxas de deformação menores. Neste trabalho, a equação constitutiva do seno hiperbólico (equação 14) foi usada para descrever as curvas tensão-deformação. Os ensaios foram realizados com taxas de deformação constantes iguais a 0,05, 0,2 e 1,0 s⁻¹, em temperaturas entre 390 e 540°C. As constantes determinadas, $Q = 161\text{kJ/mol}$, $n' = 4,67$ e $A = 0,76301 \times 10^{11} \text{s}^{-1}$, foram as mesmas para cada nível de deformação, e α foi uma função da deformação

($\alpha = 0,03840 + 0,00318 \ln \epsilon$). Com relação à tensão máxima, determinou-se um valor de α igual a 0,035.

Sheppard e Jackson, no trabalho da referência 55, apresentam os valores das constantes que aparecem na equação constitutiva do seno hiperbólico (equação 14) para diversas ligas de alumínio. Os valores de α , n' , A e Q , apresentados neste trabalho, são adequados para descrever a tensão de deformação durante a extrusão das ligas de alumínio. Para a liga 6063 homogeneizada, por exemplo, tem-se: $\alpha = 0,04 \text{MPa}^{-1}$, $n' = 5,385$, $\ln A = 22,5 \text{s}^{-1}$ e $Q = 142 \text{kJ/mol}$ (30, 55).

O trabalho de Braga e Barbosa (54) utiliza a equação 12 para simular o comportamento mecânico a quente de uma liga com 0,7% de Si, 0,3% de Mg, 0,3% de Cr, 0,2% de Fe e 0,2% de Ti (valores em porcentagem em peso). Neste trabalho, ensaios de compressão foram realizados em temperaturas entre 400 e 550°C. As velocidades de deformação foram mantidas constantes e trabalhou-se com 0,0097, 0,095 e 0,63 s^{-1} . Para o cálculo do parâmetro de Zener-Hollomon, utilizou-se $Q = 138 \text{kJ/mol}$.

McQueen e Celliers (56) mostram que ligas com 0,3 a 1,8% de Mg_2Si (% em peso), na condição solubilizada, obedecem a equação exponencial 13; então:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A'' \exp(\beta\sigma) \quad [15]$$

onde $Q = 155 \text{kJ/mol}$, $\beta = 0,22 \text{MPa}^{-1}$ e $A'' = \exp(20,3 - 2,5(\% \text{ em peso de } \text{Mg}_2\text{Si}))$.

No trabalho de Castle e Sheppard (57), a equação descrita acima também se aplica. Para uma liga solubilizada, apresentando, 0,5% de Mg, 0,41% de Si e 0,26% de Fe, determinou-se $\beta = 0,102 \text{MPa}^{-1}$, $A'' = 2,23 \cdot 10^7$, utilizando-se $Q = 160 \text{kJ/mol}$.

A tensão de deformação também foi avaliada, na referência 43, utilizando-se $Q = 160\text{kJ/mol.K}$ para diversas ligas de alumínio. Para a liga 6063, o trabalho da referência 36 apresenta $Q = 158\text{kJ/mol.K}$.

Muitos outros estudos sobre trabalho a quente em ligas de alumínio apresentam o valor de Q (energia de ativação) como sendo de aproximadamente 150kJ/mol (para trabalho a quente). Este é um valor considerado típico da energia de ativação de ligas de alumínio (55, 58).

II OBJETIVO DO TRABALHO

O principal objetivo deste trabalho é conhecer as microestruturas que se desenvolvem durante a homogeneização da liga 6063 e quais são seus efeitos sobre a trabalhabilidade a quente.

As variáveis de homogeneização estudadas foram o tempo, a temperatura e a velocidade de resfriamento após homogeneização. Assim, utilizando-se técnicas de caracterização microestrutural (microscopias óptica e eletrônica de varredura, microanálise pontual por energia dispersiva (EDS) em MEV e difração de raios-X) pôde-se analisar mudanças em termos de distribuição e morfologia de partículas de segunda fase, decorrentes de diversos tratamentos de homogeneização.

A trabalhabilidade a quente, medida através da ductilidade a quente e da tensão de deformação em temperaturas elevadas, foi avaliada mediante ensaios de tração e compressão a quente, em amostras de lingotes DC da liga 6063 na condição bruta de fundição e nas diversas condições de homogeneização.

Assim, com o estudo da trabalhabilidade a quente da liga 6063, torna-se possível não apenas prever o comportamento dessa liga durante as operações de transformação mecânica, como, também, analisar a influência da microestrutura desse material no trabalho a quente (no processo de extrusão, por exemplo).

III PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

III.1 MATERIAL USADO

Para o desenvolvimento do presente trabalho, utilizou-se um tarugo DC da liga 6063, com seis polegadas de diâmetro, na condição como solidificado (apresentando a estrutura bruta de fundição). A composição química deste material, determinada através de espectrometria de emissão óptica, se encontra na *tabela III.1*.

Tabela III.1 – Composição química do tarugo 6063 (valores em % em peso).

Elementos	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Cr	Zn	Ti	Al
% em peso	0,356	0,441	0,200	0,063	0,030	0,008	0,035	0,007	rem.

III.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE HOMOGENEIZAÇÃO

Foram retirados ‘blocos’ transversais do tarugo DC da liga 6063 e alguns desses ‘blocos’ foram cortados em quatro ‘quadrantes’. Cada ‘bloco’ e cada ‘quadrante’ foi submetido a um tratamento térmico de homogeneização diferente, para que, posteriormente, esses materiais já tratados termicamente pudessem ser utilizados na preparação de amostras para caracterização microestrutural (microscopias óptica e eletrônica de varredura e difração de raios-X), amostras para análise térmica (DSC – “Differential Scanning Calorimetry”) e na preparação de corpos de prova para execução de ensaios mecânicos de tração e compressão a quente.

A homogeneização provoca significativas alterações na microestrutura do material bruto de fundição; sendo assim, visando à obtenção de amostras com características microestruturais as mais diversas possíveis, realizou-se diferentes tratamentos térmicos de homogeneização.

As diferentes condições de homogeneização foram:

a) estado bruto de fundição, sem homogeneização; b) homogeneização a 585°C por 2 horas e resfriamento a 350°C/h até temperatura ambiente; c) homogeneização a 585°C por 2 horas e resfriamento a 25°C/s até temperatura ambiente; d) homogeneização a 585°C por 2 horas e resfriamento a 50°C/h até temperatura ambiente; e) homogeneização a 585°C por 8 horas e resfriamento a 350°C/h até temperatura ambiente; f) homogeneização a 550°C por 2 horas e resfriamento a 350°C/h até temperatura ambiente; g) homogeneização a 550°C por 8 horas e resfriamento a 350°C/h até temperatura ambiente; h) homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até temperatura de 350°C, permanência por 1 hora a 350°C e resfriamento ao ar até temperatura ambiente.

Este programa de experiências enfoca as quatro principais variáveis de homogeneização, a saber: temperatura de homogeneização, tempo de homogeneização, velocidade de resfriamento após homogeneização e uso de um “step-cooling” durante homogeneização.

Com o intuito de determinar a melhor maneira de se atingir as taxas de resfriamento das condições de homogeneização propostas e, além disso, controlar as variáveis de homogeneização durante os tratamentos, realizou-se experiências preliminares usando um dos ‘quadrantes’ como referência e um sistema de aquisição de dados para o monitoramento da temperatura durante os tratamentos térmicos.

Neste ‘quadrante’ de referência, fez-se um furo central (1,5mm de diâmetro) para a fixação de um termopar tipo K (cromel-alumel), de modo que este fosse colocado no

centro geométrico da amostra. O termopar foi então acoplado e conectado a um sistema de aquisição de dados, composto por um microcomputador, uma placa conversora analógico/digital e software, sendo utilizado para registrar a evolução da temperatura durante os tratamentos térmicos.

Os tratamentos térmicos preliminares foram feitos em um forno a 585°C, variando-se as condições de resfriamento. Fez-se: resfriamento ao ar, resfriamento em água, no interior do forno com a porta do mesmo fechada e numa caixa com vermiculita. Destas experiências, verificou-se que o tempo de encharque do 'quadrante' é por volta de uma hora; o resfriamento ao ar corresponde a uma taxa de resfriamento de aproximadamente 350°C/h; o resfriamento em água corresponde a um resfriamento de aproximadamente 25°C/s e o resfriamento no interior do forno apresenta uma taxa de aproximadamente 50°C/h. Foram realizadas várias experiências preliminares para a rigorosa determinação das velocidades de resfriamento dos corpos de prova para solubilização ('quadrantes'). Como exemplo, a curva referente ao ciclo térmico de uma amostra aquecida a 585°C e resfriada ao ar, pode ser observada na *figura III.1*.

Não somente as experiências preliminares, mas também os tratamentos térmicos de homogeneização foram monitorados pelo sistema de aquisição de dados, a fim de se garantir que as diversas condições de homogeneização, previamente estabelecidas, fossem atingidas. Vale ressaltar que o tempo de homogeneização corresponde aquele após o material já ter atingido e estabilizado sua temperatura na devida temperatura estipulada ao tratamento em questão, ou seja, após o tempo de encharque.

Alguns 'blocos' e 'quadrantes' do tarugo DC da liga 6063 não foram homogeneizados para preservar a estrutura bruta de fundição; os demais sofreram diferentes homogeneizações, segundo as condições 'b' até 'h', já descritas.

As homogeneizações foram realizadas em duas etapas. Na *primeira etapa de homogeneizações (etapa 1)* tratou-se o material a partir do qual retirou-se as amostras para caracterização microestrutural, as amostras para análise térmica e os corpos de prova para ensaios de tração da série IPT. Na *segunda etapa de homogeneizações (etapa 2)*, tratou-se o material a partir do qual retirou-se novas amostras para caracterização microestrutural, os corpos de prova para ensaios de tração da série Lehigh e os corpos de prova para ensaios de compressão.

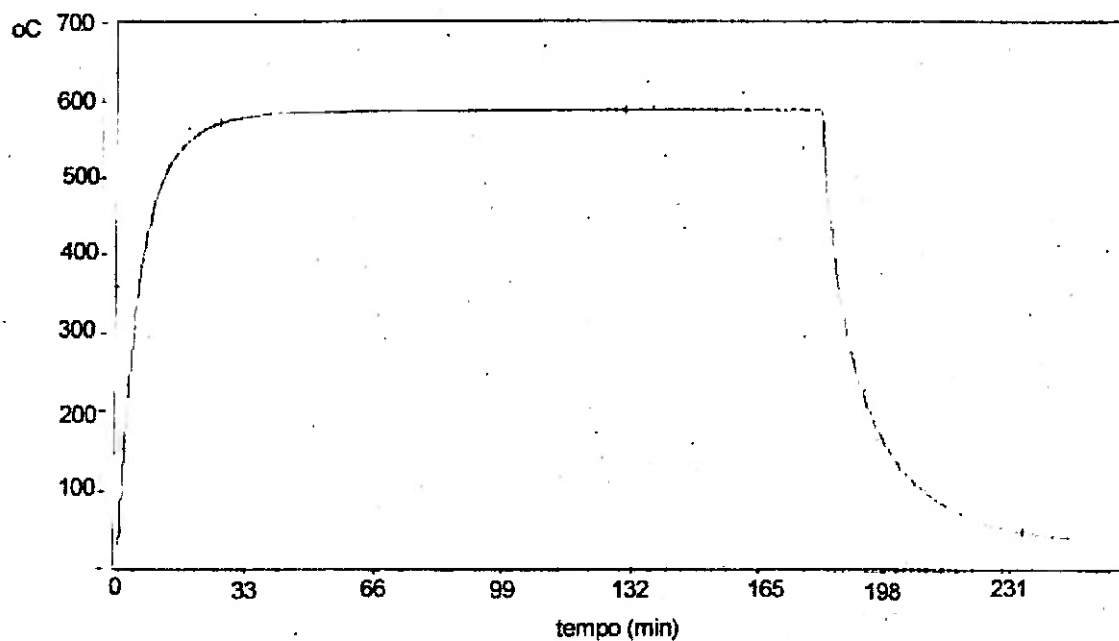


Figura III.1 – Curva temperatura x tempo de tratamento.

Amostra aquecida a 585°C e resfriada ao ar.

III.3 IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS – NOMENCLATURA

Para facilitar a identificação das amostras que foram submetidas a diferentes tratamentos térmicos de homogeneização, foi criada uma nomenclatura referente à cada condição de homogeneização. Esta nomenclatura (legenda) é apresentada na *tabela III.2* a seguir.

Tabela III.2 – Nomenclatura das condições de homogeneização.

Condições de homogeneização	Temperatura de homogeneização	Tempo de homogeneização	Resfriamento até temperatura ambiente	Nomenclatura (Legenda)
'b'	585°C	2 horas	ao Ar	2A
'c'	585°C	2 horas	em Água	2H
'd'	585°C	2 horas	no Forno	2F
'e'	585°C	8 horas	ao Ar	8A
'f'	550°C	2 horas	ao Ar	550/2A
'g'	550°C	8 horas	ao Ar	550/8A
'h'	585°C	2 horas	ao Ar até 350°C +	SC
	350°C	1 hora	ao Ar	
'a'	Bruta de Fundição			BF

III.4 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

A fase seguinte aos tratamentos térmicos foi a preparação das amostras, no estado bruto de fundição e nas diversas condições de homogeneização, para a análise microestrutural. As amostras foram retiradas da região central de cada um dos 'quadrantes', de modo que o plano de observação metalográfica correspondesse ao plano longitudinal do tarugo DC.

Primeiramente, as amostras foram embutidas em baquelite, lixadas em lixadeiras automáticas rotativas, com lixas d'água das seguintes granulometrias: 180#, 240#, 360#,

400# e 600#, nessa ordem. O polimento final das amostras foi feito em politrizes, com pastas diamantadas de granulometrias de 6 μ m, 3 μ m, e 1 μ m, nessa ordem, usando-se álcool etílico como lubrificante.

Preparou-se amostras da *primeira* e da *segunda* etapa de homogeneizações (*etapas 1 e 2*).

Para a caracterização por microscopia óptica, cada amostra polida correspondente à uma diferente condição de homogeneização, foi atacada quimicamente com o reagente Keller's - 5,0ml de HNO₃ (conc.); 3,0ml de HCl (conc.); 2,0ml de HF (48%); 190ml de água. Amostras referentes às condições BF e 8A também foram atacadas com o reagente HF 1% a fim de que esse ataque fosse comparado ao ataque com Keller's, em termos de revelação da microestrutura. Notou-se que ambos os ataques revelam com nitidez as microestruturas que se desenvolvem durante os tratamentos térmicos de homogeneização, em termos de microsegregação e distribuição de partículas de segunda fase, e, assim, optou-se pelo uso do reagente Keller's como o padrão neste trabalho.

Para a caracterização por MEV (microscopia eletrônica de varredura), as amostras da primeira etapa de homogeneizações, já mencionadas, foram novamente lixadas e polidas, e o ataque foi dispensado. Como as amostras foram embutidas em baquelite, utilizou-se cola de prata nas mesmas para permitir o contato elétrico necessário à observação no microscópio eletrônico de varredura.

III.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

III.5.1 MICROSCOPIAS ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA

Conforme mencionado anteriormente, as amostras referentes a cada uma das diversas

condições de homogeneização foram preparadas para serem caracterizadas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV), com o intuito de se analisar as mudanças, em termos de distribuição e morfologia de partículas de segunda fase, ocasionadas pelas homogeneizações.

(Além de atuar na solubilização e redistribuição dos precipitados, a homogeneização dos lingotes de alumínio e suas ligas visa eliminar a microsegregação oriunda da solidificação. No entanto, análises referentes à elementos de liga em solução sólida não foram realizadas. O estudo da microsegregação não faz parte do escopo deste trabalho).

A caracterização óptica foi feita no microscópio óptico Neophot 30 - CARL ZEISS - JENA, disponível no IPT. A caracterização por microscopia eletrônica foi feita no microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM - 6300, disponível no IPT. Os intermetálicos presentes nas amostras foram caracterizados quanto à sua composição química por microanálise pontual por energia dispersiva (EDS - "Energy-Dispersive X-Ray Spectrometer") em MEV. Nestas análises, foi utilizada uma tensão de aceleração do feixe eletrônico de 10 kV e uma corrente do feixe de cerca de 1nA.

III.5.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Como a inequívoca caracterização das fases interdendríticas não é possível por microscopia óptica e nem mesmo por EDS/MEV, foi aplicada a técnica de análise por difração de raios-X.

Amostras com 2cm de diâmetro e 2mm de espessura foram preparadas a partir dos 'quadrantes' referentes às condições de homogeneização BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC. As amostras tiveram suas superfícies lixadas em lixadeiras automáticas rotativas, com lixas d'água das seguintes granulometrias: 180#, 240#, 360#, 400# e 600#, nessa ordem. Uma

das faces de cada amostra foi polida em politrizes com pastas diamantadas de granulometrias de 6 e 3 μ m, nessa ordem, usando-se álcool etílico como lubrificante.

A caracterização por difração de raios-X foi realizada em um equipamento Rigaku, modelo DMAX-2000, disponível no IPEN – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Utilizou-se radiação Cu K- α , 40kV, 20mA.

III.6 ANÁLISE TÉRMICA – DSC

Visando identificar as temperaturas nas quais ocorrem transformações de fase, durante o aquecimento da liga 6063, foram feitas análises utilizando-se calorimetria diferencial de varredura (DSC – “Differential Scanning Calorimetry”).

Foram preparadas amostras com aproximadamente 4mm de diâmetro e 3mm de espessura, referentes às diversas condições de homogeneização. As amostras foram lixadas manualmente em lixa d’água de granulometria 400#, para garantir a planicidade e o paralelismo das superfícies.

Os ensaios de DSC foram feitos em um equipamento Netchsze modelo STA 409C. Esse equipamento mede e compara a variação de temperatura de uma amostra durante um ciclo térmico, em relação a um outro material inerte (amostra de referência). Por ser extremamente sensível, ele pode detectar pequenas alterações na temperatura do material causadas por transformações endo ou exotérmicas, tais como fusão, solidificação, precipitação, podendo até, dependendo da sensibilidade do termopar escolhido, quantificar alterações advindas de transformações no estado sólido que gerem discretas variações de energia, tais como recuperação e recristalização.

As amostras da liga 6063 foram colocadas em cadinhos de alumina (Al_2O_3) previamente aquecidos até 1500°C , sendo que no cadinho de referência foi usada alumina em pó. O termopar usado foi do tipo S (platina/platina-10% ródio). Os ciclos térmicos foram estabelecidos partindo-se da temperatura ambiente (aproximadamente 25°C) até 700°C , sempre a uma taxa de aquecimento de $10^\circ\text{C}/\text{min}$. Foi usado um fluxo constante de argônio para manter a atmosfera do forno inerte.

III.7 ENSAIOS MECÂNICOS

As duas principais características que controlam a trabalhabilidade a quente de um metal são a ductilidade e a resistência (ou tensão de deformação) em temperaturas elevadas (47).

No presente trabalho, a ductilidade, que é a capacidade de uma liga ser deformada plasticamente sem apresentar fissuras ou danos, foi avaliada mediante a redução de área de corpos de prova fraturados em ensaios de tração a quente. A resistência a deformação, medida pela tensão de deformação, foi avaliada através de curvas tensão-deformação obtidas por ensaios de compressão a quente. Ambos os ensaios, tração e compressão, foram realizados em temperaturas relevantes ao processo de extrusão.

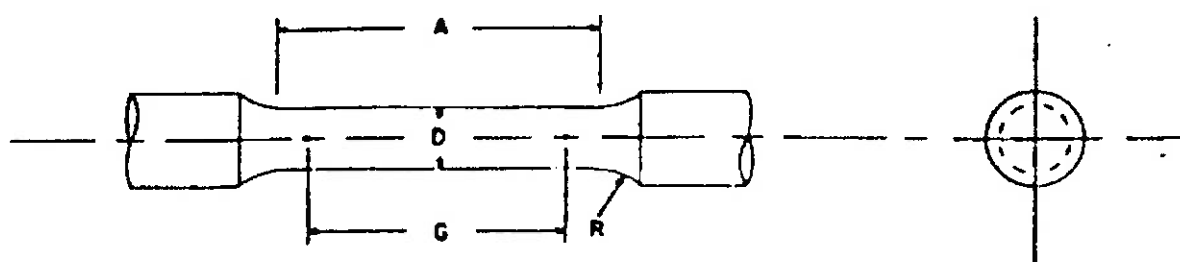
(A temperatura é a variável de processo mais importante na extrusão das ligas de alumínio. Para a liga 6063, a temperatura típica de pré-aquecimento do tarugo para extrusão é 460 , 480°C , o ferramental é geralmente mantido a uma temperatura 50°C inferior à temperatura do tarugo, e a temperatura emergente (na saída da prensa de extrusão) não deve ultrapassar a temperatura de fusão das fases eutéticas (11, 14, 37)).

III.7.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE / SÉRIE IPT

A partir das análises metalográficas, diferentes condições de homogeneização foram selecionadas para serem aplicadas em amostras do tarugo da liga 6063, visando a realização de ensaios de tração a quente. Devido à influência pouco significativa das homogeneizações feitas a 550°C na alteração da microestrutura do material bruto de fundição, as amostras para ensaios de tração a quente não foram tratadas nessas condições.

Foram usinados corpos de prova (CPs) de 9,0mm de diâmetro x 45,0mm de comprimento útil, rosqueados nas extremidades (conforme desenho apresentado na *figura III.2*), para as condições de homogeneização BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC, mencionadas anteriormente.

Os ensaios de tração a quente da série IPT foram realizados na máquina MTS Sintech 30/D, com capacidade de 15 toneladas, disponível no IPT. O forno acoplado a esta máquina é o MTS, modelo 652.01 D. O método de ensaio de tração que foi utilizado é o de tração sem extensômetro. A *figura III.3* mostra o equipamento utilizado nos ensaios de tração da série IPT.



- A - comprimento do corpo de prova (54mm)
- G - comprimento útil do corpo de prova (45.0 ± 0.1 mm)
- D - diâmetro do corpo de prova (9.0 ± 0.05)
- R - raio de concordância (8mm)

Figura III.2 – Desenho esquemático.

Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração da série IPT.



Figura III.3 – Máquina MTS Sintech 30/D - equipamento utilizado nos ensaios de tração da série IPT.

Visando calibrar o aparato experimental para ensaios de tração a quente, foram realizados ensaios preliminares. Devido a desajustes na temperatura do forno, inicialmente, o rompimento dos corpos de prova se dava sempre na região superior do forno e do corpo de prova (CP), fora do comprimento útil. Após análises destes ensaios, concluiu-se que isto ocorria porque esta região estava sendo mais aquecida. Com o intuito de eliminar este problema, dispendeu-se um longo tempo na execução de uma série de ensaios de controle e ajuste de temperatura (através da alteração da programação das três zonas de aquecimento do forno), a fim de garantir a homogeneidade da temperatura de ensaio ao longo do comprimento útil do CP.

Para tanto, utilizou-se um CP de referência instrumentado com cinco termopares. Dois dos termopares foram responsáveis pela leitura da temperatura interna do CP, sendo fixados

nas extremidades do mesmo. Os outros três foram fixados na superfície do CP, fazendo as leituras correspondentes às partes superior, central e inferior, externas do CP. O forno de aquecimento é intermitente e dividido em três zonas de aquecimento. Cada uma das três zonas de aquecimento do forno é controlada por um desses termopares externos. As resistências do forno são ligadas e desligadas em função da temperatura registrada por esses termopares externos (que estão conectados ao forno e fixados no CP).

Foram realizados diversos destes ensaios de controle e ajuste de temperatura (construindo-se curvas temperatura de aquecimento x tempo de ensaio de controle), a partir dos quais foi possível um melhor ajuste da temperatura nas três resistências do forno, garantindo um aquecimento mais homogêneo do CP.

A otimização do ajuste da temperatura, conseguida por esses ensaios de controle, pode ser observada na *figura III.4*. A *figura III.4a* representa a curva de aquecimento de um CP (preso na máquina de ensaio de tração) antes de se atingir um ajuste adequado da temperatura; a *figura III.4b* corresponde à curva de aquecimento de um CP, obtida depois de um melhor ajuste (otimização) da temperatura nas três resistências do forno.

Os corpos de prova (referentes a cada uma das condições de homogeneização) foram submetidos a ensaios de tração nas seguintes temperaturas: 500, 550, 575, 600, 625 e 650°C (temperaturas nominais). Como a liga 6063 é uma liga típica do processo de extrusão, essas temperaturas de ensaio foram escolhidas por serem relevantes ao processo de extrusão. Durante os ensaios de tração, foi feito o monitoramento da temperatura do forno com o intuito de se garantir que a temperatura efetiva de ensaio fosse atingida pelos CPs.

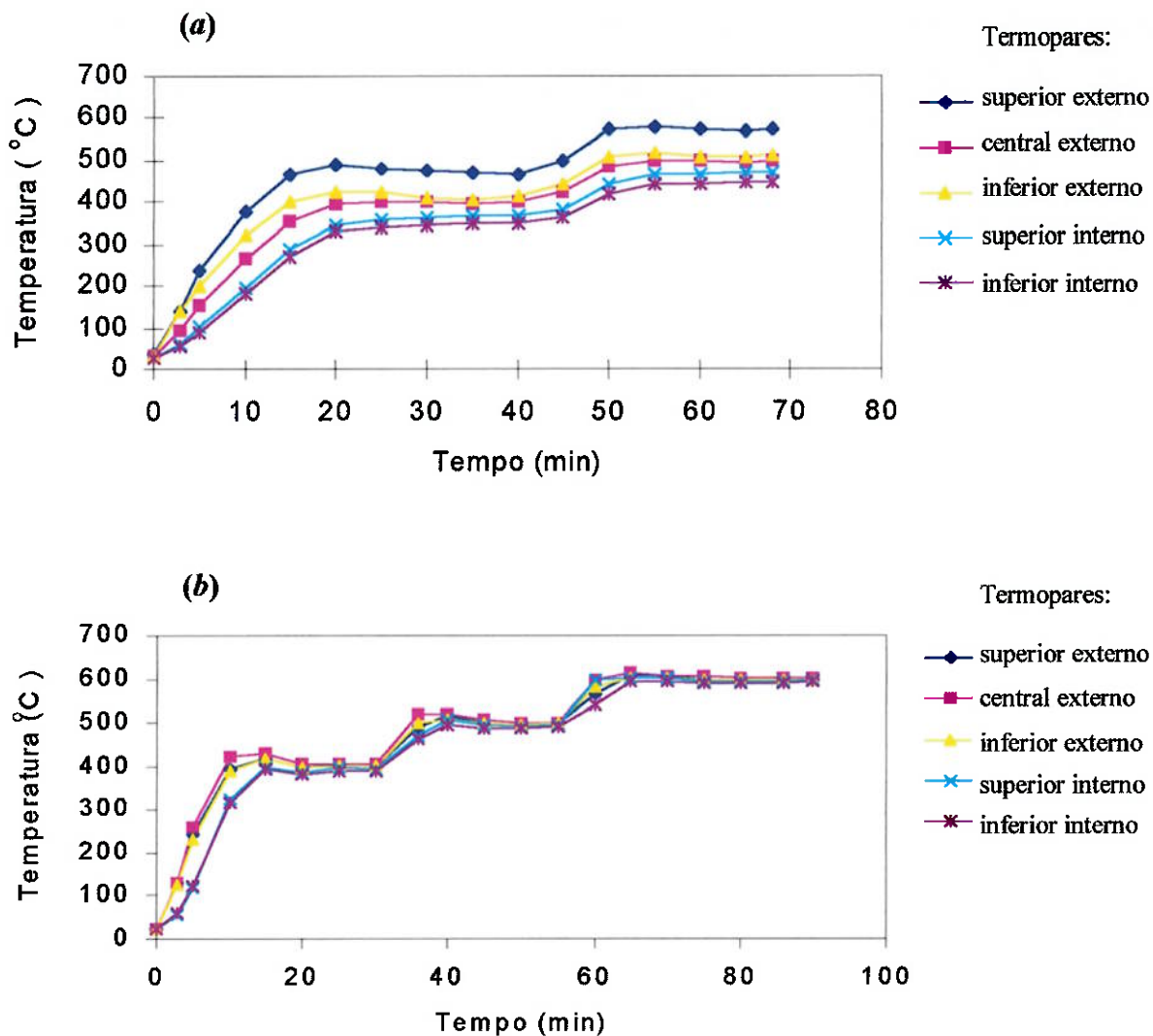


Figura III.4 – Curvas temperatura x tempo de aquecimento / série IPT.

(a) antes da otimização da temperatura nas três resistências do forno;

(b) após a otimização da temperatura.

A figura III.5 ilustra o monitoramento da temperatura de um CP na condição BF, ensaiado a 500°C (temperatura nominal). Vale ressaltar que o forno utilizado nos ensaios de tração da série IPT propiciou um aquecimento bastante lento dos CPs (em torno de 50 minutos até a temperatura de início de ensaio) e os ensaios duraram, em média, 3 minutos.

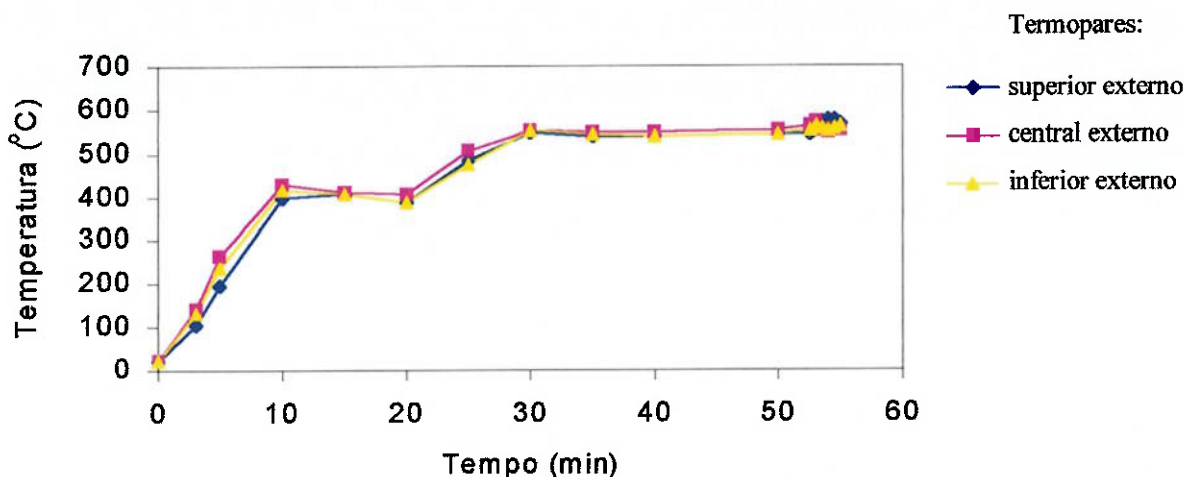


Figura III.5 – Curvas temperatura x tempo de ensaio / série IPT.

CP referente a condição BF; ensaio realizado a 500°C (temperatura nominal).

Na execução dos ensaios de tração, trabalhou-se com uma velocidade média de deslocamento do travessão (da máquina de ensaio) igual a 20mm/min, velocidade típica dos ensaios de tração realizados neste equipamento. Esta velocidade corresponde a uma taxa média de deformação inicial de $0,0074 \text{ s}^{-1}$.

A trabalhabilidade a quente, medida pela ductilidade a quente, foi avaliada através da redução de área (RA) dos corpos de prova fraturados, em função da temperatura de ensaio. Os valores das reduções de área dos CPs foram obtidos utilizando-se um projetor de imagem, a partir do qual se mede o diâmetro do CP fraturado em precisão de 10^{-3} mm .

Devido ao elevado número de ensaios realizados, apenas alguns puderam ser repetidos para avaliar suas reprodutibilidades. Com os resultados dos ensaios repetidos (comportamento das curvas força x deslocamento e redução de área dos CPs), observou-se razoável reprodutibilidade dos ensaio de tração a quente da série IPT.

III.7.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE – SÉRIE LEHIGH

Sabe-se que o equipamento disponível no IPT, para a execução dos ensaios de tração a quente, conduz a aquecimentos muito lentos dos corpos de prova, ou seja, gasta-se muito tempo (por volta de 50 minutos) para que o CP alcance a temperatura de ensaio desejada; assim, o CP permanece por um longo período de tempo em temperaturas elevadas até a estabilização na temperatura de ensaio. Este tempo excessivo pode causar mudanças microestruturais, alterando as características (em termos de microestrutura) obtidas pelas diferentes homogeneizações. Visando eliminar o efeito do aquecimento lento dos CPs e, também, objetivando-se trabalhar com outras condições de ensaio (especialmente, taxa de deformação), foram efetuados ensaios de tração a quente na Universidade Lehigh, Pensilvânia, EUA.

Os ensaios da série Lehigh foram executados na máquina Gleeble – modelo 1000 HAZ, um simulador termo-mecânico produzido pela Dynamic Systems Inc. A Gleeble usa aquecimento por resistência no próprio corpo de prova e um pistão servo-hidráulico para reproduzir condições de temperatura e deformação que os materiais sofrem durante processos de deformação a quente, como, por exemplo, o de extrusão. Nos ensaios de tração, garras resfriadas com água seguram as extremidades do corpo de prova e garantem uma “zona de trabalho” onde a temperatura é mantida constante. Esta “zona de trabalho” é a área central do CP, que fica entre as garras e corresponde a 30mm de comprimento (corresponde ao comprimento útil do corpo de prova).

Um termopar tipo K, introduzido no centro do CP, faz o monitoramento da temperatura durante o ensaio. Como as garras são refrigeradas, o centro do CP fica sempre a uma temperatura mais alta em relação às extremidades, garantindo que o rompimento, fratura, do CP ocorra sempre nesta região central durante o ensaio de tração. A Gleeble é apresentada em detalhes na *figura III.6*.

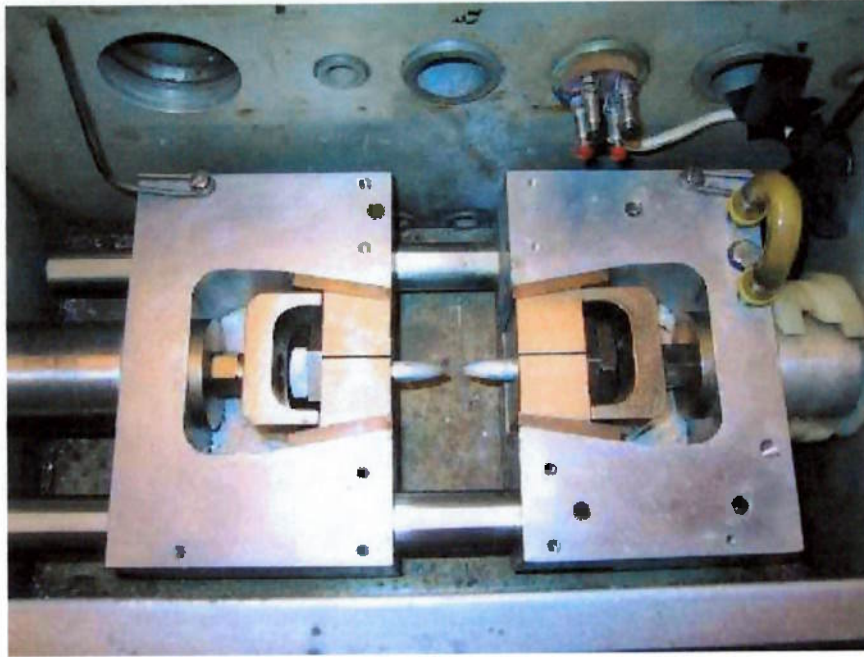


Figura III.6 – Máquina Gleeble - equipamento utilizado nos ensaios de tração da série Lehigh.

Nos ensaios da série Lehigh, o CP atinge a temperatura de ensaio em aproximadamente 50 segundos de aquecimento. Este rápido aquecimento permite que as características microestruturais de cada CP sejam preservadas (não ocorrem alterações, em termos de microestrutura, das condições de homogeneização dos corpos de prova). Uma curva temperatura x tempo de ensaio, de um CP da condição 2H, ensaiado a 550°C (temperatura de início de ensaio), pode ser observada na *figura III.7* e ilustra o rápido aquecimento promovido pela Gleeble. Os ensaios de tração da série Lehigh ocorreram em menos de 2 segundos.

Como o aquecimento usado na Gleeble é por efeito Joule no corpo de prova, uma grande quantidade de corrente passa pelo CP durante o ensaio. Quando o CP tracionado fratura, nas duas partes do CP fraturado pode-se formar um arco elétrico e fundir a

superfície de fratura. Portanto, para evitar a formação do arco, altas velocidades de deslocamento do pistão são requeridas.

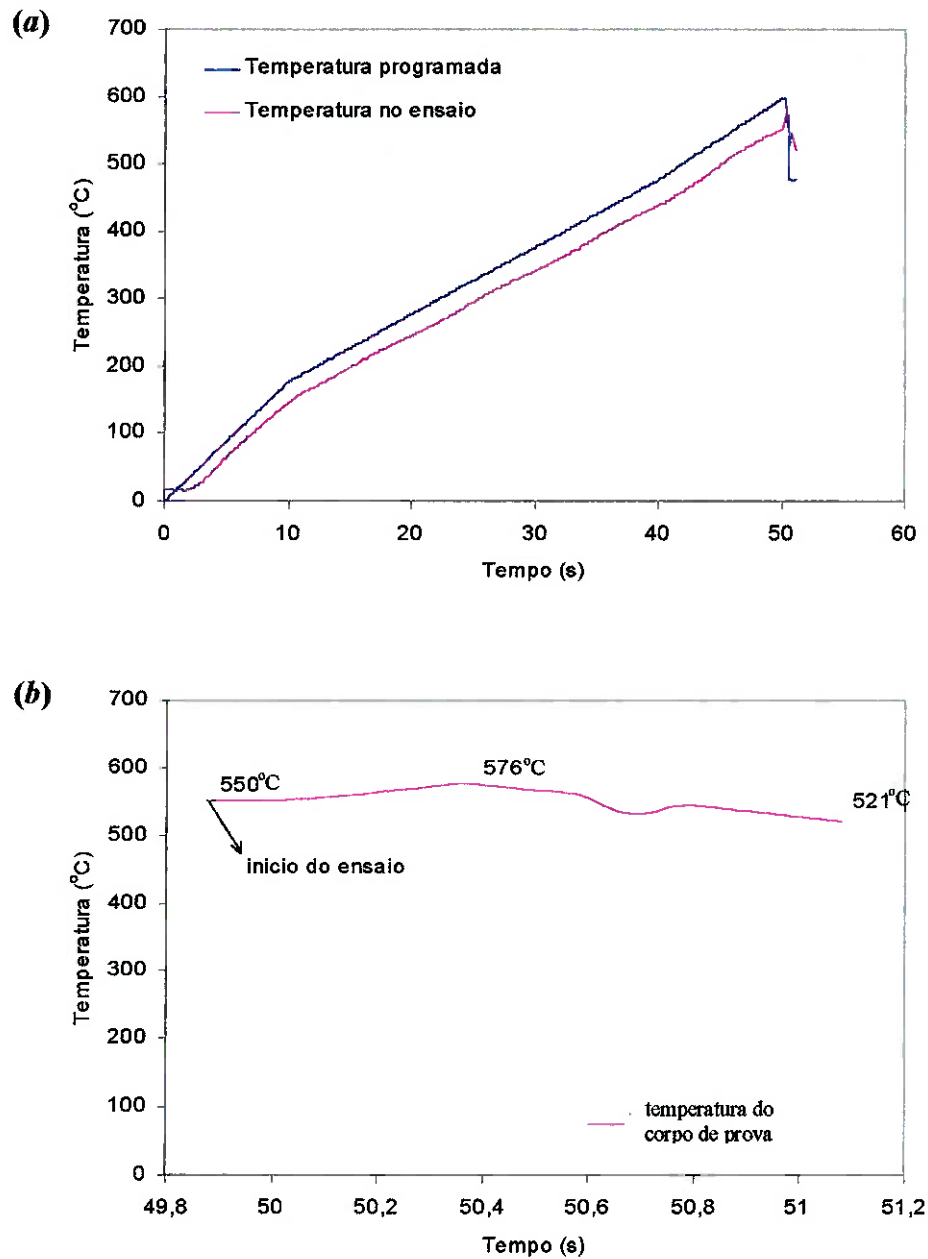


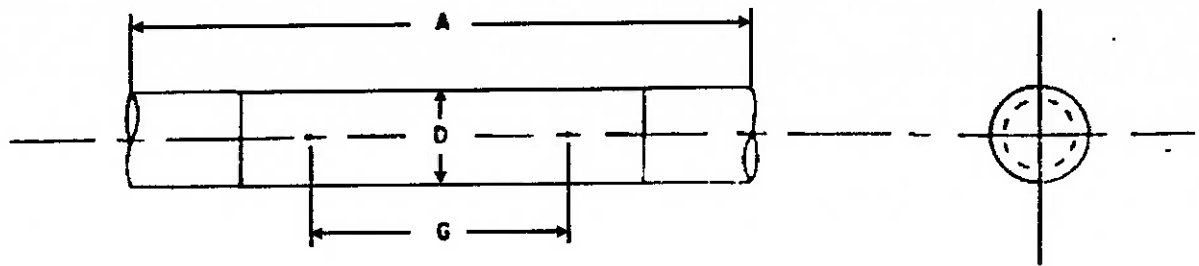
Figura III.7 – Curvas temperatura x tempo de ensaio / série Lehigh. (a) aquecimento de um CP da condição 2H; (b) temperatura do CP durante o ensaio propriamente dito.

Os ensaios de tração da série Lehigh foram realizados com uma velocidade média de deslocamento do pistão igual a 25mm/s (~ 75 vezes superior à velocidade utilizada nos ensaios da série IPT), velocidade máxima atingida por este equipamento. Esta velocidade corresponde a uma taxa média de deformação inicial de $0,83 \text{ s}^{-1}$ (~ 112 vezes superior à taxa média de deformação inicial dos ensaios da série IPT).

As temperaturas nominais escolhidas para os ensaios de tração da série Lehigh foram 500, 525, 550, 575 e 600°C (temperaturas relevantes ao processo de extrusão). Não foi possível realizar ensaios em temperaturas superiores a 600°C porque ocorre o problema de formação do arco elétrico quando os ensaios são feitos em temperaturas muito elevadas (como temperaturas superiores a 600°C), mesmo utilizando-se uma alta velocidade de deslocamento do pistão. Também, nas condições de ensaio utilizadas nesta série, temperaturas de ensaio superiores a aproximadamente 575°C provocaram grande diminuição de ductilidade a quente da liga estudada.

Através dos ensaios de tração da série IPT, verificou-se que as condições de homogeneização BF, 2A, 2H e 8A são as mais relevantes aos nossos estudos (em termos de alterações microestruturais provenientes das homogeneizações) e, portanto, foram as escolhidas para a realização dos ensaios de tração da série Lehigh. Usinou-se corpos de prova cilíndricos com 10,0mm de diâmetro e 120mm de comprimento (*figura III.8*), rosqueados nas extremidades.

Os ensaios desta série foram realizados no exterior e uma grande quantidade de corpos de prova precisou ser utilizada em testes de ajuste do ensaio na máquina de tração; testes estes, não previstos quando da preparação dos CPs no Brasil. Sendo assim, não foi possível realizar a repetição dos ensaios para análise de suas reprodutibilidades. Entretanto, sabe-se (59, 60) que a reprodutibilidade deste tipo de ensaio (realizado na Gleeble - Lehigh) é boa, desta forma, considerou-se confiáveis os resultados obtidos.



- A - comprimento total do corpo de prova (120mm)
- G - comprimento útil do corpo de prova (30mm)
- D - diâmetro do corpo de prova ($10.0 \pm 0.05\text{mm}$)

Figura III.8 – Desenho esquemático.

Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração da série Lehigh.

III.7.3 ENSAIOS DE COMPRESSÃO A QUENTE

Os corpos de prova para ensaios de compressão foram usinados a partir de amostras do tarugo DC tratadas nas condições de homogeneização BF, 2A, 2H e 8A. Novamente, através das análises dos ensaios de tração a quente, observou-se que estas são as condições de homogeneização de maior relevância para os nossos estudos, portanto, foram também as condições utilizadas nos ensaios de compressão.

Com o intuito de minimizar a deformação não uniforme (formação de um perfil de barril) em CPs submetidos a ensaios de compressão, a literatura (44, 45) sugere que os mesmos apresentem uma baixa relação D_0/H_0 (D_0 = diâmetro inicial do corpo de prova, H_0 = altura inicial do corpo de prova), respeitando um limite prático de $D_0/H_0 \approx 0,5$ (já que abaixo desse valor o corpo de prova pode flambar ao invés de tomar aspecto de barril). Assim, preparou-se corpos de prova cilíndricos, com 16mm de diâmetro e 24mm de altura.

Os ensaios de compressão (assim como os ensaios de tração da série IPT) foram realizados na máquina MTS Sintech 30/D, com capacidade de 15 toneladas, disponível no IPT. Foram usinadas as garras necessárias à adaptação desta máquina de tração para execução dos ensaios de compressão. O equipamento envolvido nestes ensaios pode ser observado na *figura III.9*.

O método de ensaio de compressão que foi empregado é o de compressão axissimétrica e utilizou-se uma velocidade média de deslocamento do travessão igual a 8mm/s. Esta velocidade é a máxima velocidade conseguida pela máquina de ensaio e corresponde a uma taxa média de deformação inicial de $0,33 \text{ s}^{-1}$.

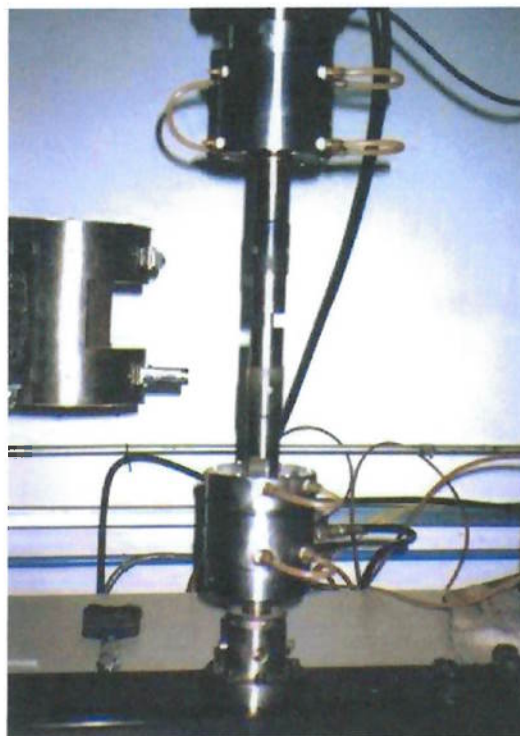


Figura III.9 – Máquina MTS Sintech 30/D - equipamento utilizado nos ensaios de compressão.

Em estudos da literatura (17, 36, 39, 43, 45, 52, 54, 55, 56, 61), os ensaios para análise da tensão de deformação das ligas Al-Mg-Si (ensaios de torção e compressão) foram realizados em temperaturas na faixa de 290 a 590°C. Assim, neste trabalho, corpos de prova (referentes a cada uma das condições de homogeneização escolhidas) foram ensaiados nas temperaturas nominais de 300, 400, 500 e 575°C. Essas temperaturas foram monitoradas através do sistema de aquisição de dados acoplado ao equipamento de ensaio, com o uso de termopares de 1,5mm de diâmetro, que foram introduzidos no interior dos corpos de prova de compressão (sendo responsáveis pela leitura da temperatura no centro geométrico dos CPs durante os ensaios).

Para garantir a reprodutibilidade dos ensaios, repetiu-se 3 vezes os ensaios de compressão realizados a 300 e a 400°C, e 2 vezes os ensaios realizados a 500 e a 575°C.

Nos ensaios de compressão, diferentemente dos ensaios de tração da série IPT, o aquecimento dos CPs até a temperatura de ensaio foi relativamente rápido, variando de 2 a 4 minutos (em função da temperatura requerida). Isto porque os CPs eram colocados na máquina após o forno já ter atingido a temperatura de ensaio escolhida, e, como os termopares puderam ser introduzidos no interior dos CPs a serem ensaiados, assim que os mesmos atingiam a temperatura estipulada, o ensaio já era iniciado (independentemente da temperatura do forno estar estabilizada ou não). Uma curva típica do aquecimento de um CP para ensaio de compressão a 300°C (temperatura de início do ensaio) é apresentada na *figura III.10*. A *figura III.11* mostra curvas típicas de como variou a temperatura dos CPs durante os ensaios. Observa-se, que o ensaio é realizado em menos de 3 segundos.

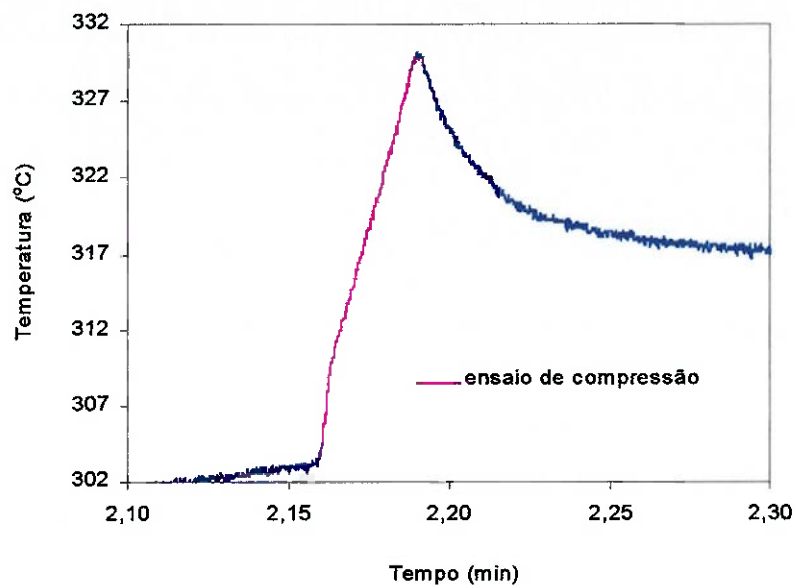


Figura III.10 – Curva temperatura x tempo. Ensaio de compressão iniciado após 2 minutos e 10 segundos de aquecimento. Corpo de prova da condição 2A.

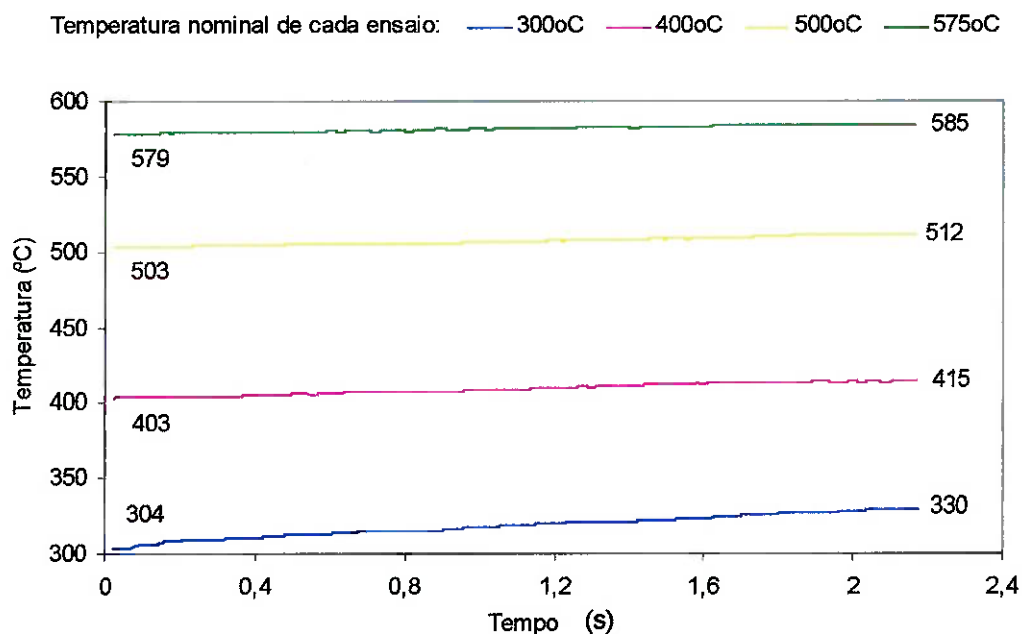


Figura III.11 – Variação da temperatura em função do tempo de ensaio. Ensaios de compressão realizados em corpos de prova da condição 2A.

Os ensaios de compressão forneceram dados de força em função do deslocamento do travessão da máquina de ensaio, e assim, foram obtidas curvas de força (kN) x deslocamento (mm). Para transformar as curvas obtidas em curvas tensão real x deformação real, utilizou-se a área da seção transversal instantânea de cada CP ao longo do ensaio, calculada para cada deformação. Este cálculo foi feito baseando-se na lei de conservação de volume e aplicou-se a seguinte fórmula:

$$A_i = A_0 \left(\frac{H_0}{H_i} \right) \quad [16]$$

Onde:

A_i = área instantânea média da seção transversal do CP (mm²)

A_0 = área inicial da seção transversal do CP (mm²)

H_0 = altura inicial do CP (mm)

H_i = altura instantânea do CP (mm).

Durante a deformação, à medida que o metal se expande sobre as garras de compressão para aumentar seu diâmetro, as forças de atrito se opõem ao escoamento do metal. Essa resistência devido ao atrito ocorre na região do corpo de prova em contato com as garras da máquina de ensaio, enquanto o metal localizado a meia altura do corpo de prova pode escoar na direção radial sem restrição. Com o decorrer do ensaio, a área da seção transversal vai aumentando das superfícies em direção ao centro do CP. Assim, a área determinada pela equação 16 fornece um valor médio da área instantânea da seção transversal do CP.

Os valores de A_0 e H_0 são conhecidos (foram medidos para cada CP) e os valores de H_i foram determinados pela fórmula:

$$H_i = H_o - Desl \quad [17]$$

onde, *Desl* corresponde ao deslocamento do travessão da máquina de ensaio.

Sabe-se que:

$$\sigma_m = \frac{F \times 1000}{A_i} \quad [18] \qquad \varepsilon = \ln\left(\frac{H_o}{H_i}\right) \quad [19]$$

Sendo:

σ_m = tensão média de deformação medida (MPa)

F = força medida (kN)

ε = deformação média.

Através das equações 18 e 19 foi possível obter as curvas tensão média real x deformação média real.

Os valores de σ_m (tensão média de deformação medida), que consideram o aumento da área da seção transversal dos CPs, também consideram o efeito do atrito nas interfaces ferramentas (garras da máquina de ensaio) - corpo de prova. Desta forma, a tensão média de deformação medida deve ser corrigida para se eliminar o efeito do atrito.

As forças de atrito desenvolvidas entre a peça e as ferramentas de conformação são considerações importantes no trabalho mecânico dos metais. No entanto, para efeito dos nossos estudos, a tensão de deformação que queremos determinar para a liga 6063 deve estar isenta de variáveis de processo; assim, há a necessidade de eliminar o efeito da força de atrito.

Para compressão axissimétrica, o efeito da força de atrito pode ser avaliado utilizando-se a equação 20 proposta por Caddell (50), que relaciona a tensão média de compressão com a

tensão de escoamento, a tensão de cisalhamento e as dimensões do corpo de prova:

$$\sigma_m = \sigma_1 + \frac{2Kr}{3H} \quad [20]$$

Onde:

σ_m = tensão média de deformação medida (MPa) / tensão média de compressão

σ_1 = tensão média de deformação corrigida para o atrito (MPa) / tensão normal de escoamento

K = tensão de cisalhamento

r = raio do corpo de prova (mm)

H = altura do corpo de prova (mm).

Para as nossas condições de ensaio: $r = 8\text{mm}$ e $H = 24\text{mm}$.

Pelo critério de Von Mises, admite-se que $K = \frac{\sigma_1}{\sqrt{3}}$, então:

$$\sigma_1 \cong \sigma_m \times 0,886 \quad [21]$$

O equipamento utilizado nos ensaios mecânicos apresenta uma velocidade de descida do travessão constante, o que implica em uma variação crescente da taxa de deformação ao longo do ensaio. Este efeito é exemplificado na *figura III.12*, que mostra a variação da taxa média de deformação em função do tempo, para um ensaio de compressão realizado a 300°C (temperatura nominal) num CP da condição BF. Desta forma, por meio de equações matemáticas, foi efetuada uma correção nas curvas tensão x deformação para se eliminar o efeito de deformação variável, obtendo-se, então, curvas para taxa de deformação constante.

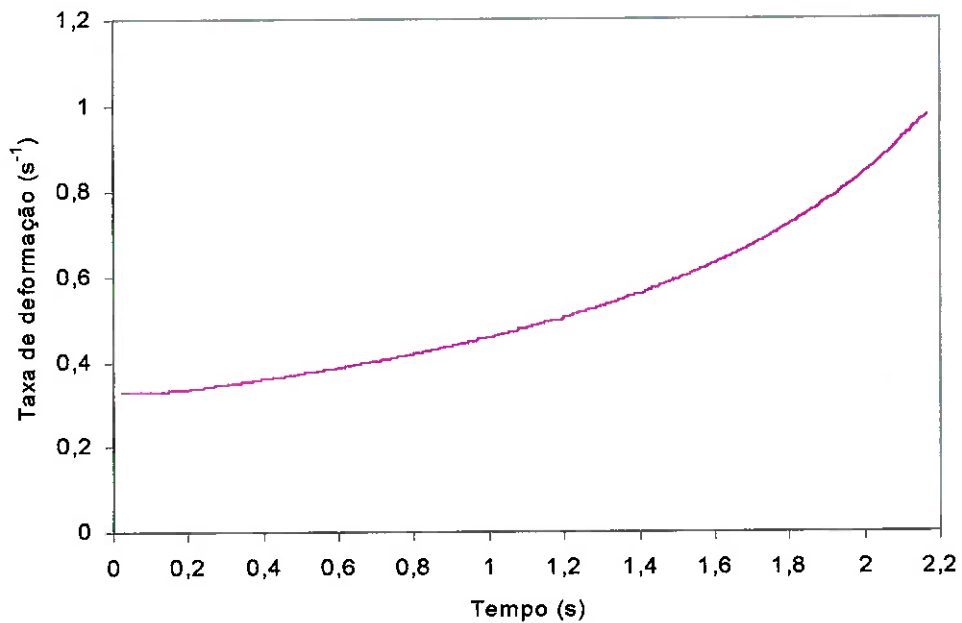


Figura III.12 – Variação da taxa média de deformação em função do tempo de ensaio. CP da condição BF, ensaio de compressão realizado a 300°C (temperatura nominal).

A equação de correção (que relaciona a tensão com as condições de processamento) utilizada foi:

$$\sigma_2 = \left(\frac{(\beta\sigma_1) + \ln Z_2 - \ln Z_1}{\beta} \right) \quad [22]$$

Sendo que:

σ_2 = tensão média corrigida (MPa) ou tensão média calculada

σ_1 = tensão média de deformação corrigida para o atrito (MPa) - calculada pela equação 21

β = constante da liga (MPa⁻¹)

Z_1 = parâmetro de Zener-Hollomon medido

Z_2 = parâmetro de Zener-Hollomon pré-estabelecido.

Sabe-se que o parâmetro de Zener-Hollomon é determinado pela equação 10 apresentada na revisão bibliográfica; então:

$$Z_1 = \dot{\epsilon}_1 \exp\left(\frac{Q}{RT_1}\right) \quad [23]$$

$$Z_2 = \dot{\epsilon}_2 \exp\left(\frac{Q}{RT_2}\right) \quad [24]$$

Onde, neste trabalho:

$\dot{\epsilon}_1$ = taxa média de deformação medida (s^{-1})

$\dot{\epsilon}_2$ = taxa média de deformação pré-estabelecida = $0,5s^{-1}$

T_1 = temperatura média medida (K)

T_2 = temperatura de ensaio pré-estabelecida = 573, 673, 773 ou 848K

Q = energia de ativação para a deformação = 150kJ/mol.K

R = constante universal dos gases = 8,314J/mol.K.

Muitos estudos sobre trabalho a quente em ligas de alumínio apresentam o valor de Q como sendo de aproximadamente 150kJ/mol (para trabalho a quente) (55, 58); assim, neste trabalho, também se utilizou este valor de energia de ativação nos cálculos de Z_1 e Z_2 .

Na maioria das operações de trabalho a quente, as taxas de deformação de interesse estão no intervalo de 10^{-2} a $10^3 s^{-1}$ (45); desta forma, nos nossos estudos, optou-se pelo estabelecimento de uma taxa de deformação constante igual a $0,5s^{-1}$. Além disso, durante os ensaios de compressão realizados a taxa de deformação variou,

aproximadamente, de 0,3 a 1,0s⁻¹, para que o valor de taxa de deformação constante seja representativo, ele deve estar dentro deste intervalo de 0,3 a 1,0s⁻¹.

Os valores de T_1 foram medidos durante os ensaios (pelo sistema de aquisição de dados) e a taxa média de deformação medida ($\dot{\epsilon}_1$) foi determinada através da seguinte equação:

$$\dot{\epsilon}_1 = \frac{V}{H_i} \quad [25]$$

Onde:

V = velocidade média de deslocamento do travessão = 8mm/s (nos nossos ensaios).

A equação de correção 22 não só permite o ajuste da curva para uma condição de taxa de deformação constante, bem como corrige a variação da temperatura do corpo de prova ao longo do ensaio.

Durante os ensaios a temperatura do CP aumento, como mostrou a *figura III.11*. Com a equação 22, através dos valores de T_2 , pôde-se corrigir os valores de tensão para condições isotérmicas. Assim, a tensão foi corrigida para cada temperatura de ensaio, ou seja, para condições isotérmicas a 300, 400, 500 e 575°C.

Portanto, a tensão corrigida, σ_2 , corresponde a tensão média corrigida para o atrito, para taxa de deformação constante e temperatura de ensaio constante, representando a tensão de deformação em estado uniaxial (ou equivalente) para a liga 6063.

Foram construídas curvas $\ln Z_1 \times \sigma_1$ para cada condição de homogeneização (BF, 2A, 2H e 8A), a partir das quais se pôde calcular os valores de β que foram usados na equação 22. Para cada condição de homogeneização, obteve-se um valor de β específico (valores apresentados a seguir, no item IV Apresentação dos Resultados).

IV APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

IV.1 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS

IV.1.1 MICROGRAFIAS ÓPTICAS

Amostras da primeira etapa de homogeneizações (etapa 1)

Na *figura IV.1* observa-se, em dois aumentos diferentes, a microestrutura da amostra bruta de fundição (condição BF), isto é, sem tratamento térmico de homogeneização. Nota-se um filme interdendrítico quase contínuo, de partículas de segunda fase, e alguns precipitados no interior dos grãos. As diversas condições de homogeneização alteraram a microestrutura da amostra como-fundida.

Nas homogeneizações realizadas a 585°C por 2 horas, condições 2A, 2H e 2F, houve “quebra” do filme interdendrítico. Aparentemente, nessas amostras, ocorreu um efeito de “quebra” de filme interdendrítico pouco mais acentuada na condição de resfriamento no forno (*figura IV.4*), em relação aos resfriamentos ao ar (*figura IV.2*) e em água (*figura IV.3*). Além disso, ao se considerar o material resfriado no forno, o filme “quebrado” apresenta-se ligeiramente mais grosseiro. É também perceptível uma pouco intensa precipitação no interior das dendritas (ou grãos), sendo mais notório este efeito para as amostras resfriadas ao ar e no forno. A amostra resfriada em água apresenta-se praticamente isenta de precipitação intragranular.

O tratamento térmico de homogeneização realizado a 585°C por 8 horas (condição 8A, temperatura mais alta e tempo mais prolongado), parece ser o responsável por uma “quebra” de filme interdendrítico ainda mais acentuada. Nota-se, também, o

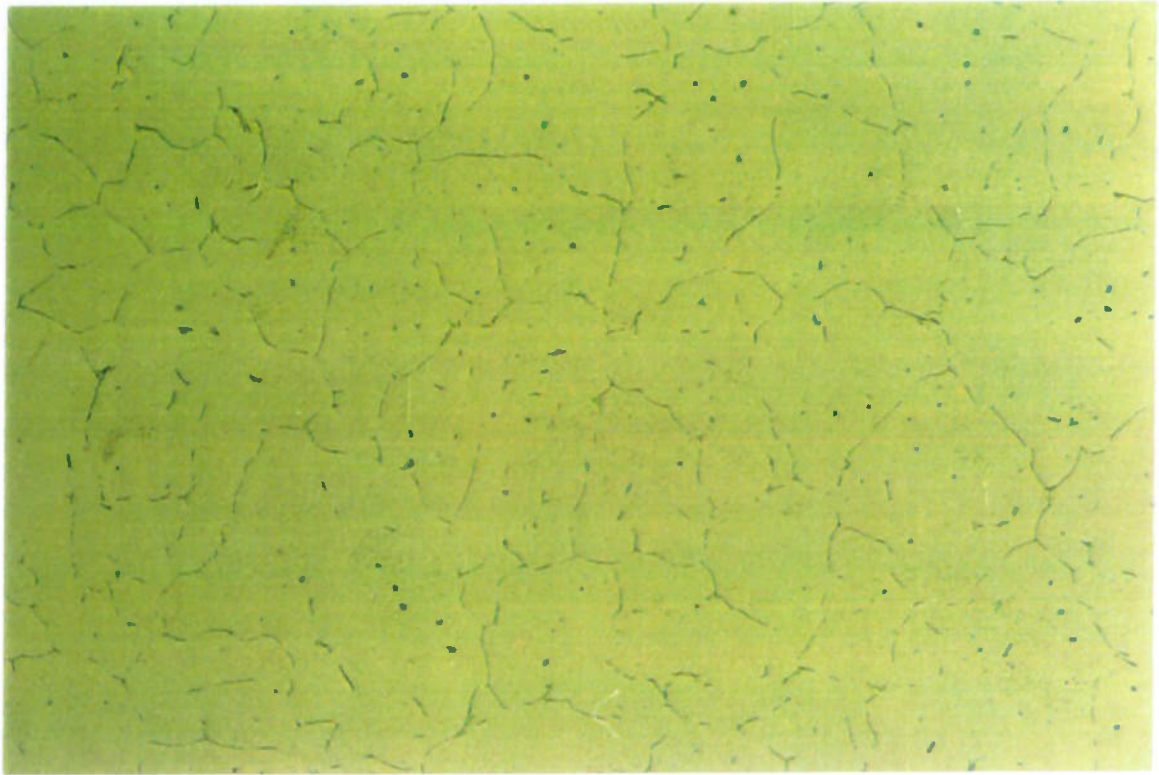
arredondamento das partículas interdendríticas (originadas a partir do filme interdendrítico), como mostra a *figura IV.5*.

Nos tratamentos realizados em temperatura mais baixa, 550°C, a “quebra” de filme interdendrítico não é tão pronunciada como nos casos anteriores, como mostram as *figuras IV.6 e IV.7*. Há, ainda, a presença de partículas grosseiras primárias, oriundas de eutéticos com morfologia de “escrita chinesa”, no centro superior das micrografias apresentadas na *figura IV.6*. Isto é indicação de homogeneização incompleta, e pode significar que esta temperatura não deve ser utilizada na prática industrial.

O tratamento térmico de homogeneização com “step-cooling” (condição SC), é o que propiciou microestrutura mais diferenciada em relação à apresentada pela estrutura bruta de fundição. Ela é marcada por uma fina e intensa precipitação no interior das dendritas (dos grãos) como mostra a *figura IV.8*. Além disso, nota-se também a transformação (“quebra”) do filme interdendrítico, porém não muito acentuada (como ocorreu para a amostra 8A).

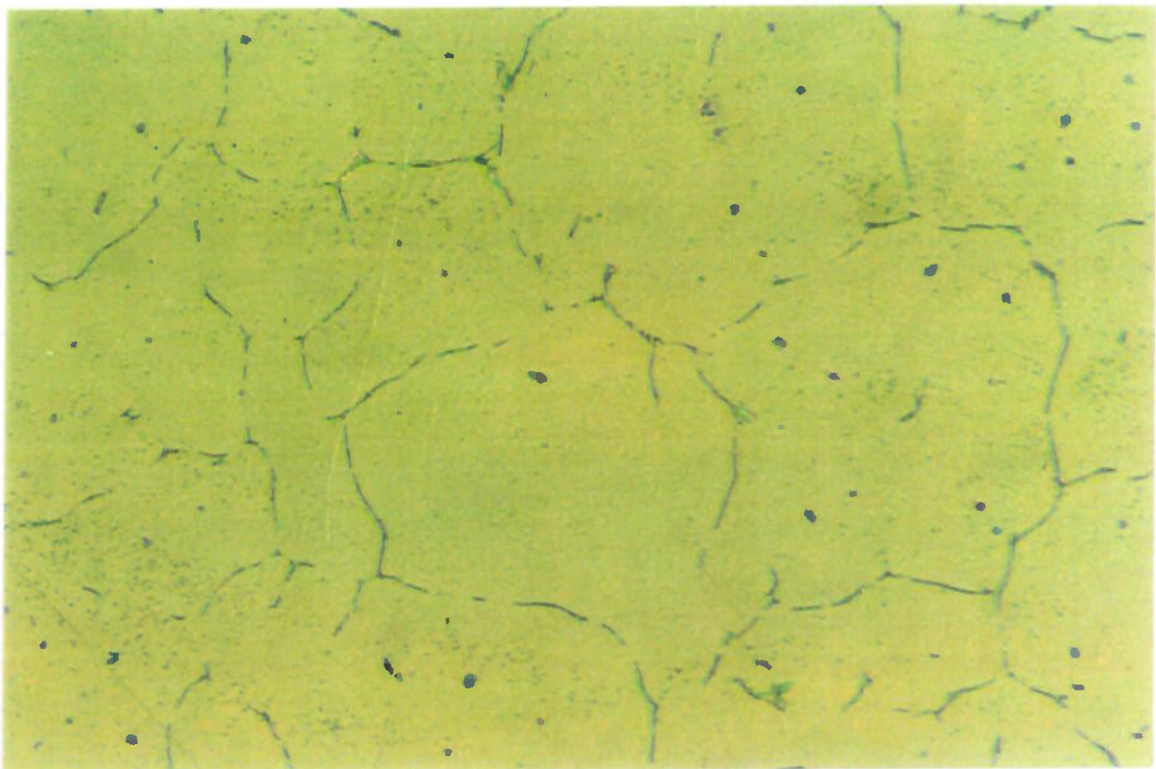
Amostras da segunda etapa de homogeneizações (etapa 2)

Conforme dito anteriormente, amostras (‘blocos’ e ‘quadrantes’) do tarugo DC utilizado neste trabalho foram tratadas em diferentes condições de homogeneização, e essas homogeneizações foram realizadas em duas etapas. Na *etapa 1*, foram promovidas todas as condições de homogeneização, ou seja, obteve-se amostras 2A, 2H, 2F, 8A, 550/2A, 550/8A e SC. Na *etapa 2* de homogeneizações, obteve-se amostras 2A, 2H e 8A, cujas micrografias estão apresentadas nas *figuras IV.9 a IV.11*, respectivamente.



(a)

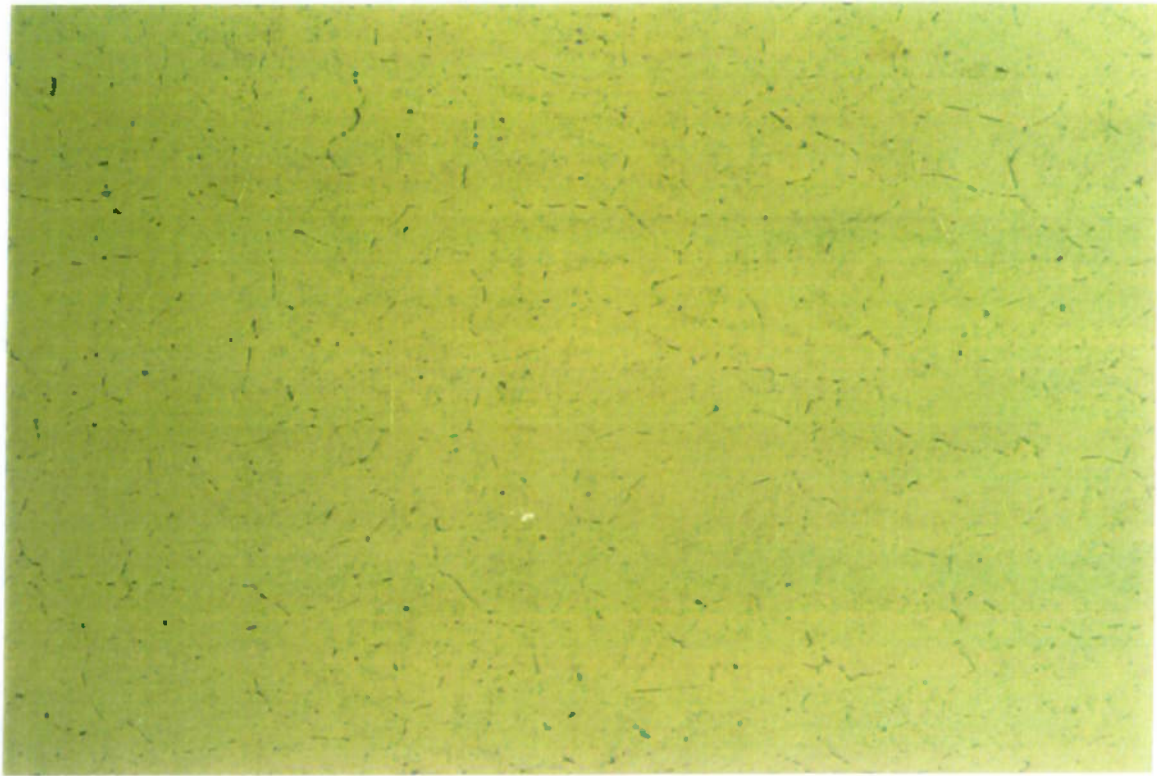
43 μm



(b)

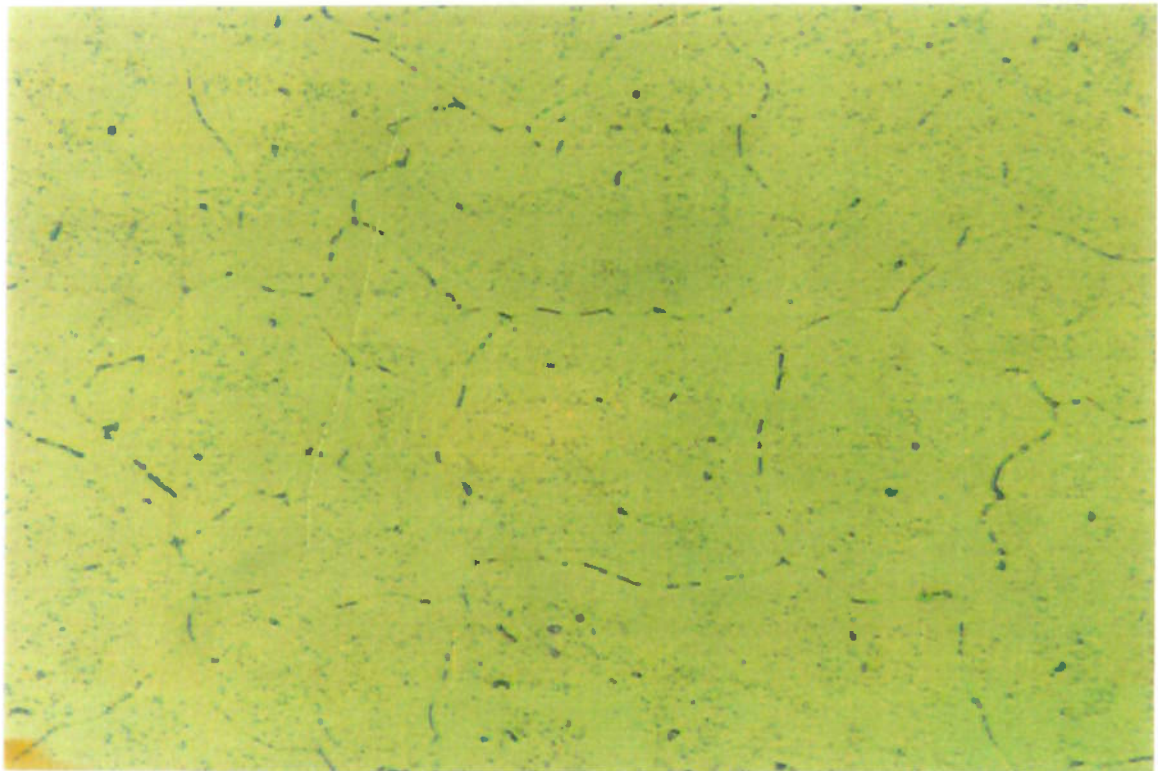
21 μm

Figura IV.1 – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.



(a)

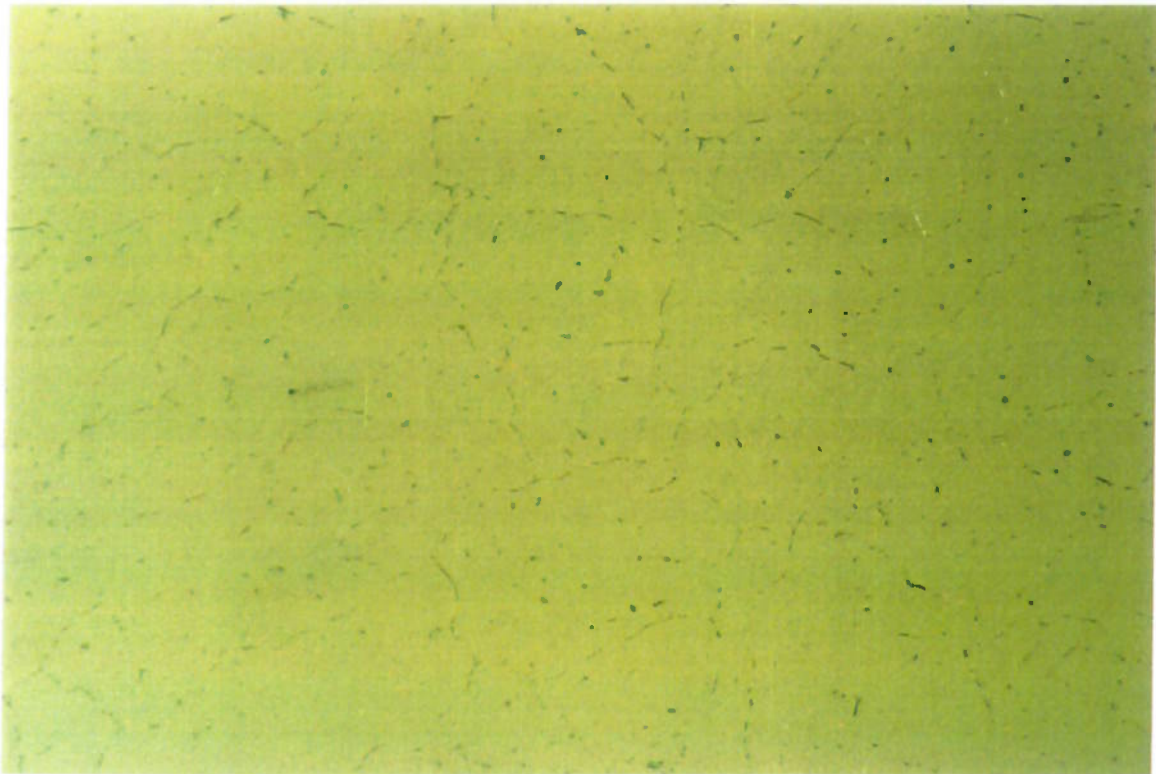
43 μm



(b)

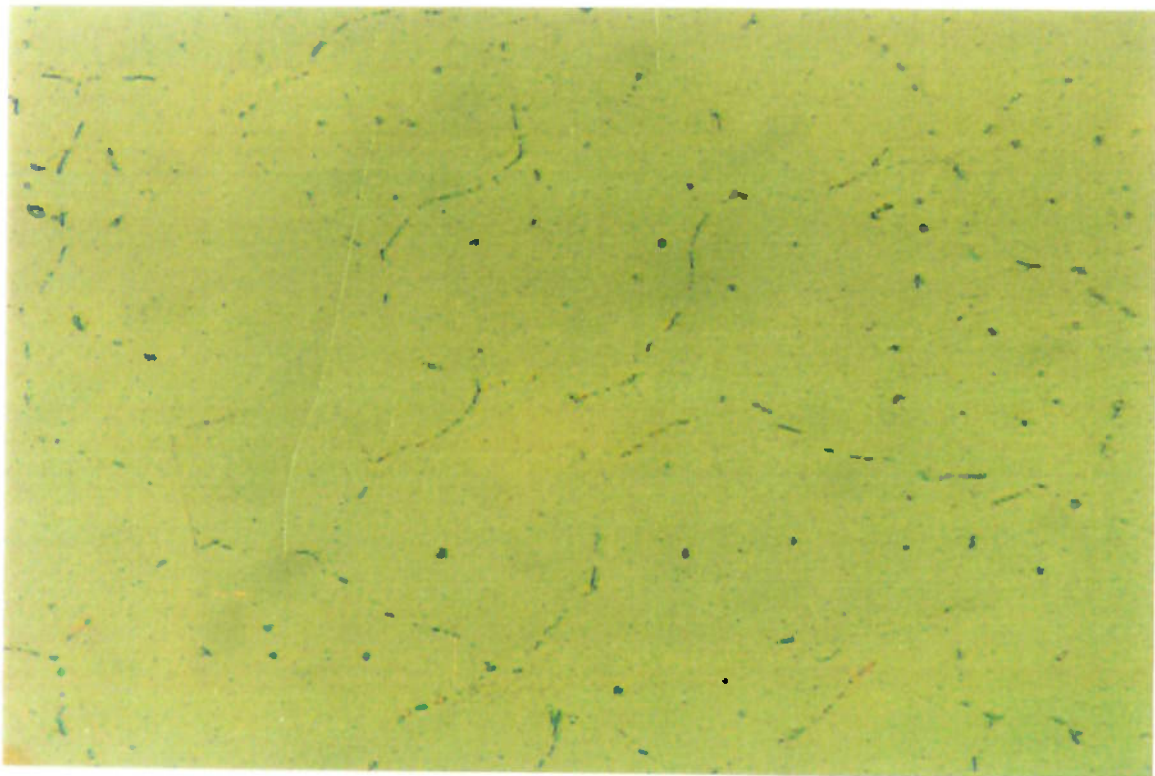
21 μm

Figura IV.2 – (a) Al 6063 - 2A, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

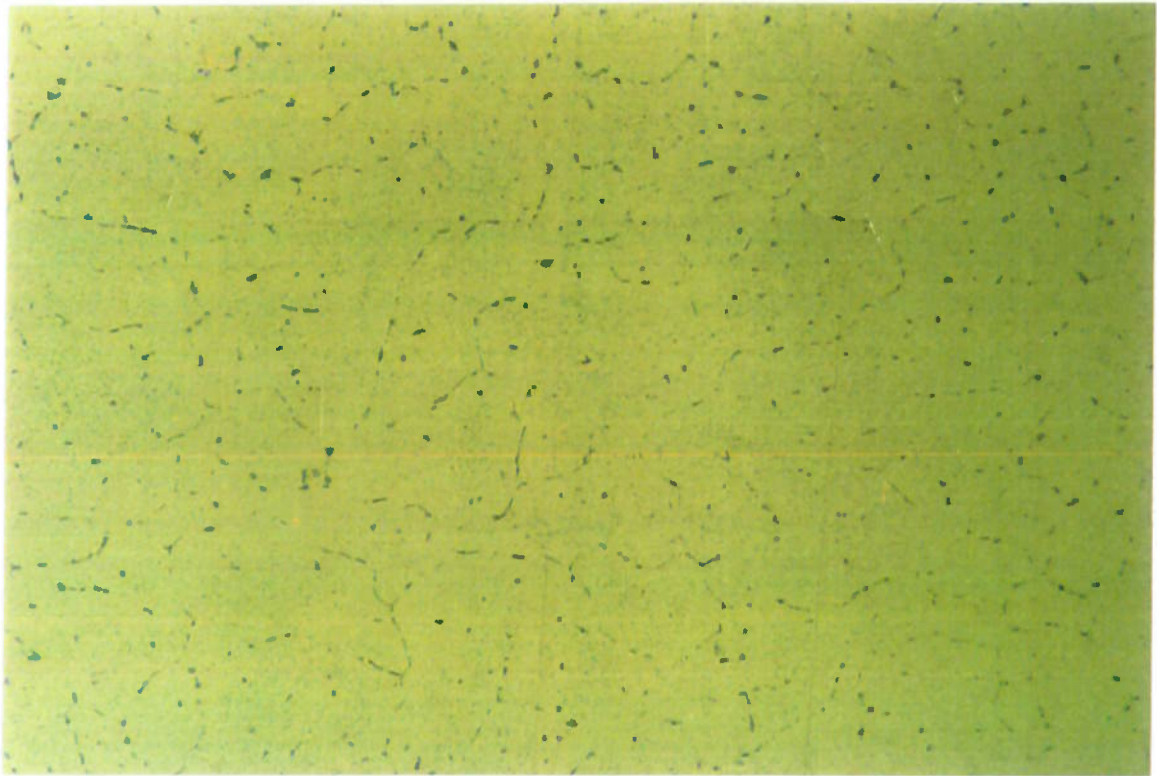
43 μm



(b)

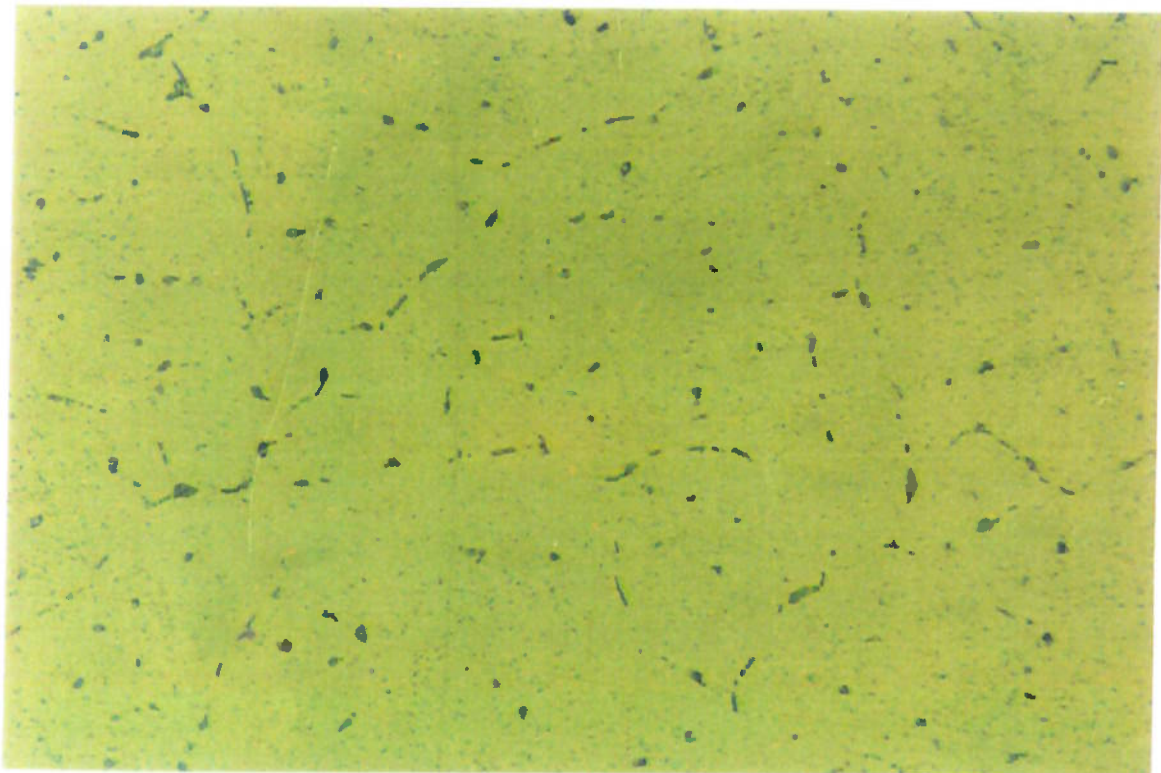
21 μm

Figura IV.3 – Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.



(a)

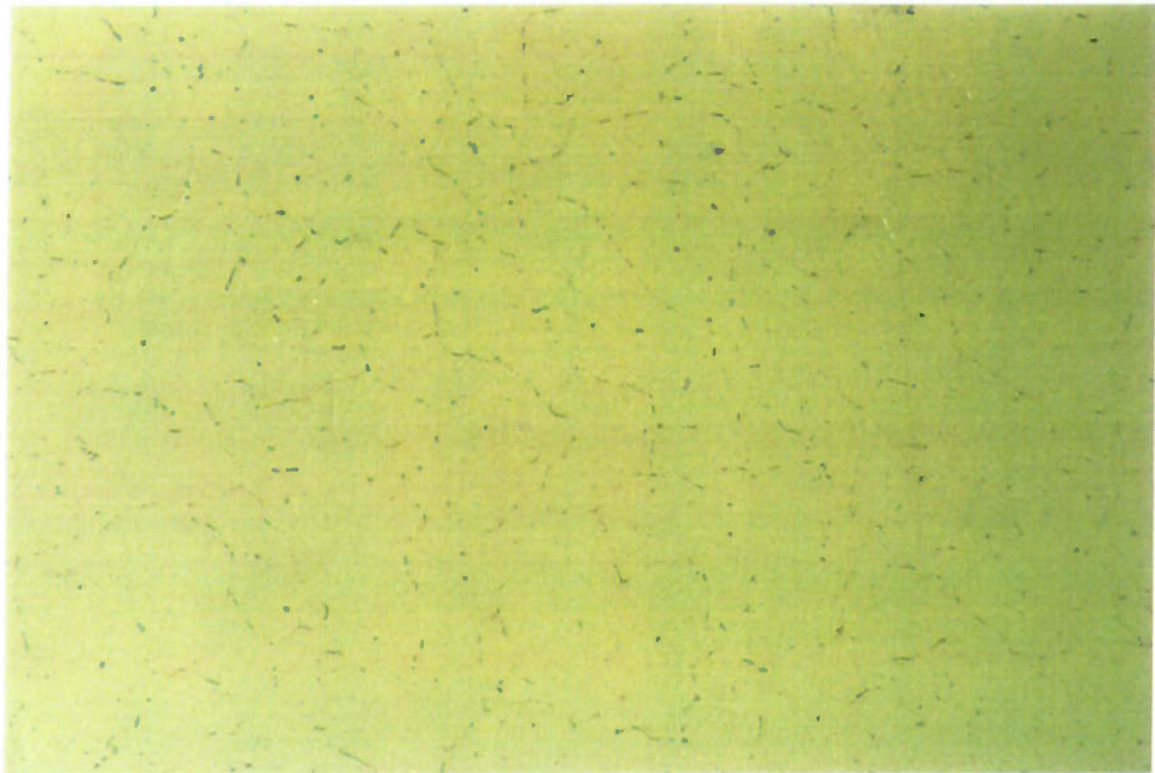
43 μm



(b)

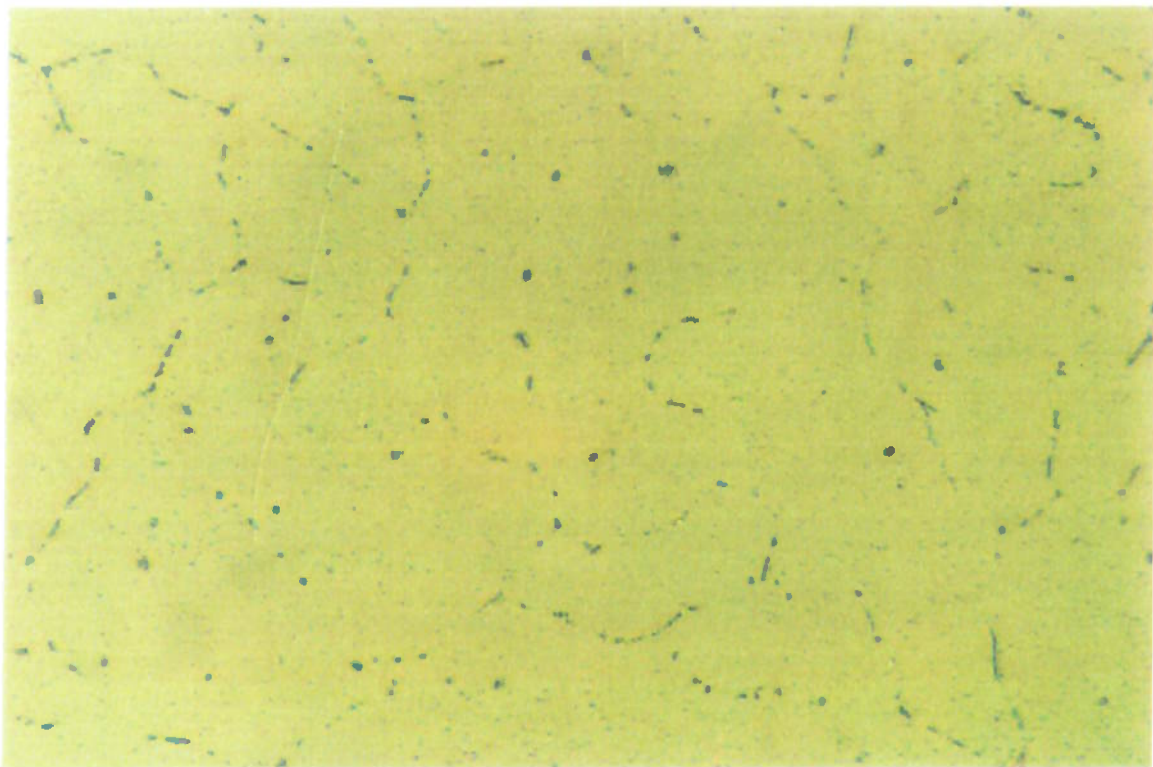
21 μm

Figura IV.4 – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.



(a)

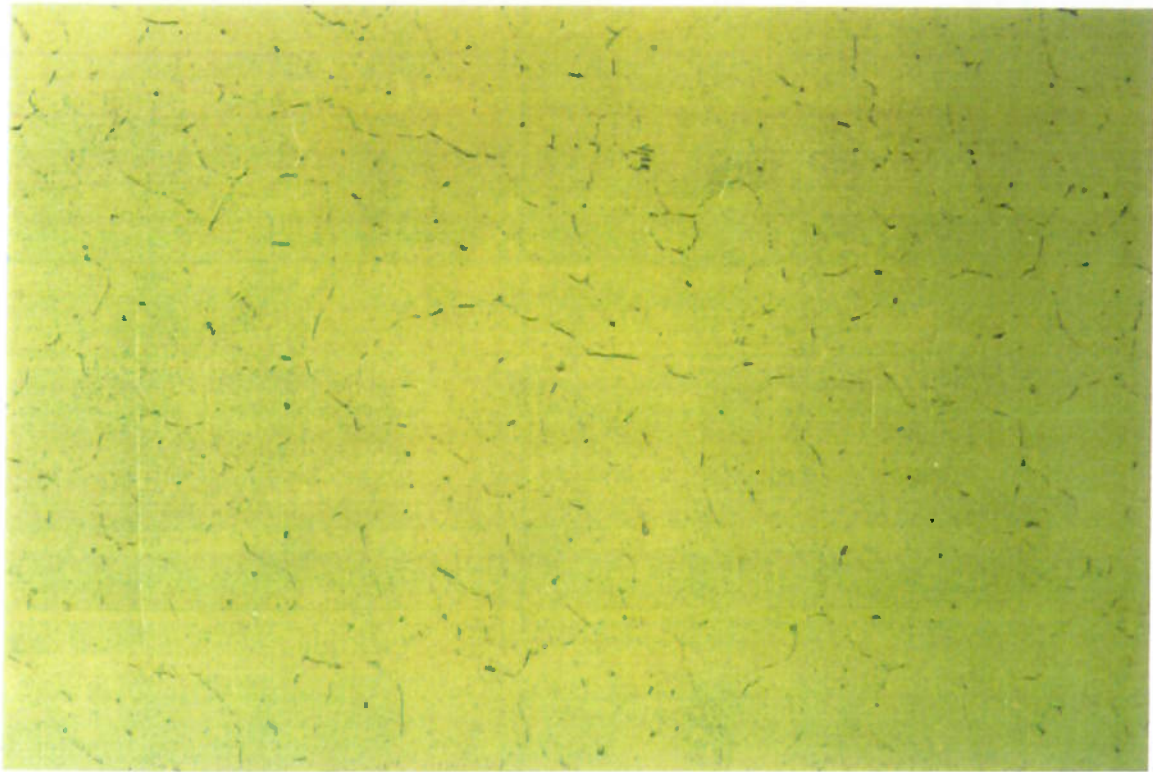
43 μm



(b)

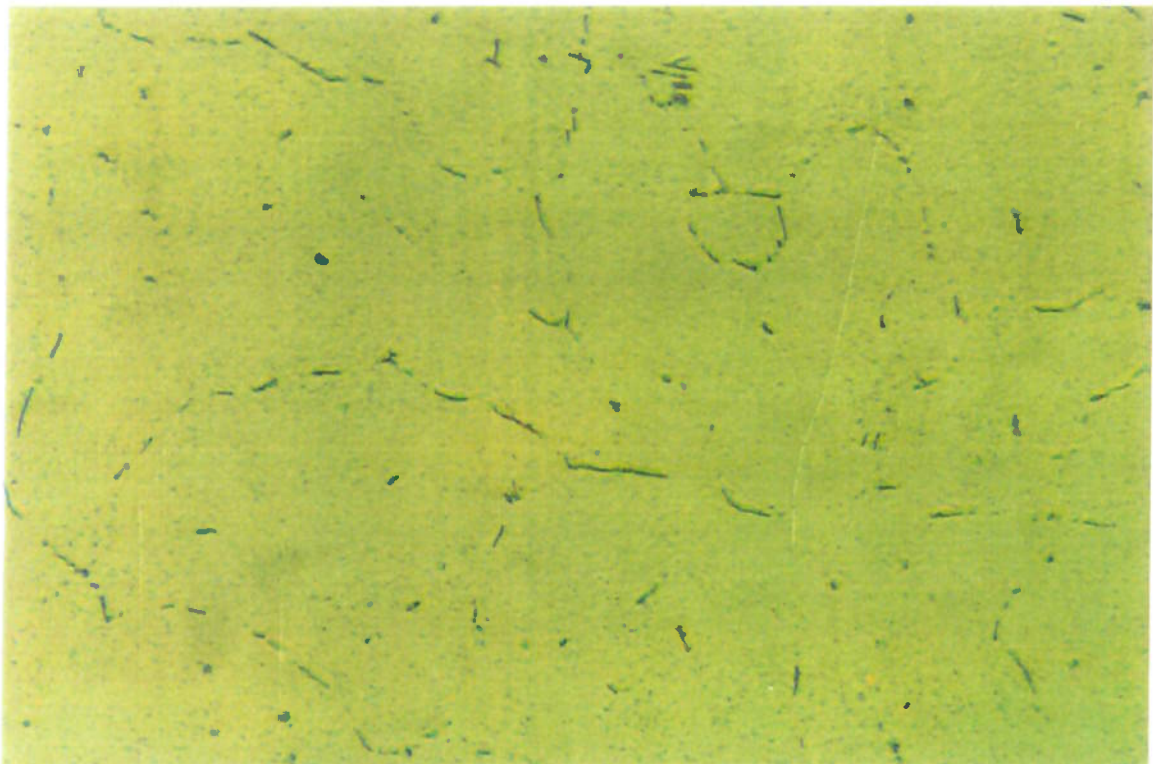
21 μm

Figura IV.5 – Al 6063 - 8A, homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar. (a) e (b) Regiões e aumentos diferentes.



(a)

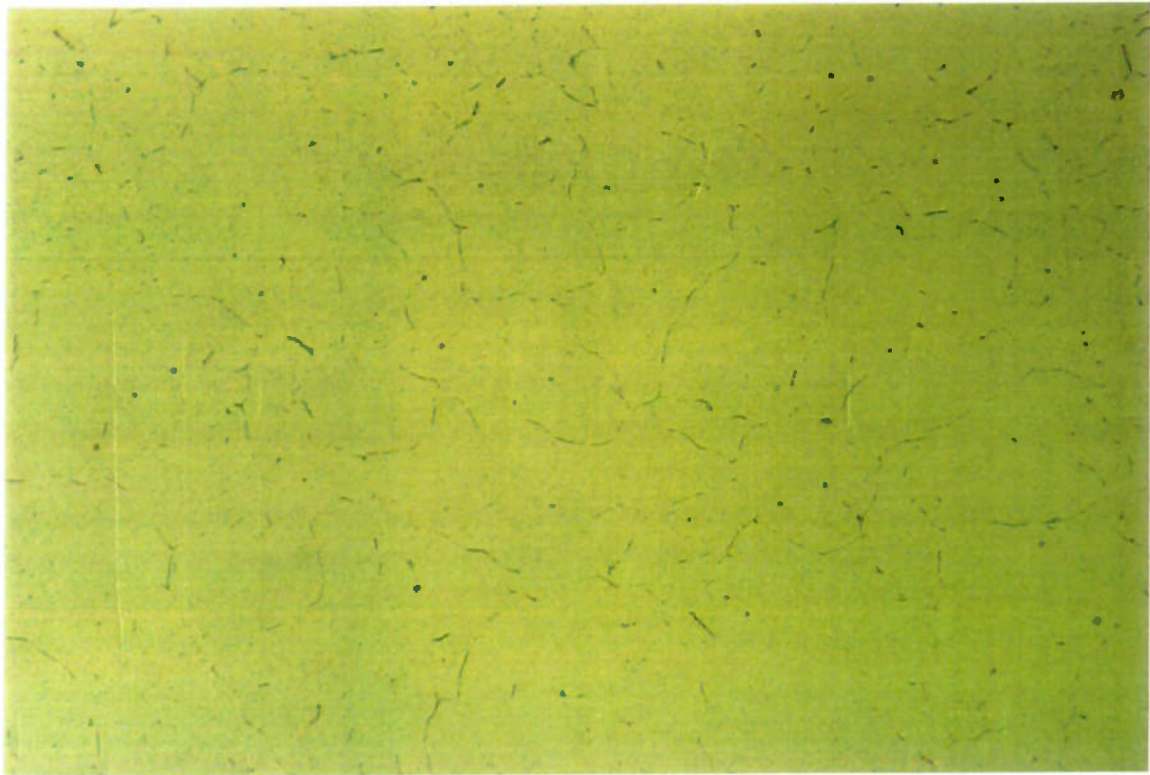
43 μm



(b)

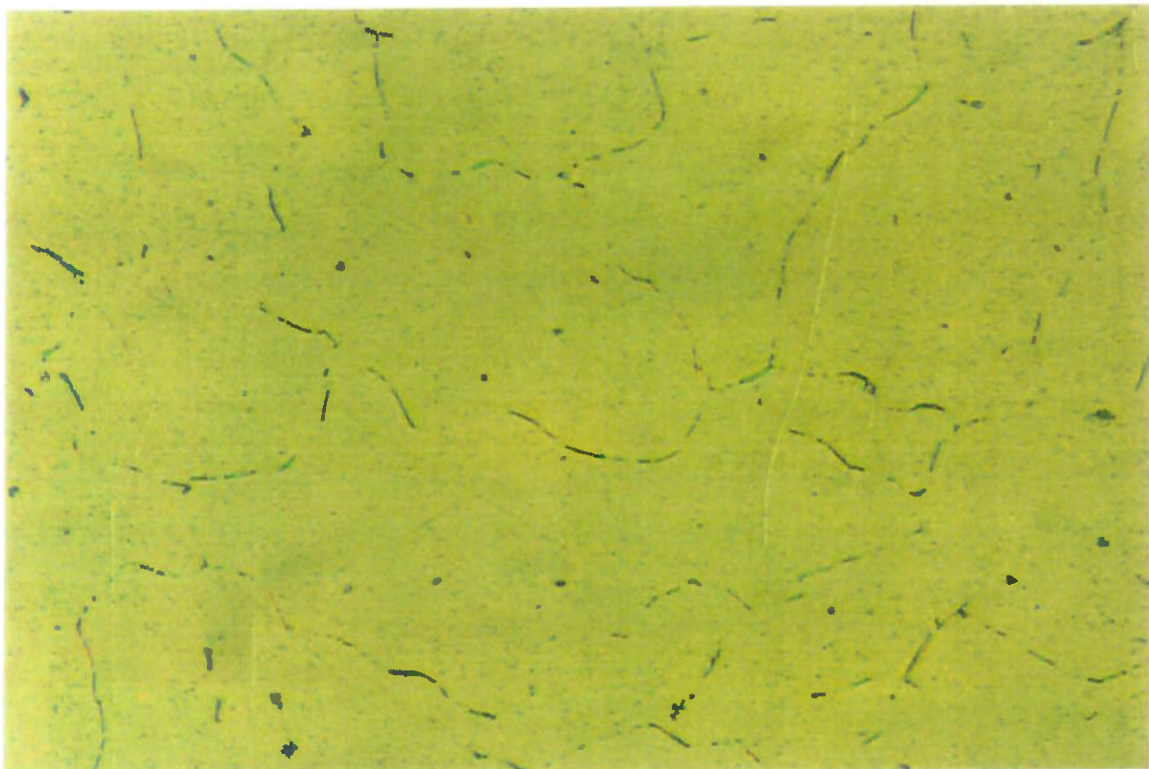
21 μm

Figura IV.6 – (a) Al 6063 - 550/2A, homogeneização a 550°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

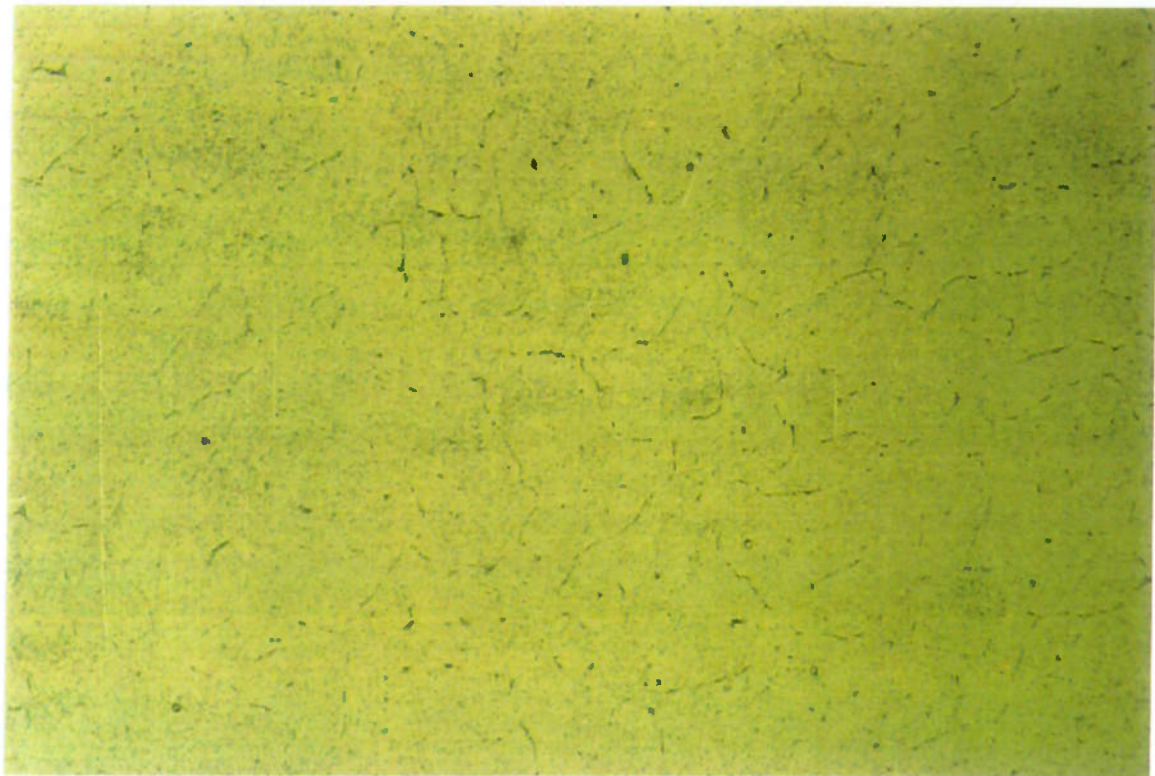
43 μm



(b)

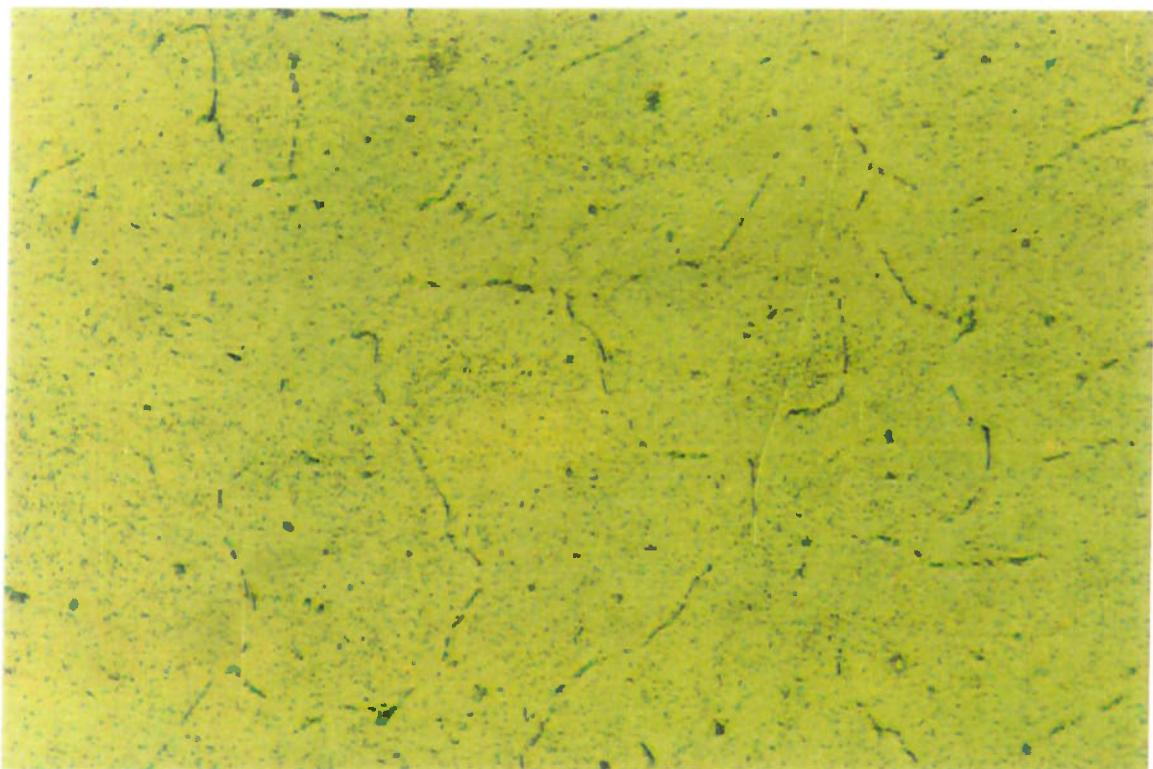
21 μm

Figura IV.7 – (a) Al 6063 - 550/8A, homogeneização a 550°C por 8 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

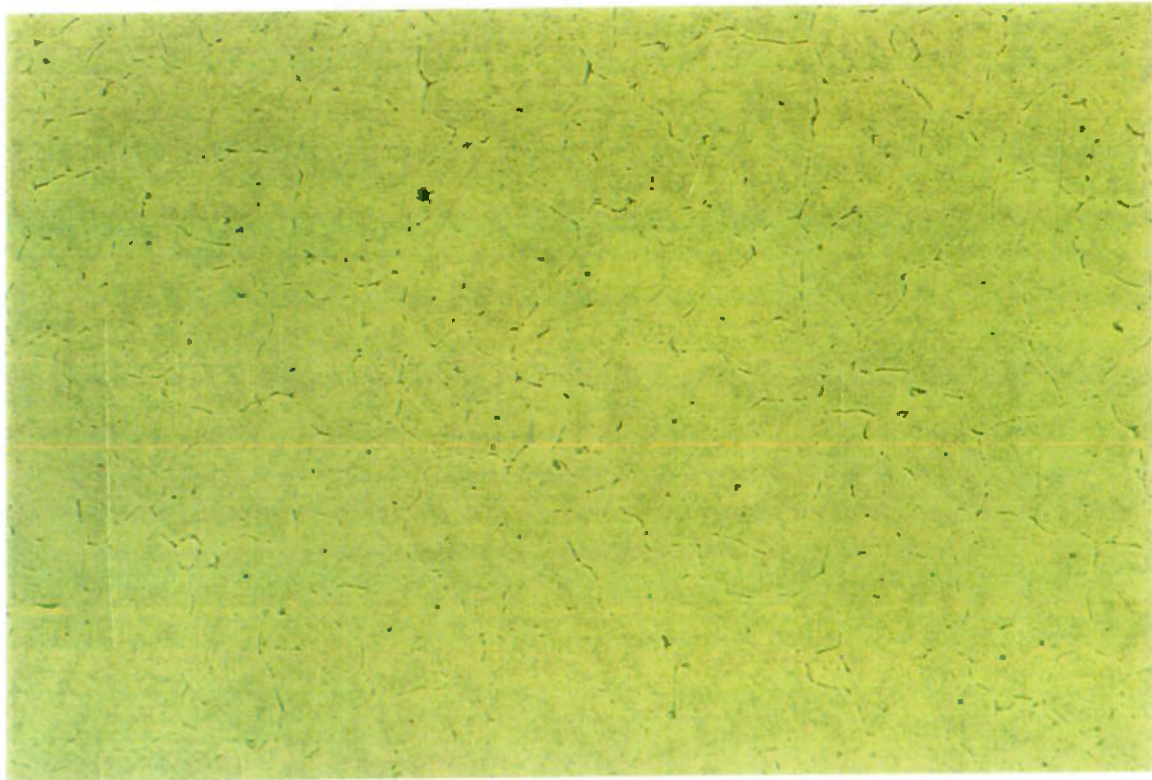
43 μm



(b)

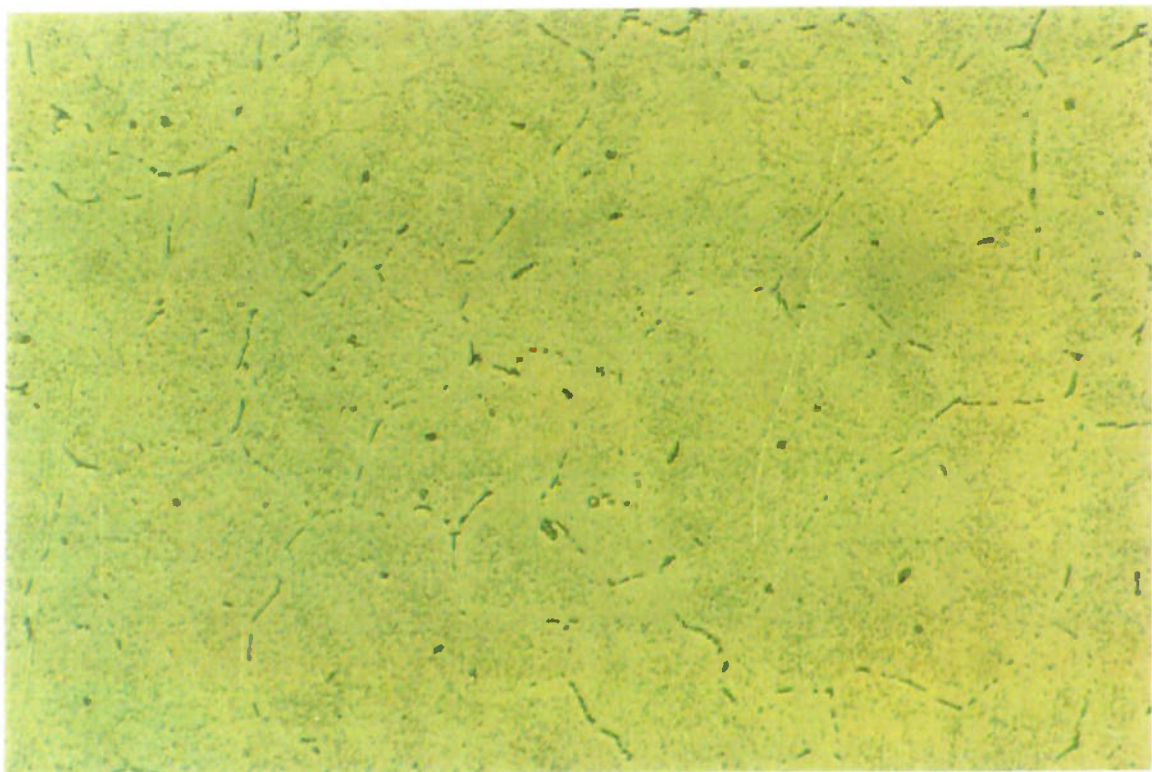
21 μm

Figura IV.8 – (a) Al 6063 – SC, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C, permanência por 1 hora nesta temperatura e resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

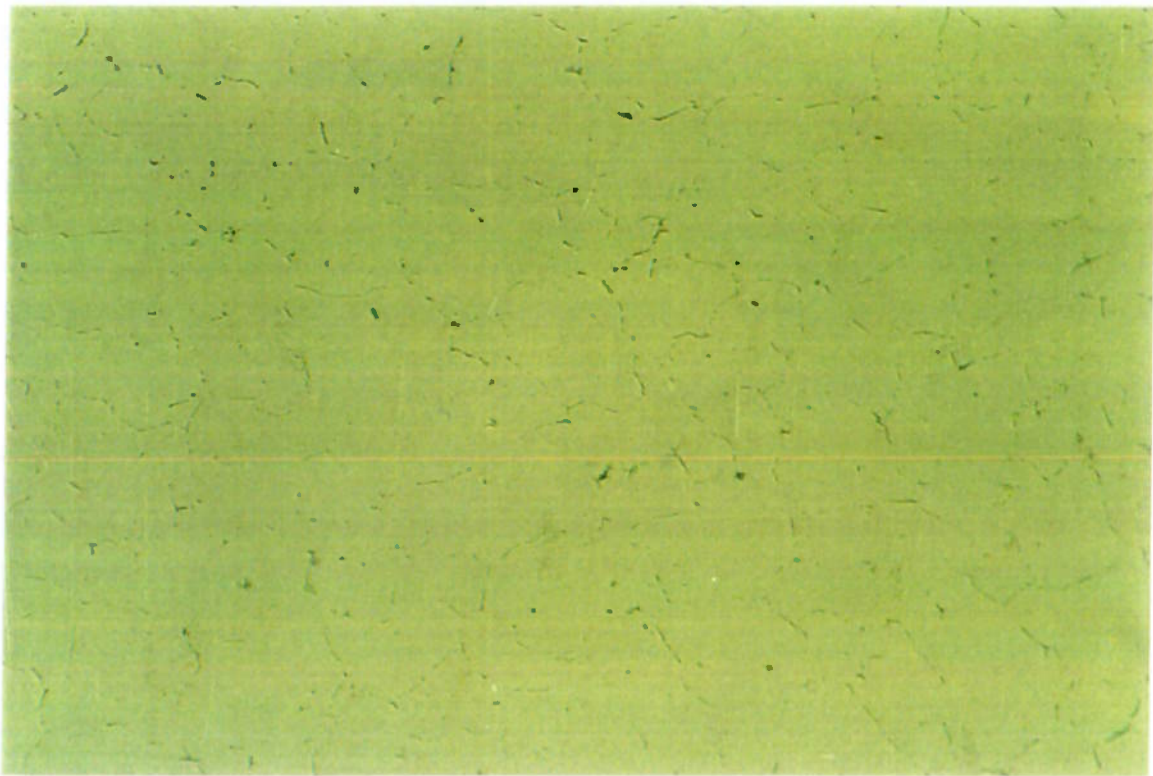
44 μm



(b)

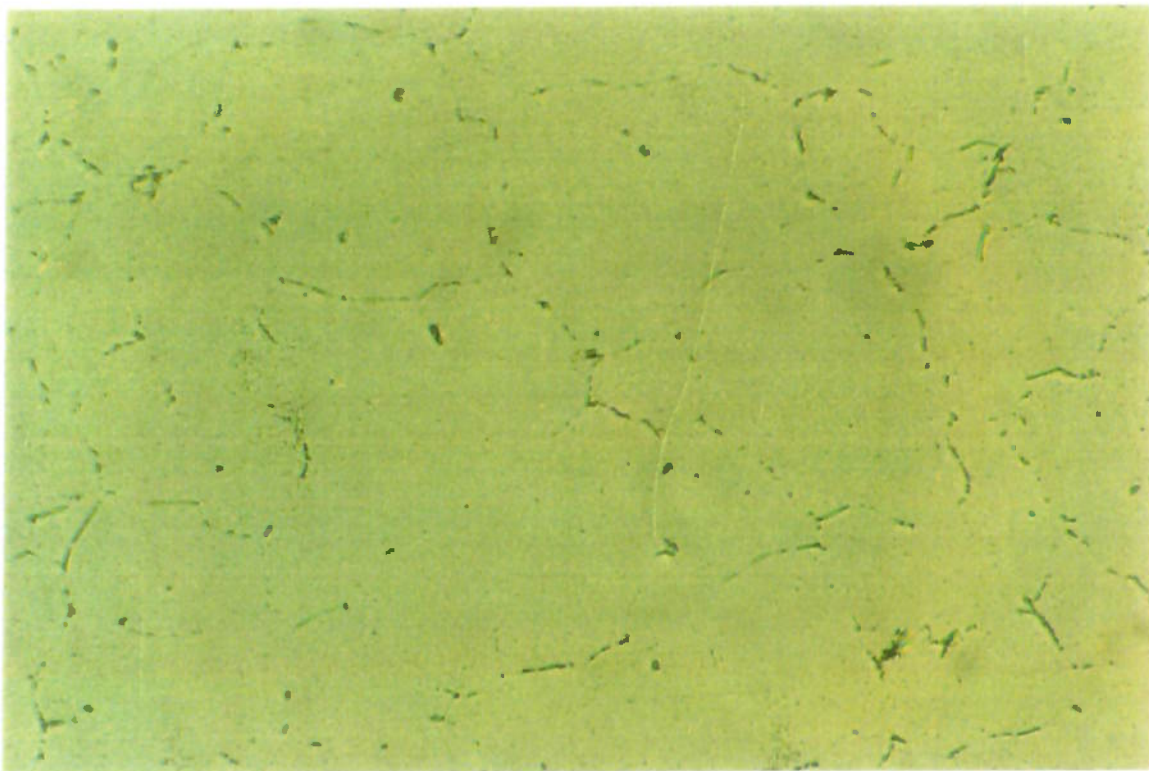
22 μm

Figura IV.9– Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 - 2A, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

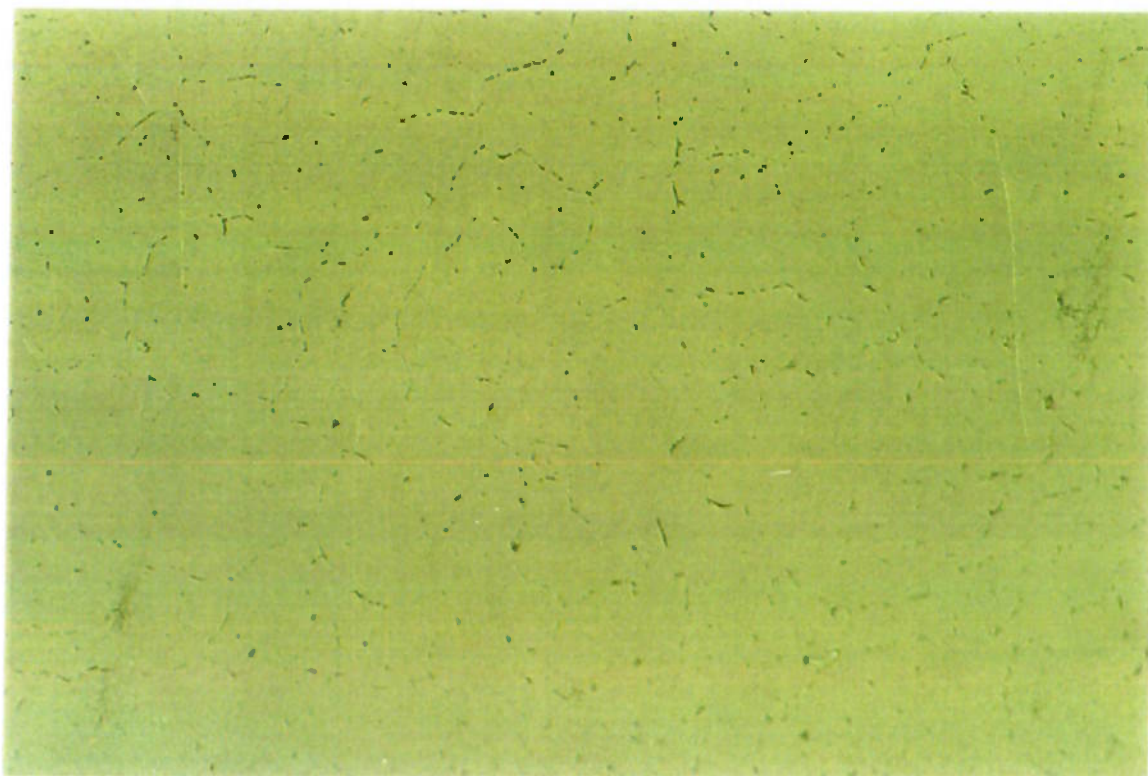
44 μm



(b)

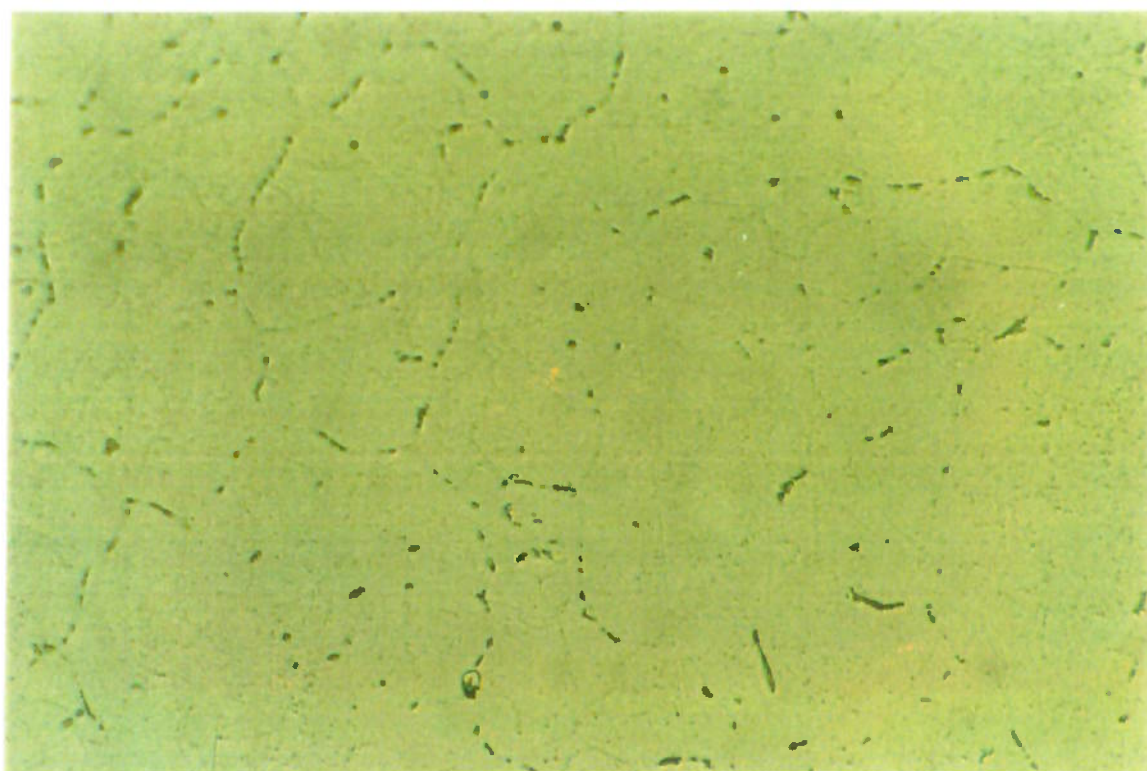
22 μm

Figura IV.10 – Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 – 2H, homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) Detalhe da micrografia (a).



(a)

44 μm



(b)

22 μm

Figura IV.11 – Amostra da segunda etapa de homogeneizações. (a) Al 6063 - 8A, homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar. (b) Detalhe da micrografia (a).

As micrografias da *segunda etapa de homogeneizações* confirmam a reprodutibilidade dos tratamentos térmicos, uma vez que as amostras das *figuras IV.9, IV.10 e IV.11* podem ser comparadas com as amostras das *figuras IV.2, IV.3 e IV.5*, respectivamente. Assim como nas amostras da *etapa 1*, nas amostras da *etapa 2* nota-se que os tratamentos térmicos realizados a 585°C propiciaram mudanças significativas na microestrutura do material bruto de fundição.

IV.1.2 MICROGRAFIAS ELETRÔNICAS DE VARREDURA E ESPECTROS DE EDS/MEV

As micrografias obtidas em microscópio óptico, das amostras referentes a cada uma das diferentes condições de homogeneização, foram apresentadas no item anterior. As alterações da distribuição e da morfologia das partículas de segunda fase presentes, propiciadas pelas diferentes condições de homogeneização, também podem ser observadas nas micrografias obtidas por imagem de elétrons retroespalhados em MEV.

Na *figura IV.12* observa-se a microestrutura da amostra como-fundida. Apesar dos aumentos maiores exibidos pelas micrografias de MEV em relação às micrografias ópticas, ainda é notória na amostra da condição BF, a presença de um filme interdendrítico quase contínuo de partículas de segunda fase. A *figura IV.12b* mostra em detalhe, um dos precipitados grosseiros que aparece na amostra BF.

Para uma melhor identificação das fases presentes nas microestruturas das amostras, realizou-se microanálise pontual por energia dispersiva (EDS) em MEV nas amostras referentes às condições de homogeneização BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC. A análise com EDS propicia caracterização qualitativa (ou, às vezes, semi-quantitativa) da composição química das fases que compõe a microestrutura de um material.

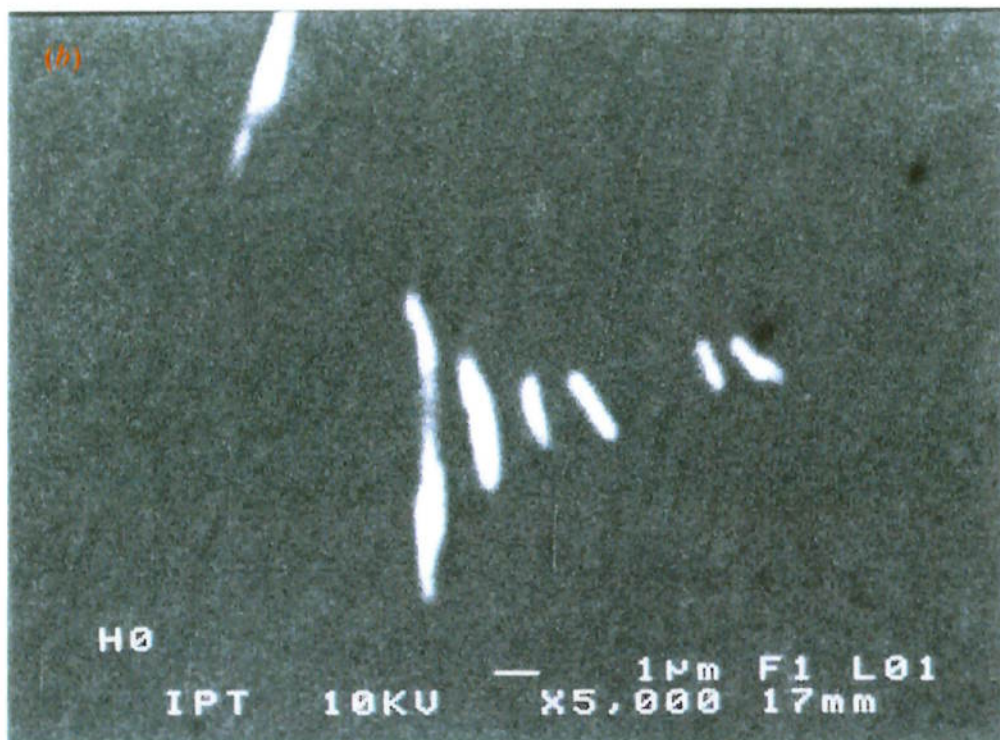
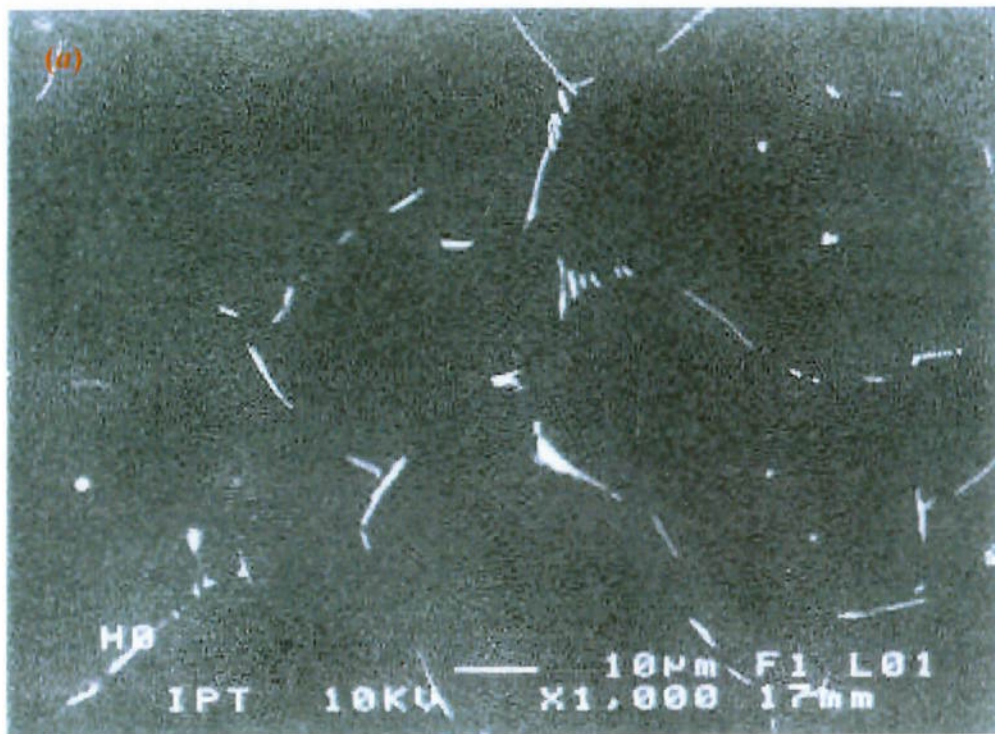


Figura IV.12 – (a) Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição;

(b) detalhe da micrografia (a); MEV.

Na amostra como solidificada, fez-se análise com EDS da composição química da matriz e pôde-se obter o espectro das intensidades relativas dos elementos presentes, como mostra a *figura IV.13*. Dada a semelhança com os demais espectros obtidos pela análise da matriz das diversas amostras estudadas, o espectro da *figura IV.13* é característico de todas as matrizes analisadas.

Os intermetálicos presentes nas amostras também foram caracterizados, quanto à sua composição química, por EDS. Desta forma, verificou-se que a fase interdendrítica, que nas micrografias em MEV aparece como partículas claras e nas micrografias ópticas como partículas escuras, é o intermetálico AlFeSi .

A *figura IV.14* destaca uma partícula clara junto com uma partícula escura, presentes na amostra bruta de fundição. Ambas as partículas foram caracterizadas por EDS e seus espectros encontram-se nas *figuras IV.15* e *IV.16*, respectivamente. Esses espectros e as análises semi-quantitativas (fornecidas por EDS/MEV), indicam que a partícula clara é o intermetálico AlFeSi e a partícula escura é a fase Mg_2Si .

Ainda em relação à amostra bruta de fundição, a *figura IV.17* também mostra partículas de Mg_2Si junto com precipitados da fase clara, AlFeSi . Os espectros apresentados nas *figuras IV.18* a *IV.21* identificam essas fases presentes na *figura IV.17*.

A *figura IV.22* ilustra a amostra da condição 2A de homogeneização. A quebra do filme interdendrítico é evidente; no entanto, diferentemente das micrografias ópticas (*figuras IV.2* e *IV.9*), observa-se a presença de partículas escuras de Mg_2Si junto às partículas de AlFeSi que formam o filme interdendrítico. O espectro da *figura IV.23* identifica o precipitado intergranular de Mg_2Si , destacado na *figura IV.22b*. Novamente, fases de AlFeSi e Mg_2Si , que aparecem na amostra 2A, podem ser observadas, em detalhes, na *figura IV.24*.

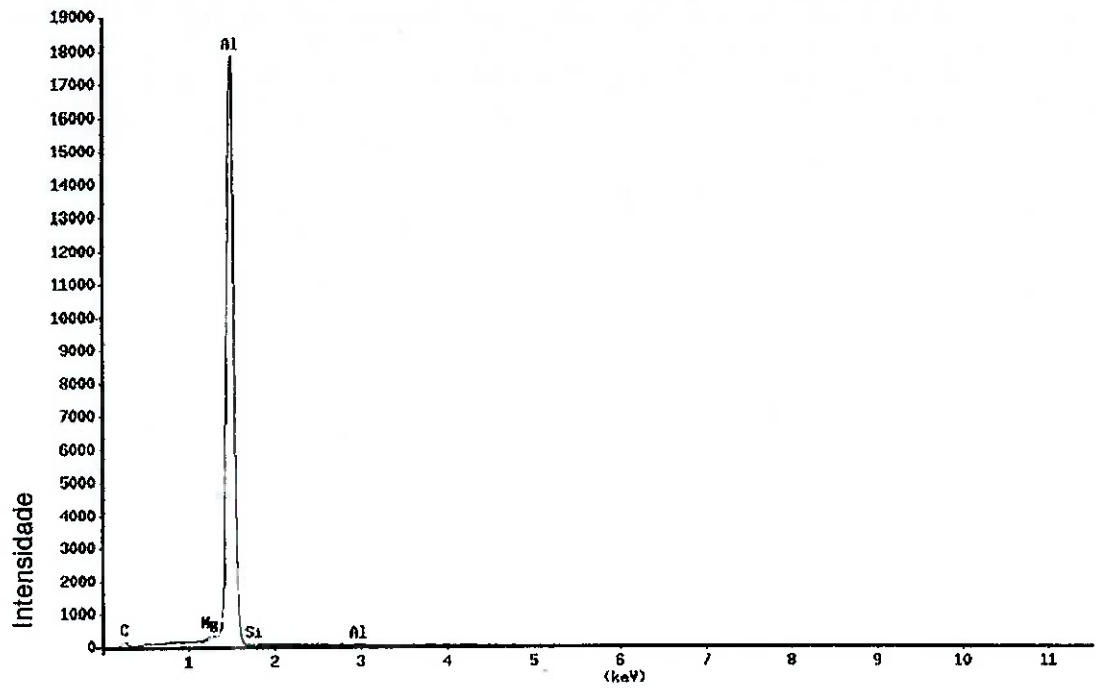


Figura IV.13 – Espectro EDS, matriz de Al da amostra bruta de fundição.



Figura IV.14 – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição; MEV.

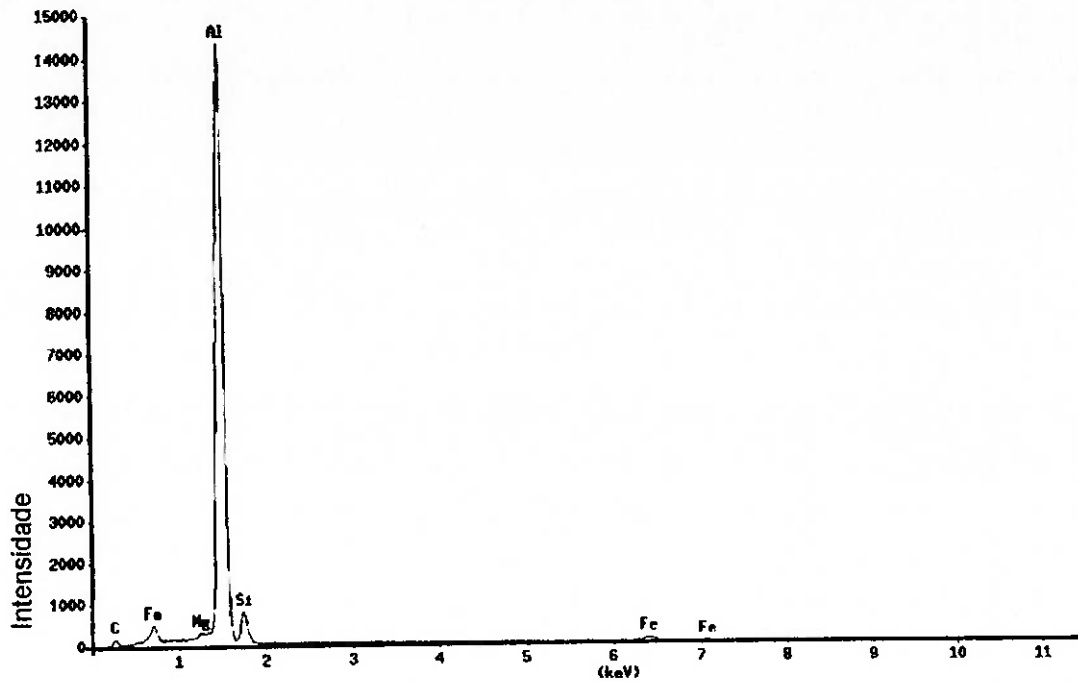


Figura IV.15 – Epectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.14.

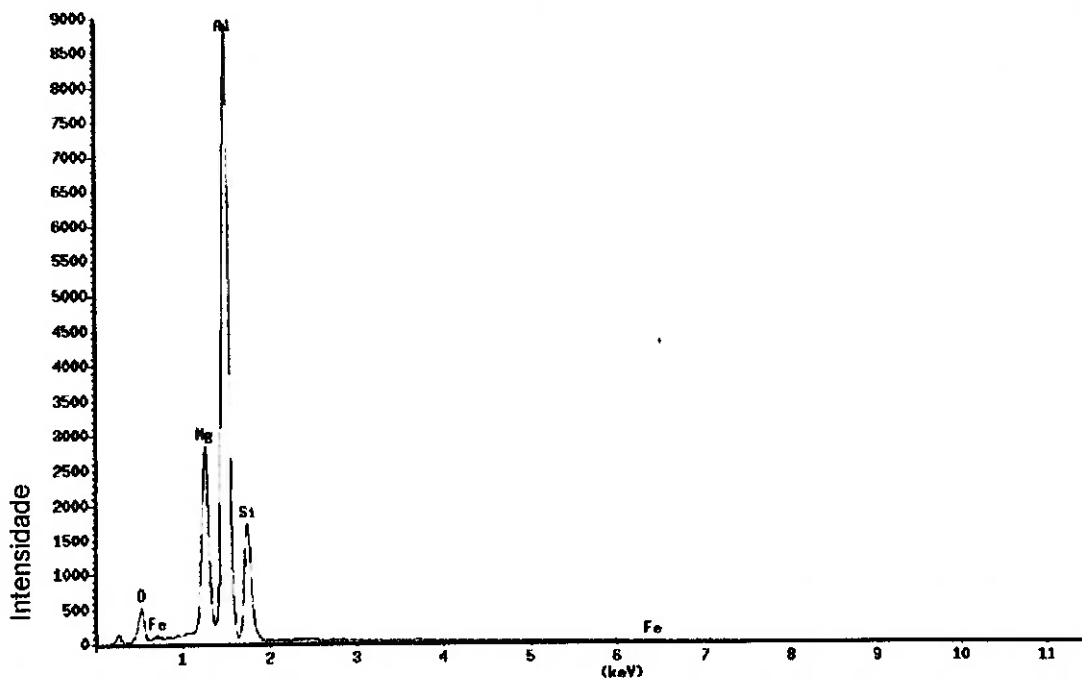


Figura IV.16 - Espectro EDS, partícula de Mg₂Si mostrada na figura IV.14.

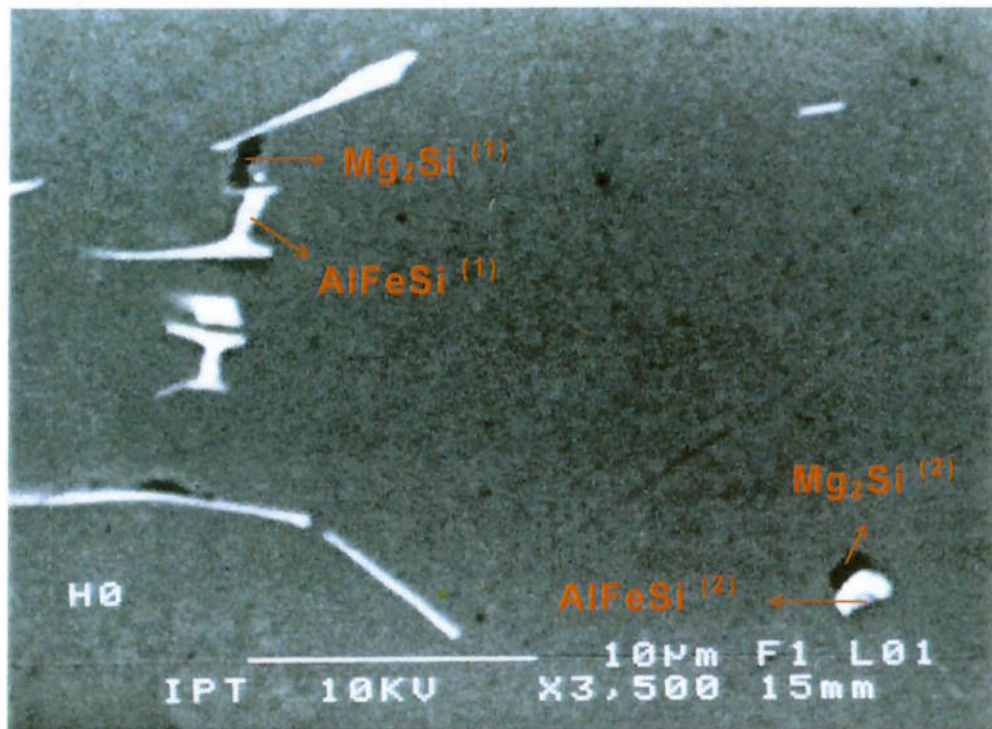


Figura IV.17 – Al 6063 - BF; estrutura bruta de fundição; MEV.

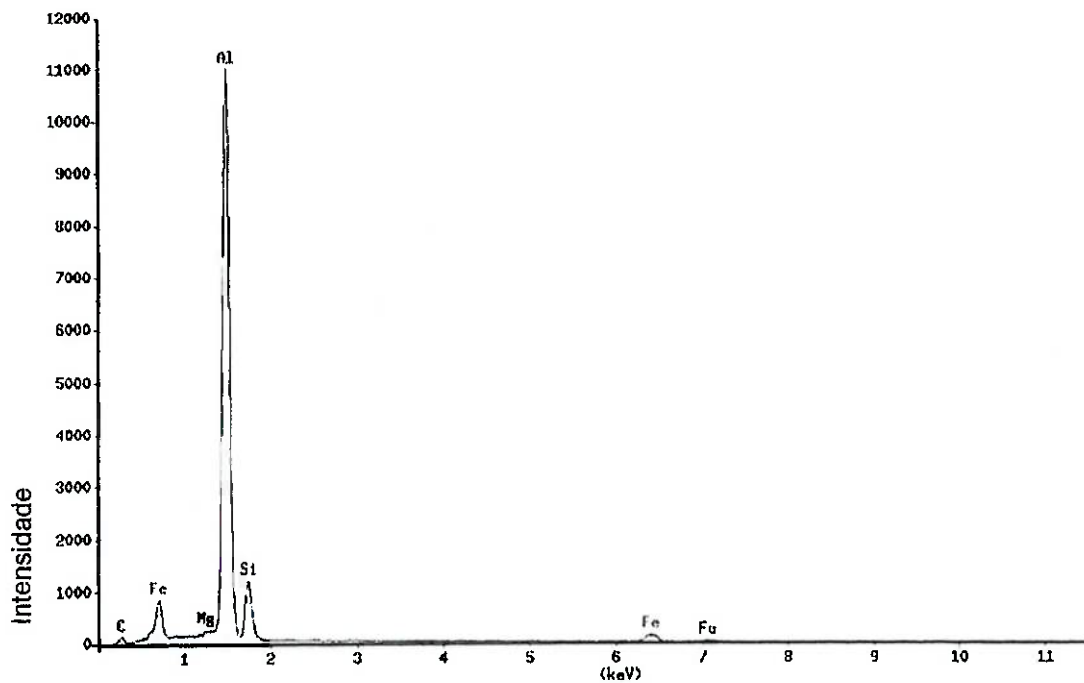


Figura IV.18 – Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽¹⁾

tipo “escrita chinesa” mostrada na figura IV.17.

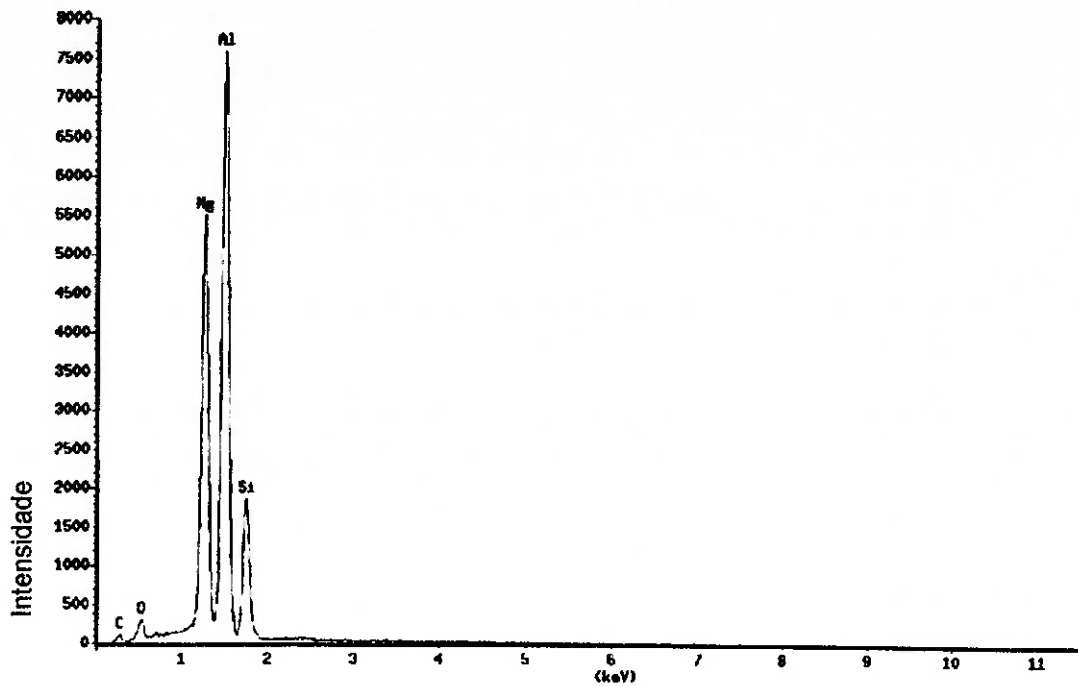


Figura IV.19 – Espectro EDS, partícula de $Mg_2Si^{(1)}$ mostrada na figura IV.17.

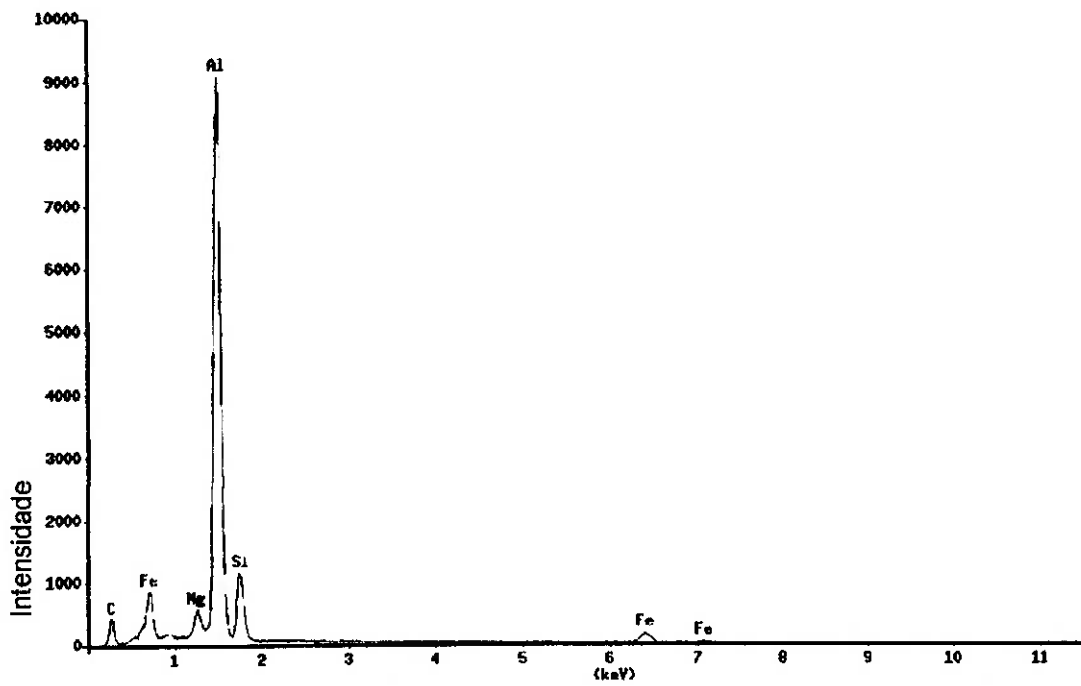


Figura IV.20 - Espectro EDS, partícula de $AlFeSi^{(2)}$ mostrada na figura IV.17.

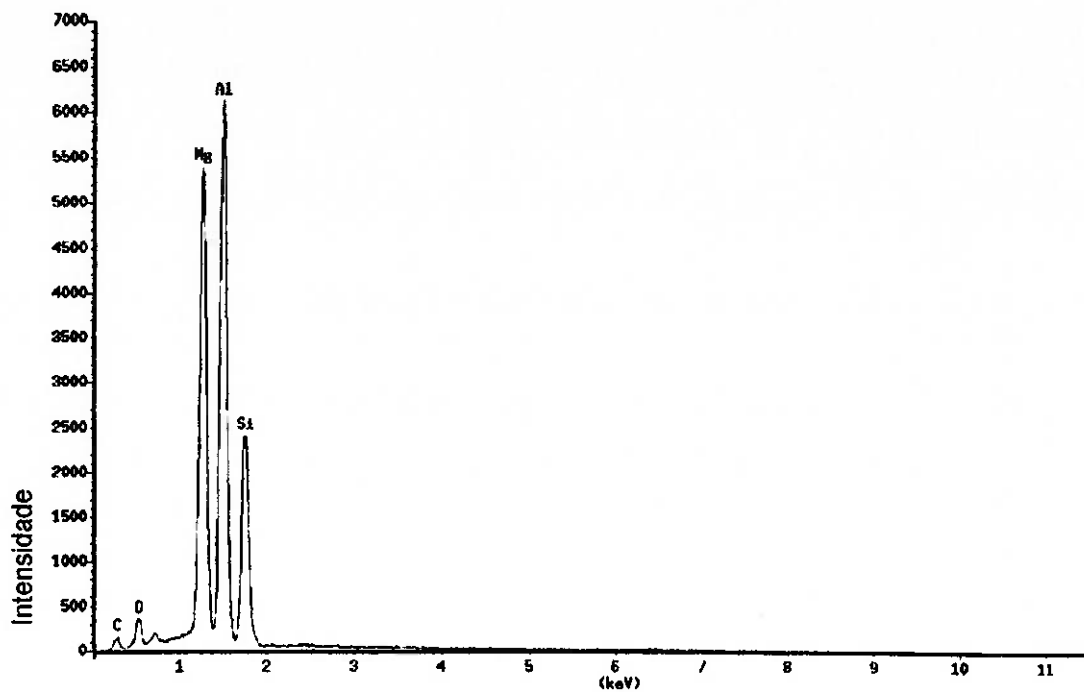
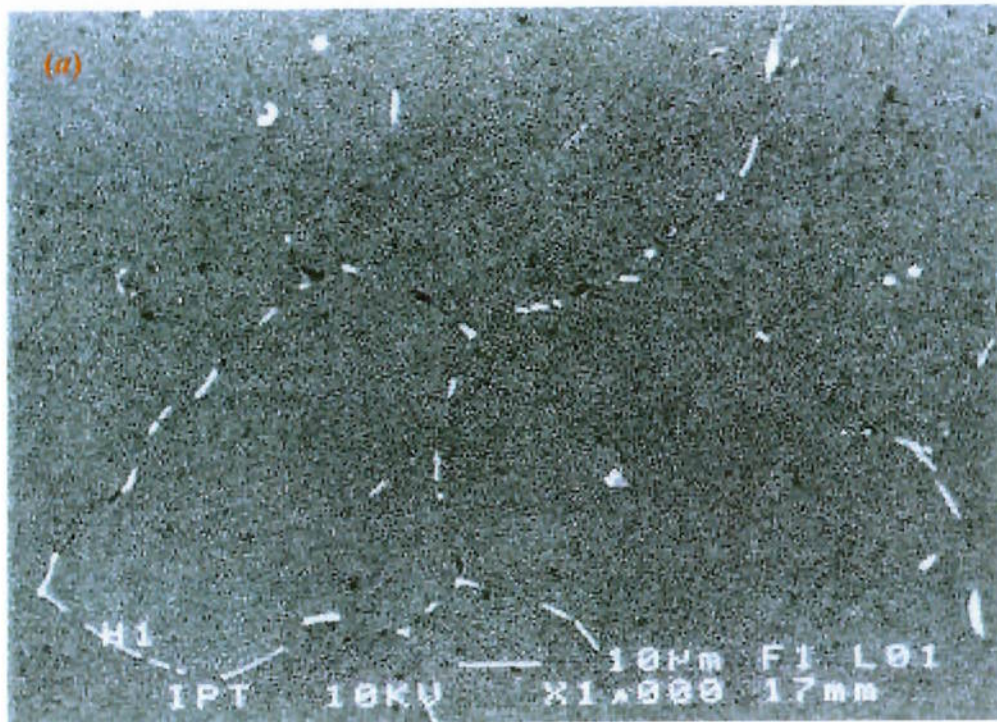


Figura IV.21 - Espectro EDS, partícula de Mg_2Si ⁽²⁾ mostrada na figura IV.17.



Figuras IV.22 – (a) Al 6063 - 2A; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.

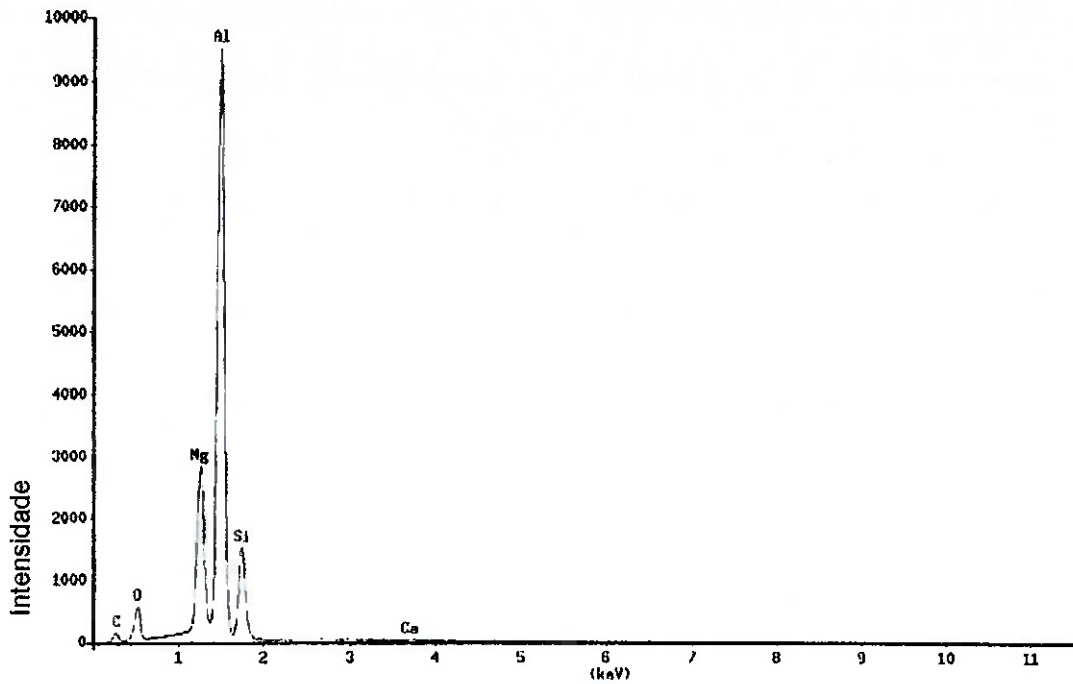


Figura IV.23 - Espectro EDS, partícula de Mg_2Si mostrada na figura IV.22b.



Figuras IV.24 – Al 6063; precipitado presente na amostra da condição 2A de homogeneização; MEV.

A microestrutura da amostra resfriada em água, condição 2H, pode ser observada na *figura IV.25*, onde a matriz apresenta-se bastante clara e o filme interdendrítico quebrado. Não foram identificadas partículas de Mg_2Si nesta condição de homogeneização. Mesmo analisando-se uma região escura, como a evidenciada na *figura IV.25b*, não nos é possível confirmar a presença da fase Mg_2Si . O espectro referente a esta análise da região escura é apresentado na *figura IV.26* e identifica a matriz de alumínio. Nesta mesma amostra, encontramos regiões nas quais o filme interdendrítico apresenta-se pouco quebrado e pode-se observar, ainda, a presença de partículas mais grosseiras oriundas de eutéticos, como as apresentadas na *figura IV.27*. Novamente, a presença dos picos de Al, Fe e Si no espectro da *figura IV.28* confirmam que os precipitados claros presentes nessas amostras, como o identificado na *figura IV.27b*, são de $AlFeSi$.

Nas micrografias das *figuras IV.29* e *IV.30*, referentes a amostra resfriada no forno (condição 2F), nota-se, além da quebra do filme interdendrítico, a intensa presença de partículas escuras grosseiras (as quais não puderam ser claramente evidenciadas na micrografia da mesma amostra, *figura IV.4*, obtida por microscopia óptica). Em detalhes, a *figura IV.31* mostra alguns precipitados da *figura IV.30*.

Também foi claramente constatado, pela análise de composição química por EDS, que as partículas escuras são a fase Mg_2Si e as claras são $AlFeSi$. A título de ilustração, alguns espectros das fases em destaque na *figura IV.31b* são apresentados nas *figuras IV.32* a *IV.34*. Na *figura IV.31b*, o precipitado em destaque apresenta uma região clara ($AlFeSi$), uma região escura (Mg_2Si) e uma região cinza, que também corresponde a fase Mg_2Si , como mostra o espectro da *figura IV.34*.

A intensa quebra do filme interdendrítico e a esferoidização das partículas provenientes dessa quebra podem ser observadas nas *figuras IV.35* a *IV.37*, referentes à amostra da condição 8A.



Figuras IV.25 – (a) Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.

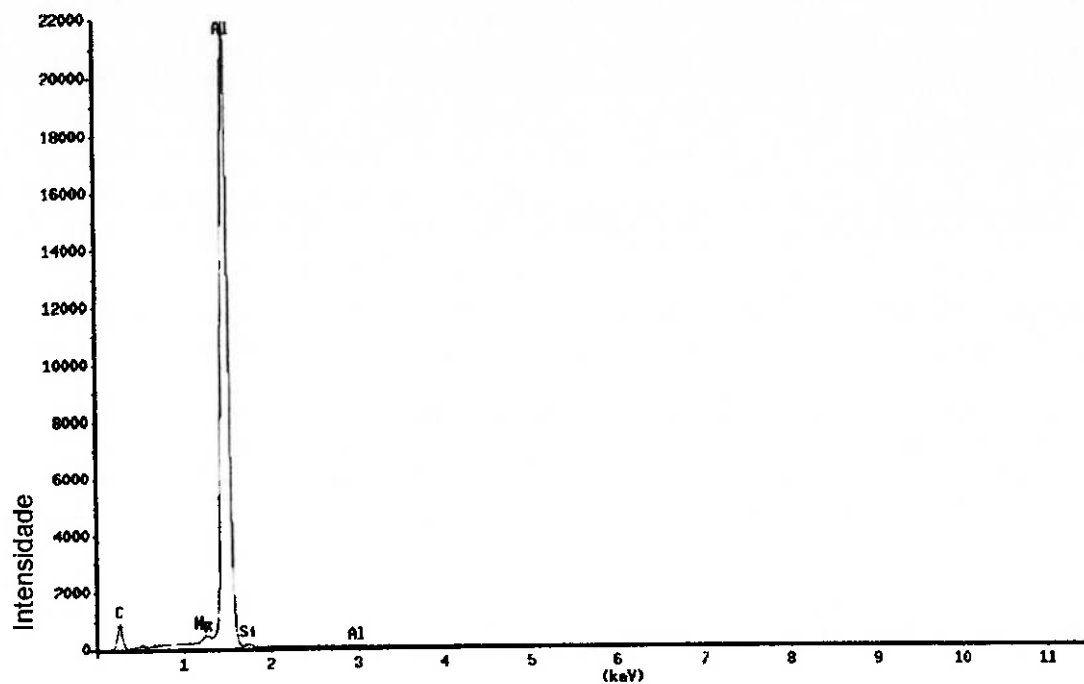
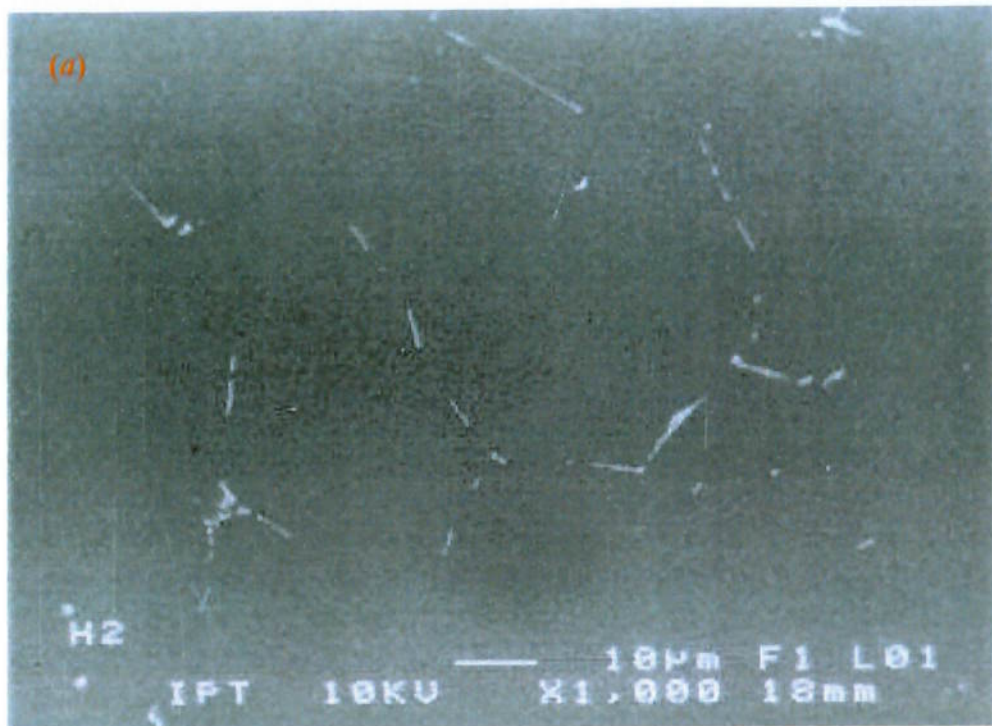


Figura IV.26 - Espectro EDS, região escura mostrada na figura IV.25b.



Figuras IV.27 – (a) Al 6063 - 2H; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água; (b) detalhe da micrografia (a); MEV.

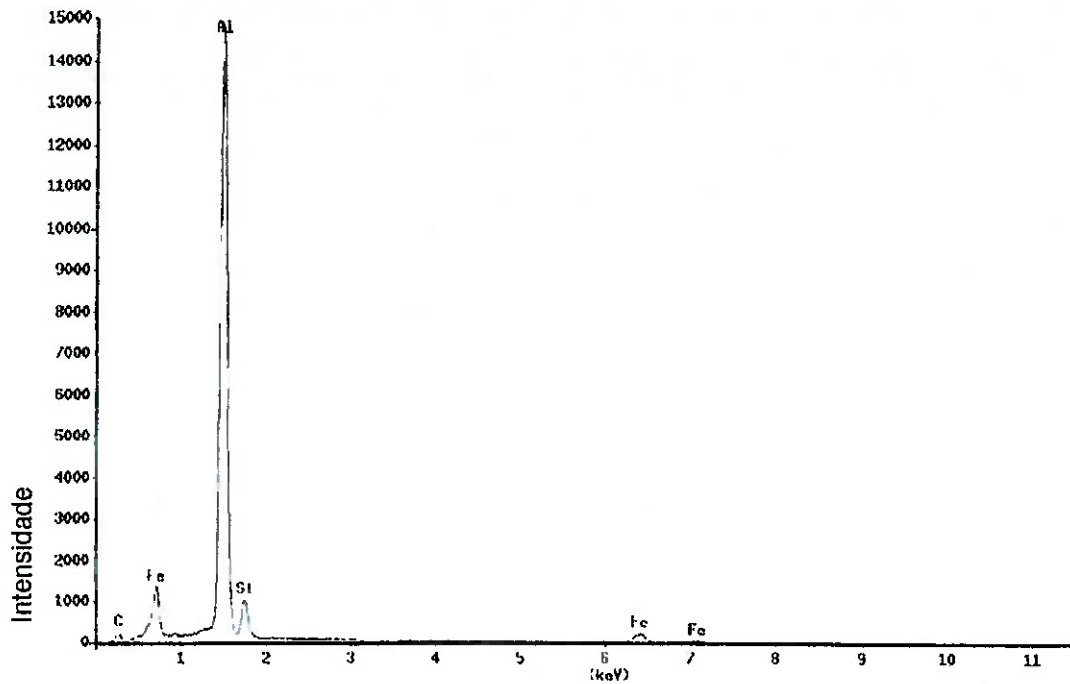


Figura IV.28 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.27b.



Figura IV.29 – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno; MEV.



Figura IV.30 – Al 6063 - 2F; homogeneização a 585°C
por 2 horas, resfriamento no forno; MEV.

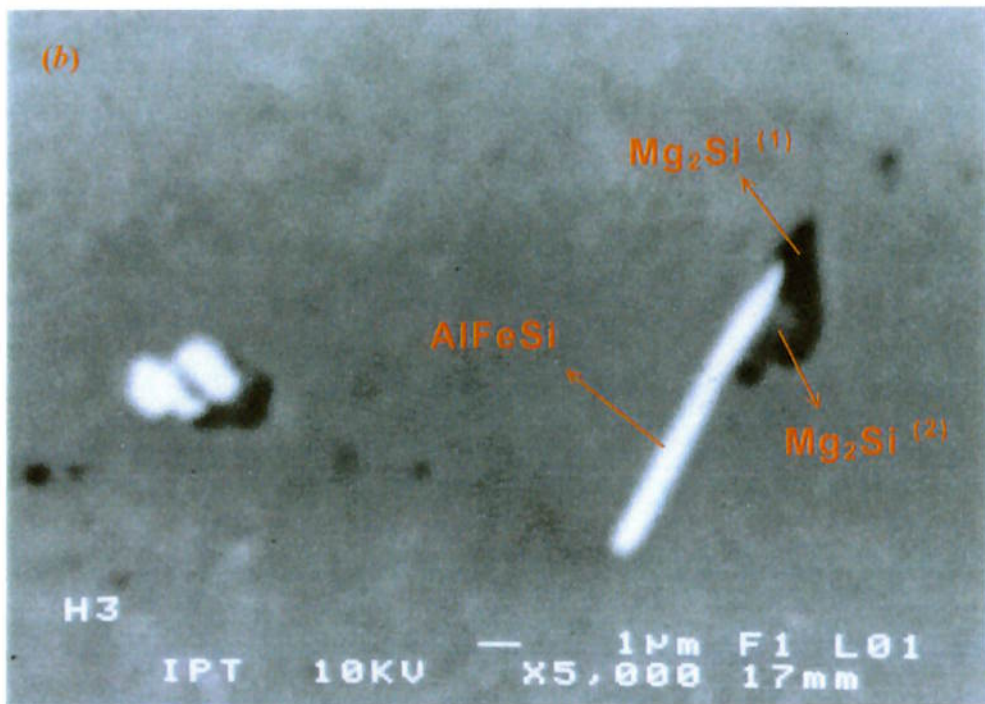


Figura IV.31 – (a) e (b) Detalhes da figura IV.30; MEV.

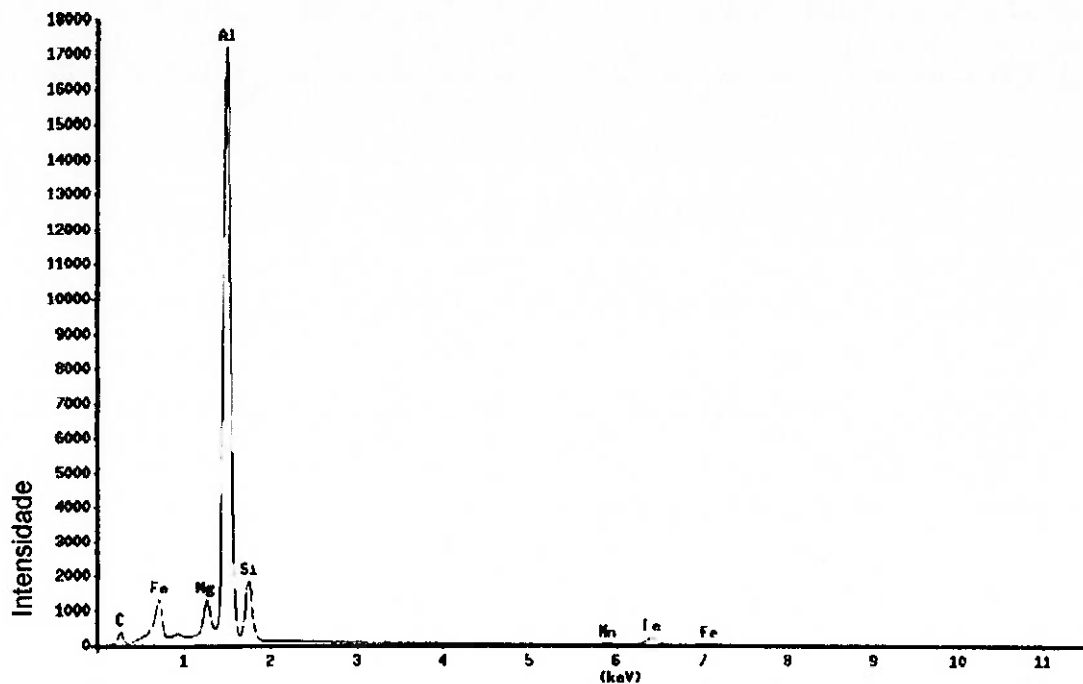


Figura IV.32 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.31b.

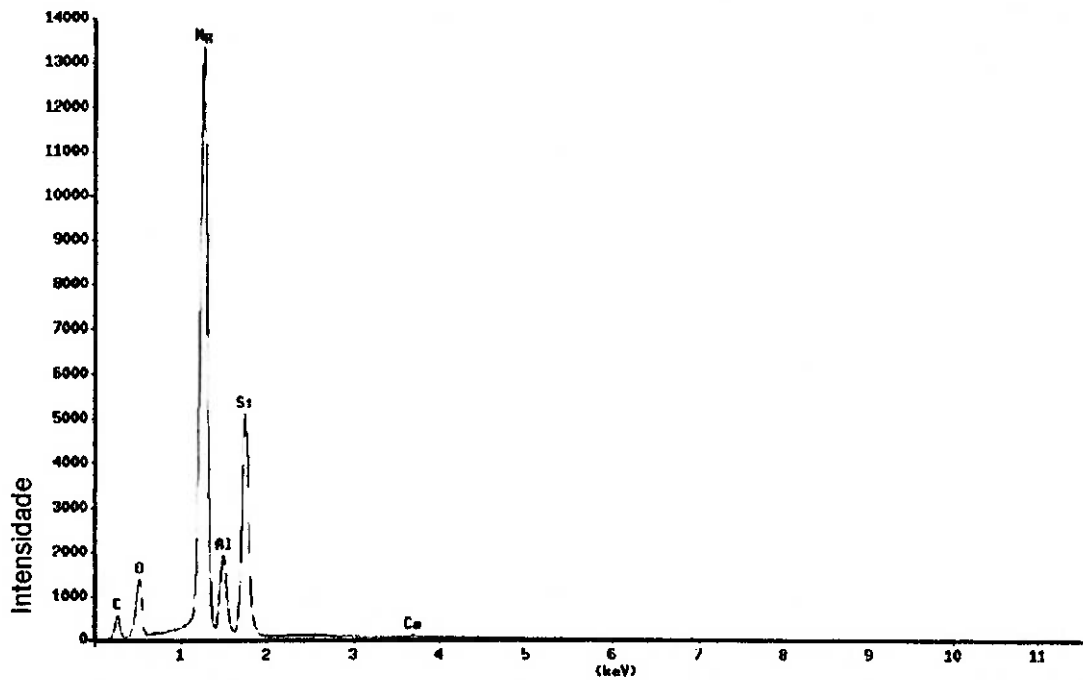


Figura IV.33 - Espectro EDS, partícula de $Mg_2Si^{(1)}$ mostrada na figura IV.31b.

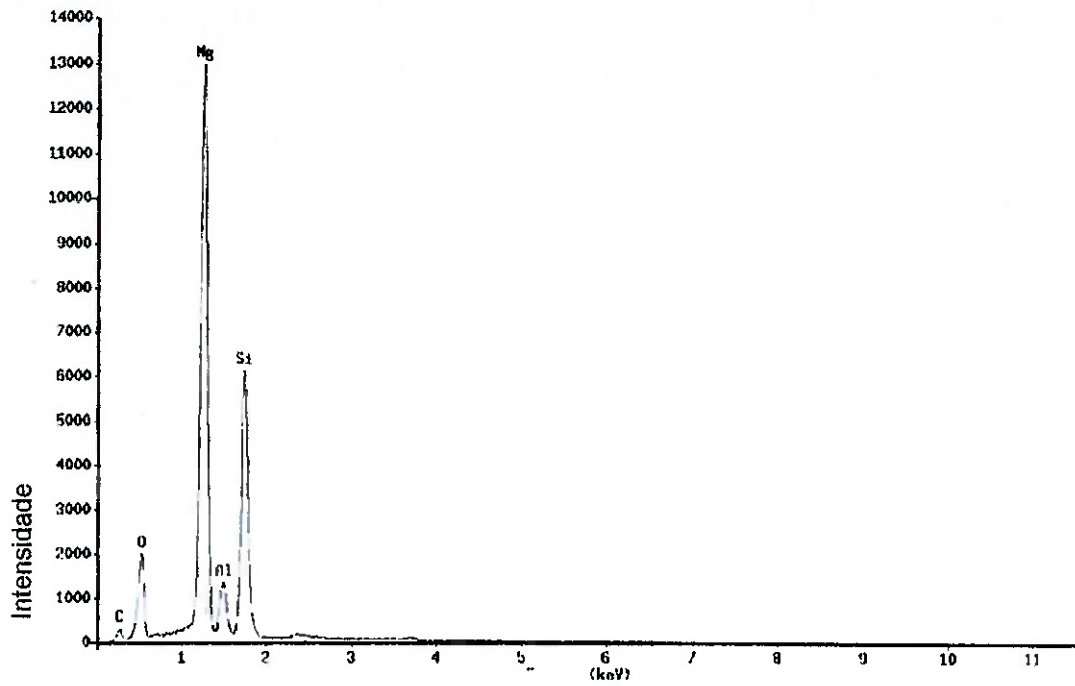
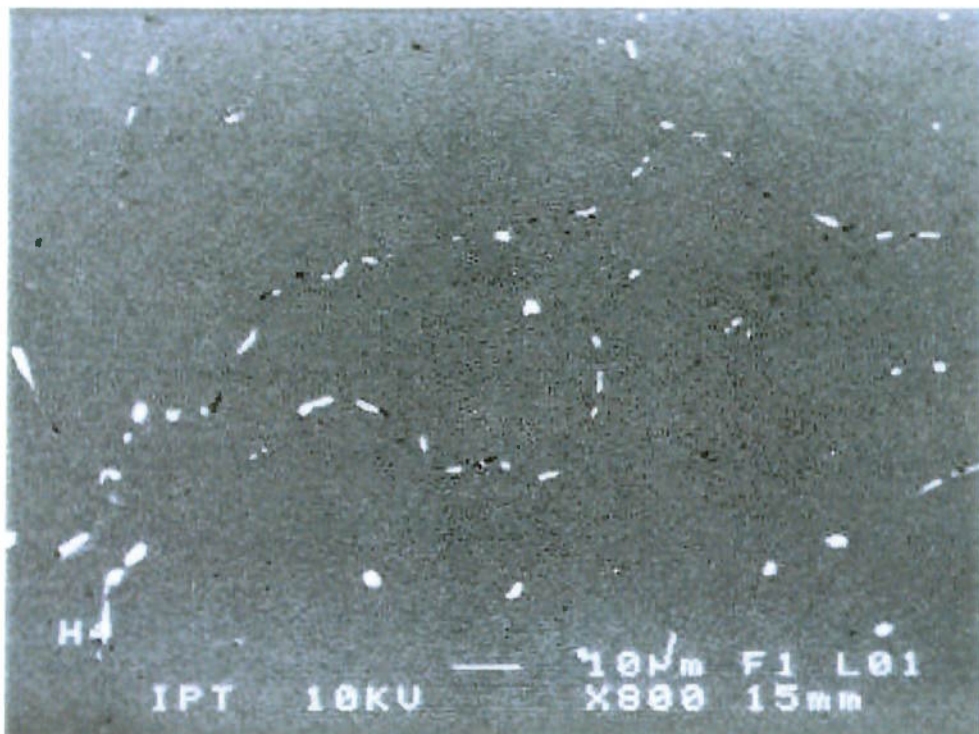
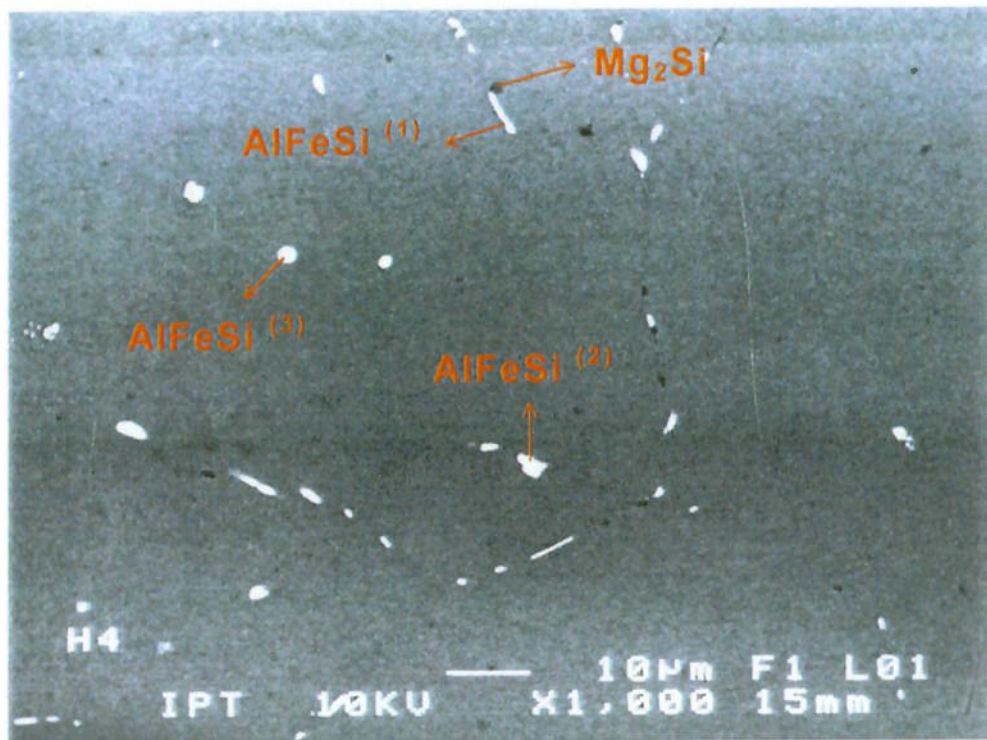


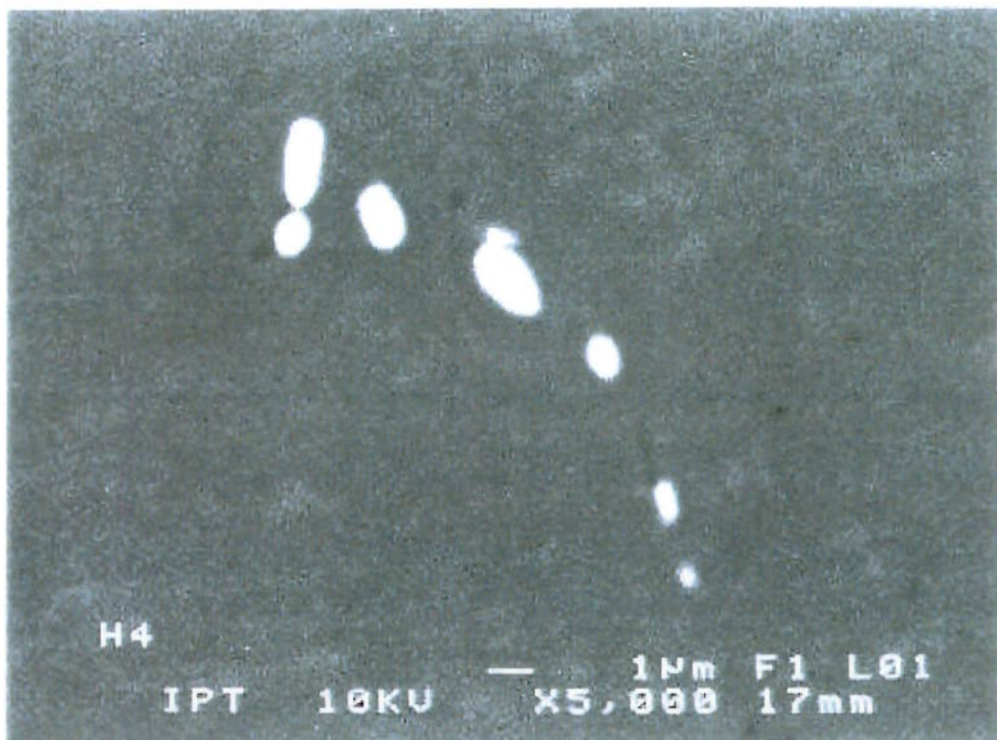
Figura IV.34 - Espectro EDS, partícula de Mg_2Si ⁽²⁾ mostrada na figura IV.31b.



Figuras IV.35 – Al 6063 - 8A; homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar; MEV.



Figuras IV.36 – Al 6063 - 8A; homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar; MEV.



Figuras IV.37 – Al 6063; esferoidização de partículas da amostra 8A; MEV.

Partículas esferoidizadas são evidenciadas na *figura IV.37*. As partículas identificadas na *figura IV.36* foram analisadas e seus espectros de EDS se encontram nas *figuras IV.38 a IV.41*.

A microestrutura da amostra que sofreu tratamento térmico com “step cooling” (condição SC) está representada nas *figuras IV.42, IV.45 e IV.46*. Mais uma vez, observa-se a quebra do filme interdendrítico e a presença de partículas escuras de Mg_2Si próximas as partículas claras de $AlFeSi$. As *figuras IV.43 e IV.44* mostram os espectros de intensidade relativa dos elementos constituintes das partículas identificadas na *figura IV.42b*. As micrografias da *figura IV.46* revelam precipitados de uma mesma região da amostra SC (*figura IV.45*) e nota-se a presença tanto de partículas alongadas (*figura IV.46a*) quanto de partículas já esferoidizadas (*figura IV.46b*), provenientes da quebra do filme interdendrítico.

As análises de EDS foram feitas no microscópio eletrônico de varredura disponível no IPT. Este equipamento apresentava uma contaminação de carbono no detetor do EDS; sendo assim, em praticamente todos os espectros obtidos, tem-se a presença do elemento carbono proveniente desta contaminação. Ao analisar os espectros das intensidades relativas dos elementos presentes em determinada amostra, deve-se desconsiderar a presença do carbono.

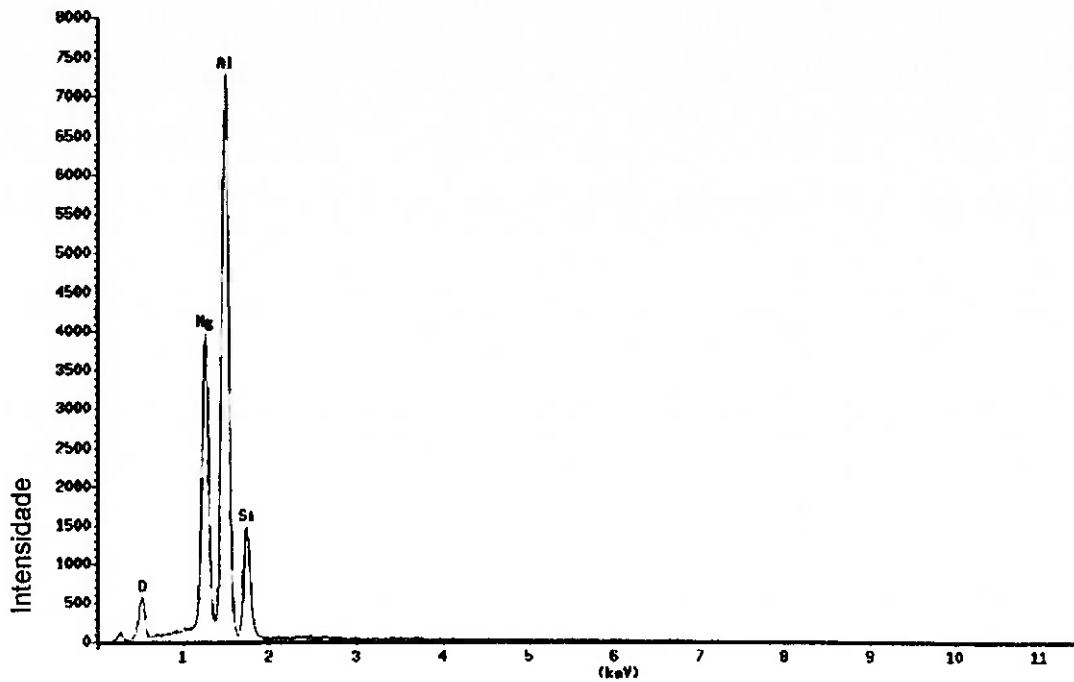


Figura IV.38 - Espectro EDS, partícula de Mg_2Si mostrada na figura IV.36.

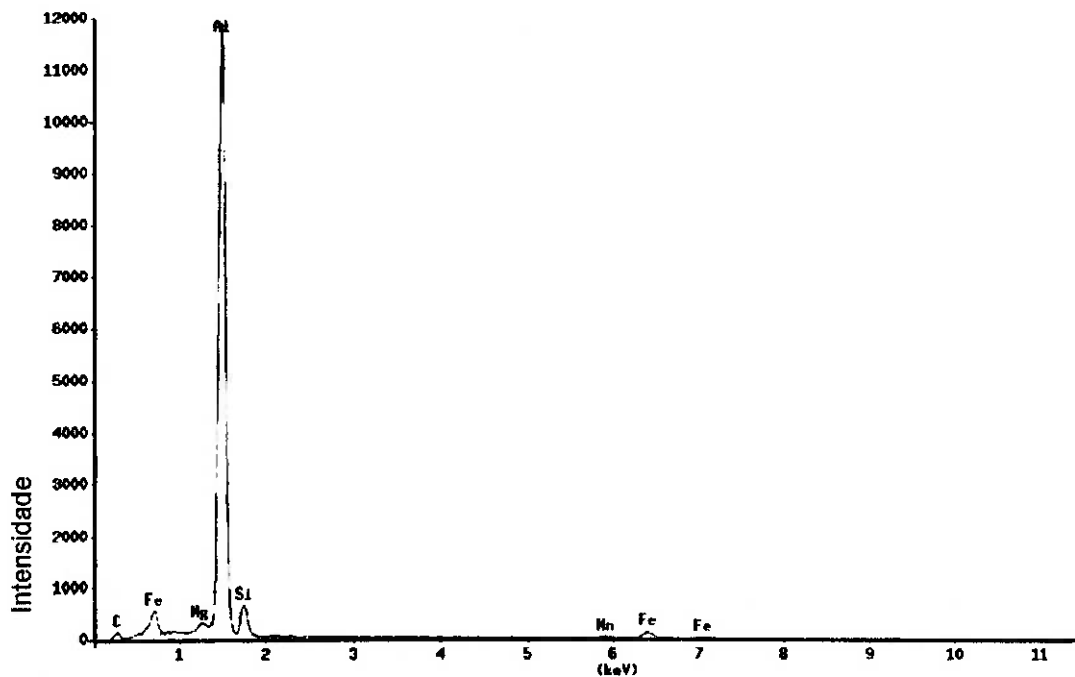


Figura IV.39 - Espectro EDS, partícula de $AlFeSi^{(1)}$ mostrada na figura IV.36.

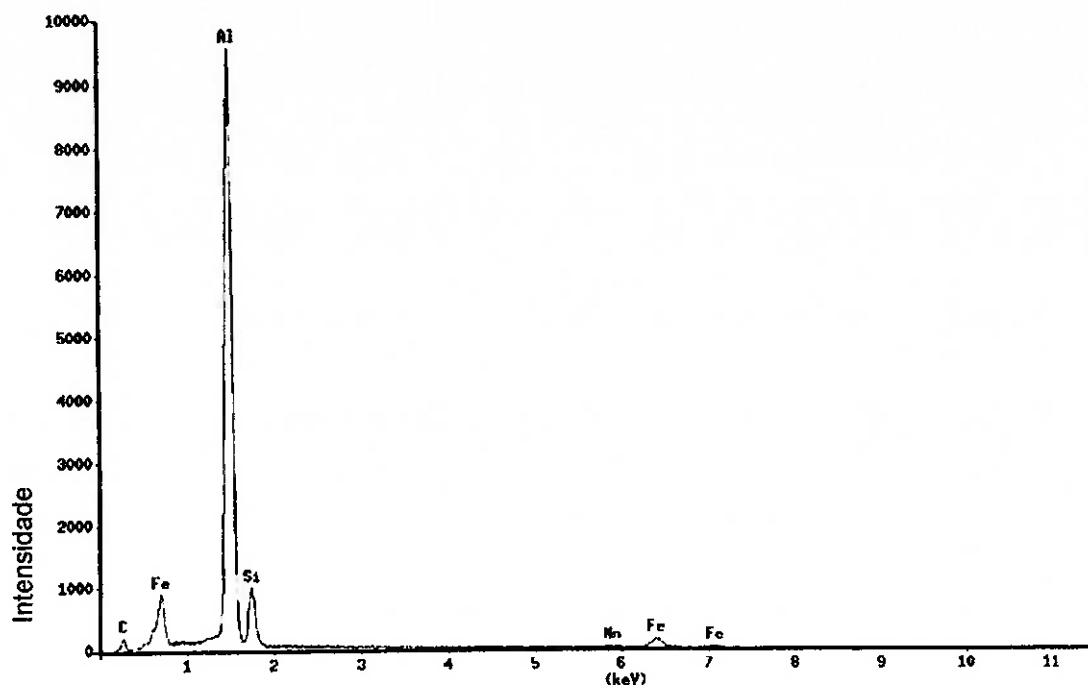


Figura IV.40 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽²⁾ mostrada na figura IV.36.

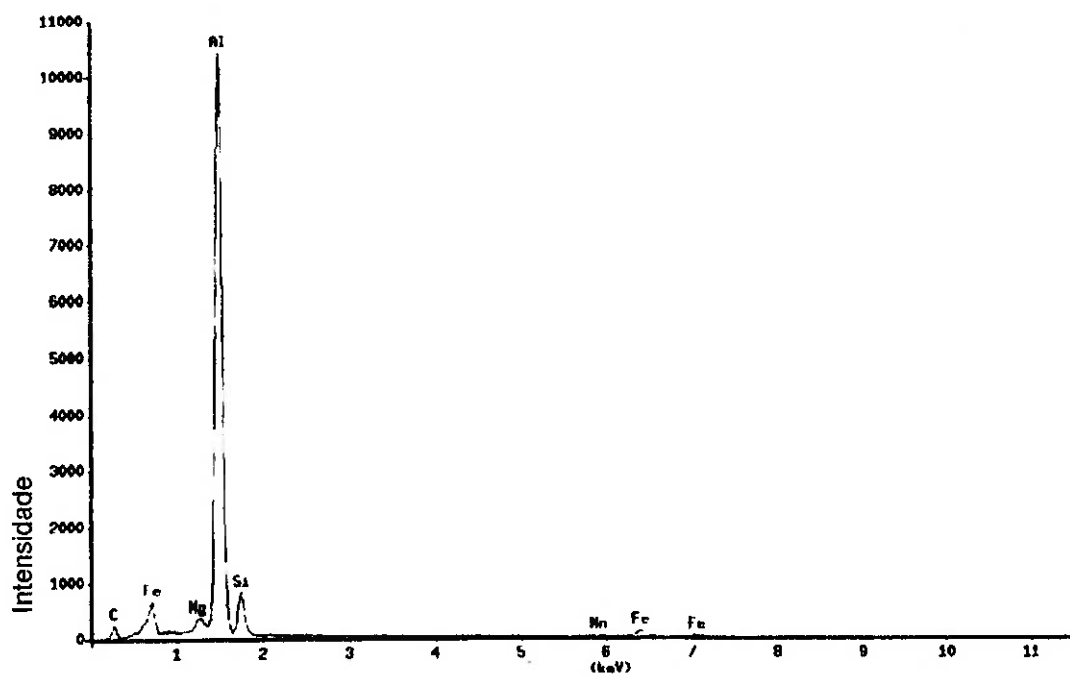
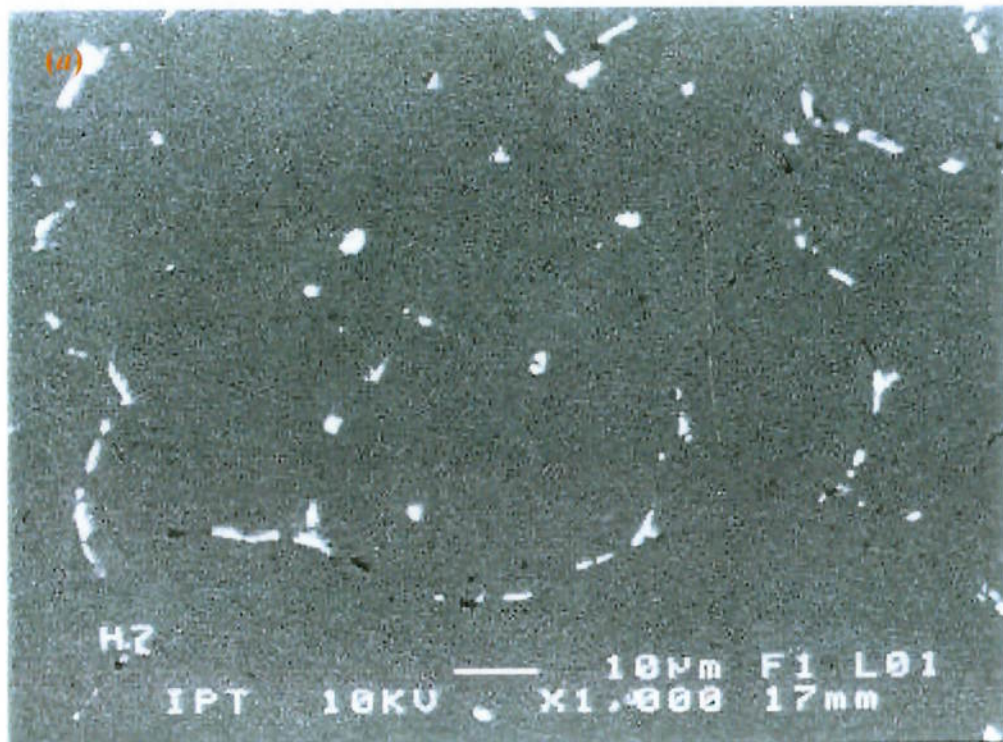


Figura IV.41 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi⁽³⁾ mostrada na figura IV.36.



Figuras IV.42 – (a) Al 6063 - SC; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C permanência por 1 hora e resfriamento ao ar; (b) Detalhe de (a); MEV.

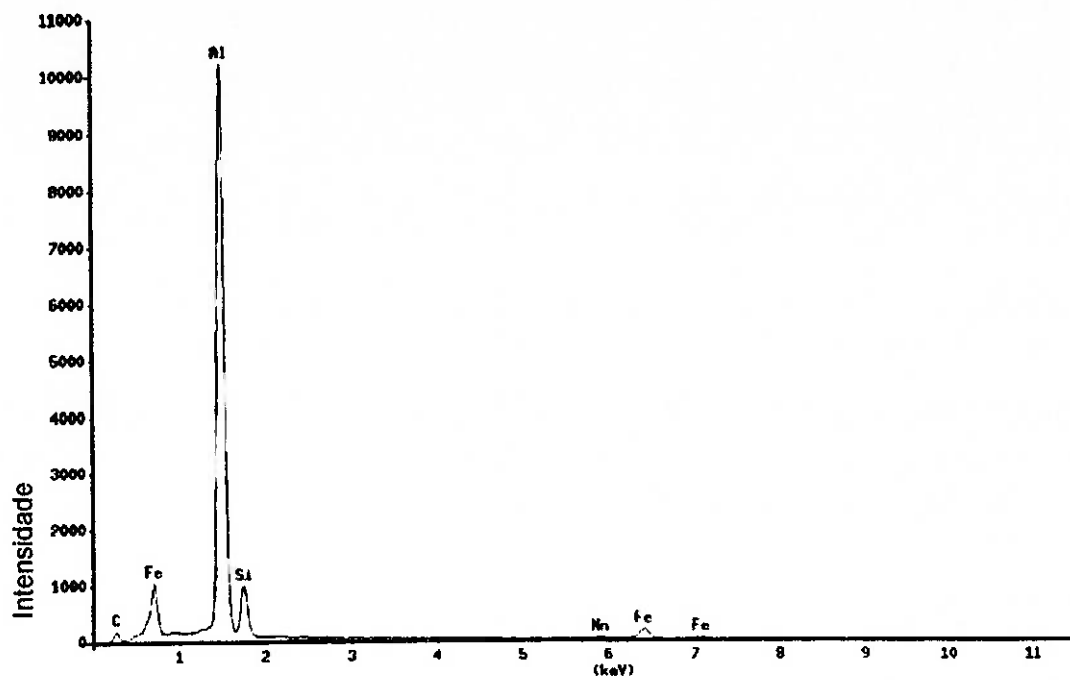


Figura IV.43 - Espectro EDS, partícula de AlFeSi mostrada na figura IV.42b.

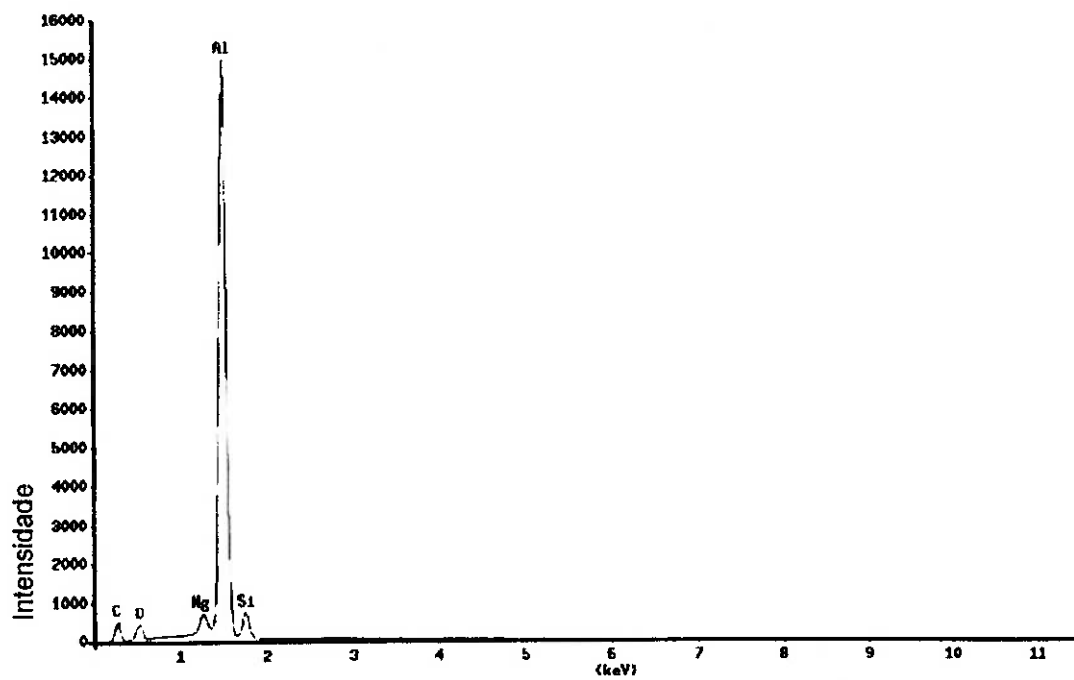


Figura IV.44 - Espectro EDS, partícula de Mg₂Si mostrada na figura IV.4b2.



Figuras IV.45 – Al 6063 - SC; homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar até 350°C permanência por 1 hora e resfriamento ao ar; MEV.

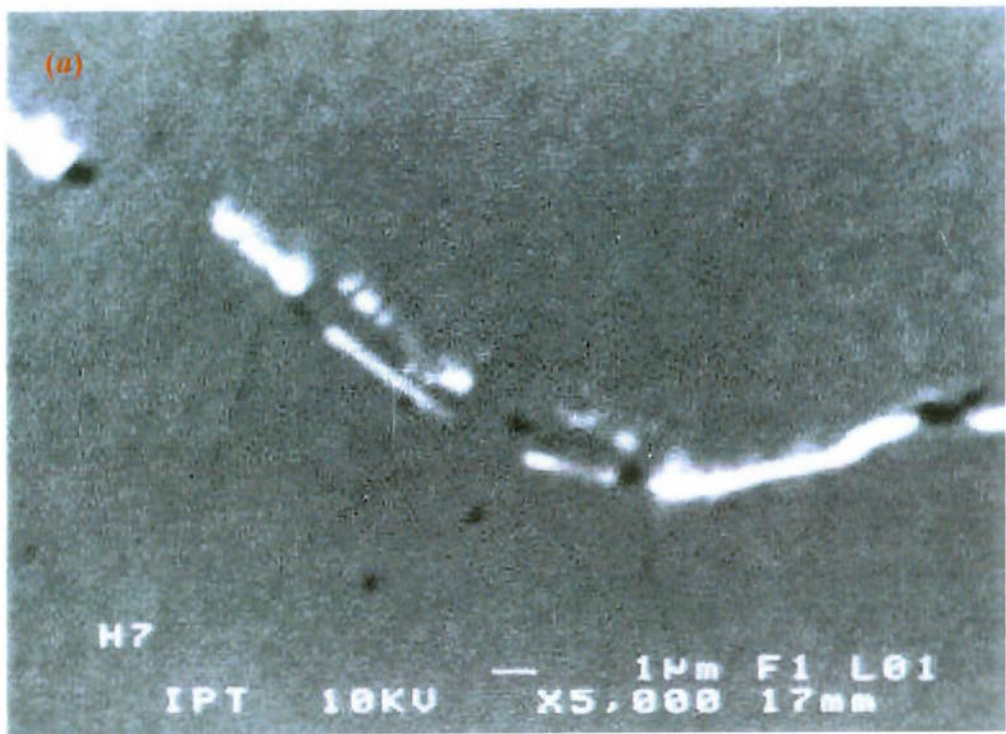


Figura IV.46 – (a) e (b) Detalhes da figura IV.45; MEV.

IV.1.3 DIFRATOGRAMAS DE RAIOS-X

A técnica analítica de difração de raios-X foi empregada visando, especialmente, a identificação e determinação das fases constituídas por Al, Fe e Si, presentes nas amostras da liga 6063 que foram homogeneizadas em diferentes condições.

Sabe-se que durante a homogeneização da liga 6063, a principal mudança de fase envolve a transformação das partículas de β -AlFeSi em α -AlFeSi, e a intensidade desta transformação, que depende das condições de homogeneização, tem influência relevante sobre as características da liga, tais como sua trabalhabilidade a quente. Através da difração de raios-X objetivou-se, principalmente, a determinação da presença das fases β -AlFeSi e α -AlFeSi, bem como a proporção entre suas frações volumétricas. Tal técnica é baseada na teoria de que a intensidade integrada de um pico específico de difração é função da quantidade da fase correspondente a este pico. Nas ligas 6063, picos de alumínio, α -AlFeSi, β -AlFeSi e Mg_2Si costumam aparecer nos difratogramas de raios-X. Assim, a proporção da fase α -AlFeSi pôde ser estimada quantitativamente, medindo-se as intensidades integradas dos principais picos de α e β -AlFeSi (41).

As figuras IV.47 a IV.52 apresentam os difratogramas relativos às amostras das condições de homogeneização BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC, respectivamente.

Observa-se que a fase β -AlFeSi aparece apenas no difratograma da amostra bruta de fundição, figura IV.47; nos demais difratogramas, a fase AlFeSi identificada já está sob a forma de partículas α -AlFeSi. A fase Mg_2Si foi detectada apenas nas amostras das condições 2F e SC, não sendo observados picos referentes à esta fase nos demais difratogramas obtidos.

A ausência de picos de β -AlFeSi e α -AlFeSi num mesmo difratograma não permitiu a determinação quantitativa dessas fases (isso é feito medindo-se as intensidades integradas

dos principais picos de α -AlFeSi e β -AlFeSi de um mesmo difratograma, calculando-se, então, a proporção da fase α -AlFeSi em função da proporção da fase β -AlFeSi).

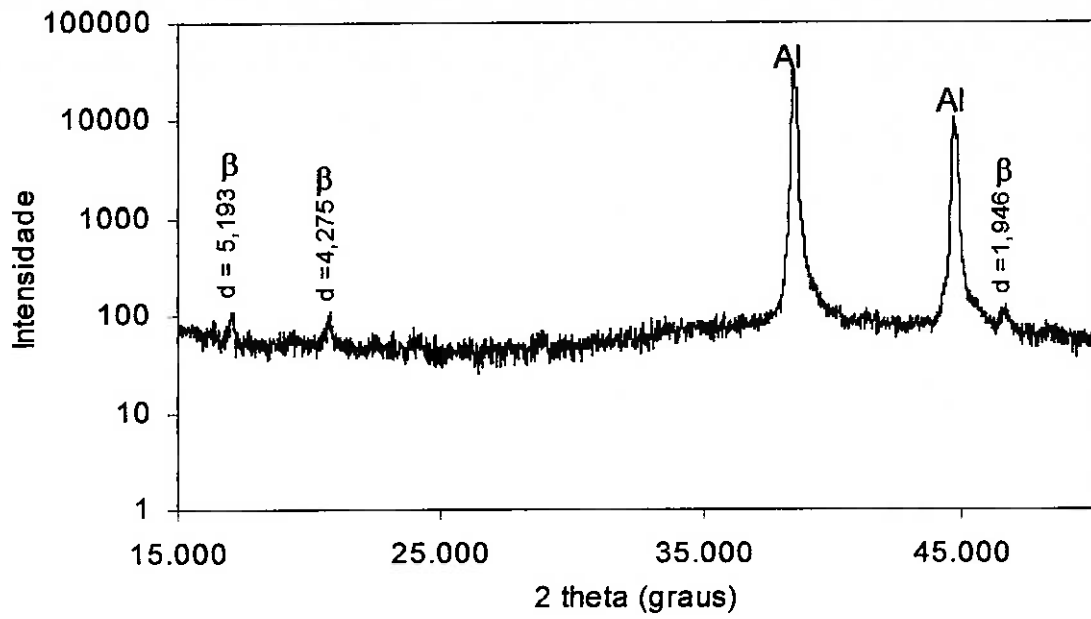
IV.2 ENSAIOS DE DSC

Os termogramas obtidos nos ensaios de calorimetria diferencial de varredura (DSC), referentes às condições de homogeneização BF, 2A, 2H, 2F, 8A, 550/2A e 550/8A, são apresentados simultaneamente na *figura IV.53* e individualmente nas *figuras IV.54 a IV.60*.

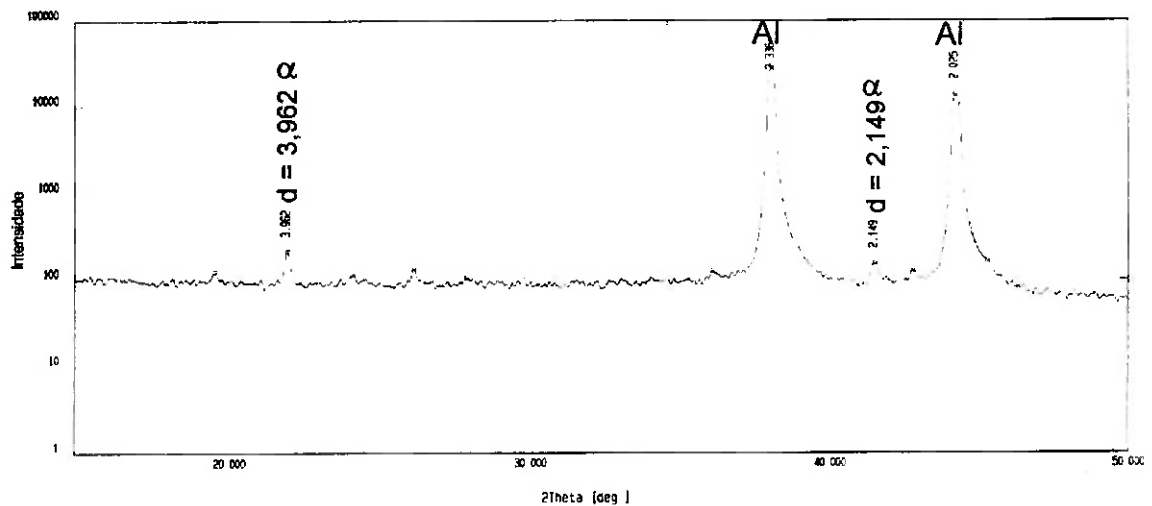
Os ensaios de DSC foram realizados com o objetivo principal de determinar, com exatidão, a máxima temperatura acima da qual poderia haver fusão incipiente de fases com composições próximas à composição eutética, ou seja, buscava-se determinar a temperatura de liquação da liga. Além disso, visava-se avaliar se as diferentes condições de homogeneização provocariam alterações nas temperaturas de transformações de fase da liga 6063.

Os ensaios realizados não nos permitiram determinar a temperatura de liquação da liga trabalhada, em nenhuma das condições de homogeneização. Os termogramas apresentam picos endotérmicos referentes à fusão propriamente dita do material, mas não evidenciam fusão incipiente de fases com composição próxima à eutética.

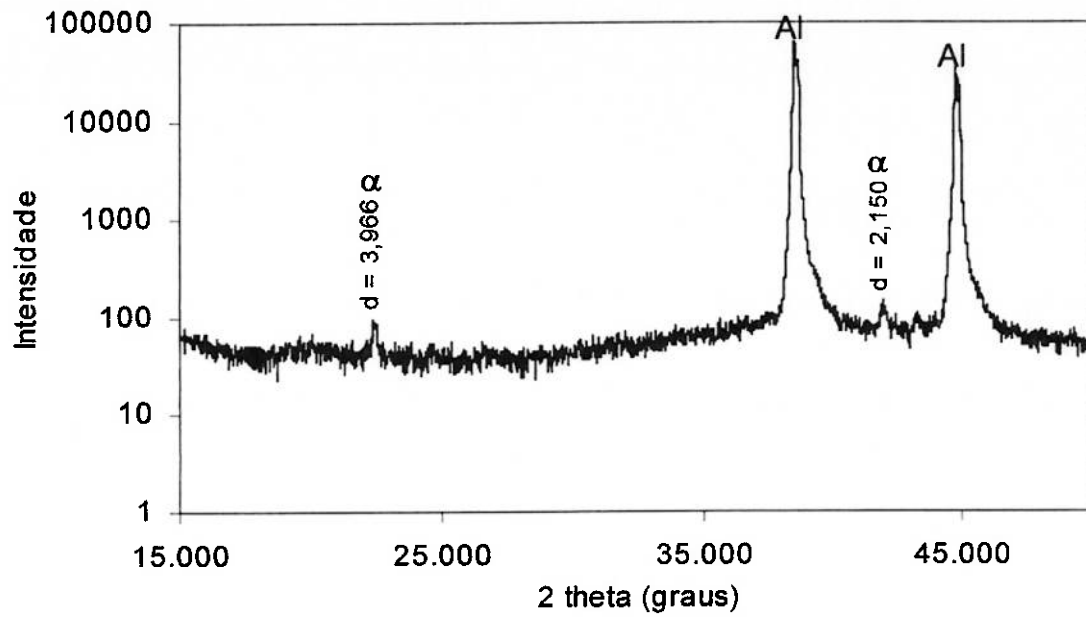
A temperatura de fusão da liga 6063, determinada através dos ensaios de DSC, correspondente à cada condição de homogeneização é apresentada na *tabela IV.1*. Observa-se, que as variáveis estudadas, temperatura, tempo de homogeneização e velocidade de resfriamento após homogeneização, praticamente não interferem na temperatura de fusão da liga.



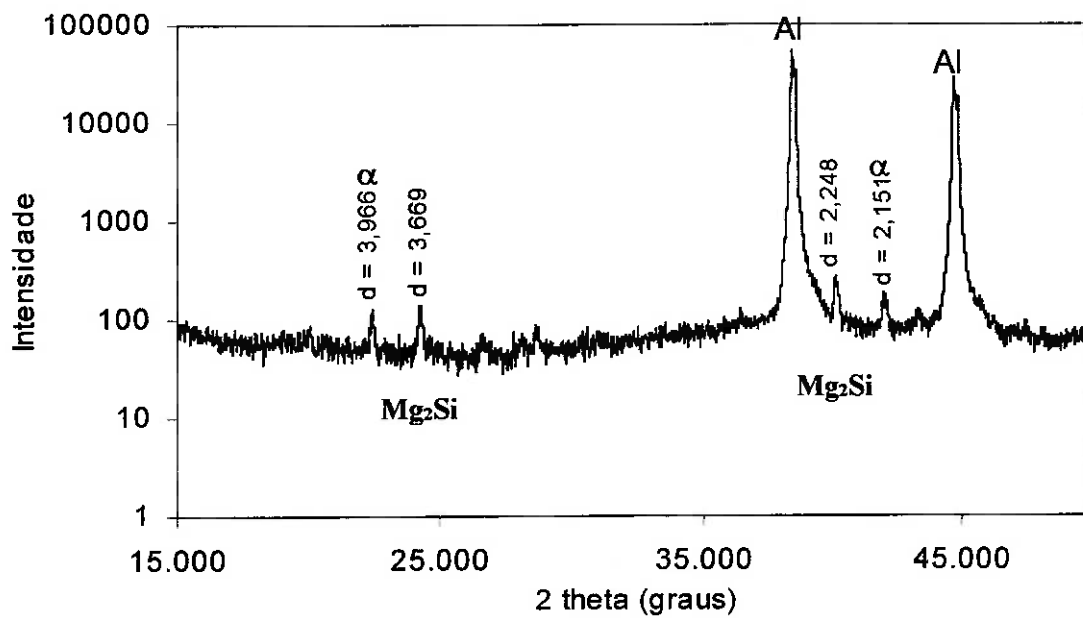
Figuras IV.47 – Difratoograma da amostra bruta de fundição - BF.



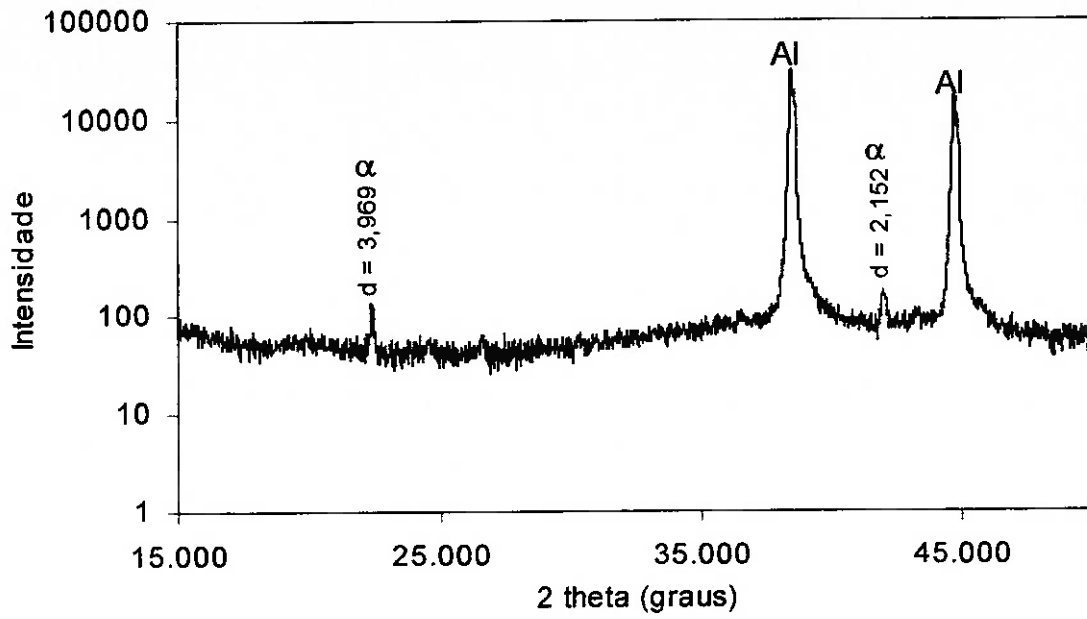
Figuras IV.48 – Difratoograma da amostra 2A,
homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento ao ar.



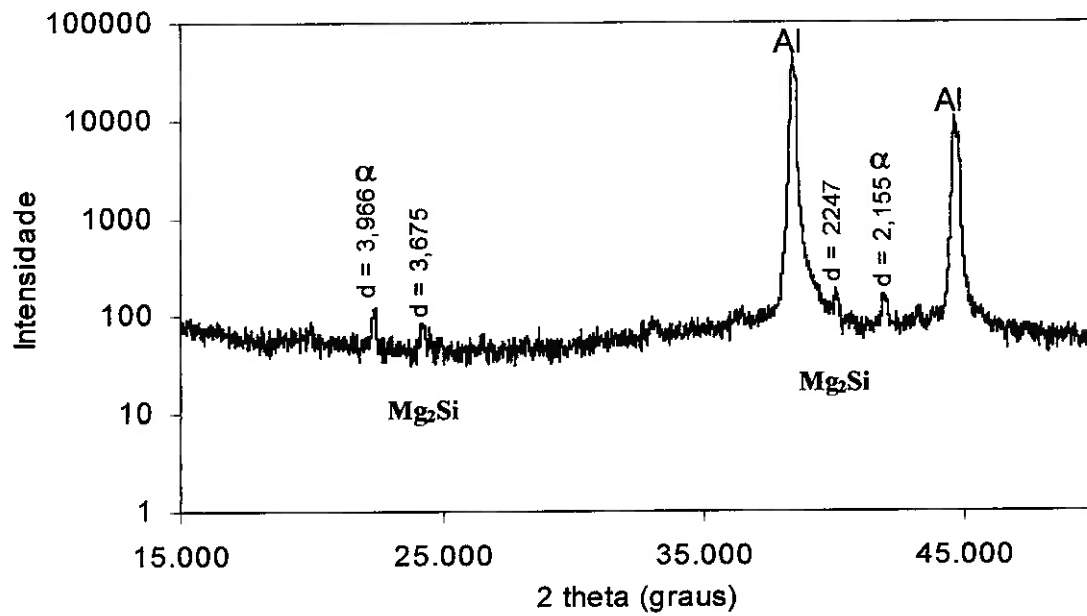
Figuras IV.49 – Difratoograma da amostra 2H,
homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento em água.



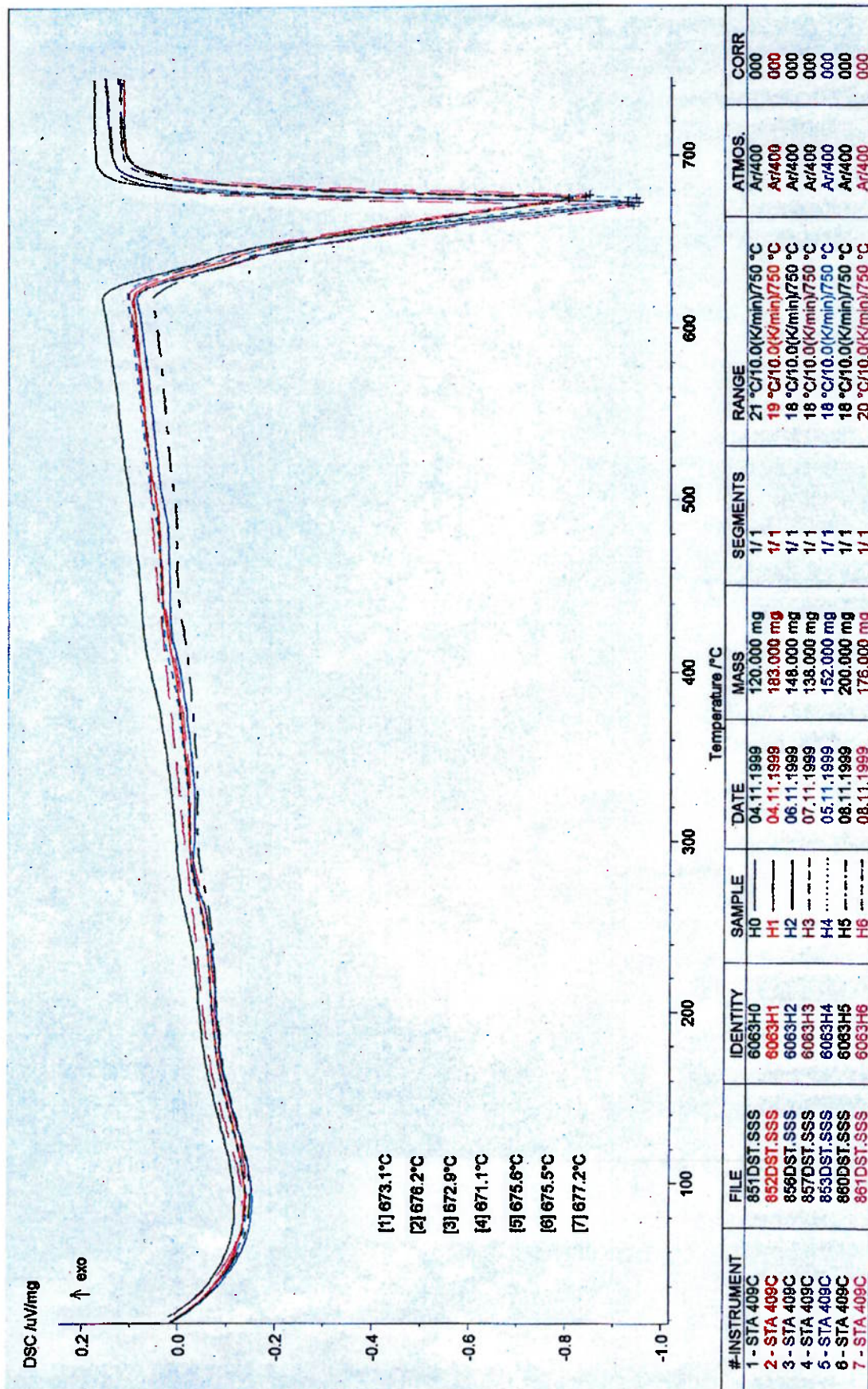
Figuras IV.50 – Difratoograma da amostra 2F,
homogeneização a 585°C por 2 horas, resfriamento no forno.



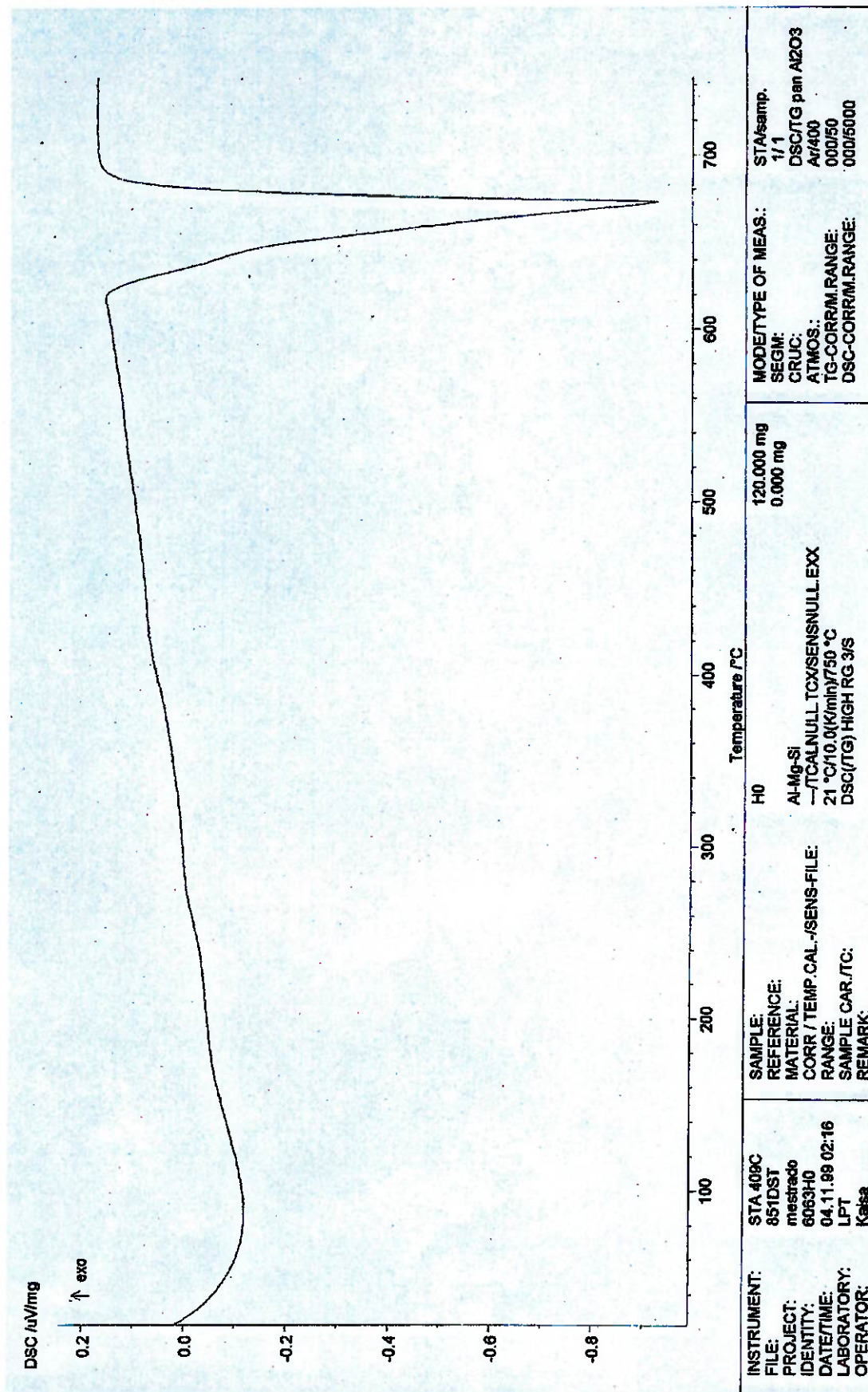
Figuras IV.51 – Difratoograma da amostra 8A,
homogeneização a 585°C por 8 horas, resfriamento ao ar.



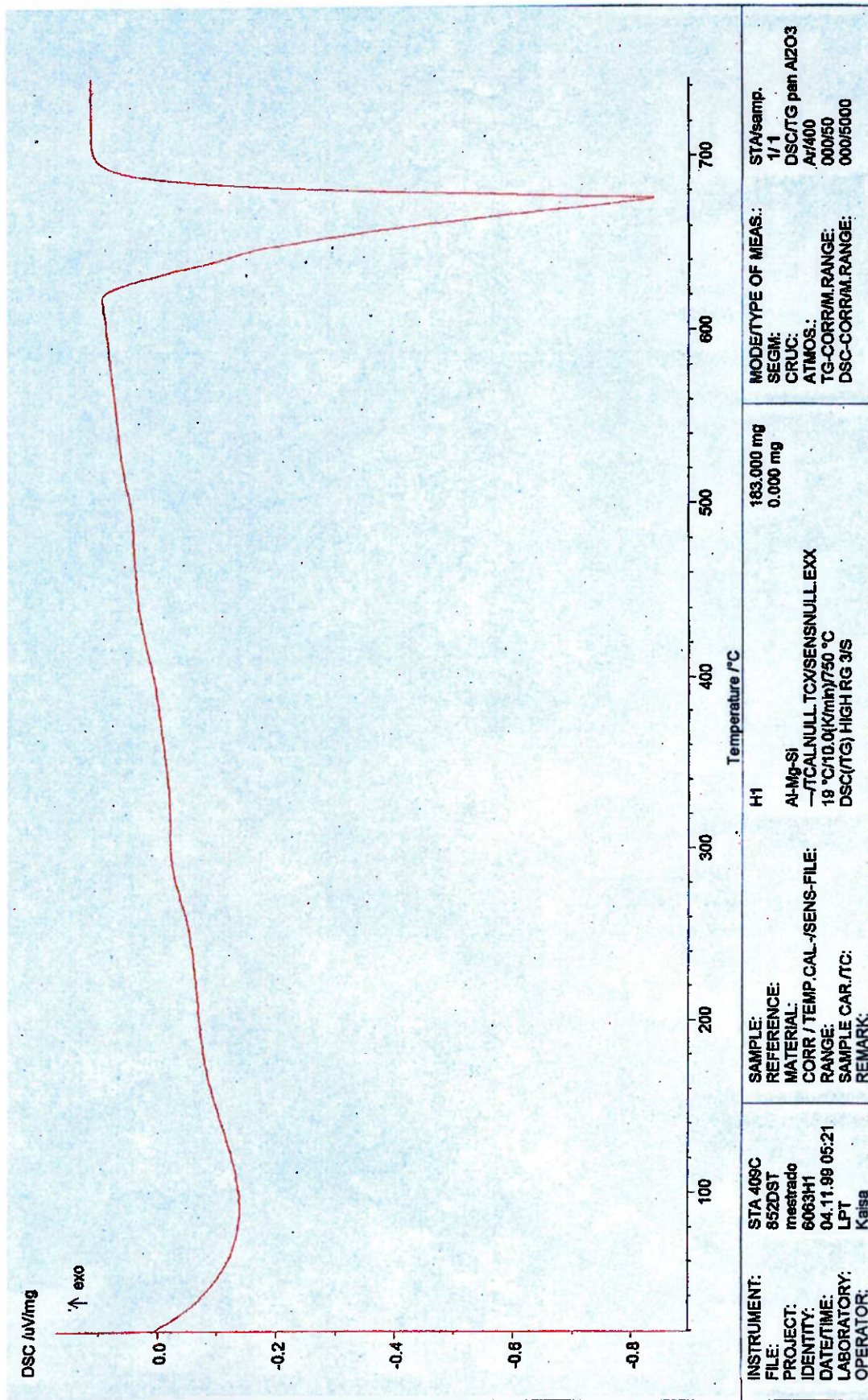
Figuras IV.52 – Difratoograma da amostra homogeneizada com “step-cooling”, SC.



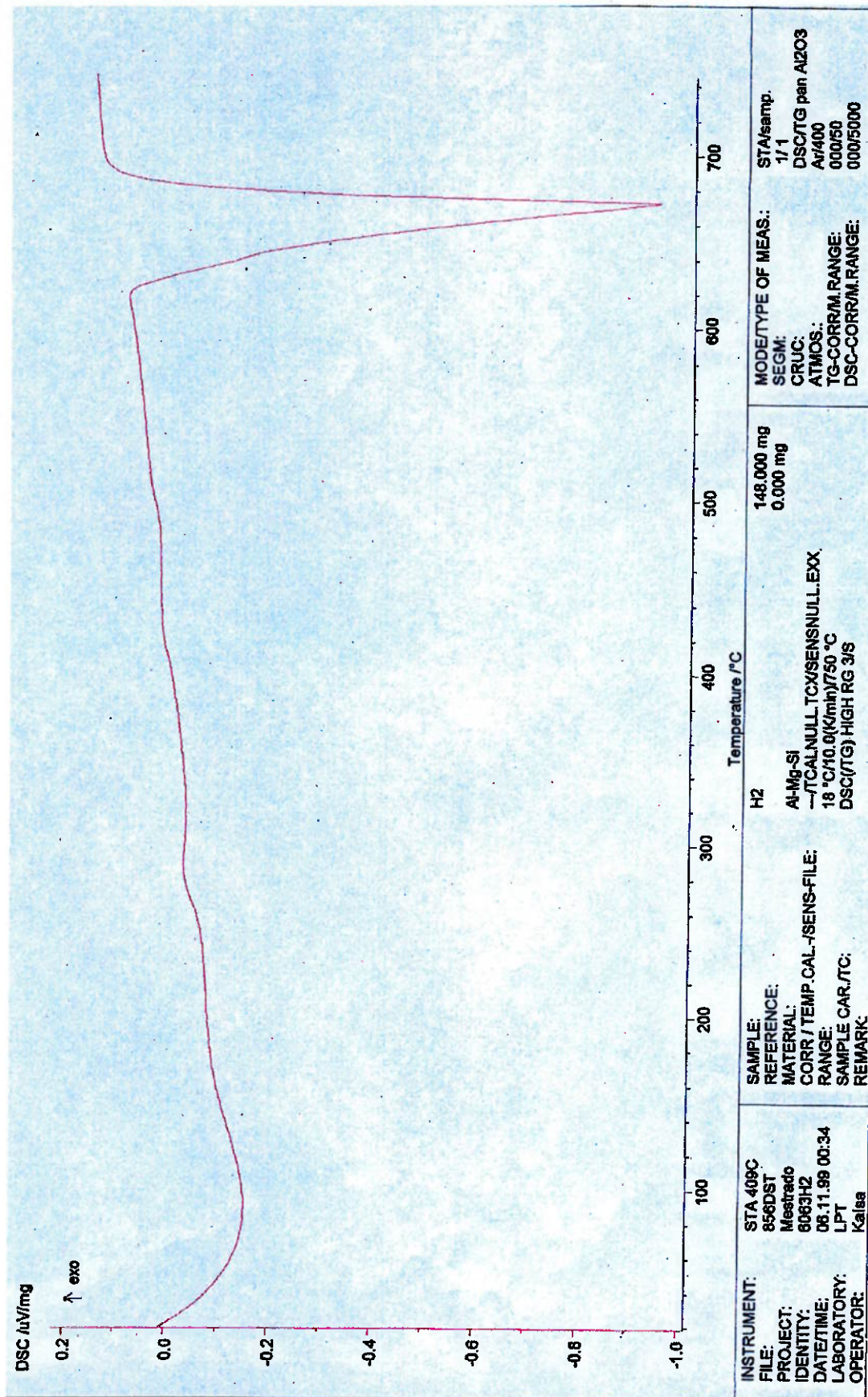
Figuras IV.53 – Curvas de DSC - amostras das condições 2A, 2H, 2F, 8A, 550/2A e 550/8A.



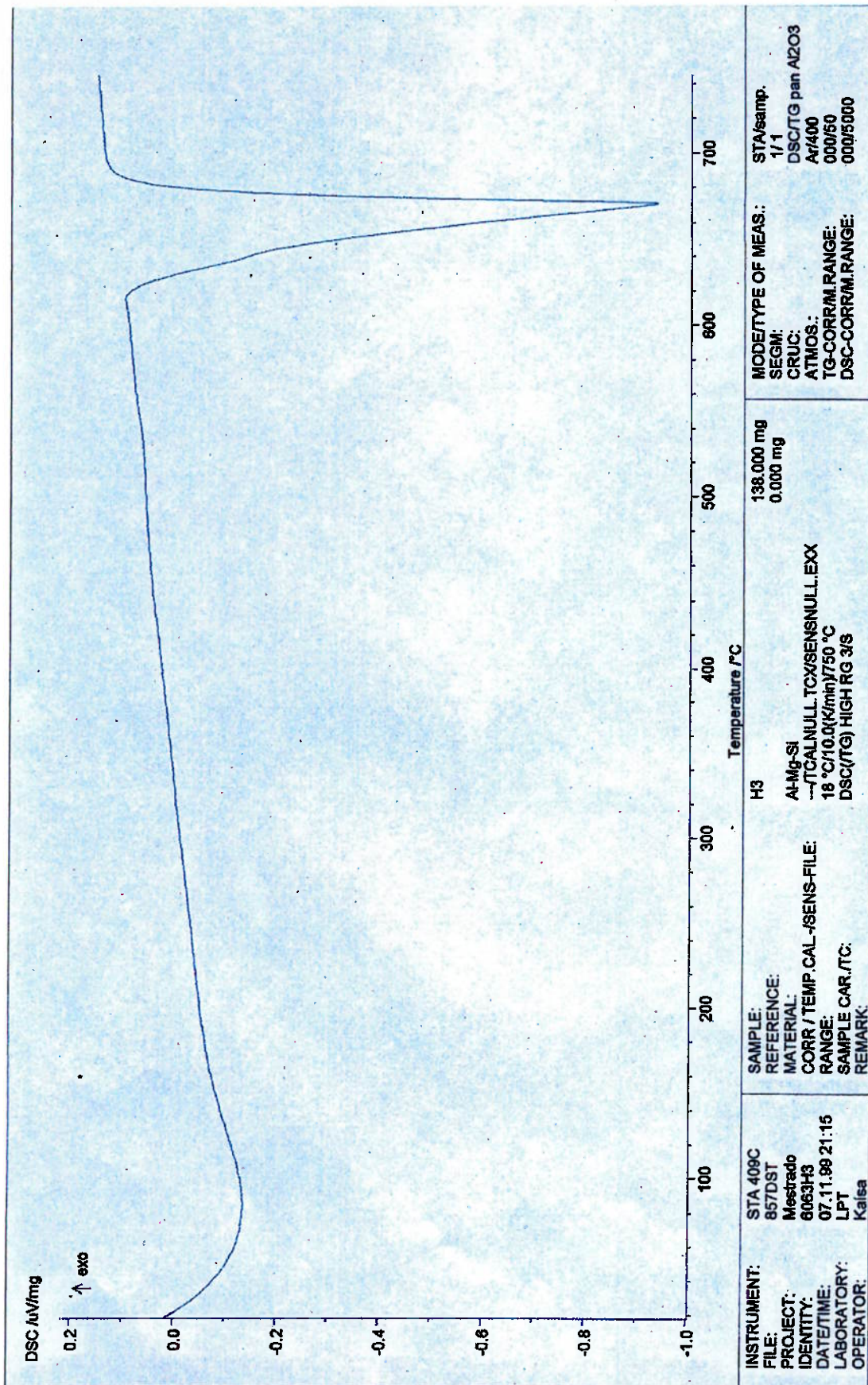
Figuras IV.54 – Curva de DSC - amostra da condição BF.



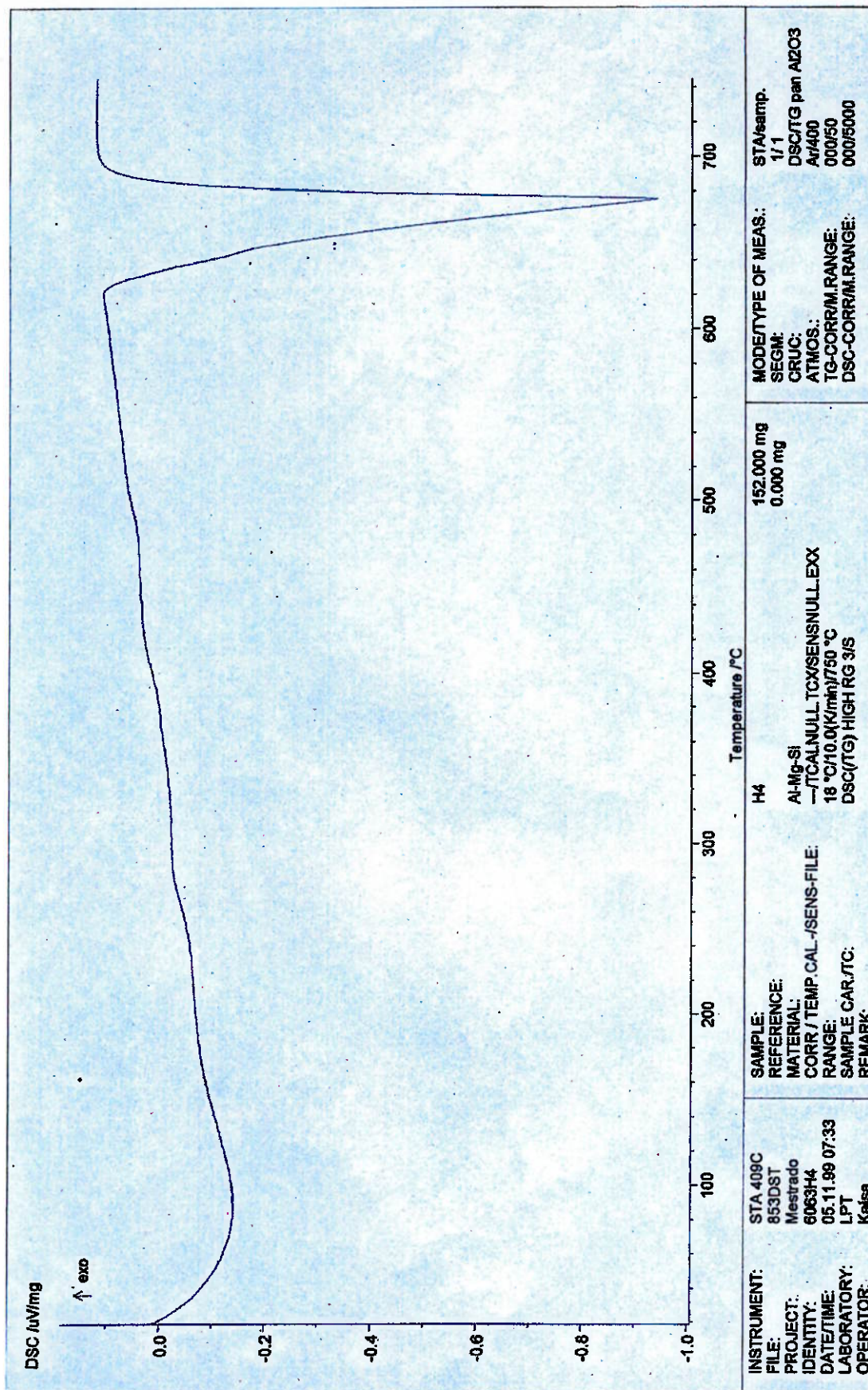
Figuras IV.55 – Curva de DSC - amostra da condição 2A.



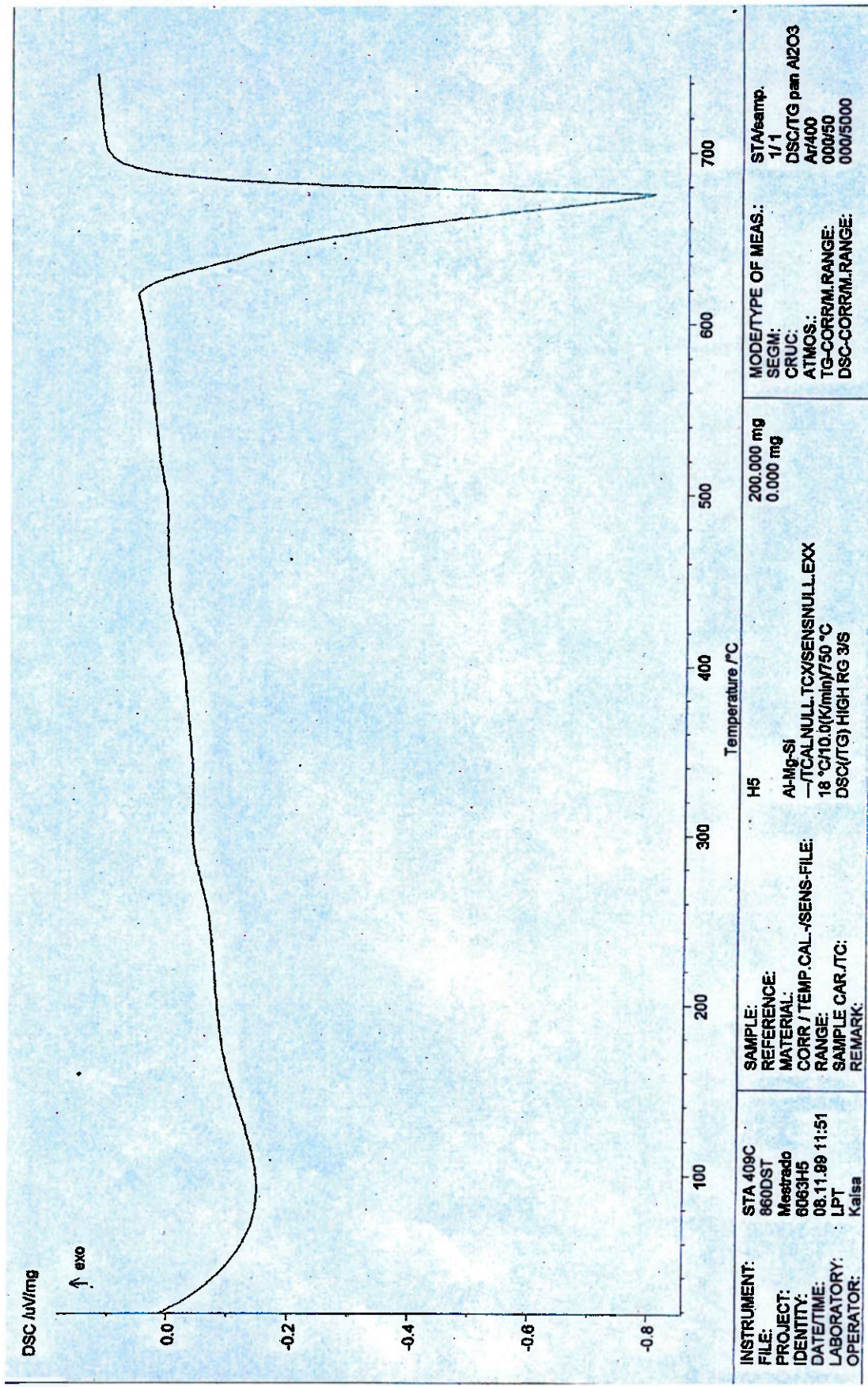
Figuras IV.56 – Curva de DSC - amostra da condição 2H.



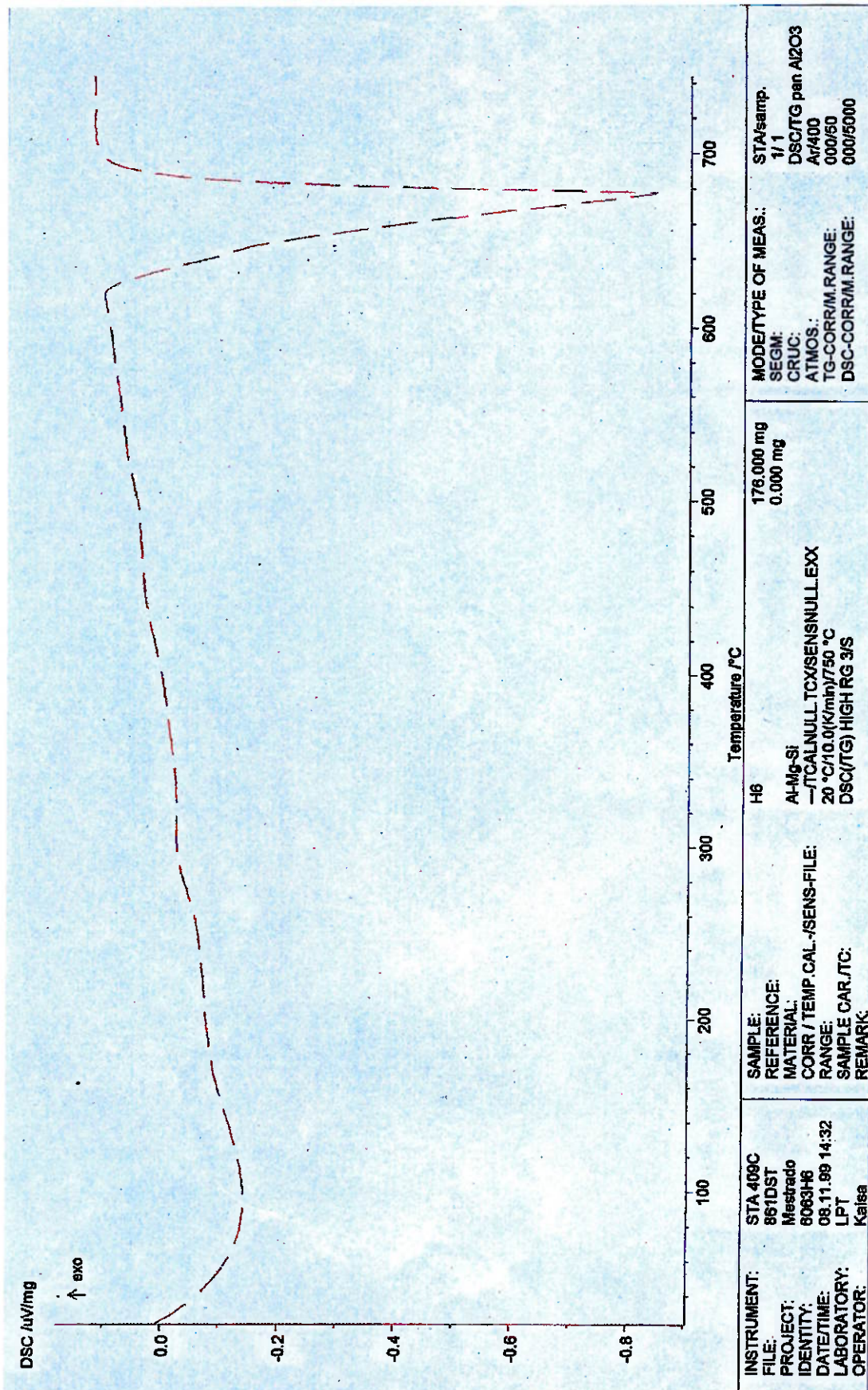
Figuras IV.57 – Curva de DSC - amostra da condição 2F.



Figuras IV.58 – Curva de DSC - amostra da condição 8A.



Figuras IV.59 – Curva de DSC - amostra da condição 550/2A.



Figuras IV.60 – Curva de DSC - amostra da condição 550/8A.

Tabela IV.1 – Temperaturas de fusão correspondentes aos picos endotérmicos das curvas de DSC. Amostras da liga 6063 submetidas à diferentes condições de homogeneização.

Condição de homogeneização	BF	2A	2H	2F	8A	550/2A	550/8A
Temperatura (°C)	673°C	676°C	673°C	671°C	676°C	676°C	677°C

IV.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE

IV.3.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO - SÉRIE IPT

A ductilidade a quente da liga para extrusão 6063 foi avaliada por ensaios de tração na faixa de temperaturas relevante ao processo de extrusão. Foram ensaiados os corpos de prova referentes às condições BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC de homogeneização.

Os corpos de prova fraturados tiveram seus diâmetros de fratura medidos em um projetor de imagem, e a partir dessas medições, foi possível obter valores de redução de área (RA) em função da temperatura de ensaio. A trabalhabilidade a quente, aqui significando ductilidade a quente, foi analisada através RA dos corpos de prova fraturados.

A *figura IV.61* mostra as curvas redução de área x temperatura de ensaio. É notório o fato de que para as condições de homogeneização ensaiadas e para as temperaturas usadas nos ensaios, a ductilidade a quente de todas as amostras foi sistematicamente muito elevada, inclusive para a condição bruta de fundição.

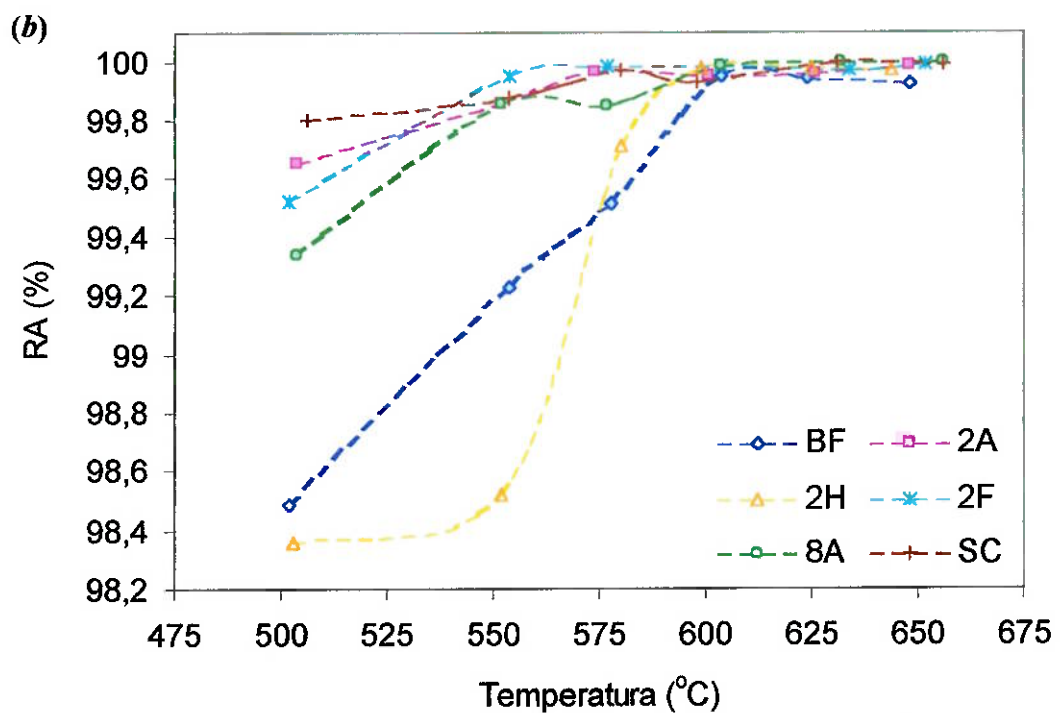
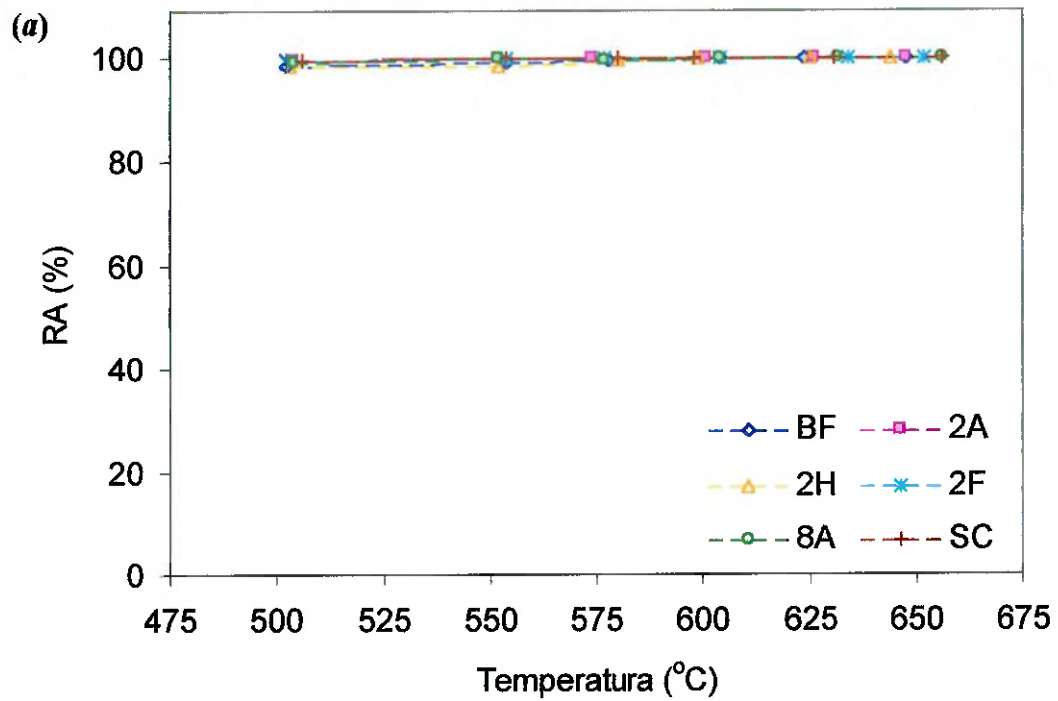


Figura IV. 61 – Curvas redução de área x temperatura. Ensaios de tração da série IPT realizados com uma taxa média de deformação inicial de $0,0074s^{-1}$.

(a) e (b) escalas de valores de redução de área diferentes.

IV.3.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO - SÉRIE LEHIGH

Os ensaios da série Lehigh, assim como os da série IPT, foram realizados com o intuito de avaliar a influência dos tratamentos térmicos de homogeneização na ductilidade a quente da liga 6063, neste caso, usando-se uma máquina de ensaio que permite maiores velocidades de ensaio e ciclos de pré-aquecimento do corpo de prova bem mais curtos.

Corpos de prova das condições BF, 2A, 2H e 8A, de homogeneização, foram ensaiados em temperaturas na faixa de 470 a 590°C.

Os valores de redução de área em função da temperatura de ensaio dos corpos de prova, são apresentados através das curvas da *figura IV.62*. Nestes ensaios, foi possível constatar a perda de ductilidade das amostras ensaiadas, representada pela queda abrupta dos valores de RA correspondentes as temperaturas de ensaio mais elevadas.

Ensaio da série IPT e ensaios da série Lehigh, podem ser visualizados, concomitantemente, na *figura IV.63*.

V.4 ENSAIOS DE COMPRESSÃO A QUENTE

Os ensaios de compressão foram realizados em corpos de prova das condições BF, 2A, 2H e 8A de homogeneização, nas temperaturas de 300, 400, 500 e 575°C, temperaturas nominais. A título de ilustração, curvas típicas de força x deslocamento, obtidas diretamente dos ensaios de compressão, são apresentadas nas *figuras IV.64* (que se refere à ensaios realizados em temperaturas diferentes com CPs da condição BF) e *IV.65* (que se refere à ensaios realizados a 575°C, em CPs de diferentes condições de homogeneização).

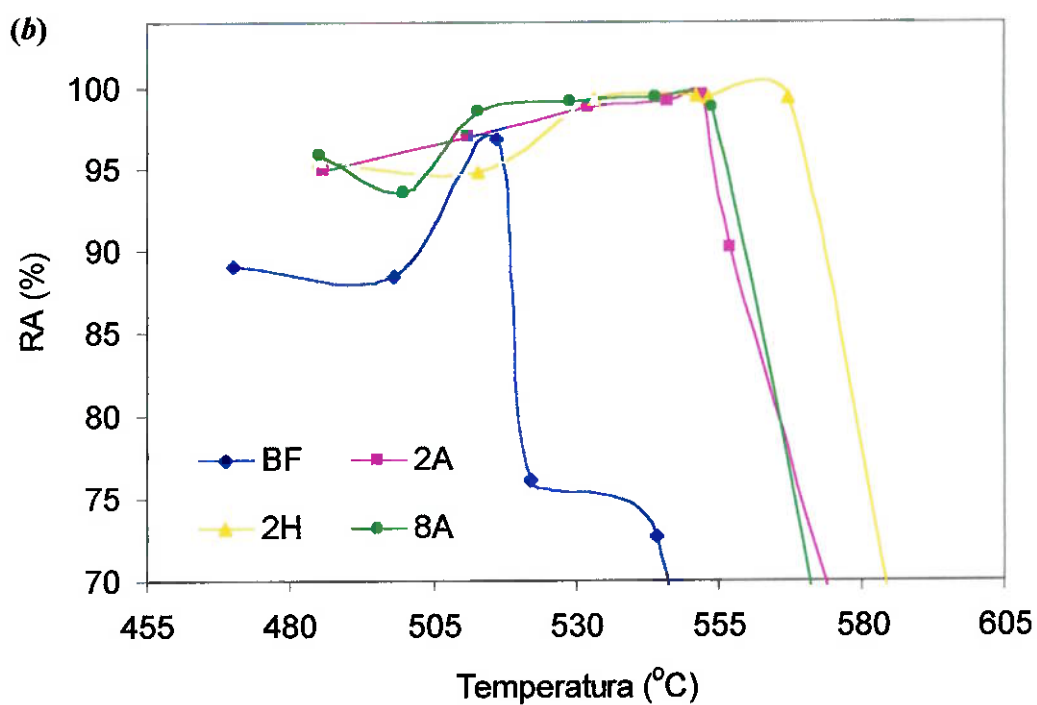
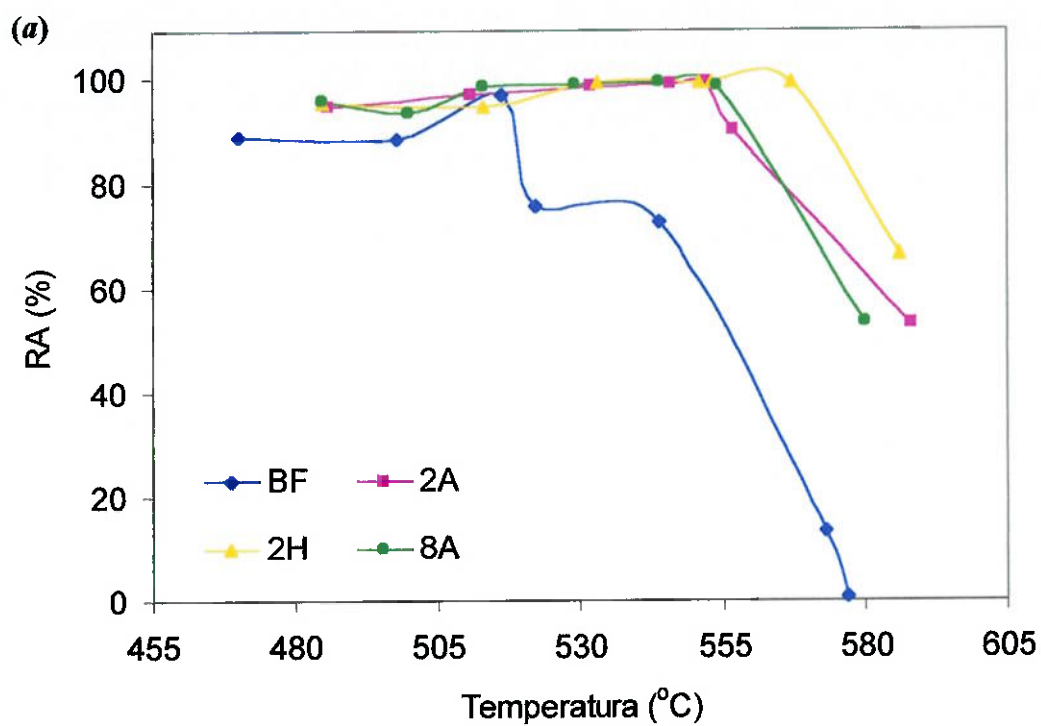


Figura IV. 62 – Curvas redução de área x temperatura. Ensaios de tração da série Lehigh realizados com uma taxa média de deformação inicial de $0,83s^{-1}$.

(a) e (b) escalas de valores de redução de área diferentes.

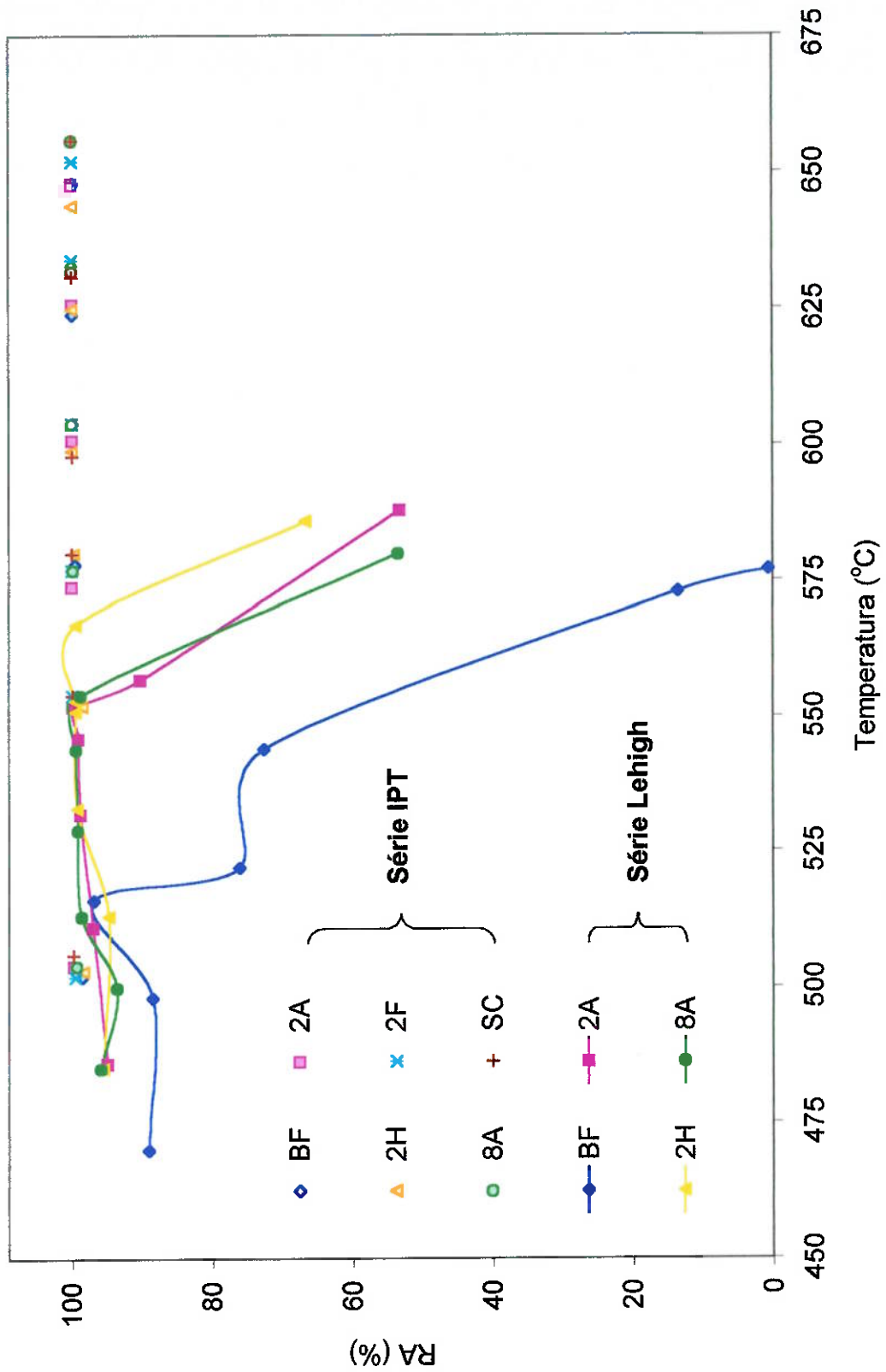


Figura IV. 63 – Curvas redução de área x temperatura de ensaio de tração.

Série IPT ($\dot{\epsilon}_i = 0,0074s^{-1}$) e série Lehigh ($\dot{\epsilon}_i = 0,83s^{-1}$).

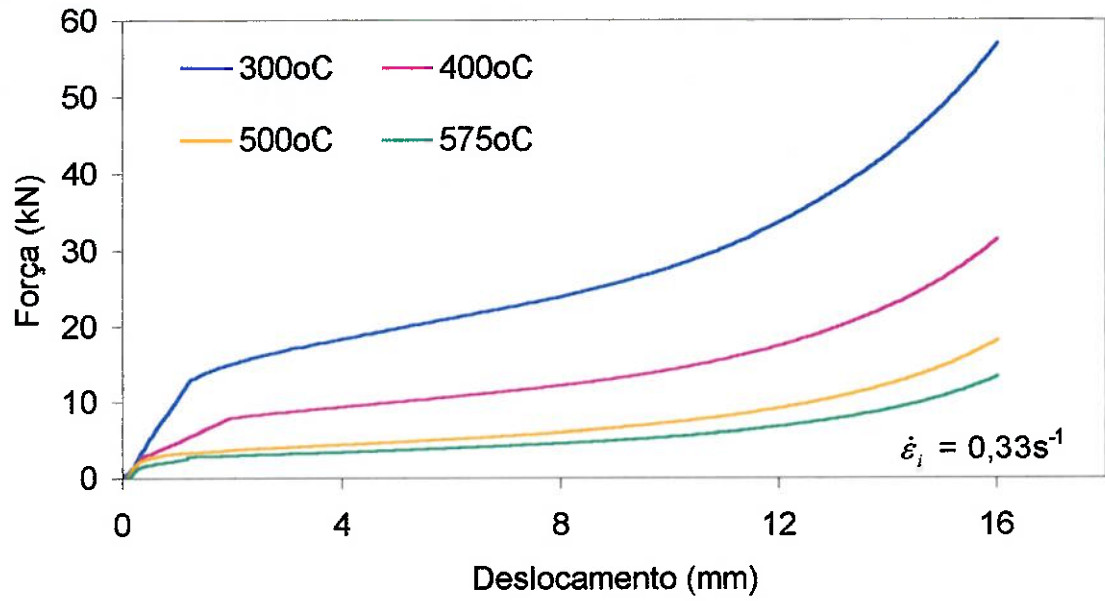


Figura IV.64 - Curvas força x deslocamento. Ensaio de compressão da condição BF.

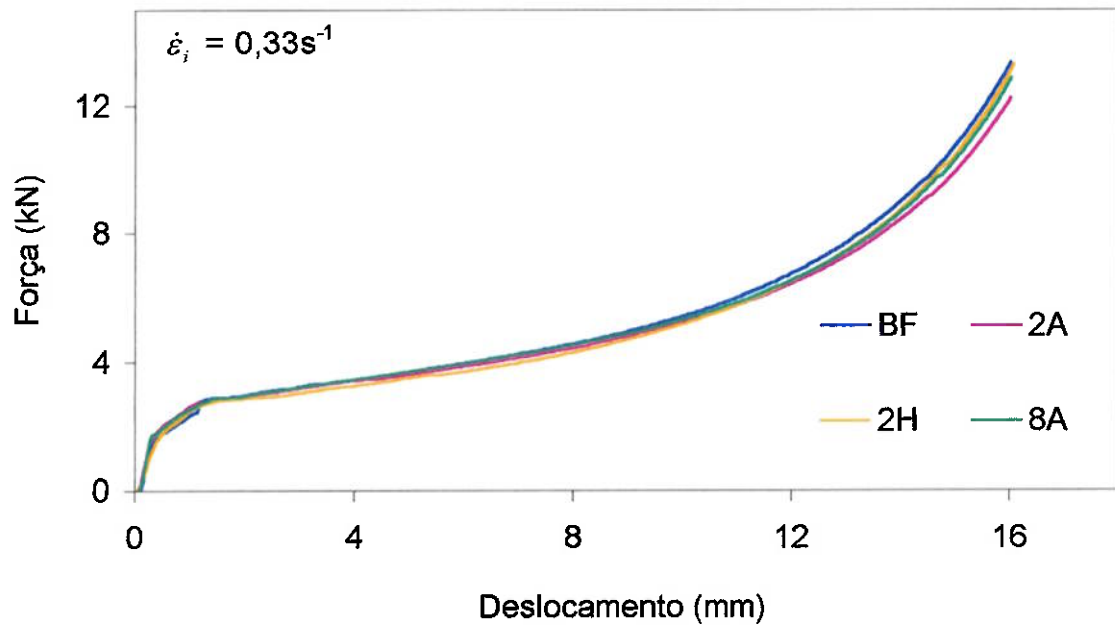


Figura IV.65 - Curvas força x deslocamento.

Ensaio de compressão a 575°C (temperatura nominal).

Os valores de força e deslocamento, fornecidos pelos ensaios realizados, foram transformados em valores de tensão e deformação reais. Através da equação 18, determinou-se os valores de tensão média e os valores de deformação média puderam ser calculados a partir da equação 19 (estas equações foram apresentadas no item III.7.3).

Os dados de tensão obtidos (através da equação 18) correspondem à tensão média medida, denominada σ_m , e são apresentados nas curvas das *figuras IV.66 a IV.69*. Observa-se, num mesmo gráfico, CPs de diferentes condições de homogeneização ensaiados em uma determinada temperatura.

A tensão σ_m precisa ser corrigida para o efeito do atrito (que ocorre nas interfaces ferramentas – corpo de prova); assim, com o auxílio da equação 21, tem-se os valores de tensão média corrigida para o atrito, denominada σ_l . As curvas tensão média medida (σ_m) e tensão média corrigida para o atrito (σ_l) em função da deformação média aplicada podem ser comparadas observando-se as *figuras IV.70 a IV.73*. Num mesmo gráfico são apresentados os ensaios realizados em temperaturas diferentes para uma determinada condição de homogeneização. Por exemplo, na *figura IV.70* tem-se as curvas correspondentes aos ensaios realizados a 300, 400, 500 e 575°C (temperaturas nominais) com CPs da condição BF, e na *figura IV.71* tem-se as curvas correspondentes aos ensaios realizados a 300, 400, 500 e 575°C (temperaturas nominais) com CPs da condição 2A.

Os ensaios de compressão foram conduzidos com taxa de deformação variável; a velocidade de deslocamento do travessão da máquina de ensaio foi sempre constante. Por meio de correções matemáticas, foi possível transformar as curvas tensão x deformação feitas à taxa de deformação variável para curvas com taxa de deformação constante. Para isso, utilizou-se a equação de correção 22, apresentada no item III.7.3.

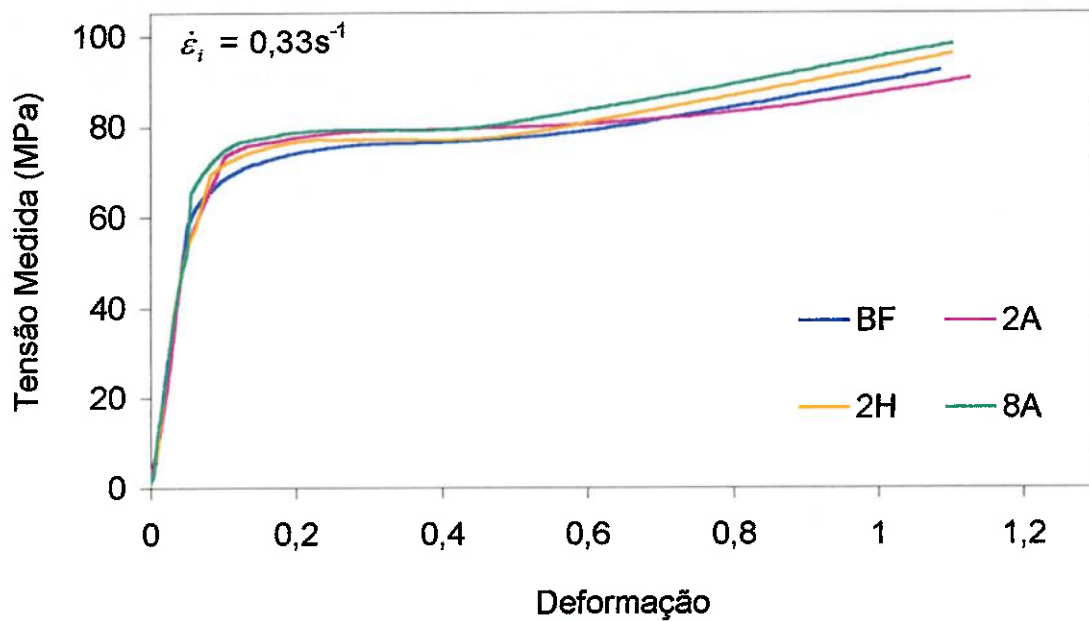


Figura IV. 66 - Curvas tensão média medida x deformação média.
Ensaio de compressão a 300°C (temperatura nominal).

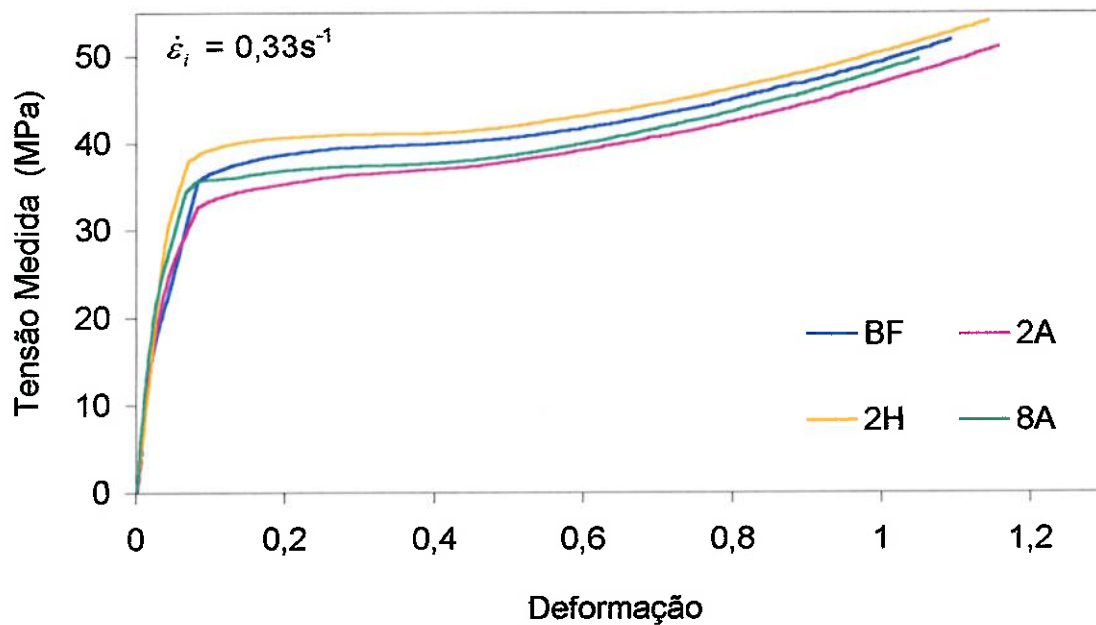


Figura IV. 67 - Curvas tensão média medida x deformação média.
Ensaio de compressão a 400°C (temperatura nominal).

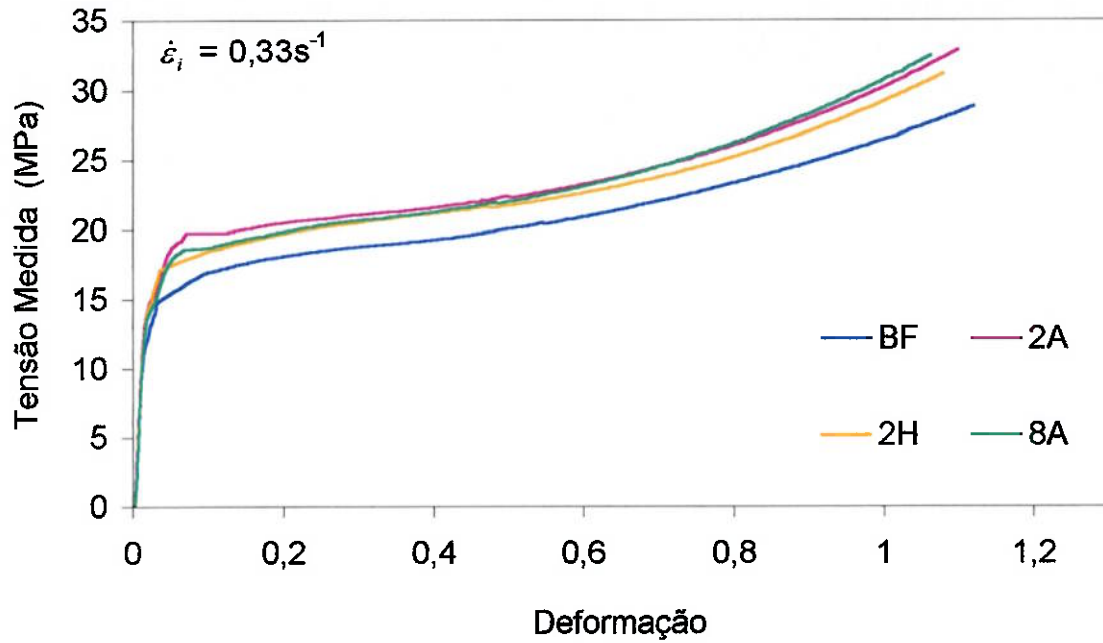


Figura IV. 68 - Curvas tensão média medida x deformação média.
Ensaio de compressão a 500°C (temperatura nominal).

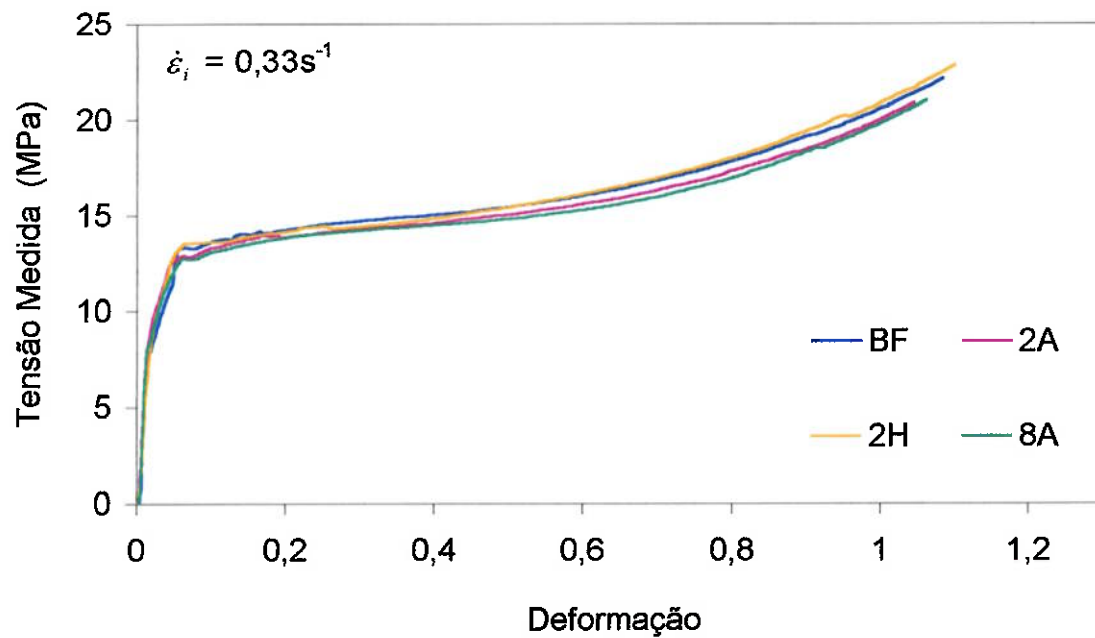


Figura IV. 69 - Curvas tensão média medida x deformação média.
Ensaio de compressão a 575°C (temperatura nominal).

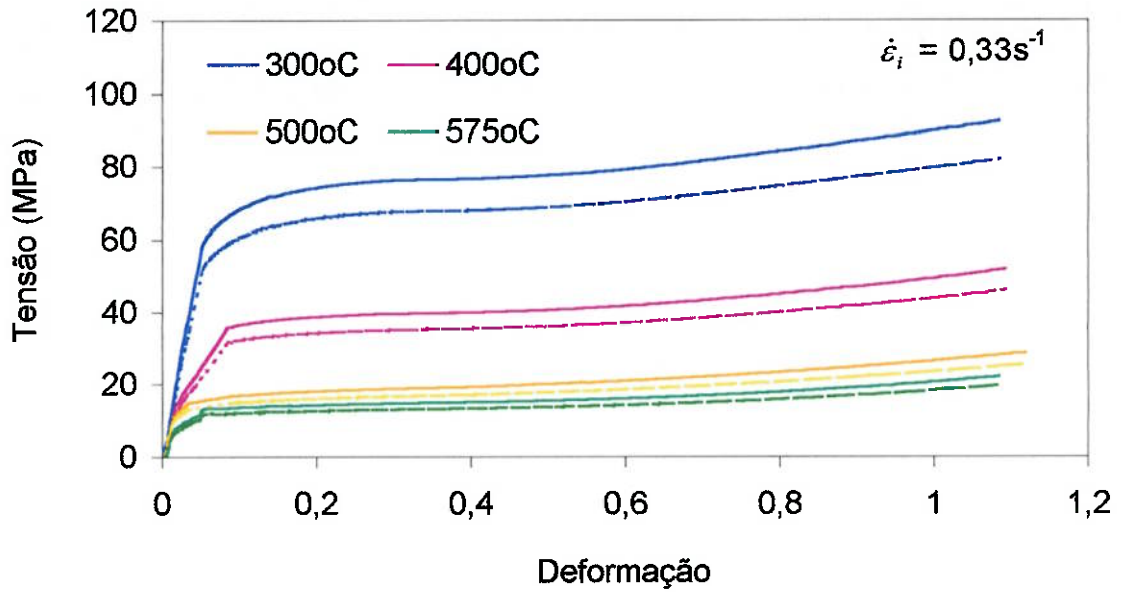


Figura IV. 70 - Curvas tensão média medida x deformação média.

Ensaio de compressão da condição BF

(linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito).

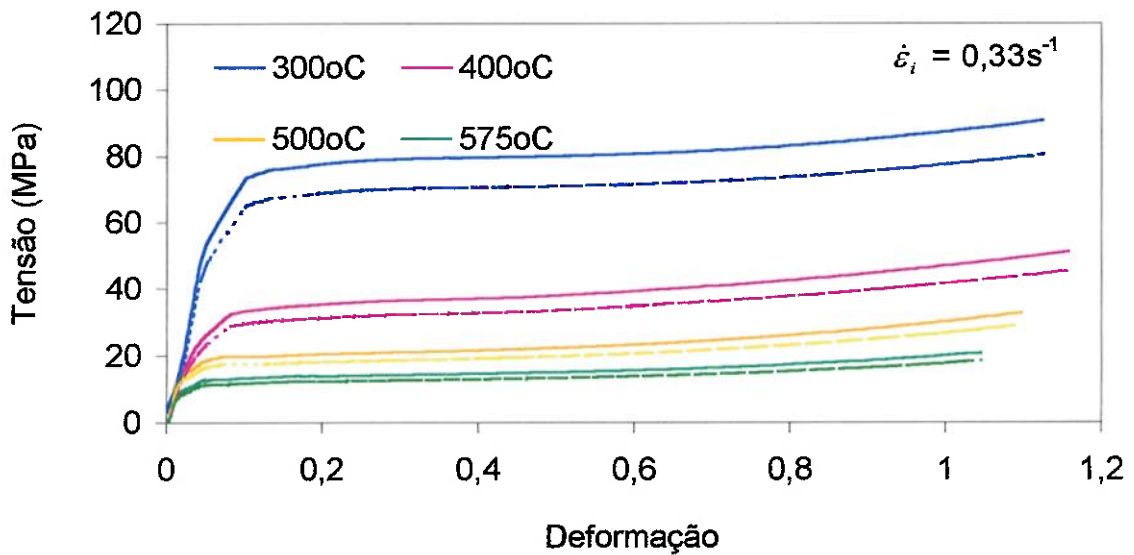


Figura IV. 71 - Curvas tensão média medida x deformação média.

Ensaio de compressão da condição 2A

(linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito).

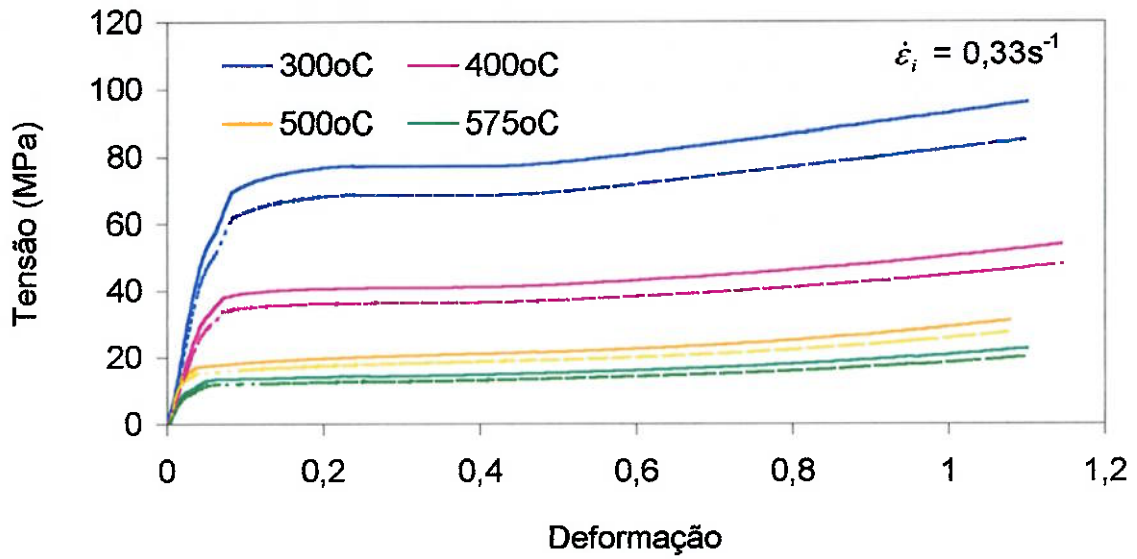


Figura IV. 72 - Curvas tensão média medida x deformação média.

Ensaio de compressão da condição 2H

(linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito).

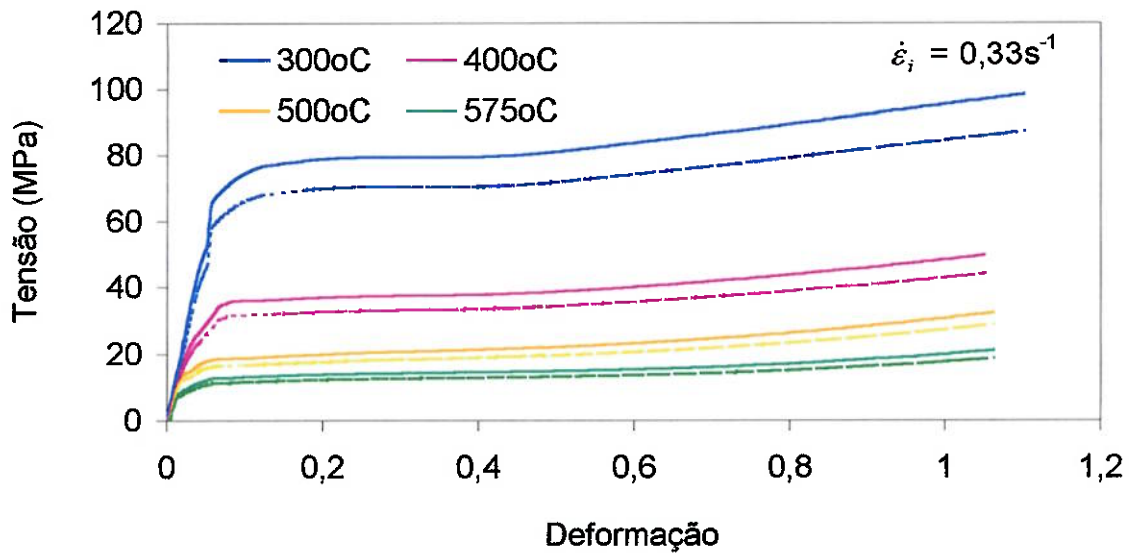


Figura IV. 73 - Curvas tensão média medida x deformação média.

Ensaio de compressão da condição 8A

(linha cheia: tensão medida; linha tracejada: tensão corrigida para o atrito).

A equação de correção 22 apresenta uma constante denominada β , e para a determinação do valor de β , correspondente à cada condição de homogeneização, foram construídas curvas de $\ln Z_1 \times \sigma_1$ (para cada diferente condição de homogeneização). A constante β é o coeficiente angular da equação de linearização de uma curva $\ln Z_1 \times \sigma_1$.

As curvas $\ln Z_1 \times \sigma_1$ (bem como as equações de linearização das mesmas), pertinentes às homogeneizações BF, 2A, 2H e 8A, podem ser vistas nas *figuras IV.74 e IV.75*. Os valores de β determinados através das equações de linearização dessas curvas são mostrados na *tabela IV.2* abaixo.

Tabela IV.2 – Valores de β utilizados na equação de correção 22.

Condição de Homogeneização	BF	2A	2H	8A
Constante β	0,1572	0,1546	0,1565	0,1503

A equação de correção 22 não só corrige a tensão para uma condição de ensaio com taxa de deformação constante, como também corrige a tensão para um ensaio realizado sob condições isotérmicas (elimina-se o efeito da variação de temperatura do CP que ocorre durante a execução do ensaio de compressão). Assim, a tensão corrigida σ_2 , corresponde à tensão corrigida para o atrito, taxa de deformação constante (igual a $0,5s^{-1}$) e temperatura de ensaio constante.

Nas *figuras IV.76 a IV.79* são apresentadas, para cada condição de homogeneização, as curvas de σ_2 em função da ϵ , de ensaios realizados em temperaturas diferentes.

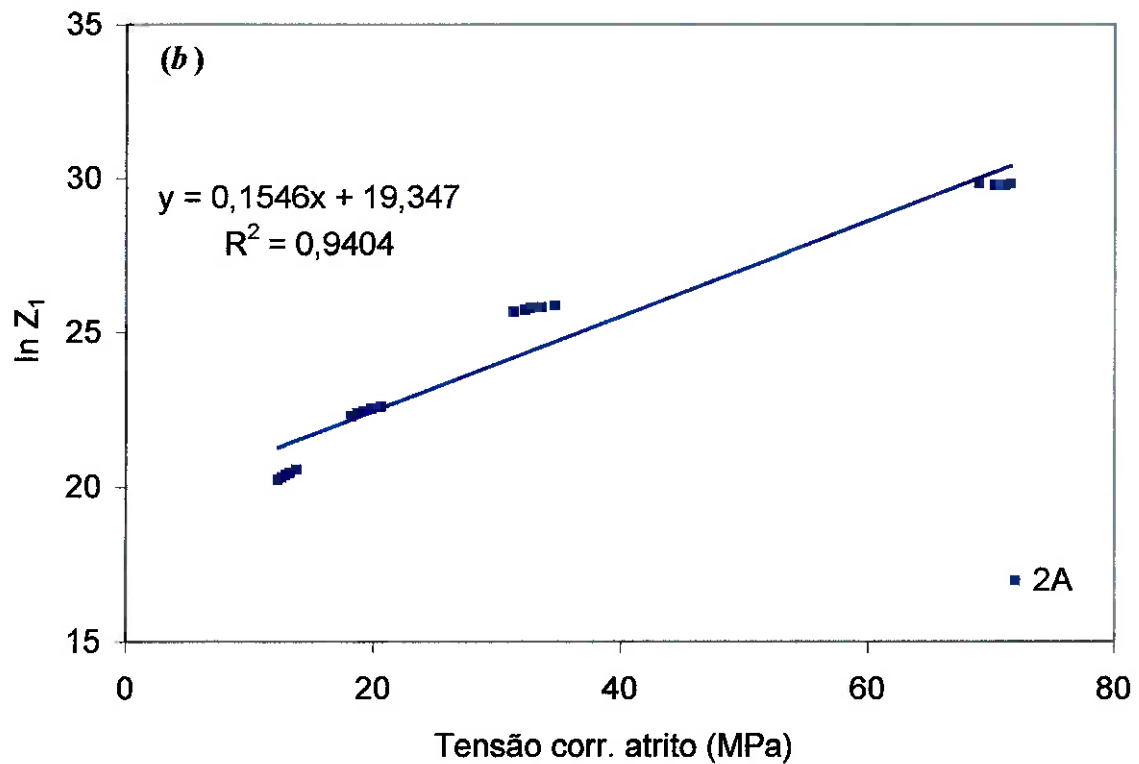
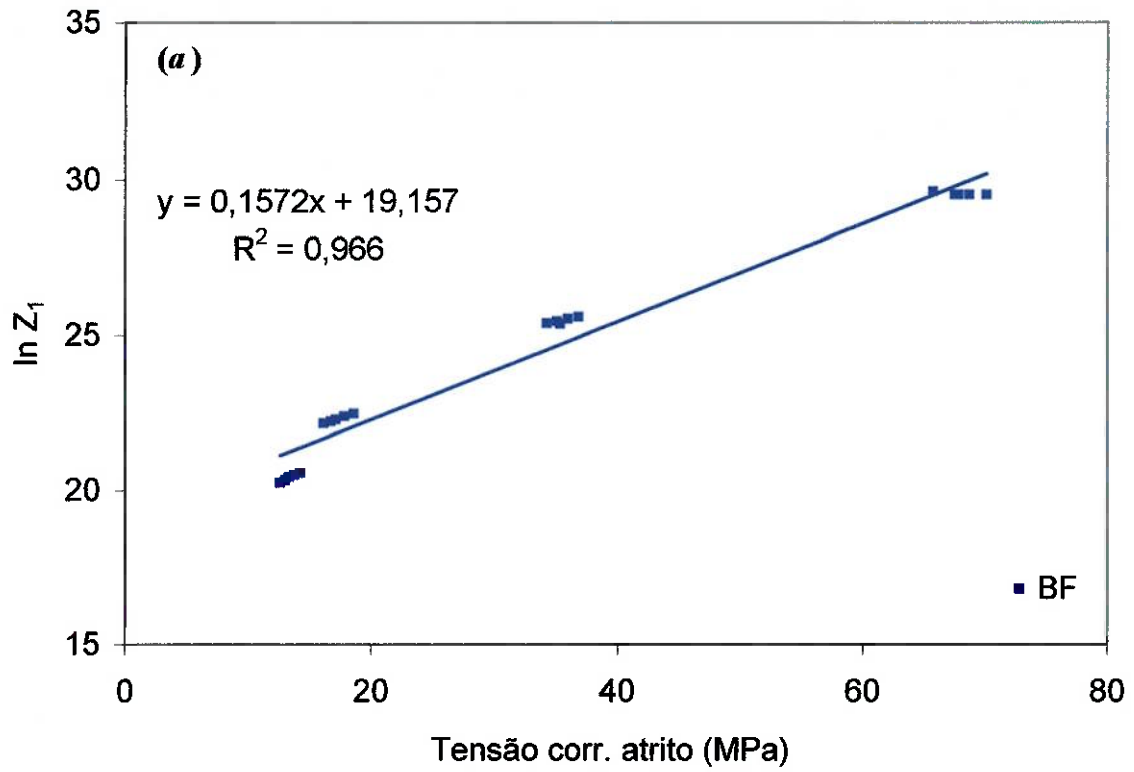


Figura IV. 74 - Parâmetro de Zener Hollomon em função da tensão corrigida para o atrito. Determinação da constante beta: (a) condição BF, (b) condição 2A.

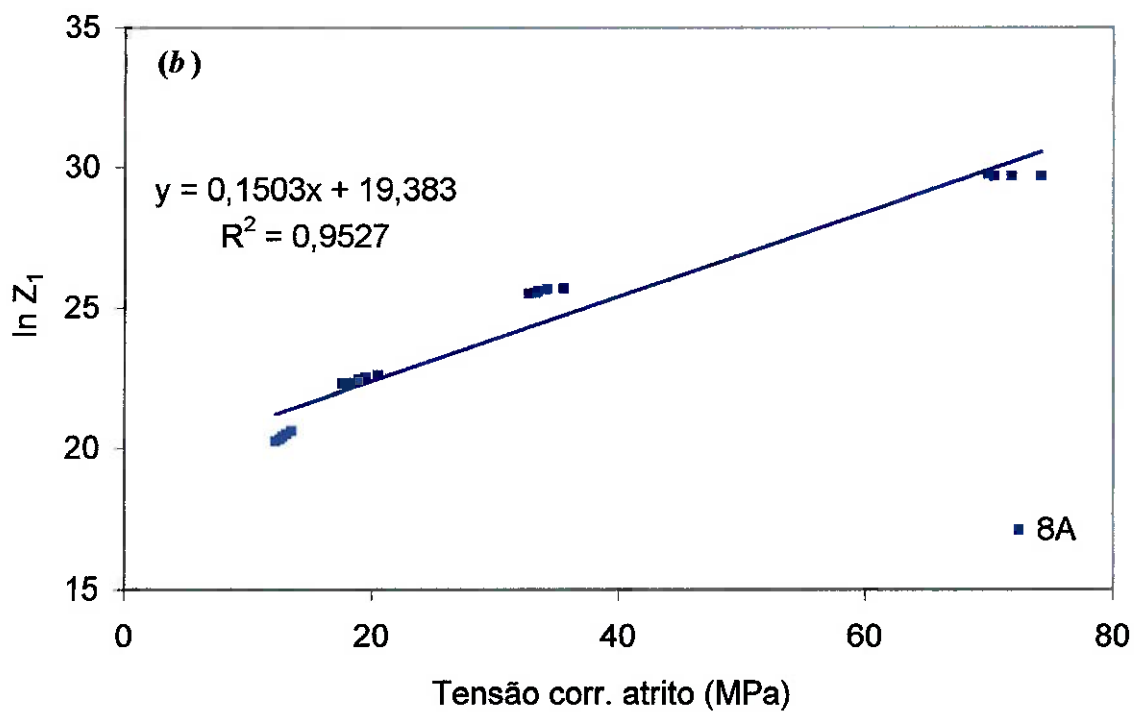
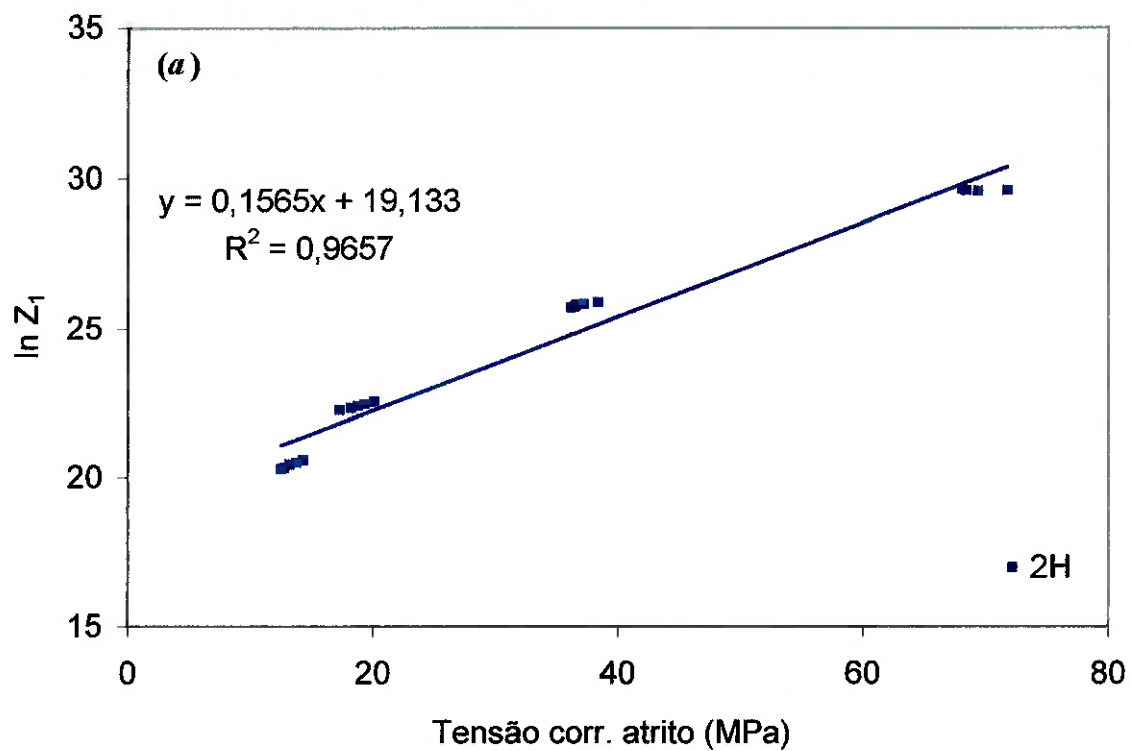


Figura IV. 75 - Parâmetro de Zener Hollomon em função da tensão corrigida para o atrito. Determinação da constante beta: (a) condição 2H, (b) condição 8A.

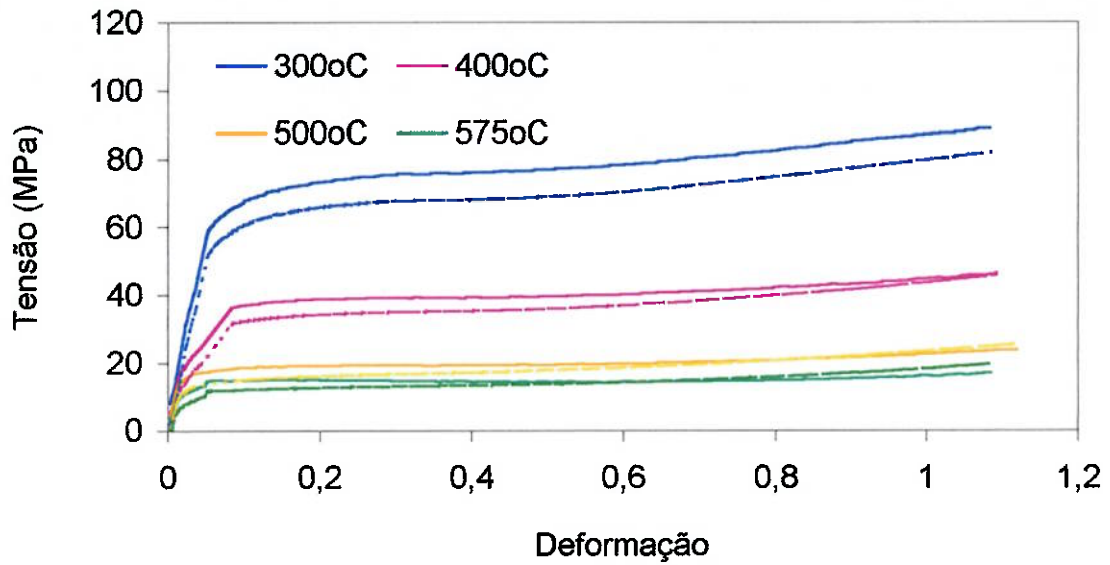


Figura IV. 76 - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição BF. (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante).

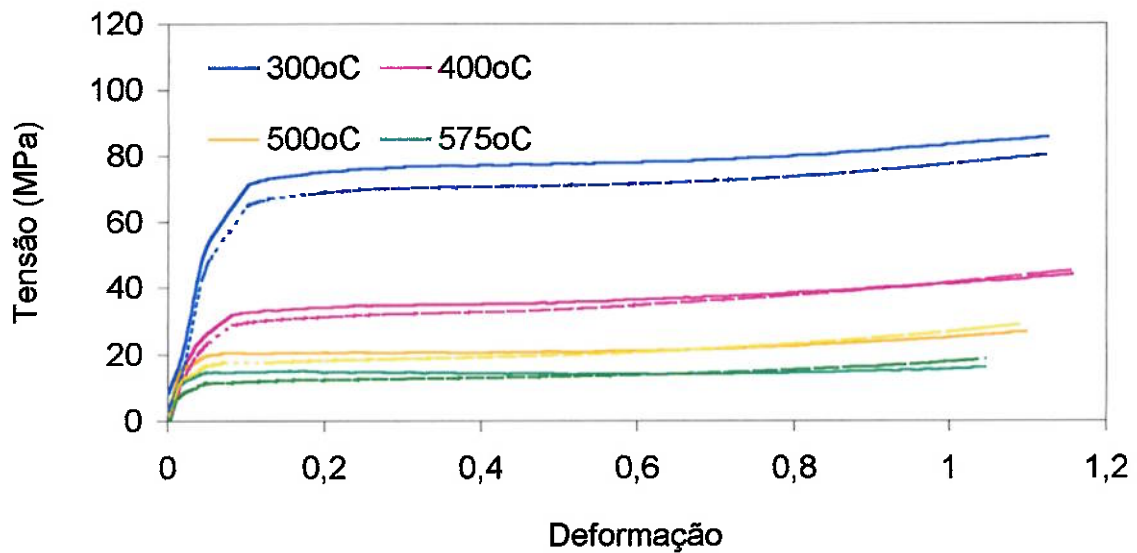


Figura IV. 77 - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2A. (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante).

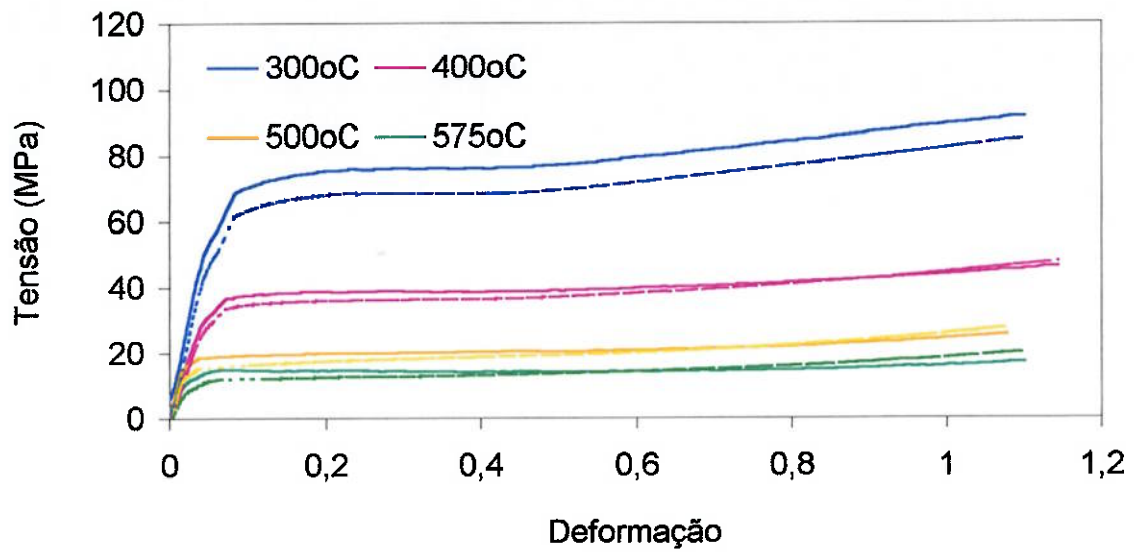


Figura IV. 78 - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição 2H. (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante).

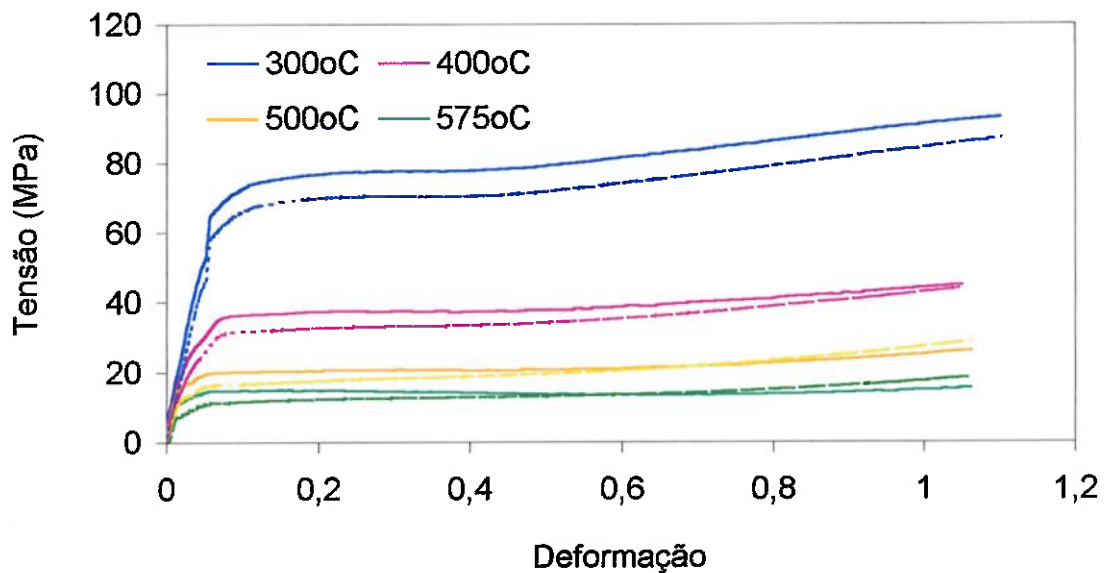


Figura IV. 79 - Curvas tensão média x deformação média. Ensaios de compressão da condição 8A. (linha cheia: tensão medida, linha tracejada: tensão corrigida para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura constante).

Ainda, pode-se observar num mesmo gráfico, o comportamento das curvas σ_m , σ_1 e σ_2 em função da deformação média aplicada, para cada condição de homogeneização e para cada temperatura de ensaio de compressão. Estas curvas, antes e depois das correções, são mostradas nas *figuras IV.80 a IV.95*.

A tensão corrigida pode ser analisada, isoladamente, através das *figuras IV.96 a IV.99*.

São apresentadas as curvas $\sigma_2 \times \epsilon$, referentes à cada condição de homogeneização, em função da temperatura de ensaio, ou seja, para uma determinada temperatura de ensaio de compressão, tem-se, num mesmo gráfico, as curvas referentes às condições BF, 2A, 2H e 8A de homogeneização.

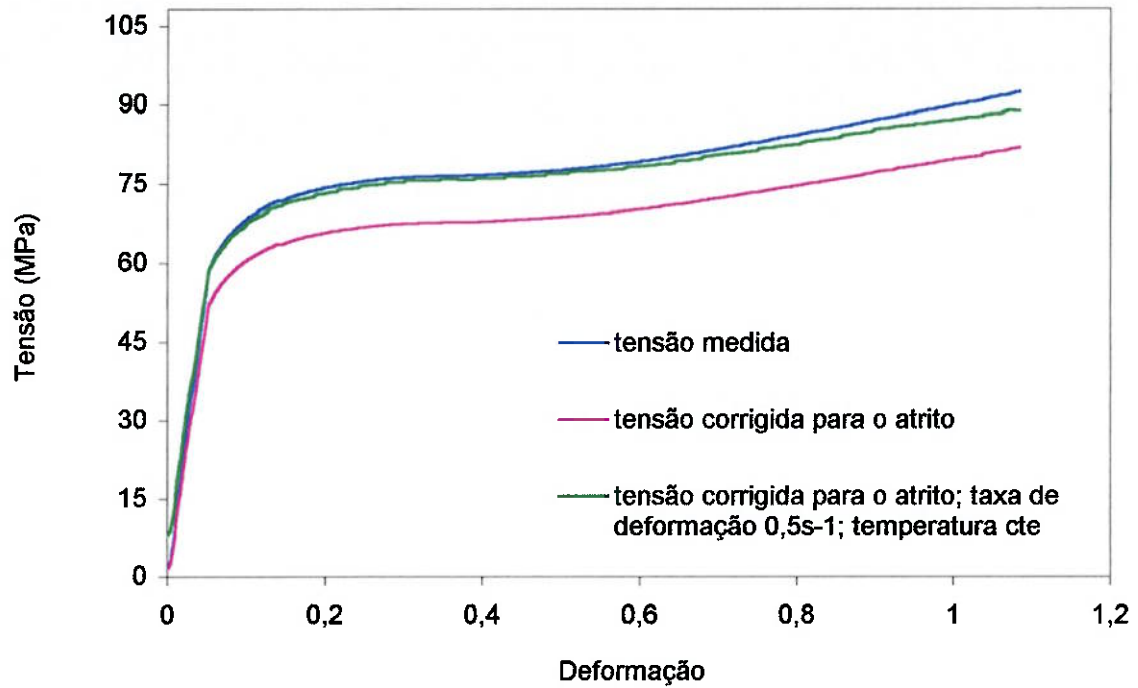


Figura IV. 80 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 300°C, BF.

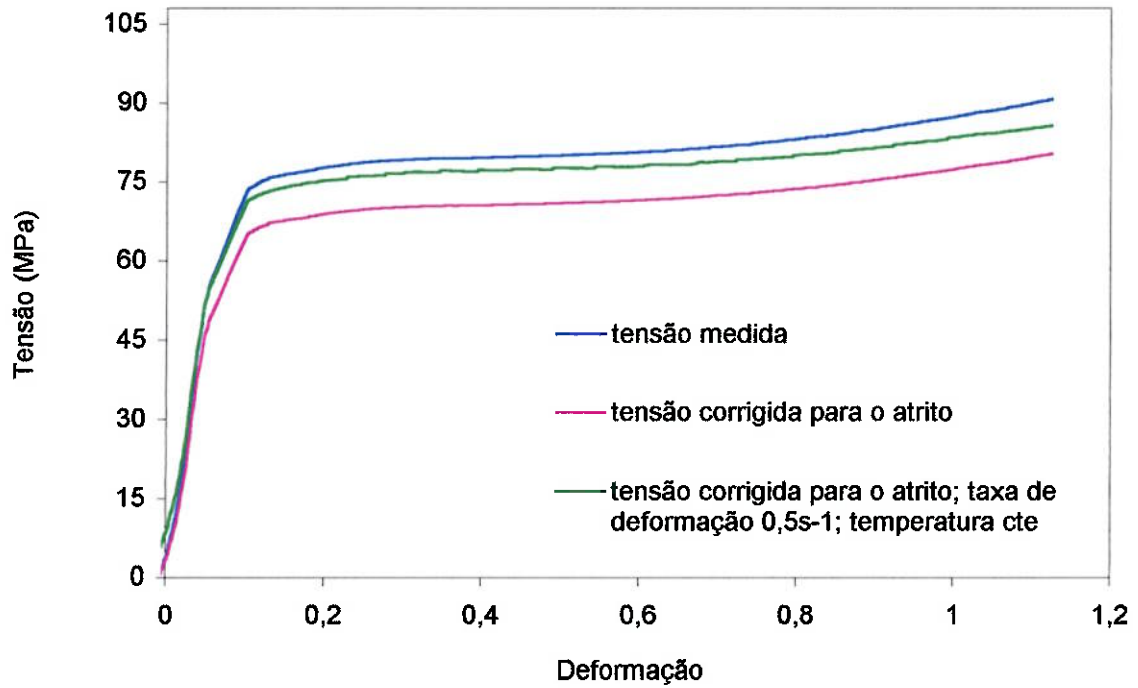


Figura IV. 81 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 300°C, 2A.

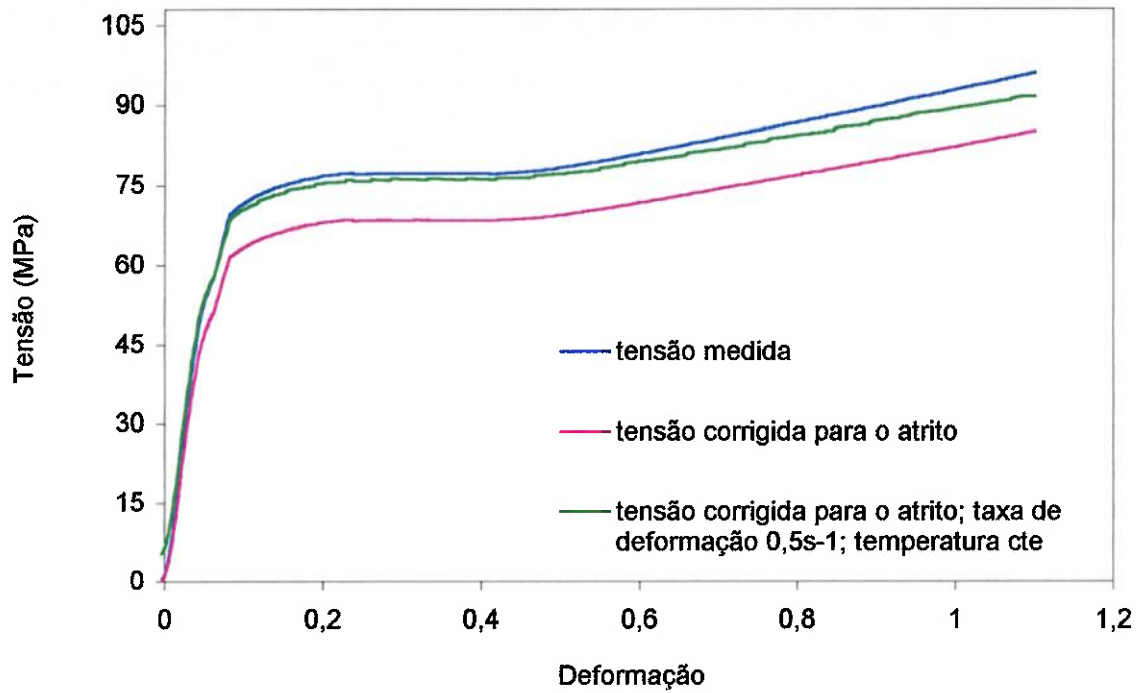


Figura IV. 82 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 300°C, 2H.

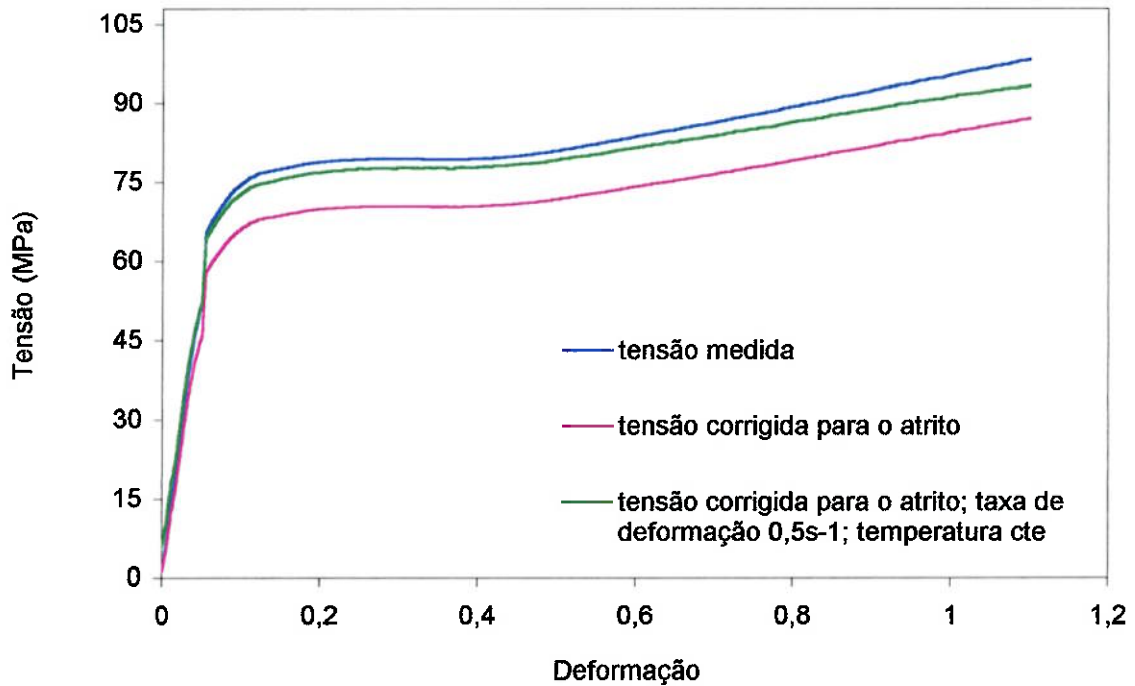


Figura IV. 83 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 300°C, 8A.

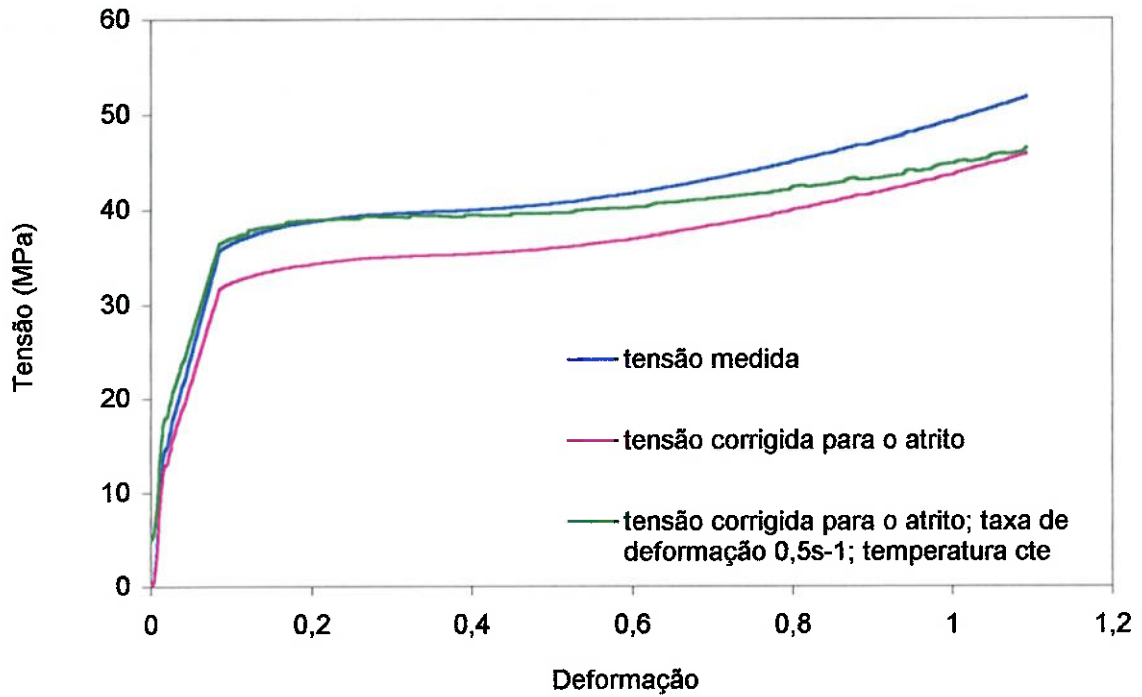


Figura IV. 84 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 400°C, BF.

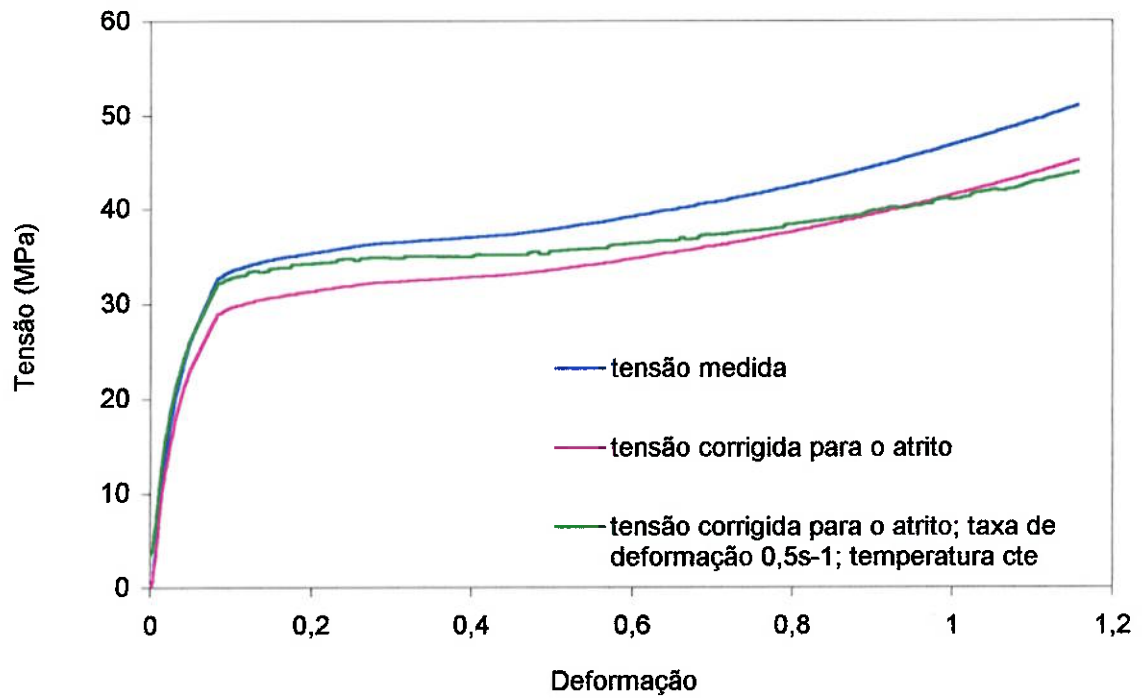


Figura IV. 85 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 400°C, 2A.

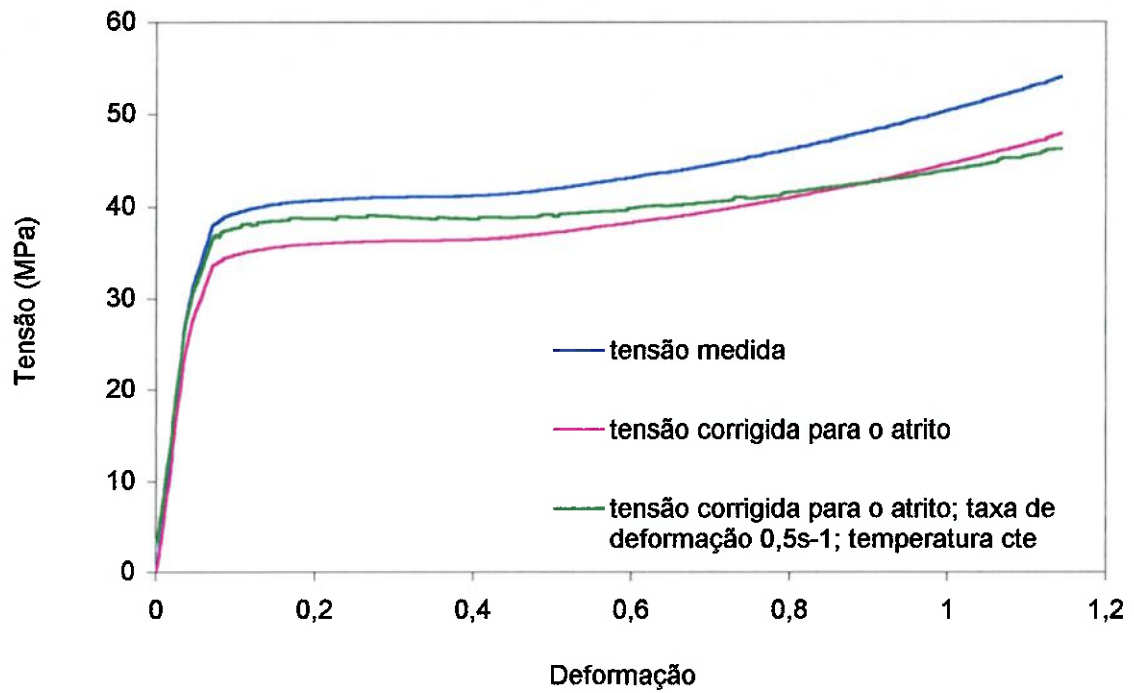


Figura IV. 86 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 400°C, 2H.

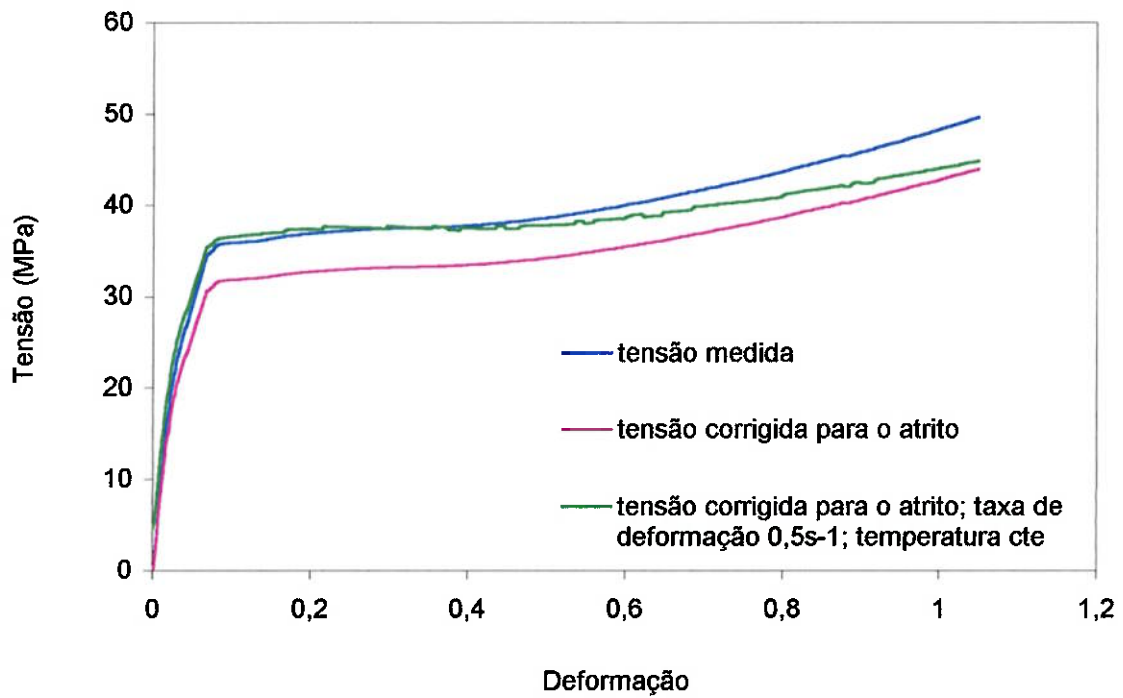


Figura IV. 87 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 400°C, 8A.

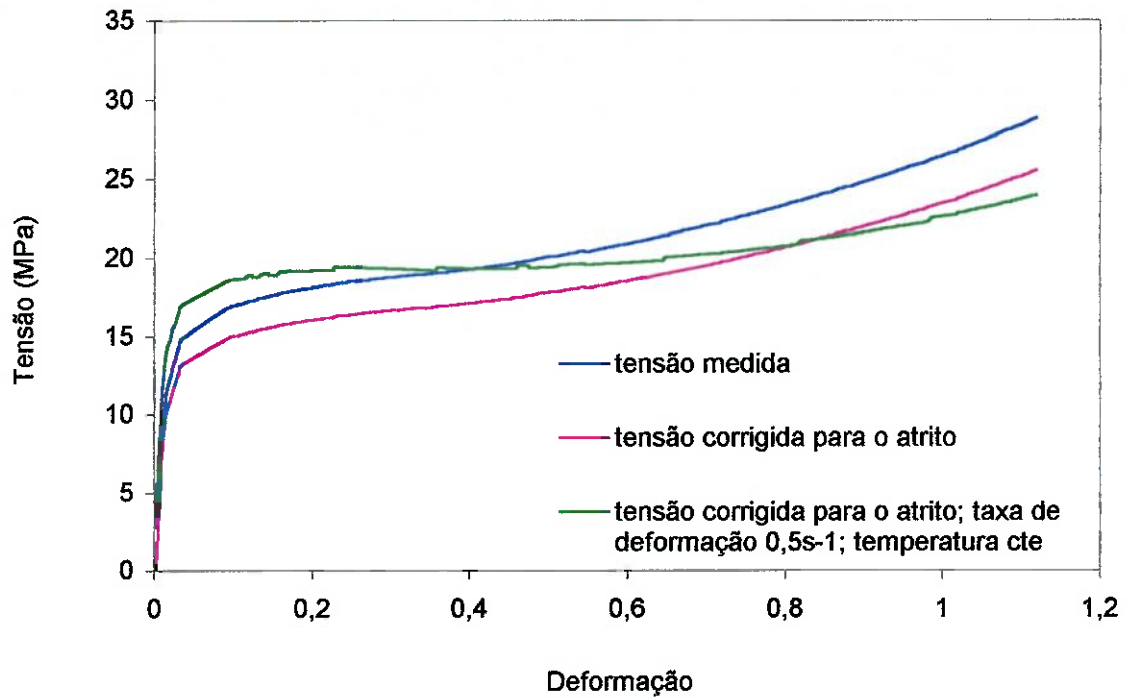


Figura IV. 88 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 500°C, BF.

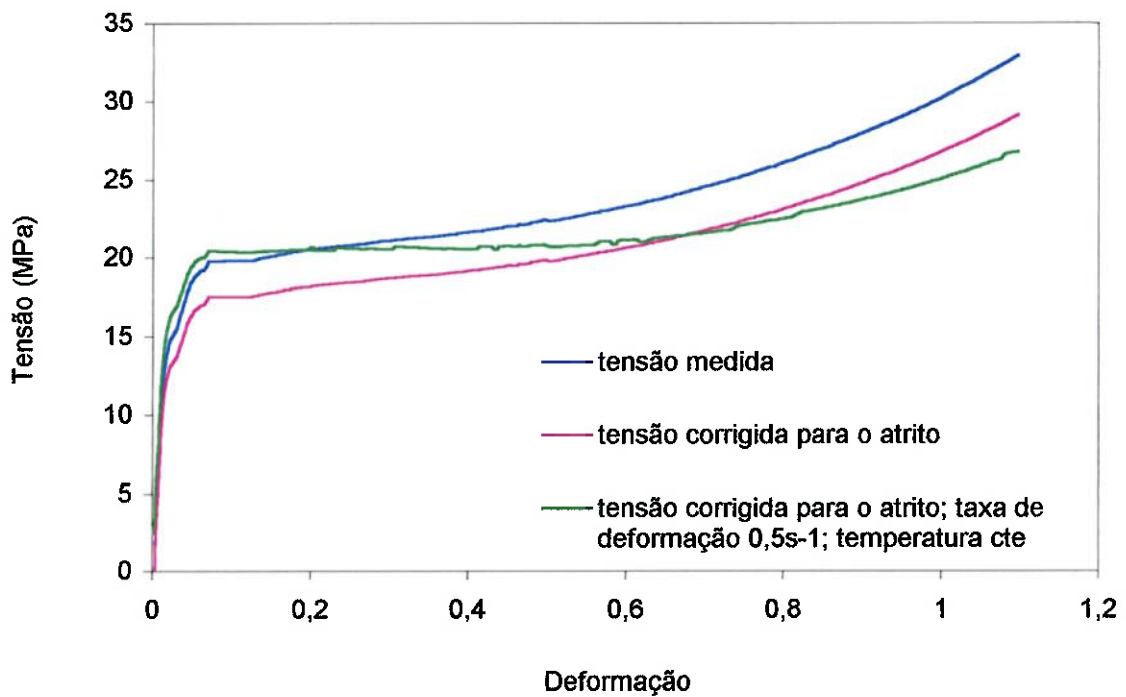


Figura IV. 89 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 500°C, 2A.

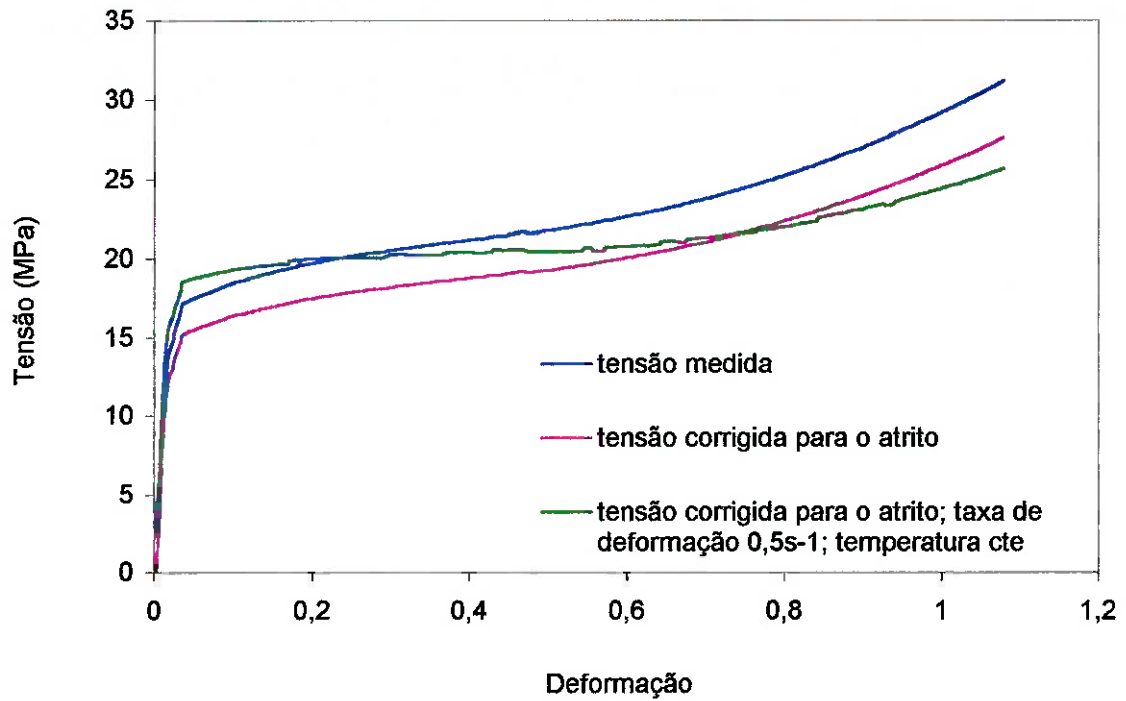


Figura IV. 90 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 500°C, 2H.

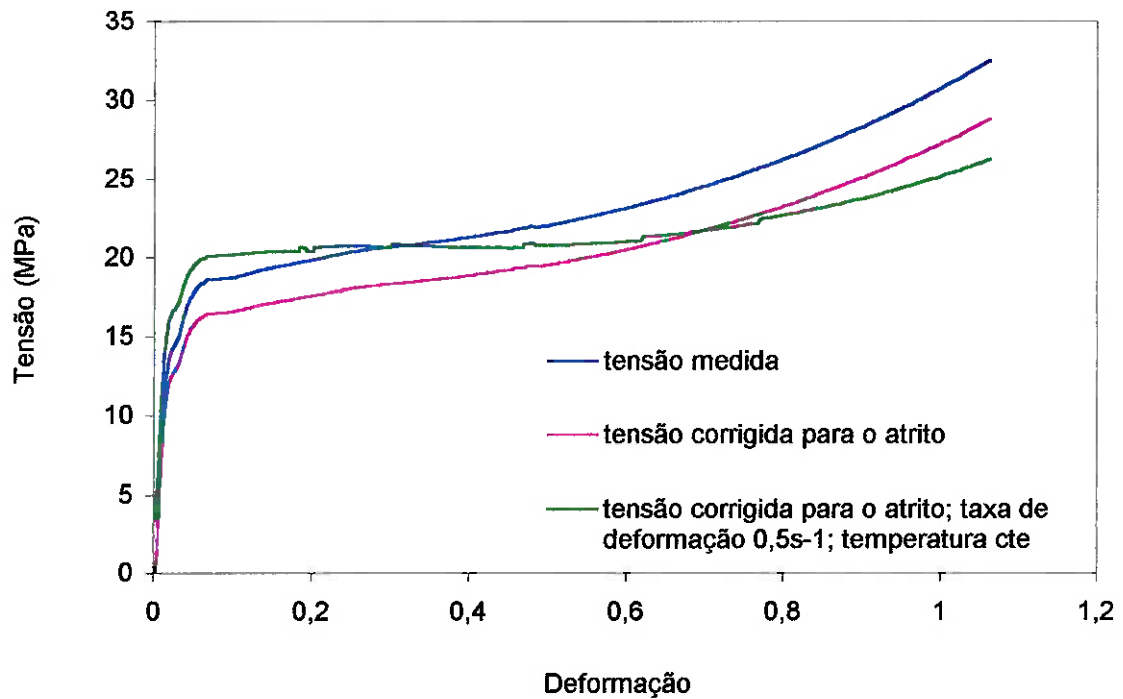


Figura IV. 91 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 500°C, 8A.

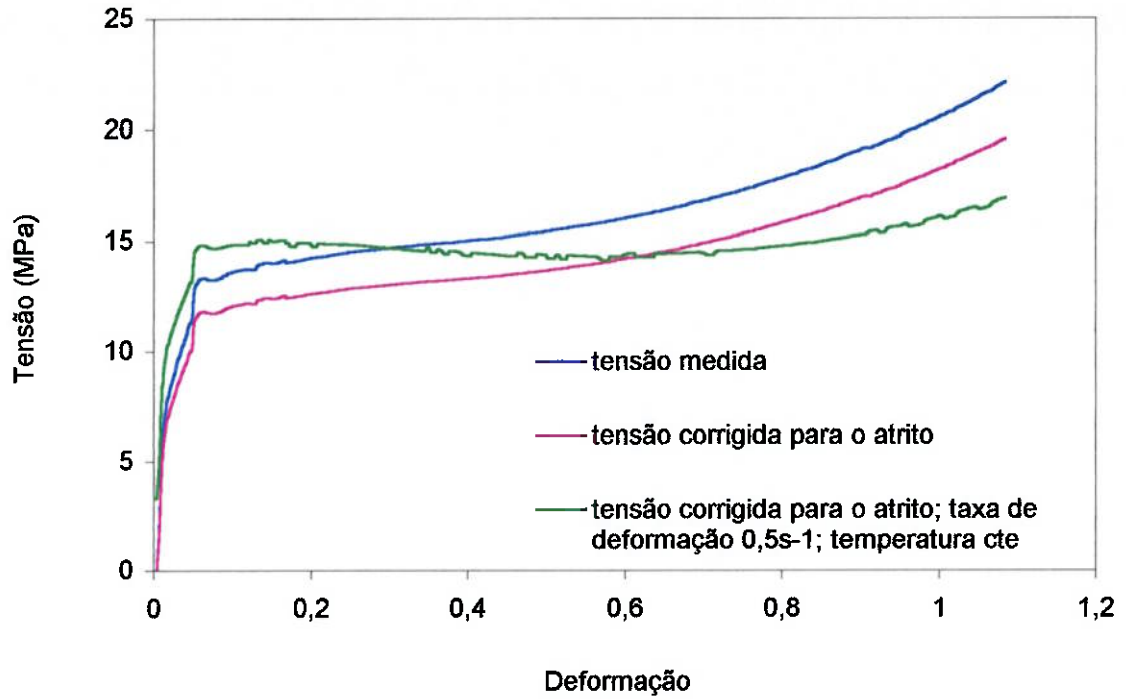


Figura IV. 92 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 575°C, BF.

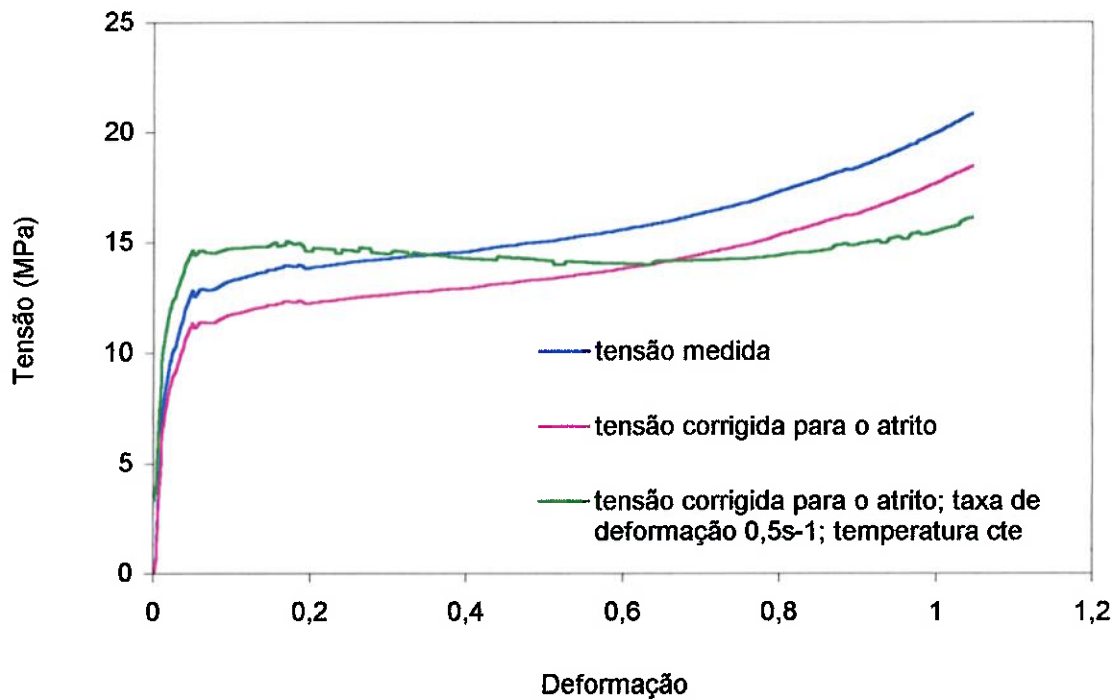


Figura IV. 93 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 575°C, 2A.

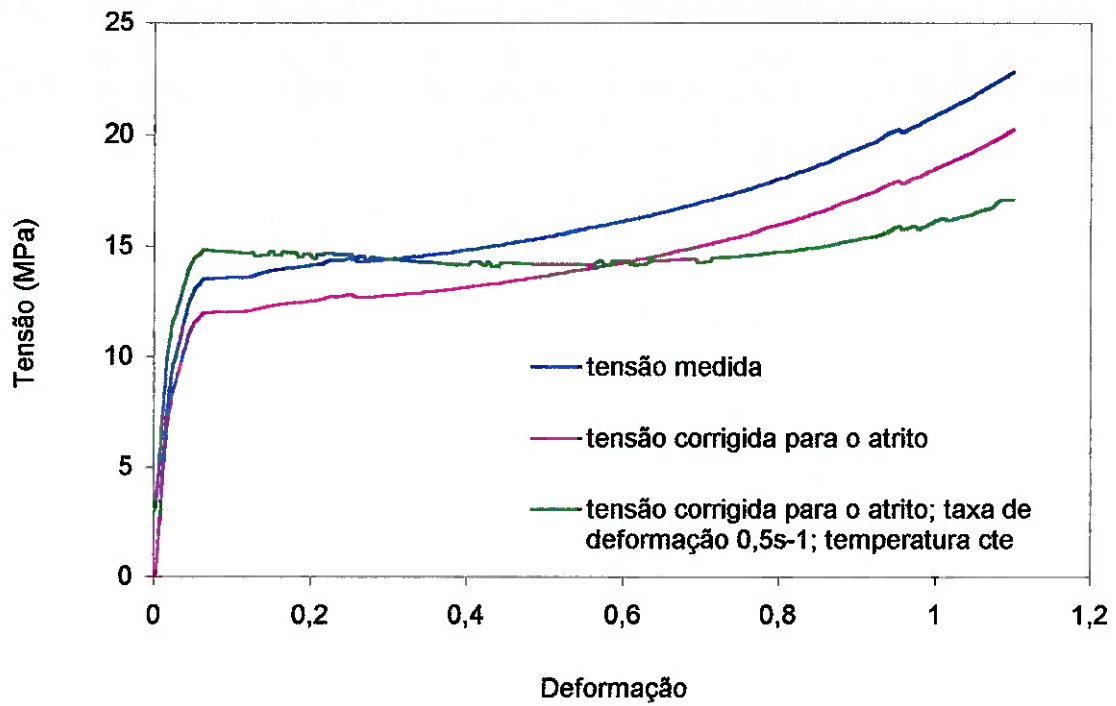


Figura IV. 94 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 575°C, 2H.

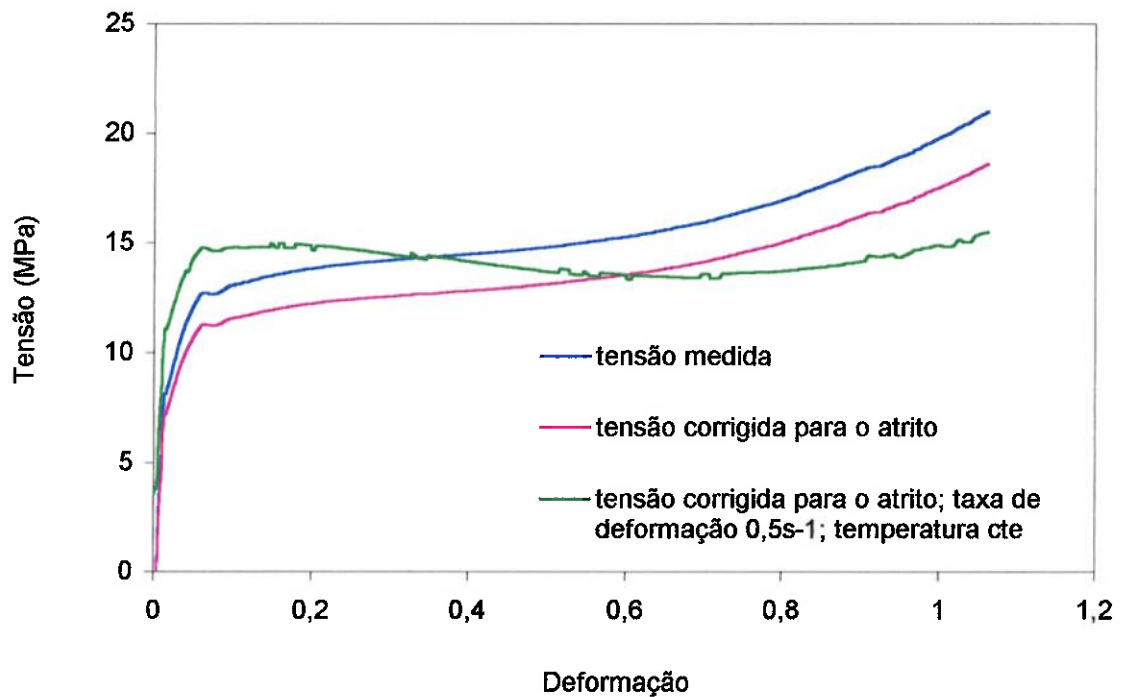


Figura IV. 95 - Curvas tensão média x deformação média. Compressão a 575°C, 8A.

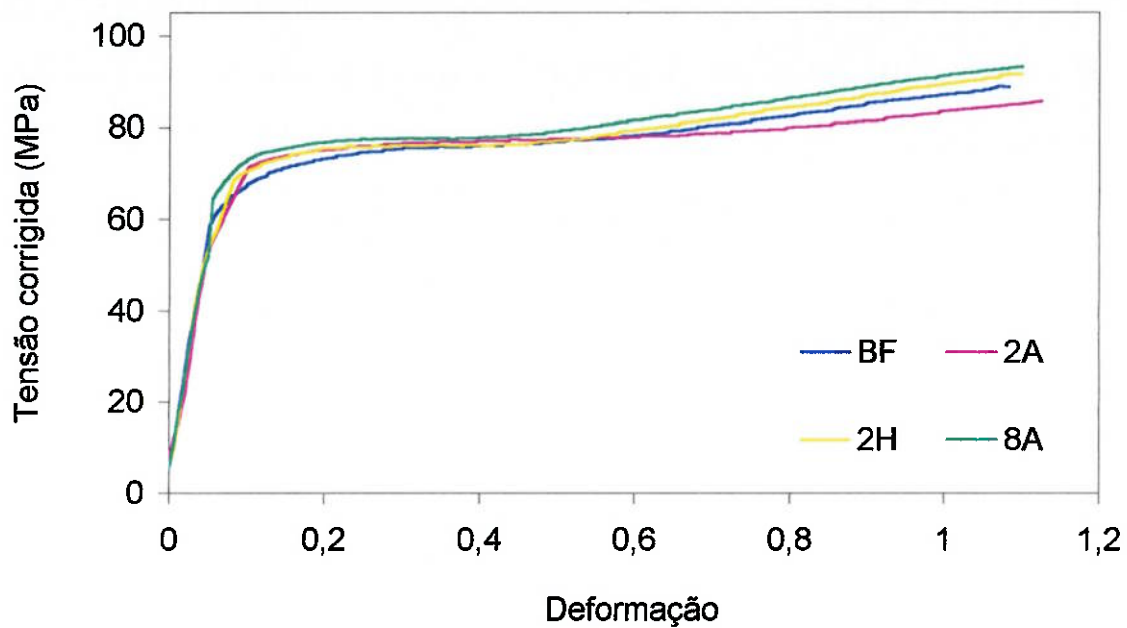


Figura IV. 96 - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $300^{\circ}C$) x deformação média.

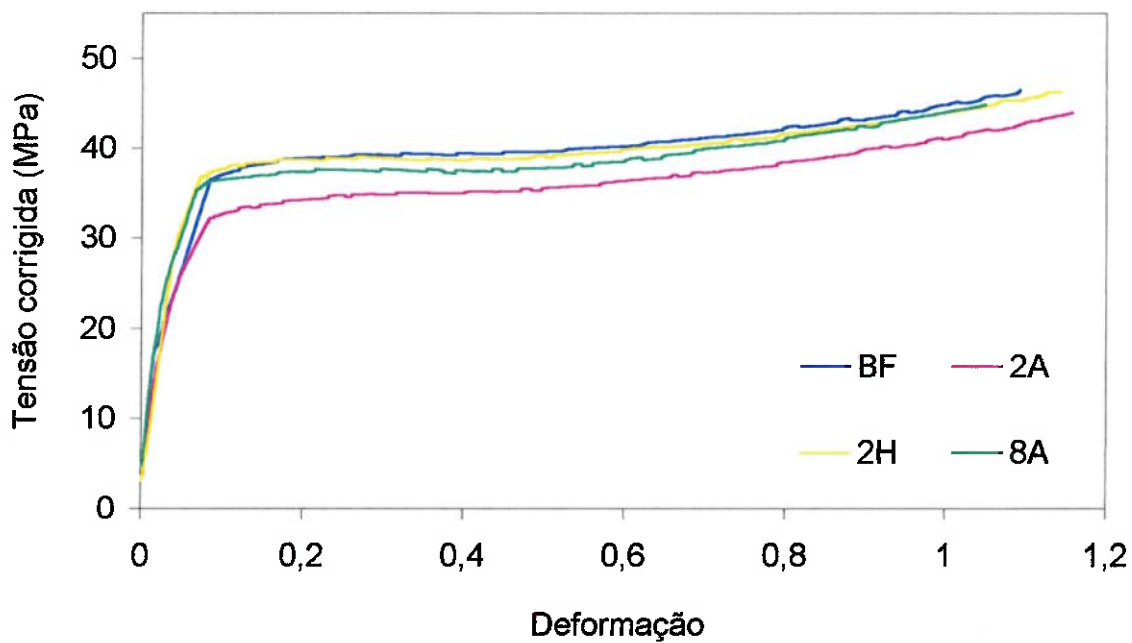


Figura IV. 97 - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação $0,5s^{-1}$; temperatura $400^{\circ}C$) x deformação média.

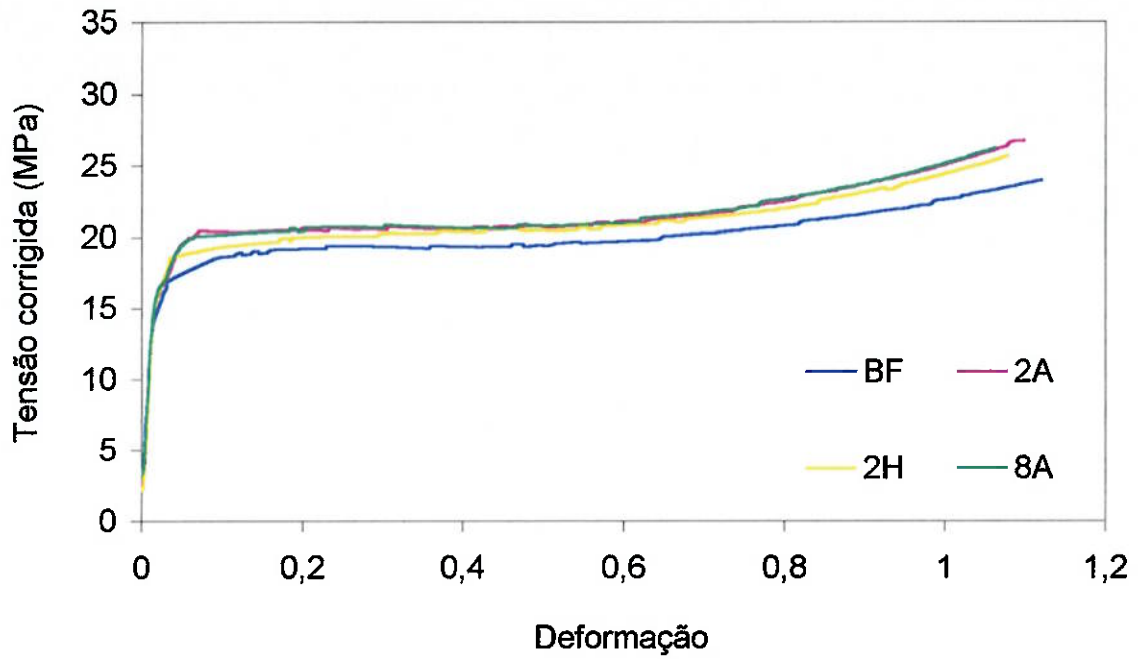


Figura IV. 98 - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação 0,5s⁻¹; temperatura 500°C) x deformação média.

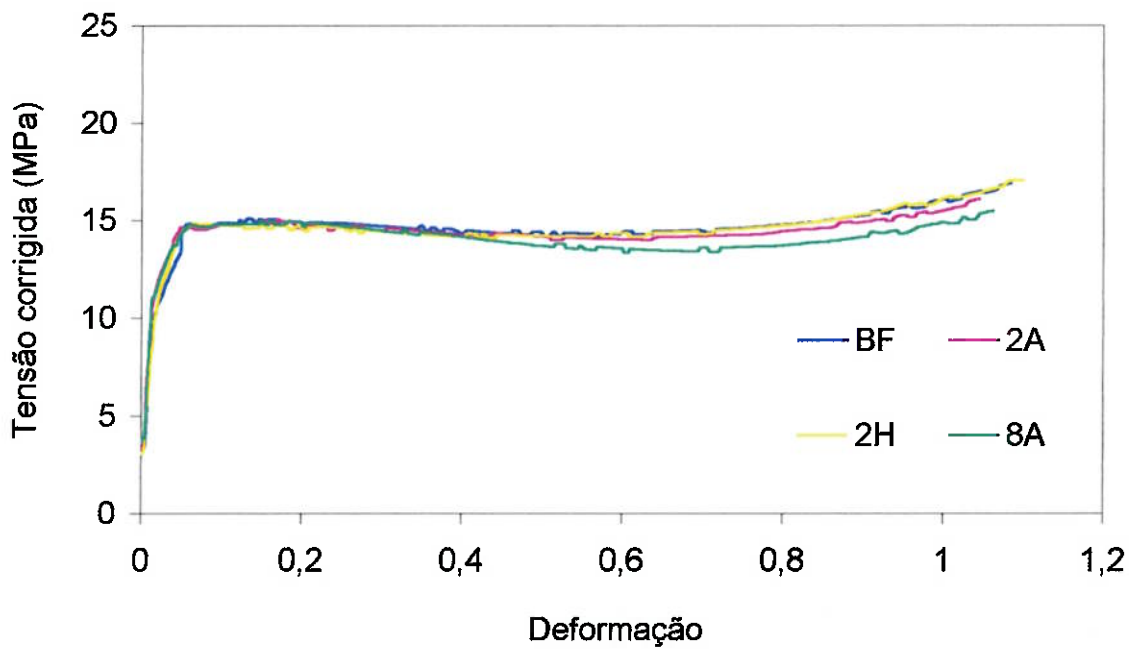


Figura IV. 99 - Curvas tensão média corrigida (para o atrito; taxa de deformação 0,5s⁻¹; temperatura 575°C) x deformação média.

V DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

V.1 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS

Para o estudo do comportamento a quente da liga 6063, faz-se necessário conhecer as microestruturas que se desenvolvem durante a homogeneização dessa liga. Sabe-se que a finalidade do tratamento térmico de homogeneização é, principalmente, facilitar a conformação mecânica na obtenção de produtos semi-acabados. Os efeitos favoráveis deste tratamento resultam, basicamente, da atenuação dos níveis de microsegregação e de reações envolvendo a solubilização e reprecipitação (mais fina) de certos constituintes, além de provocar a precipitação de outros, ainda não formados na solidificação (3, 4, 12).

No estado bruto de fundição, a microestrutura da liga 6063 é constituída, basicamente, pelo alumínio α (cfc, dútil e de baixa dureza), partículas interdendríticas do intermetálico Mg_2Si e, ainda, devido à presença de Fe como impureza, partículas de $AlFeSi$. Neste trabalho, os efeitos da homogeneização foram avaliados em função das transformações (qualitativamente, em termos de distribuição e morfologia) dessas partículas de $AlFeSi$ e Mg_2Si .

As alterações microestruturais da amostra bruta de fundição, ocasionadas pelas diversas condições de homogeneização, podem ser observadas através de micrografias ópticas (*figuras IV.1 a IV.11*) e micrografias eletrônicas de varredura (*figuras IV.12, IV.14, IV.17, IV.22, IV.24, IV.25, IV.27, IV.29–IV.31, IV.35–IV.37, IV.42, IV.45 e IV.46*).

A identificação das fases presentes nas microestruturas das amostras estudadas foi realizada, como já dito, através de microanálise pontual por energia dispersiva (EDS)

em MEV (que permite a caracterização qualitativa da composição química das fases que compõem a microestrutura de um material). Assim, conseguiu-se determinar que a fase interdendrítica, que nas micrografias em MEV aparece como partículas claras e nas micrografias ópticas como partículas escuras, é o intermetálico AlFeSi. As partículas escuras observadas em MEV foram identificadas como sendo a fase Mg₂Si.

Novamente, analisando-se as micrografias da amostra bruta de fundição, nota-se um filme interdendrítico quase contínuo de partículas de segunda fase e alguns poucos precipitados no interior dos grãos. Nas micrografias obtidas por imagem de elétrons retroespalhados, partículas relativamente grandes da fase Mg₂Si puderam ser observadas junto ao filme interdendrítico de AlFeSi (através de microscopia óptica, não foi possível distinguir a fase Mg₂Si junto às partículas de AlFeSi que constituem o filme interdendrítico). Os poucos precipitados mais grosseiros, observados no interior dos grãos, foram identificados (por EDS/MEV) como sendo partículas de AlFeSi (fase clara) e Mg₂Si (fase escura). Por outro lado, a análise por MEV não permitiu a identificação da pouca precipitação extremamente fina, distribuída intragranularmente e heterogeneamente na matriz de alumínio da amostra BF. Esta fina precipitação foi observada apenas nas micrografias ópticas.

Nos tarugos DC, o Fe tende a precipitar interdendriticamente na forma de longas plaquetas da fase metaestável, monoclinica, β -AlFeSi. Através de difração de raios-X, confirmou-se que na amostra bruta de fundição as partículas de AlFeSi se encontram sob a forma de β -AlFeSi (como mostrou o difratograma apresentado na *figura IV.47*). Diversos estudos (17, 25, 34, 35, 40-42) revelaram que esta fase restringe a trabalhabilidade a quente da liga (além de ter grande influência pela ocorrência de “pickup” nos produtos extrudados). Um tratamento adequado de homogeneização não apenas reduz a microsegregação de Mg e Si e controla a precipitação do Mg₂Si

(intermetálico que endurece a matriz de Al), como também melhora a extrudabilidade da liga através da transformação das partículas de β -AlFeSi em partículas arredondadas da fase estável, α -AlFeSi (esta última não prejudicial à trabalhabilidade a quente da liga).

Os diferentes tratamentos térmicos de homogeneização provocaram alterações na microestrutura do material bruto de fundição. O filme interdendrítico de partículas primárias de AlFeSi foi transformado (“quebrado” e esferoidizado) e mudanças em relação à precipitação de Mg_2Si puderam ser observadas.

As variáveis de homogeneização estudadas neste trabalho foram o tempo, a temperatura e a velocidade de resfriamento após homogeneização.

Nenhum estudo (com micro-sonda eletrônica, por exemplo) para avaliação da distribuição de elementos de liga em solução sólida na matriz foi realizado; no entanto, sabe-se (4, 11, 24, 29, 30), que a elevada cinética de dissolução do Mg_2Si permite a redistribuição do Mg e Si na matriz de alumínio em tempos de aproximadamente 30 minutos a 2 horas, em temperaturas superiores a $440^\circ C$ (para a liga 6063, em questão). Como os tratamentos foram realizados por um tempo mínimo de 2 horas a 550 ou $585^\circ C$, pode-se dizer que as variáveis tempo e temperatura empregadas nos tratamentos, garantiram a atenuação dos níveis de microsegregação e a dissolução dos precipitados grosseiros da fase Mg_2Si , oriundos da solidificação.

Por outro lado, com relação à temperatura de homogeneização (a respeito da fase AlFeSi), verificou-se (conforme dito anteriormente) que os tratamentos realizados a $550^\circ C$ (*figuras IV.6 e IV.7*) não permitiram a transformação (“quebra”) efetiva do filme interdendrítico, como ocorreu com os tratamentos realizados a $585^\circ C$ (*figuras IV.2-IV.5, IV.8-IV.11, IV.22, IV.25, IV.29, IV.35, IV.42*).

A temperatura de 550°C é alta o suficiente para permitir a dissolução de fases intermetálicas indesejáveis e o nivelamento das concentrações de elementos em solução sólida no alumínio (25, 31), porém, não garante a transformação das partículas de β -AlFeSi em α -AlFeSi. Em baixas temperaturas de homogeneização (550-560°C), esse processo de transformação do filme interdendrítico é bastante lento e não ocorre por completo mesmo após 8 horas de tratamento; no entanto, nas homogeneizações em temperaturas mais altas (580°C), a completa transformação pode ocorrer com 2 horas de tratamento (40).

Com relação ao tempo de homogeneização (ainda a respeito da fase AlFeSi), a utilização da técnica de difração de raios-X buscou, exatamente, a confirmação de que os tratamentos térmicos de homogeneização realizados por 2 horas (a 585°C), permitiriam a completa transformação das partículas de β -AlFeSi em partículas de α -AlFeSi. Os difratogramas apresentados nas *figuras IV.48 a IV.50*, referem-se às amostras 2A, 2H e 2F (amostras tratadas a 585°C por 2 horas) e indicam a presença da fase AlFeSi já sob a forma α -AlFeSi. Não foram identificados, nessas análises por difração de raios-X, picos referentes a fase β -AlFeSi. A fase β -AlFeSi foi encontrada apenas nas análises referentes ao material bruto de fundição, indicando que as homogeneizações a 585°C transformaram por completo o filme interdendrítico de partículas β , em partículas α -AlFeSi.

Ao mesmo tempo, observando-se os difratogramas de todas as condições de homogeneização analisadas (*figuras IV.47–IV.52*), percebe-se que picos referentes à fase Mg_2Si aparecem apenas para as amostras 2F e SC. A precipitação da fase Mg_2Si ocorreu em todas as amostras homogeneizadas (como mostraram as análises de EDS/MEV), excluindo-se a amostra 2H que sofreu resfriamento em água (*figuras IV.25 e IV.27*). Desta forma, não se pode afirmar que nas amostras BF, 2A e 8A (que não

apresentaram picos de Mg_2Si nos difratogramas), os elementos Mg e Si estavam apenas em solução sólida.

Analogamente, a ausência de picos de $\beta-AlFeSi$ pode não significar total ausência desta fase nas amostras homogeneizadas; no entanto, já é um forte indicio de que a mesma não se encontra em quantidades significativas nestas amostras. Além do mais, estudos (25, 34, 35, 43) apontam que a fase $\alpha-AlFeSi$ torna-se crescentemente dominante em ligas microligadas com Mn; isto porque o Mn, em pequenas quantidades na liga 6063 (por volta de 0,04% em peso), acelera o processo de transformação de β em $\alpha-AlFeSi$. A liga utilizada neste trabalho apresenta porcentagem de Mn suficiente para total transformação de $\beta-AlFeSi$ em $\alpha-AlFeSi$, em tempos aproximados de 1 hora a $580^\circ C$. Portanto, analisando-se as micrografias, os difratogramas e as considerações da literatura, acredita-se que, para as amostras homogeneizadas por 2h ou 8h na temperatura de $585^\circ C$, ocorreu uma completa transformação das partículas de $\beta-AlFeSi$ em partículas de $\alpha-AlFeSi$.

Ainda, a respeito do tempo de homogeneização, para amostras submetidas a uma mesma condição de resfriamento (após homogeneização), pode-se dizer que:

- nas amostras tratadas a $550^\circ C$ (condições 550/2A e 550/8A), o filme interdendrítico apresentou-se pouco mais espesso na homogeneização realizada em 2 horas (*figura IV.6*) do que na realizada em 8 horas (*figura IV.7*);
- nos tratamentos realizados a $585^\circ C$, a transformação do filme interdendrítico foi mais acentuada para a amostra tratada por 8 horas (condição 8A, *figuras IV.5, IV.11, IV.35-IV.37*), do que para a amostra tratada por 2 horas (condição 2A, *figuras IV.2, IV.9, IV.22*).

Na condição 8A, nota-se, além da “quebra” do filme interdendrítico, o arredondamento das partículas provenientes dessa “quebra”, que é explicado pelo efeito de

esferoidização da fase α -AlFeSi associado a tempos (ou temperaturas) elevados durante homogeneização. A esferoidização das partículas α -AlFeSi também foi observada na condição 2F de homogeneização. Apesar deste tratamento ter sido realizado por um tempo menor (2 horas), em relação à condição 8A, o resfriamento no forno propiciou que o material permanecesse em temperaturas elevadas por mais tempo, o que garantiu uma maior mudança na morfologia das partículas α -AlFeSi.

Nas ligas da série 6XXX, para uma dada composição química, o tamanho e a fração volumétrica das partículas de Mg_2Si são determinados em função da velocidade de resfriamento após a homogeneização; sendo assim, além do tempo e da temperatura de homogeneização, a variável taxa de resfriamento também foi avaliada.

Segundo a literatura (25, 33, 38, 39) uma taxa de resfriamento muito rápida não permite nenhuma precipitação de Mg_2Si ; por isso, não foi possível verificar a presença desta fase na amostra 2H, resfriada em água. As micrografias ópticas (*figuras IV.3, IV.10*) revelaram uma matriz bastante clara, praticamente livre de precipitação intragranular e as micrografias eletrônicas (*figuras IV.25, IV.27*) mostraram apenas precipitados da fase AlFeSi.

A diminuição da taxa de resfriamento, a partir da temperatura de homogeneização, resulta num aumento da porcentagem de partículas de Mg_2Si precipitadas e numa diminuição da porcentagem de Mg em solução sólida. Quanto mais baixa for a taxa de resfriamento, maior será a precipitação de Mg_2Si . É por isso que na amostra 2F, resfriada lentamente no forno, observou-se uma maior fração volumétrica de partículas bastante grosseiras da fase Mg_2Si (*figuras IV.29–IV.31*). Por outro lado, em relação às partículas extremamente finas de Mg_2Si (menores que $1\mu m$) precipitadas no interior dos grãos, tanto o resfriamento lento no forno, quanto o resfriamento mais rápido ao ar (das

amostras tratadas por 2 horas, condições 2F e 2A), propiciaram, praticamente, a mesma intensidade de precipitação.

No resfriamento após a homogeneização, partículas grandes de Mg_2Si irão precipitar primeiro, em altas temperaturas, enquanto as partículas aciculares mais finas, irão iniciar a precipitação no último estágio do resfriamento, em temperaturas mais baixas (38). Como o resfriamento no forno permitiu que o material ficasse exposto por um longo período de tempo em temperaturas elevadas, é de se esperar que partículas grosseiras de Mg_2Si (em contornos de grão) precipitem antes. As partículas finas, distribuídas homogeneamente na matriz de alumínio, tendem a precipitar apenas no final do resfriamento, quando grande parte dos elementos Mg e Si já saíram de solução sólida. Assim, é possível justificar a presença de Mg_2Si bastante grosseiro junto ao filme interdendrítico e uma moderada precipitação de partículas finas desta fase no interior dos grãos (como a observada na condição 2A).

Nas amostras resfriadas ao ar, condições 2A e 8A, parte do Mg_2Si foi precipitado na forma de partículas interdendríticas (observa-se partículas grosseiras, porém, menores que às encontradas na amostra 2F) e parte na forma de partículas intradendríticas dispersas finamente na matriz de alumínio.

As partículas interdendríticas presentes nas amostras puderam ser identificadas por EDS/MEV, porém, a precipitação extremamente fina no interior dos grãos não pode ser analisada por microscopia eletrônica de varredura; isto seria possível através de microscopia eletrônica de transmissão. No entanto, vem se considerando que essas partículas muito finas precipitadas intradendriticamente são a fase Mg_2Si , baseando-se nas seguintes considerações:

- tal precipitação intragranular não foi observada para a condição de resfriamento em água, o que vem de encontro com a literatura (25, 33, 38, 39);

- estudos (38) revelam que partículas de Mg_2Si , precipitadas intragranularmente na matriz de alumínio, apresentam pequena dimensão (aquelas consideradas grandes apresentam tamanho de aproximadamente $1\mu m$);
- na amostra bruta de fundição (condição BF, *figura IV.1*) uma pouca intensa precipitação fina, distribuída heterogeneamente na matriz de alumínio foi observada, e, para as amostras homogeneizadas (*figuras IV.2, IV.4–IV.9, IV.11*), excluindo-se a amostra 2H resfriada em água, notou-se partículas finas dispersas homogeneamente na matriz de alumínio;
- a amostra resfriada com “step cooling”, resfriamento este que visa incrementar a precipitação de partículas finas de Mg_2Si , apresentou uma precipitação fina significativamente mais intensa em relação às demais amostras (como evidenciado na *figura IV.8*).

Nas análises com difração de raios-X (diferentemente das análises com EDS/MEV), o Mg_2Si não foi identificado nas amostras BF, 2A e 8A. Para essas condições de homogeneização, ocorreu uma precipitação intragranular extremamente fina, como mostraram as micrografias ópticas (*figuras IV.1, IV.2, IV.5, IV.9, IV.11*), e uma pequena fração volumétrica de precipitados interdendríticos mais grosseiros, da fase Mg_2Si , pôde ser observada por microscopia eletrônica de varredura (*figuras IV.12, IV.14, IV.17, IV.22, IV.35, IV.36*). As micrografias eletrônicas mostraram que somente nas amostras 2F e SC (*figuras IV.29, IV.30, IV.42, IV.45*), partículas mais grosseiras (e, aparentemente, em maior fração volumétrica) de Mg_2Si (da ordem de $5\mu m$) foram observadas. É por isso, que picos referentes à fase Mg_2Si só foram identificados nos difratogramas relativos às amostras 2F e SC, já que precipitados extremamente finos e fases presentes na liga em frações volumétricas muito baixas (como observado nas

amostras BF, 2A e 8A), são de difícil identificação através da técnica de difração de raios-X.

Durante o resfriamento após a homogeneização, o Mg e Si podem “sair” de solução sólida do alumínio e precipitar, como Mg_2Si , de duas formas diferentes, dependendo das condições de resfriamento: como placas e bastões grosseiros da fase cúbica estável β - Mg_2Si , numa temperatura entre 500 e 400°C, ou como bastões da fase metaestável β' - Mg_2Si , com estrutura cristalina hexagonal, numa faixa de 400°C a 275°C (26, 39).

Os picos da fase Mg_2Si , identificados nos difratogramas das amostras resfriadas no forno (2F) e com “step cooling” (SC), referem-se à fase cúbica estável β - Mg_2Si ; porém, sabe-se (39) que a técnica de “step cooling” visa a precipitação fina da fase metaestável hexagonal β' - Mg_2Si . Esta consideração reforça a justificativa de que partículas precipitadas finamente na matriz de alumínio são de difícil detecção por difração de raios-X. Acredita-se que a intensa precipitação fina encontrada na amostra SC seja de partículas β' - Mg_2Si (que não foram detectadas por difração de raios-X), e, somente os precipitados interdendríticos grosseiros (observados junto às partículas de $AlFeSi$) sejam da fase β - Mg_2Si , identificada na difração.

Do ponto de vista microestrutural, podemos sintetizar que as homogeneizações realizadas a 585°C provocaram a transformação das partículas interdendríticas de β - $AlFeSi$ em α - $AlFeSi$; o tratamento realizado por um tempo mais longo (8 horas), condição 8A, e aquele com resfriamento no forno, condição 2F, levaram à maior esferoidização das partículas α - $AlFeSi$; o resfriamento em água, condição 2H, não possibilitou a precipitação de partículas de Mg_2Si , mantendo Mg e Si em solução sólida na matriz de alumínio; a técnica de “step cooling”, condição SC, levou à marcante e intensa precipitação fina intragranular de partículas β' - Mg_2Si , e, o resfriamento no forno permitiu uma precipitação bastante grosseira de partículas interdendríticas de Mg_2Si .

V.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO A QUENTE

A ductilidade a quente da liga AA6063 foi avaliada por ensaios de tração na faixa de temperaturas relevante ao processo de extrusão. Os ensaios da série IPT foram realizados em condições de aquecimento lento dos corpos de prova (aproximadamente, 50min até a temperatura de início de ensaio) e baixa taxa de deformação inicial ($0,0074s^{-1}$). Já nos ensaios da série Lehigh, o aquecimento dos CPs foi bem mais rápido (50s até a temperatura de início de ensaio) e utilizou-se uma taxa de deformação inicial ($0,83s^{-1}$) bastante superior à utilizada na série IPT. Não apenas as diferentes condições de homogeneização, mas, também, as diferentes condições de ensaio, afetaram o comportamento a quente das amostras estudadas.

A *figura IV.61* mostra as curvas redução de área x temperatura, dos corpos de prova ensaiados na série IPT. É notório o fato de que para as condições de homogeneização ensaiadas (BF, 2A, 2H, 2F, 8A e SC) e para as temperaturas usadas nos ensaios ($502-656^{\circ}C$), a ductilidade a quente de todas as amostras desta série foi sistematicamente muito elevada, inclusive para a condição bruta de fundição a qual apresentou valores de RA superiores a 98% em todas as temperaturas de ensaio.

Observa-se (*figura IV.61b*), que nas temperaturas abaixo de $600^{\circ}C$, os CPs referentes às condições BF e 2H apresentam ductilidade a quente inferior em relação aos demais CPs, indicando que com exceção da homogeneização realizada com resfriamento em água, os demais tratamentos térmicos de homogeneização promoveram um aumento da ductilidade do material em relação a condição como solidificada (já que um acréscimo da RA implica em um acréscimo da ductilidade). Com o aumento da temperatura de ensaio (acima de $600^{\circ}C$) essa diferença de RA entre os CPs das diferentes condições de homogeneização não é mais notada, quando todas as amostras ensaiadas apresentam RA

muito próximas de 100%. Todos estes comentários são feitos lembrando-se que, de modo geral, todo o material ensaiado apresentou valores de RA muito altos, o que compromete uma profunda análise comparativa entre as amostras testadas.

A *figura IV.62* mostra as curvas redução de área x temperatura, dos corpos de prova ensaiados na série Lehigh. Pode-se observar que a RA foi bastante elevada para baixas e médias temperaturas de deformação (470-550°C), caindo abruptamente a partir de uma certa temperatura limite, o que indica perda de ductilidade.

De uma maneira geral, nos ensaios da série Lehigh, o comportamento das amostras homogeneizadas (condições 2A, 2H e 8A) foi bastante semelhante. Mostraram evidente ganho de ductilidade, em relação à amostra bruta de fundição, em praticamente todas as temperaturas de ensaio, apresentando perda de ductilidade em temperaturas acima de 550°C. Já a amostra BF, apesar de apresentar uma razoavelmente elevada ductilidade inicial, gradativamente perde essa característica para ensaios realizados acima de 510°C. A perda de ductilidade na amostra BF é bem mais acentuada do que nas amostras homogeneizadas. As curvas das amostras homogeneizadas se distanciam cada vez mais da curva da amostra BF, conforme a temperatura de deformação aumenta. Assim, por volta de 575°C a redução de área da amostra BF cai a zero (o corpo de prova se rompe sem sofrer qualquer alongamento), enquanto as amostras homogeneizadas apresentam reduções de área em torno de 50-60% (a perda de ductilidade a quente foi parcial).

Diferentemente dos ensaios da série IPT, nos ensaios da série Lehigh, fica evidente a importância da homogeneização não apenas no aumento da ductilidade da liga 6063, como também, na diminuição da degradação desta característica com a elevação das temperaturas de trabalho a quente (especialmente, para aqueles realizados acima de 510°C).

A caracterização microestrutural revelou que as diversas condições de homogeneização alteraram a microestrutura da amostra bruta de fundição e cada tratamento térmico permitiu o desenvolvimento de uma microestrutura específica. No entanto, o propósito da homogeneização, de transformar partículas primárias grosseiras da fase metaestável β -AlFeSi em partículas mais arredondadas da fase estável α -AlFeSi, foi atingido para todas as amostras homogeneizadas a 585°C (como discutido no item V.1 Características Microestruturais). Desta forma, o comportamento semelhante das curvas de redução de área de todas as amostras homogeneizadas (de ambas as séries, IPT e Lehigh), pode ser justificado. Isto pode indicar que para efeito de otimização da ductilidade a quente desta liga 6063, a total transformação de β -AlFeSi para α -AlFeSi é mais importante que a mudança de morfologia das partículas α -AlFeSi e que a precipitação das partículas de Mg_2Si , promovidas pelas homogeneizações.

Na série IPT (diferentemente da série Lehigh) a amostra da condição bruta de fundição apresentou uma curva de redução de área x temperatura de ensaio, bastante semelhante às curvas das amostras homogeneizadas. Sabe-se, que em temperaturas de trabalho a quente, as ligas de alumínio, independentemente de qualquer tratamento térmico de homogeneização, apresentam uma elevada ductilidade intrínseca; porém, a elevada ductilidade desta amostra BF, também deve estar associada às transformações microestruturais ocorrentes no aquecimento durante o ensaio. De fato, nos ensaios da série IPT, os CPs foram aquecidos muito lentamente e a exposição prolongada nas temperaturas de ensaio, provavelmente, permitiram alterações no filme interdendrítico de AlFeSi da amostra BF.

Conforme já comentado, para a liga 6063 utilizada neste trabalho (microligada com Mn), a total transformação de β em α -AlFeSi pode ocorrer em 1 hora de homogeneização a 575°C, tendo este tempo diminuído com o aumento da temperatura

de aquecimento (deformação). Portanto, para a amostra BF da série IPT, o aquecimento em torno de 50 minutos até a temperatura de ensaio, deve ter permitido a transformação (ao menos parcial) das partículas de β -AlFeSi em partículas de α -AlFeSi, sendo mais intensa esta transformação, nos ensaios realizados em temperaturas mais altas. Assim, justifica-se o comportamento semelhante das amostras bruta de fundição e homogeneizadas, sendo ainda mais próximos os valores de redução de área referentes aos ensaios realizados acima de 600°C. Isto corrobora a indicação de que, em termos de otimização da ductilidade a quente da liga 6063 em estudo, a transformação de β em α -AlFeSi é mais importante que as demais mudanças microestruturais promovidas pelos tratamentos térmicos de homogeneização.

O fato da homogeneização realizada num tempo mais longo, condição 8A, e, em menor proporção, a homogeneização seguida de resfriamento no forno, condição 2F, provocarem não apenas a “quebra” mais intensa do filme interdendrítico, bem como o arredondamento das partículas provenientes dessa “quebra”, parece não ter influência significativa na ductilidade da liga, ao menos para as condições de ensaio empregadas. Na série IPT, as curvas redução de área x temperatura, das condições 8A e 2F, foram muito próximas às das condições BF, 2A, 2H e SC. Analogamente, na série Lehigh, a curva redução de área x temperatura, da condição 8A, aparece muito próxima às curvas das condições 2A e 2H.

A esferoidização das partículas α -AlFeSi é um processo relativamente lento que exige tempos de aproximadamente 6 horas de homogeneização a 575°C, para a liga 6063 (30). O rápido aquecimento dos CPs da série Lehigh, provavelmente, garantiu a preservação da microestrutura das amostras, e, nem mesmo o aquecimento lento imposto pela série IPT, deve ter permitido alterações microestruturais, com relação à morfologia das partículas α -AlFeSi. Por isso, observou-se que a ductilidade a quente das amostras

homogeneizadas da série Lehigh e de todas as amostras da série IPT, foi muito similar, independentemente do tempo ou da taxa de resfriamento utilizados (confirmando a indicação de que as alterações na morfologia das partículas α -AlFeSi pouco influenciam o comportamento a quente das amostras em estudo, ao menos para as condições avaliadas neste trabalho).

As micrografias revelaram que a distribuição das partículas de Mg_2Si foi alterada em função da velocidade de resfriamento após homogeneização. Para a série IPT, como os CPs foram aquecidos lentamente, acredita-se que as temperaturas de ensaio foram altas o suficiente para provocarem a solubilização das partículas finas de Mg_2Si (devida a elevada cinética de dissolução dos elementos Mg e Si na matriz de alumínio), e, possivelmente, a solubilização das partículas interdendríticas mais grosseiras desta fase nas temperaturas mais altas (acima de $600^\circ C$).

Supõem-se, que nos ensaios realizados abaixo de $600^\circ C$, apenas a amostra resfriada em água continha todo o Mg e Si em solução sólida; nas demais amostras (BF, 2A, 2F, 8A e SC), os precipitados interdendríticos mais grosseiros da fase Mg_2Si , provavelmente, continuavam fazendo parte da microestrutura do material. Assim, os resultados mostrados na curva da condição 2H da série IPT indicam que é possível se especular que a presença de Mg (e Si) em solução sólida pode ter um efeito negativo sobre a ductilidade a quente da liga. Este efeito pode ser racionalizado levando-se em conta o seguinte: sabe-se que o Mg tem efeito de endurecimento por solução sólida, e uma vez dissolvido no alumínio provoca um aumento da tensão de deformação e do encruamento; se, desta forma, o encruamento é mais pronunciado, pode-se prever que a ductilidade intrínseca da liga deve diminuir; o que explicaria o efeito aparente do Mg em solução sólida sobre a menor ductilidade a quente, dos ensaios realizados abaixo de $600^\circ C$, mostrada pela amostra da condição 2H que foi resfriada em água após a

homogeneização. De todas as amostras ensaiadas, a amostra 2H foi a que apresentou a maior porcentagem de Mg e Si em solução sólida.

Nos ensaios acima de 600°C, provavelmente, todas as amostras apresentaram microestruturas parecidas em termos de Mg₂Si, ou seja, Mg e Si em solução sólida, o que implicaria na diminuição da ductilidade se fosse levado em conta apenas o efeito de endurecimento por solução sólida do Mg (e Si). No entanto, em temperaturas elevadas, como 600°C, as discordâncias se movimentam facilmente por climb, e assim, o alumínio apresenta intensa restauração dinâmica o que poderia levar a uma elevada ductilidade intrínseca. Portanto, justifica-se o comportamento semelhante de todas as curvas de RA acima de 600°C, inclusive para a amostra BF.

Deve-se lembrar, que todos esses comentários sobre a ductilidade dos CPs da série IPT, em relação às diferentes condições de homogeneização são especulativos, uma vez que, todas as amostras apresentaram RA acima de 98% (para todas as temperaturas de ensaio).

Para analisar a influência da fase Mg₂Si, no comportamento das curvas de RA da série Lehigh, torna-se extremamente importante considerar o fato de que o material a partir do qual os CPs para ensaios de tração a quente desta série foram retirados, foi homogeneizado com 11 meses de antecedência da realização dos ensaios. Assim, acredita-se que este material sofreu um certo envelhecimento natural e as microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos de homogeneização foram alteradas em relação às partículas de Mg₂Si. Em todas as amostras deve ter ocorrido precipitação de partículas finas de Mg₂Si.

A *figura V.1* ilustra características de envelhecimento natural de uma liga Al-Mg-Si. Observa-se que com o passar do tempo a resistência a tração do material aumentou e o alongamento diminuiu, indicando a ocorrência de precipitação fina da fase Mg₂Si.

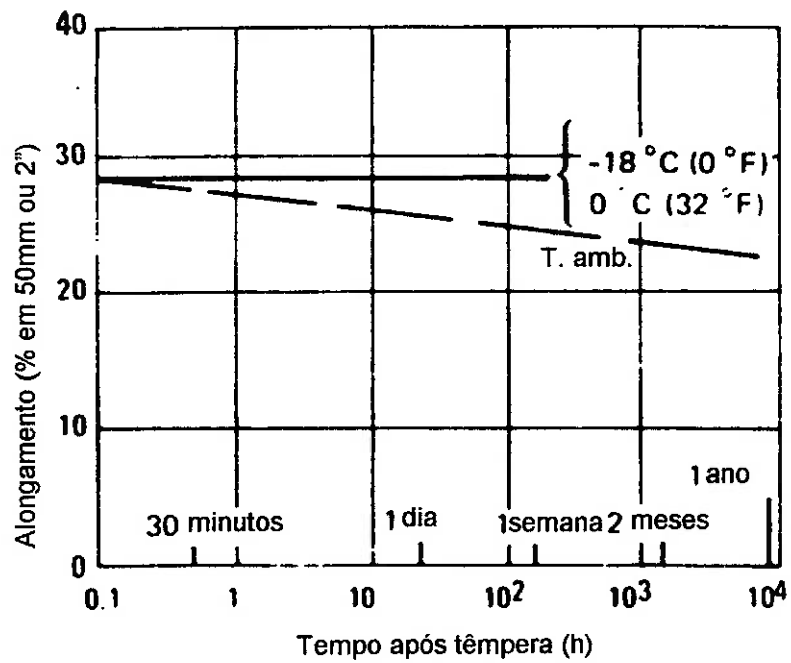
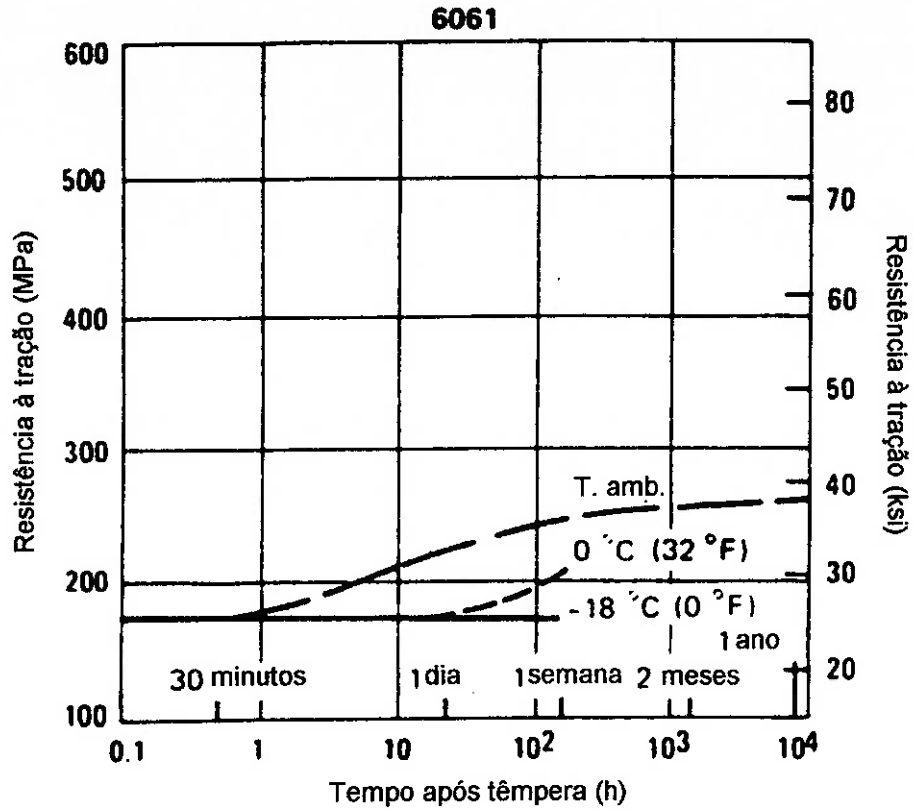


Figura V.1 – Características de envelhecimento de uma chapa de alumínio da liga 6061.

O período de 11 meses foi suficiente para permitir a precipitação de partículas de Mg_2Si na microestrutura das amostras em estudo. Esta consideração explica o comportamento semelhante da curva de redução de área x temperatura referente à amostra 2H, resfriada em água, com relação às amostras resfriadas ao ar, condições 2A e 8A. Nos ensaios da série Lehigh, a amostra da condição 2H, não apresentou todo Mg e Si em solução sólida como evidenciaram as micrografias. As micrografias ópticas e eletrônicas de varredura foram obtidas logo após a execução dos tratamentos térmicos de homogeneização e os ensaios da série Lehigh foram realizados somente 11 meses após as homogeneizações. Portanto, as microestruturas de início de ensaio das amostras homogeneizadas (condições 2A, 2H e 8A) são similares: apresentam partículas de $AlFeSi$ sob a forma de $\alpha-AlFeSi$ e precipitados da fase Mg_2Si .

A microestrutura da amostra como solidificada da série Lehigh, também deve ter sofrido envelhecimento natural parcial, apresentando precipitação de partículas finas de Mg_2Si (além dos precipitados grosseiros desta fase, oriundos da solidificação). Por outro lado, o envelhecimento natural e o rápido aquecimento dos CPs desta série, não permitiram alterações relativas ao filme interdendrítico de $AlFeSi$ e a amostra BF continuou sendo caracterizada por um filme quase contínuo de partículas $\beta-AlFeSi$. Como a ductilidade a quente da liga 6063 está associada principalmente, e, especialmente, à transformação de $\beta-AlFeSi$ em $\alpha-AlFeSi$ é de se esperar que as amostras homogeneizadas apresentem ductilidade superior à amostra BF, como mostraram as curvas apresentadas na *figura IV.62*. Os tratamentos térmicos de homogeneização garantiram a otimização da ductilidade a quente das amostras submetidas aos ensaios da série Lehigh.

A *figura IV.63* apresentou, num mesmo gráfico, as curvas de redução de área em função da temperatura de ensaio, dos ensaios das séries IPT e Lehigh. É evidente o fato de que

o aumento da temperatura de deformação provocou a perda de ductilidade das amostras ensaiadas na série Lehigh, não ocorrendo o mesmo para as amostras da série IPT, que apresentaram RA bastante elevada, inclusive para os ensaios realizados acima de 650°C.

A perda abrupta de ductilidade a partir de uma determinada temperatura de ensaio deve ser associada à “liquação” ou fusão incipiente em contornos de grão. É uma constatação comum em amostras ensaiadas em tração a quente, e está relacionada com a fusão de pequenos compostos eutéticos interdendríticos que se tornam líquidos em temperaturas inferiores a temperatura “solidus” das ligas de alumínio. A literatura nos mostra que nas ligas AlMgSi, reações envolvendo as fases β -AlFeSi e/ou Mg_2Si podem levar a fusão incipiente em contornos de grão; são elas:

- $Al + Mg_2Si \rightarrow$ líquido (a 587°C, ref. 62; a 595°C, ref. 8, 14, 25 e 31).
- $Al + Mg_2Si + Si \rightarrow$ líquido (a 550°C, ref. 8; a 555°C ref. 4 e 37)
- $Al + \beta\text{-AlFeSi} + Si \rightarrow$ líquido (a 578°C, ref. 35 e 37; a 587°C ref. 34)
- $Al + Mg_2Si + \beta\text{-AlFeSi} \rightarrow$ líquido + $\alpha\text{-AlFeSi}$ (a 578°C, ref. 62; a 576°C ref.41)

Nos ensaios da série Lehigh, as partículas de AlFeSi estiveram presentes sob a forma α -AlFeSi, nas amostras homogeneizadas, e sob a forma β -AlFeSi, na amostra como solidificada. Considerando-se que, em relação as partículas de AlFeSi, a perda abrupta de ductilidade está relacionada às partículas de β -AlFeSi, pode-se dizer que a fusão incipiente em contornos de grão que, possivelmente, provocou a queda da ductilidade das amostras da série Lehigh, não está vinculada a fase AlFeSi, já que, todas as amostras tiveram diminuição abrupta dos valores de RA, independentemente da presença da fase β -AlFeSi. Assim, o comportamento das curvas de RA dos ensaios da Lehigh deve ser associado às partículas de Mg_2Si .

O rápido aquecimento dos ensaios da série Lehigh garantiu que a microestrutura das amostras, oriunda da homogeneização e do envelhecimento natural fosse preservada;

desta forma, durante os ensaios de tração, partículas de Mg_2Si estiveram presentes na microestrutura de todas as amostras desta série. Por outro lado, o aquecimento lento dos CPs da série IPT permitiu a solubilização das partículas de Mg_2Si provenientes dos tratamentos térmicos de homogeneização e, assim, todas as amostras ensaiadas continham Mg e Si em solução sólida. Isto explica a elevada ductilidade das amostras da série IPT em todas as temperaturas de ensaio, e, conseqüentemente, a ausência da diminuição desta característica. A queda de ductilidade não foi observada pois não haviam partículas de Mg_2Si (e nem mesmo de $\beta-AlFeSi$) para que reações eutéticas incipientes se processassem. Estas considerações reforçam a indicação de que a fase Mg_2Si é a principal responsável pela perda abrupta de ductilidade das amostras da série Lehigh.

Como já mencionado, as amostras homogeneizadas da série Lehigh, perderam ductilidade a partir dos ensaios realizados acima de $550^\circ C$. Isto poderia ser explicado pela reação do alumínio com a fase Mg_2Si e Si que ocorre em temperaturas por volta de $550^\circ C$. Porém, ao mesmo tempo, para a amostra bruta de fundição, a perda de ductilidade aconteceu em temperaturas mais baixas ($516^\circ C$). Portanto, a explicação, em relação às temperaturas a partir das quais observa-se queda de ductilidade das amostras, deve ser dada em função das características dos ensaios da série Lehigh.

A taxa ou velocidade de deformação exerce um efeito importante na temperatura de conformação. A temperatura do material aumenta com a taxa de deformação devido ao aquecimento adiabático (44). A elevada taxa de deformação dos ensaios da série Lehigh (bem superior à da série IPT) pode ter levado ao aumento localizado do calor adiabático deformacional, fazendo com que fases eutéticas presentes em contornos grão, sofressem fusão incipiente por atingirem localmente temperaturas superiores à temperatura média de ensaio. Com isso, é possível associar a queda da ductilidade da amostra BF com

reações envolvendo partículas eutéicas de Mg_2Si , mesmo em temperaturas de ensaio inferiores a $550^\circ C$. Na condição bruta de fundição as partículas de Mg_2Si são oriundas da solidificação, sendo, provavelmente, maiores e em maior fração volumétrica que as observadas nas amostras homogeneizadas; assim, é de se esperar que fusão incipiente ocorra primeiro na amostra BF.

Os resultados dos ensaios de tração a quente deste trabalho foram comparados com resultados da literatura através da *figura V.2*, que mostra curvas de redução de área em função da temperatura de ensaio, apresentadas nas referências 34 e 35, junto às curvas das séries IPT e Lehigh.

Nos trabalhos de Zajac et al (34, 35) tarugos DC da liga 6063 foram homogeneizados e submetidos à ensaios de tração a quente em temperaturas entre 550 e $605^\circ C$. Utilizou-se uma taxa de deformação nominal de $10s^{-1}$ e os CPs foram aquecidos, até a temperatura de ensaio, de maneira a permitir uma total solubilização das partículas de Mg_2Si . A *tabela V.1*, apresenta a nomenclatura das amostras destes trabalhos.

Tabela V.1 – Nomenclatura das amostras referentes aos trabalhos das ref. 34 e 35.

Amostra	Temperatura / Tempo de Homogeneização	% Mn na liga
A	$565^\circ C$ / 2h	0,05
B	$585^\circ C$ / 5h	0,002
C	$585^\circ C$ / 2h	0,002

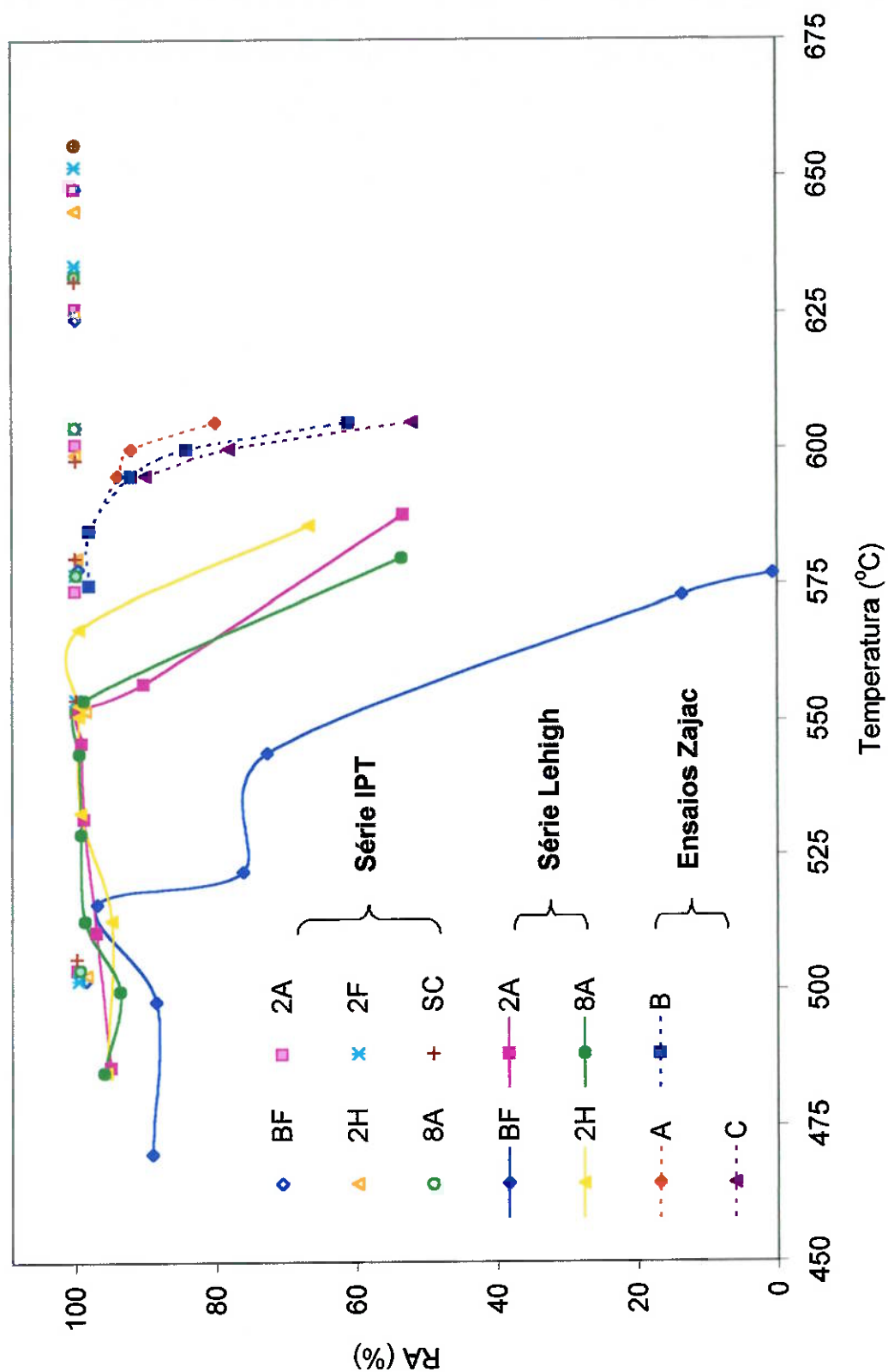


Figura V.2 – Curvas redução de área x temperatura de ensaio de tração. Série IPT ($\dot{\epsilon}_i = 0,0074s^{-1}$), série Lehigh ($\dot{\epsilon}_i = 0,83s^{-1}$), trabalhos das ref. 32 e 33 ($\dot{\epsilon}_n = 10s^{-1}$).

Com relação às amostras A, B e C, sabe-se, que as homogeneizações empregadas não garantiram a total transformação das partículas de β -AlFeSi em partículas de α -AlFeSi. Nas ligas tratadas a 585°C, a ausência de uma porcentagem adequada de Mn, não permitiu que essa transformação ocorresse nos tempos de homogeneização escolhidos, no entanto, observa-se que a amostra B apresenta valores de RA maiores que os da amostra C. Com certeza, a transformação do filme interdendrítico foi mais acentuada no tratamento realizado em 5 horas do que no realizado em 2 horas. Já a amostra A, apesar de ter sido homogeneizada em condições de temperatura e tempo menores (em relação às amostras B e C), provavelmente, sofreu uma maior transformação das partículas de β em α -AlFeSi. A amostra A, apresenta uma maior porcentagem de Mn na liga, o que acelera o processo de transformação do filme interdendrítico de AlFeSi e justifica a maior ductilidade apresentada por esta amostra (em todas as temperaturas de ensaio).

A perda abrupta da ductilidade das amostras A, B e C, segundo Zajac et al (34, 35) está relacionada com a fusão incipiente da fase β -AlFeSi, possivelmente, através da reação $\text{Al} + \beta\text{-AlFeSi} + \text{Si} \rightarrow \text{líquido}$ (mesmo porque, nestas amostras, os elementos Mg e Si encontram-se em solução sólida e não poderiam ser responsáveis pela “liquação” em contornos de grão que gera a perda de ductilidade). Estas observações explicam o comportamento das curvas de Zajac em relação às curvas das séries IPT e Lehigh.

Nos ensaios da série IPT, as amostras não apresentaram queda de ductilidade porque em suas microestruturas as partículas de AlFeSi já estavam na forma de α -AlFeSi e Mg e Si estavam em solução sólida (as reações que provocariam fusão incipiente não poderiam ocorrer). Nos ensaios da série Lehigh, a queda abrupta da ductilidade pode ser explicada pela fusão incipiente em contornos de grão, da fase Mg_2Si . Nos ensaios de Zajac, a perda de ductilidade das amostras foi relacionada com o efeito de fragilização causado pela fase β -AlFeSi que leva à reversão da reação eutética com Al e Si. Desta forma,

compreende-se o porquê da diminuição da ductilidade das amostras A, B e C acontecer em temperaturas superiores às observadas nos ensaios da série Lehigh; mesmo considerando-se a taxa de deformação extremamente elevada empregada nestes ensaios da literatura. As reações envolvendo a fase β -AlFeSi ocorrem em temperaturas mais elevadas do que as reações envolvendo a fase Mg_2Si .

Resumidamente, pode-se dizer que:

- a ductilidade a quente da liga 6063 pode ser otimizada por tratamentos térmicos de homogeneização que garantam a transformação das partículas interdendríticas da fase β -AlFeSi, em partículas da fase α -AlFeSi;
- a fase β -AlFeSi, além de diminuir a ductilidade a quente da liga 6063 também pode ser responsável pela degradação desta característica, através de reações envolvendo Al, Si e Mg_2Si , que provoquem a fusão incipiente dessa fase, em contornos de grão;
- a fase Mg_2Si tem importante influência na degradação da ductilidade, pois, estando precipitada como partículas eutéicas interdendríticas pode levar à fusão incipiente em contornos de grão, durante a deformação a quente;
- a taxa de deformação está diretamente relacionada com a ductilidade do material, pois, além de aumentar a resistência à deformação (o aumento da taxa de deformação aumenta a resistência à tração (44)) pode permitir um aumento localizado da temperatura do material, provocando reações eutéicas incipientes (caso, na liga, partículas de β -AlFeSi e/ou Mg_2Si estejam presentes).

V.3 ENSAIOS DE COMPRESSÃO A QUENTE

Para a previsão dos esforços utilizados num processo de transformação mecânica a quente é necessário conhecer a tensão de deformação, a qual foi avaliada neste trabalho por meio de ensaios de compressão a quente.

Os ensaios de compressão forneceram, originalmente, dados de força em função do deslocamento do travessão da máquina de ensaio e, assim, foram obtidas curvas de força x deslocamento. Durante os ensaios, não foi possível a utilização de lubrificante (entre as superfícies do corpo de prova e as garras da máquina de ensaio), a velocidade de deslocamento do travessão da máquina de ensaio foi constante (o que implicou em uma variação crescente da taxa de deformação ao longo do ensaio) e condições isotérmicas não puderam ser atingidas (houve variação da temperatura dos corpos de prova com o decorrer do ensaio). Assim, para transformar as curvas obtidas em curvas tensão real x deformação real, referentes à ensaios em condições isotérmicas, com taxa de deformação constante e sem interferência de atrito, algumas correções matemáticas (apresentadas no item III.7.3) foram realizadas.

Através dos ensaios de compressão a quente, buscou-se avaliar a influência da temperatura de deformação e das diferentes microestruturas oriundas dos tratamentos térmicos de homogeneização sobre a tensão de deformação da liga 6063.

O efeito das correções realizadas nas curvas tensão x deformação pode ser claramente observado através das *figuras IV.80 a IV.95*. Nota-se que o comportamento geral dessas curvas (em uma mesma temperatura de ensaio) independe das condições de homogeneização dos corpos de prova ensaiados.

Nos ensaios de compressão, o atrito entre as ferramentas e o CP dificulta a deformação e, assim, a tensão de deformação aumenta. Quando o efeito do atrito é desconsiderado, a

tensão diminui, fazendo com que a curva tensão medida (σ_m) seja deslocada para valores menores. Este efeito é observado comparando-se as curvas de σ_m e σ_l x deformação. A tensão corrigida para o efeito do atrito (σ_l) diminui de maneira constante ao longo do ensaio, independentemente da deformação aplicada, e, ainda, na mesma proporção para todas as temperaturas de ensaio, como mostraram as *figuras IV.70 a IV.73*.

A tensão corrigida (calculada) σ_2 é o resultado de duas correções simultâneas: taxa de deformação constante e temperatura de ensaio constante. Sabe-se (47) que a tensão de deformação de metais e ligas aumenta com o aumento da taxa de deformação e com a diminuição da temperatura de deformação. Como nos ensaios realizados os valores de temperatura e taxa de deformação variaram, a tensão de deformação também variou. Daí fez-se necessária a correção descrita no item III.7.3, através da equação 22, para se obter curvas tensão x deformação em condições de temperatura e taxa de deformação constantes.

Em relação à taxa de deformação, a correção foi feita para uma taxa constante igual a $0,5s^{-1}$. Ao longo dos ensaios, a taxa de deformação variou, aproximadamente, de $0,3$ até $1,0s^{-1}$ (como observou-se na *figura III.12*). Desta forma, ao corrigir a tensão σ_l (em relação à taxa de deformação), os valores de tensão correspondentes às taxas menores que $0,5s^{-1}$ foram aumentados (pois quanto maior a taxa de deformação, maior a tensão; σ_l estava subestimada), e os valores correspondentes às taxas de deformação maiores que $0,5s^{-1}$ foram diminuídos (σ_l estava superestimada).

Durante os ensaios, houve um aumento da temperatura dos CPs pela evolução do calor “deformacional” ou “adiabático”. Verificou-se (*figura III.11*) que nos ensaios realizados na temperatura nominal de $300^{\circ}C$, a temperatura do CP variou, aproximadamente, $26^{\circ}C$; nos ensaios a $400^{\circ}C$, variou $12^{\circ}C$; nos ensaios a $500^{\circ}C$ a variação foi de $9^{\circ}C$; e nos

ensaios a 575°C, a temperatura do CP só variou 6°C no decorrer do ensaio. (Vale ressaltar que a variação mencionada corresponde sempre a um aumento de temperatura). O efeito de variação da temperatura sobre a tensão de deformação foi mais acentuado quanto menor foi a temperatura de ensaio.

Nos ensaios a 575°C (temperatura mais alta), a variação da temperatura no ensaio foi pequena; sendo assim, a correção da tensão σ_2 sofreu maior influência da taxa de deformação (os ensaios nesta temperatura ocorreram em condições quase isotérmicas), como verificou-se através das *figuras IV.92 a IV.95*. A curva referente a σ_2 apresenta valores de tensão de deformação maiores que os da curva referente a σ_1 , até deformações correspondentes à taxa de deformação de $0,5s^{-1}$, e, então, o comportamento é invertido e σ_2 passa a apresentar valores inferiores a σ_1 com a deformação (e, conseqüentemente, com a taxa de deformação) aumentando.

Já nos ensaios realizados na temperatura de 300°C, além da influência da taxa de deformação, os valores de tensão corrigida σ_2 sofreram forte influência da correção referente à variação da temperatura dos CPs. Nestes ensaios em temperatura mais baixa, a temperatura do CP foi aumentando de maneira significativa com o aumento da deformação, e, assim, a tensão σ_1 estava sendo subestimada com o decorrer do ensaio (uma vez que a tensão de deformação diminui com o aumento da temperatura de deformação). Para deformações correspondentes à taxa de deformação maior que $0,5s^{-1}$, ao invés da curva da σ_2 diminuir em relação à curva da σ_1 (pelo efeito de correção da taxa de deformação), ela é deslocada para cima, pelo efeito de correção da temperatura. Assim, compreende-se os valores mais altos de σ_2 (em relação à σ_1) ao longo de todo o ensaio, como mostraram as *figuras IV.80 a IV.83*.

A correção da tensão calculada σ_2 , nos ensaios a 300°C, sofreu uma maior influência da temperatura do que da taxa de deformação. Conforme a temperatura de ensaio

aumentou (400, 500, 575°C), o efeito da correção da temperatura dos CPs tornou-se menos significativo e o efeito da correção referente à taxa de deformação tornou-se mais evidente.

As *figuras IV.76 a IV.79* apresentam as curvas tensão calculada σ_2 x deformação, de todos os ensaios de compressão. Num mesmo gráfico são apresentados os ensaios realizados em temperaturas diferentes para uma mesma condição de homogeneização.

Pode-se observar, nas *figuras IV.76 a IV.79*, que temperaturas de deformação crescentes provocam a diminuição dos valores de tensão de deformação para todas as amostras ensaiadas, como seria de se esperar, já que a deformação plástica desta liga (como de qualquer liga metálica) ocorre através de mecanismos termicamente ativados. Nota-se, também, que o atingimento da condição de regime de estado estacionário (nas curvas σ x ε aparecendo como os “platôs” quando a tensão de deformação atinge um valor constante), ocorreu mais rapidamente para as temperaturas aumentando. Porém, de modo geral, para todas as temperaturas empregadas, esta condição de estado estacionário se deu para valores de deformação a partir de 0,2 (mesmo para a temperatura de 300°C).

Observou-se que as curvas mostradas apresentaram a transição do regime transiente (subidas das curvas σ x ε) para o regime estacionário (platôs das curvas σ x ε) sem o aparecimento de picos de máximo (sem o aparecimento de tensões de pico). Este comportamento é típico da deformação de ligas de alta energia de falha de empilhamento, tal como são as ligas de alumínio, que não apresentam recristalização dinâmica. (Alguns estudos (63, 64) indicam a ocorrência de recristalização dinâmica em alumínio de alta pureza, entretanto, ainda não existe um consenso sobre o assunto, prevalecendo, neste trabalho, o conceito há muito tempo estabelecido e amplamente

comprovado pela teoria clássica que considera apenas a ocorrência de recuperação dinâmica no alumínio e suas ligas).

As figuras IV.96 a IV.99 apresentam as curvas $\sigma_2 \times \varepsilon$, de ensaios realizados numa mesma temperatura com CPs submetidos à diferentes condições de homogeneização. No que se refere aos valores de tensão de deformação, pode-se verificar que a prática de homogeneização não provocou variação significativa sobre a tensão, para as condições empregadas no presente trabalho. Isto é uma indicação de que o mecanismo de deformação plástica a quente desta liga, nas temperaturas empregadas, é muito similar (senão o mesmo), não devendo ser diferente mesmo considerando as diferentes microestruturas iniciais das quatro amostras analisadas (condições BF, 2A, 2H e 8A).

A tensão na condição de regime é uma importante ferramenta na previsão dos esforços requeridos nos processos de conformação dos metais; portanto, diversos trabalhos da literatura buscam determinar valores característicos de tensão, como a tensão na condição de regime, para avaliar a influência das variáveis de conformação e das microestruturas (advindas de tratamentos térmicos preliminares à deformação) no comportamento a quente das ligas.

A correlação de um valor característico de tensão de deformação com a temperatura e com a taxa de deformação é de suma importância (uma vez que torna possível prever o comportamento a quente de determinado material); assim, utilizando-se o parâmetro de Zener-Hollomon, Z (que é função da temperatura e da taxa de deformação), gráficos de $\ln Z \times$ tensão foram obtidos, e, valores encontrados na literatura foram comparados com aqueles determinados no presente trabalho.

As figuras V.3 e V.4 mostram gráficos de $\ln Z \times$ tensão (MPa). Os valores de tensão das amostras BF, 2A, 2H e 8A, tensão na condição de regime, referem-se aos valores da σ_2 na deformação de 0,3 (dos gráficos tensão \times deformação) nas temperaturas de 300, 400,

500 e 575°C. Os valores correspondentes de Z foram calculados através da equação 24 (apresentada no item III.7.3), utilizando-se $Q = 150\text{kJ/mol}$ e $\dot{\epsilon} = 0,5\text{s}^{-1}$. Os valores de tensão referentes à trabalhos da literatura são relativos à tensão na condição de regime ou à tensão máxima, e, as informações a partir das quais tornou-se possível a construção dos gráficos $\ln Z$ x tensão são apresentadas na *tabela V.2*.

As referências 43 e 57, forneceram diretamente gráficos relacionando a tensão com o parâmetro de Zener-Hollomon, então, esses dados foram compilados e obteve-se $\ln Z$ x σ . As referências 45, 52 e 55 forneceram valores de tensão em função das temperaturas de ensaio, informando os valores de taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e de energia de ativação para deformação (Q), e, a ref. 36 forneceu valores de tensão em função das taxas de deformação para ensaios em diferentes temperaturas, informando o valor considerado de energia de ativação para deformação. Com esses valores de σ , $\dot{\epsilon}$ e Q (através da equação 10) foi possível calcular os valores de Z e determinar $\ln Z$ x σ . O mesmo procedimento foi realizado utilizando-se as informações obtidas nas referências 17, 39 e 61; no entanto, nestes trabalhos, o valor da energia de ativação para deformação não foi fornecido, sendo assim, foi assumido $Q = 150\text{kJ/mol}$.

Os trabalhos da literatura que avaliaram a tensão de deformação de ligas Al-Mg-Si através de ensaios de compressão, foram representados na *figura V.3*; na *figura V.4*, foram representados os trabalhos que avaliaram a tensão mediante ensaios de torção. Embora as curvas $\ln Z$ x σ apresentadas nestas figuras (*V.3* e *V.4*) referirem-se à ensaios diferentes, com materiais diferentes em condições de deformação (especialmente taxa de deformação) também diferentes, os resultados mostrados indicam uma razoável concordância entre os resultados de tensão obtidos no presente trabalho e os resultados de estudos similares encontrados na literatura.

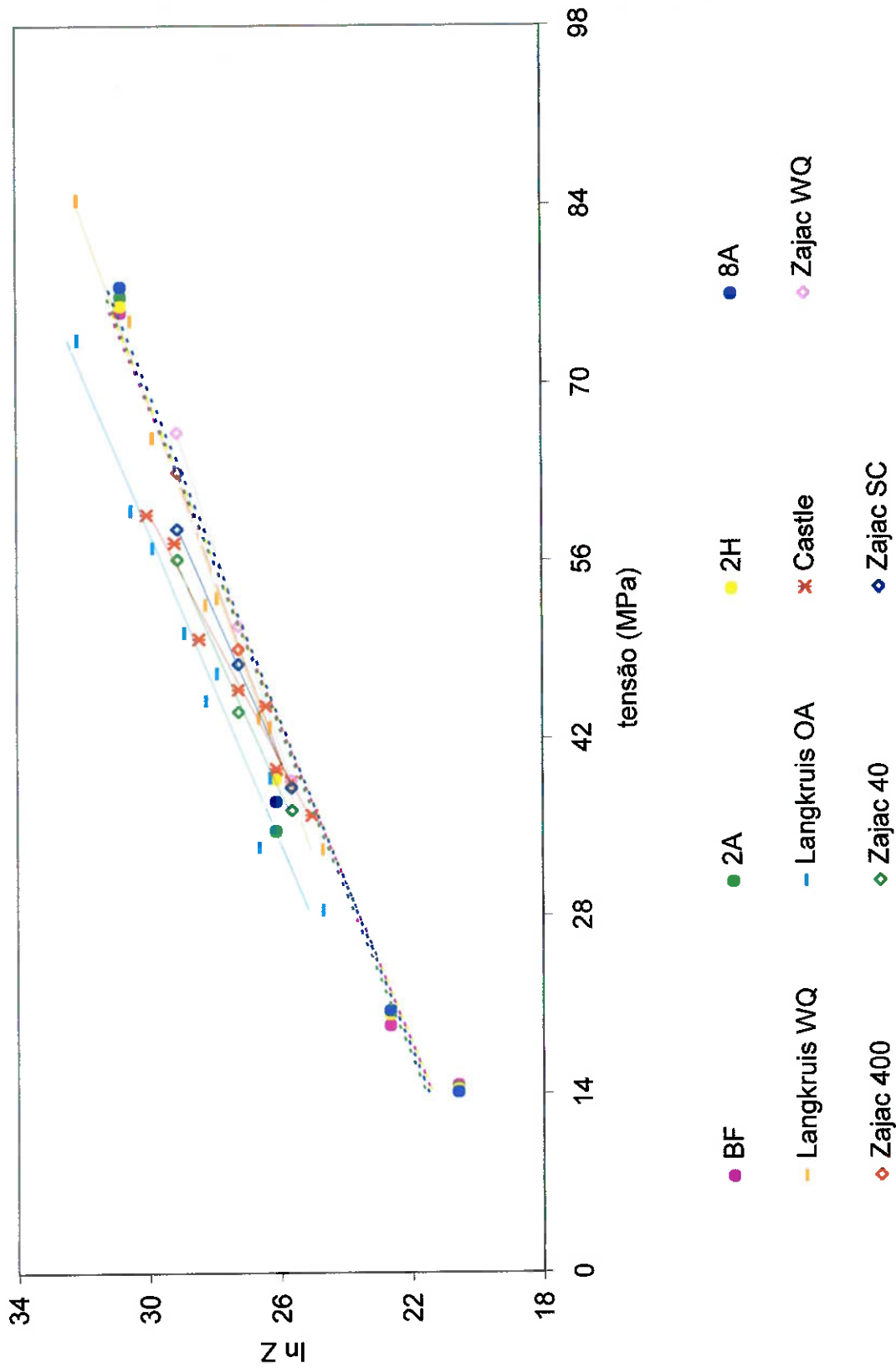


Figura V.3 – Parâmetro de Zener-Hollomon em função da deformação.

Ensaio de compressão a quente.

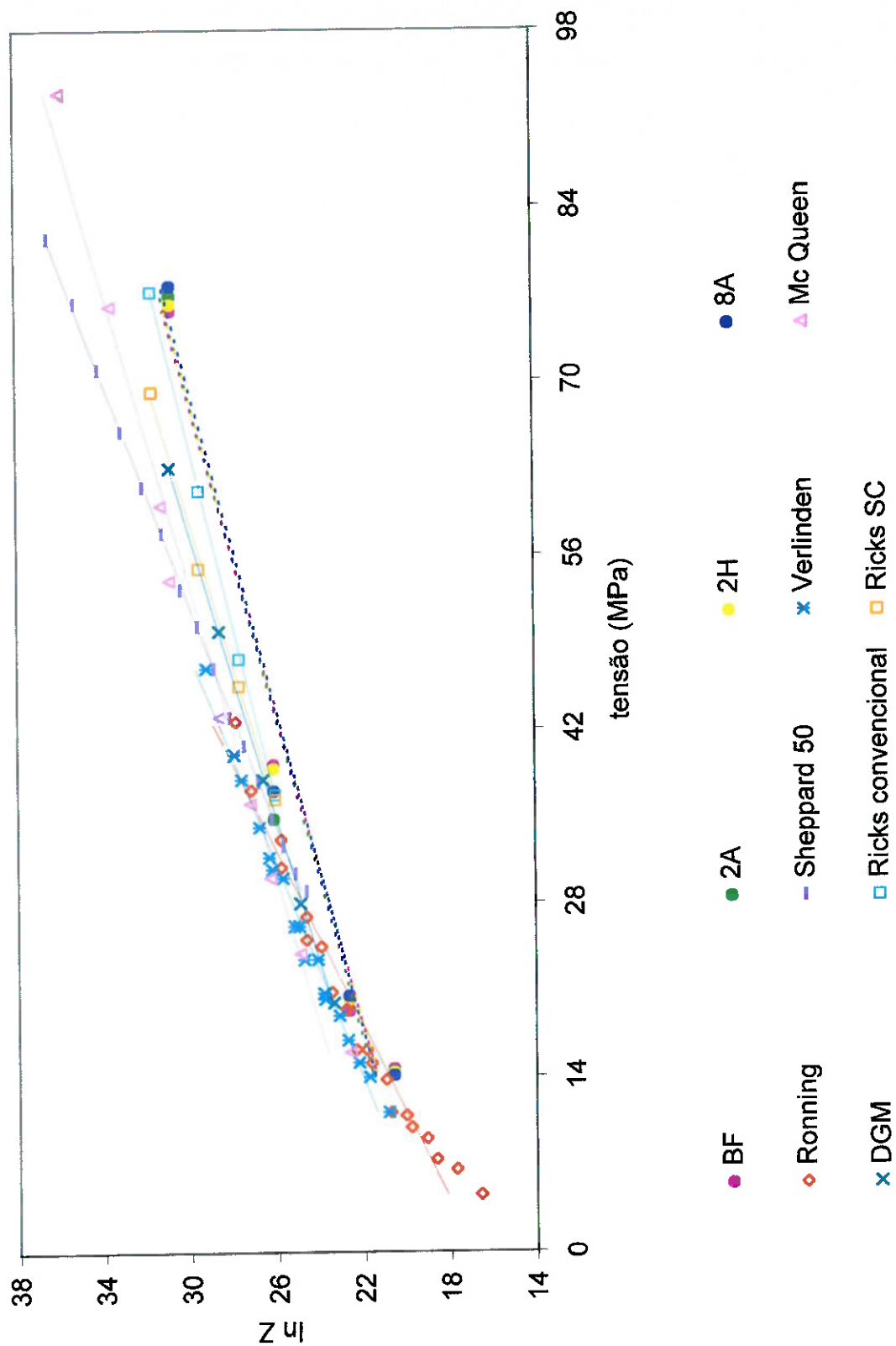


Figura V.4 – Parâmetro de Zener-Hollomon em função da deformação.

Ensaio de torção a quente e ensaio de compressão deste trabalho.

Tabela V.2 – Compilação de informações da literatura.

Ref.	Amostra	Composição química	Homogeneização temp. / tempo / resfriamento	Ensaio / Q (kJ/mol)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	Temp. (°C)
*	BF	0,441%Mg 0,356%Si 0,2%Fe 0,063%Mn	não homogeneizada	compressão / 150	0,5	300
	2A		585°C / 2h / ar			400
	2H		585°C / 2h / água			500
	8A		585°C / 8h / ar			575
39	Zajac wQ	0,47%Mg 0,47%Si 0,16%Fe 0,04%Mn	585°C / 5h / água	compressão / -	10	400
	Zajac 400		585°C / 5h / 400°C/h			450
	Zajac 40		585°C / 5h / 40°C/h			500
	Zajac sc		585°C / 5h / step cooled			
36	Langkruis wQ 0,2	0,45%Mg 0,40%Si 0,19%Fe	580°C / 8h / água	compressão plana / 158	0,2	350 400 450
	Langkruis wQ 1				1	
	Langkruis wQ 5				5	
	Langkruis OA 0,2		580°C / 8h / água + recozimento 54h / água		0,2	
	Langkruis OA 1				1	
	Langkruis OA 5				5	
57	Castle	0,5%Mg 0,41%Si 0,26%Fe	510°C / 48h	extrusão	-	-
52	Verlinden 1	0,5%Mg 0,45%Si 0,3%Fe	580°C / 8h / ar	torção / 161	1	390, 420, 450, 480, 510, 540
	Verlinden 0,2				0,2	
	Verlinden 0,05				0,05	
17	Ricks convencional	6063	585°C / 2h / 300°C/h	torção / -	15	350, 400, 450, 500
	Ricks sc		585°C / 2h / step cooled			
55	Sheppard 50	6063	-	torção / 141,6	50	250 a 550
45	Mc Queen 0,1	0,4%Mg 0,5%Si	-	torção / 160	0,1	300
	Mc Queen 1				1	400
	Mc Queen 10				10	500
43	Ronning	0,48%Mg 0,43%Si 0,2%Fe 0,02%Mn	580°C / 3h / 300°C/h	torção / 160	0,004	480
					0,03	510
					0,2	550
					1,3 10	590
61	DGM	0,51%Mg 0,4%Si 0,25%Fe 0,04%Mn	560°C / 12h	torção / -	1	350 400 450 500, 550

* Refere-se a este trabalho.

Como já dito, os valores de tensão de deformação da liga 6063 utilizada neste trabalho foram determinados corrigindo-se as tensões obtidas em condições de ensaio com taxa de deformação variável e temperatura de ensaio variável, para condições de taxa de deformação e temperatura constantes. Para tanto, utilizou-se a equação 22 do item III.7.3. Da mesma maneira, visando comparar, efetivamente, os resultados de tensão deste trabalho com os resultados da literatura, os valores de tensão apresentados nas referências 17, 36, 39, 43, 45, 52 e 61 foram corrigidos para as mesmas condições de temperatura, taxa de deformação e energia de ativação para deformação, referentes aos ensaios das amostras BF, 2A, 2H e 8A. As correções foram feitas apenas em relação às amostras cujas variáveis, taxa de deformação e temperatura de ensaio, não foram tão discrepantes daquelas utilizadas no presente trabalho (pois, torna-se muito pouco confiável a correção, através de equações matemáticas, de um valor de taxa de deformação de 50s^{-1} , como a apresentada nos ensaios da referência 55, para $0,5\text{s}^{-1}$).

Para determinar valores de tensão referentes aos mesmos parâmetros de Zener-Hollomon construiu-se, primeiramente, curvas de $\ln Z_1$ x tensão (tensão da literatura). Os valores de Z_1 foram calculados utilizando as temperaturas e $\dot{\epsilon}$ da literatura, porém, utilizando-se $Q = 150\text{kJ/mol}$; assim, determinou-se a constante β , que é o coeficiente angular da equação de linearização da curva $\ln Z_1$ x tensão. Essa constante β foi aplicada na equação 22 para se determinar os novos valores de tensão dos trabalhos da literatura, σ_2 , correspondente à Z_2 , calculado para taxa de deformação de $0,5\text{s}^{-1}$ e $Q = 150\text{kJ/mol}$. Os novos valores de tensão, σ_2 , também consideraram a correção da temperatura de ensaio, e, assim, referem-se à deformações ocorrendo a 300, 400, 500 e 575°C .

A *tabela V.3* apresenta os valores de tensão de deformação na condição de regime obtidos no presente trabalho, junto aos valores de tensão calculados para a literatura

(valores de tensão em função da temperatura, referentes ao mesmo Z). De modo geral, pode-se verificar a boa similaridade entre os resultados de tensão, indicando que os ensaios de compressão desenvolvidos neste trabalho produziram resultados coerentes com a literatura em relação à tensão de deformação das ligas Al-Mg-Si.

Tabela V.3 – Tensões de estado estacionário em função da temperatura de deformação.

Amostras ↓	Temperatura de deformação				Tensão (MPa)
	300°C	400°C	500°C	575°C	
BF, 2A, 2H e 8A	75,7 – 77,7	37,8 – 39,2	19,4 – 20,6	14,2 – 14,7	
Zajac 40	-	38,9	19,1	-	
Langkruis OA 1	71,2	40,7	24,3	-	
Verlinden 1	63,2	40,4	21,7	13,5	
Ricks SC	64,1	35,3	16,7	-	
Mc Queen 1	71,1	38,7	19,7	-	
Ronning 0,2s ⁻¹	-	38,2	23,9	15,9	
DGM	77,3	49,7	27,7	14,8	
Z (s ⁻¹) →	2,36.10 ¹³	2,20.10 ¹¹	6,85.10 ⁹	8,69.10 ⁸	

Mc Queen e Celliers (56) mostraram que ligas com 0,3 a 1,8% de Mg₂Si (% em peso) na condição solubilizada, obedecem à equação exponencial 13 (apresentada no item I.5.3); então:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A'' \exp(\beta\sigma) \quad [15]$$

onde $Q = 155\text{kJ/mol}$, $\beta = 0,22 \text{ MPa}^{-1}$ e $A'' = \exp(20,3 - 2,5(\% \text{ em peso de Mg}_2\text{Si}))$.

Valores de tensão, calculados utilizando-se as variáveis Q , β , e A'' (para 0,7%Mg₂Si) apresentadas na referência 56 foram comparados com os valores experimentais obtidos no presente trabalho, como mostra a *tabela V.4*. Para tanto, a tensão obtida experimentalmente, σ_1 , foi corrigida para σ_2 , utilizando-se, também, $Q = 155\text{kJ/mol}$ (ao invés de $Q = 150\text{kJ/mol}$) e $\beta = 0,22$ (ao invés de $\beta = 0,1572$ para BF; 0,1546 para 2A; 0,1565 para 2H e 0,1503 para 8A).

Novamente, como mostrado na *tabela V.4*, os valores de tensão de deformação obtidos neste trabalho estão em concordância com resultados de um outro estudo detalhado (56) sobre trabalhabilidade a quente de ligas 6XXX.

Tabela V.4 – Tensões de estado estacionário em função da temperatura de deformação.

Temperatura (°C)	Z (s ⁻¹)	σ no presente trabalho (MPa)	σ referência 56 (MPa)
300	$6,75 \cdot 10^{13}$	73,5 – 75,6	60,4
400	$5,37 \cdot 10^{11}$	34,1 – 38,2	38,4
500	$1,49 \cdot 10^{10}$	18,6 – 20,0	22,2
575	$1,77 \cdot 10^9$	13,7 – 14,2	12,5

VI CONCLUSÕES

1. A caracterização microestrutural das amostras bruta de fundição e homogeneizadas (da liga 6063) permitiu analisar, qualitativamente, as mudanças em termos de distribuição e morfologia das partículas de segunda fase decorrentes dos diversos tratamentos térmicos de homogeneização. Os precipitados interdendríticos de AlFeSi e Mg₂Si foram identificados por EDS/MEV e difração de raios-X. Através de microscopias óptica e eletrônica de varredura foi possível verificar as transformações do filme interdendrítico de AlFeSi. As partículas extremamente finas de Mg₂Si, precipitadas intradendriticamente, foram observadas nas análises ópticas e os precipitados mais grosseiros desta fase foram observados por microscopia eletrônica de varredura.

2. Os tratamentos térmicos de homogeneização provocaram alterações na microestrutura da amostra bruta de fundição (constituída, basicamente, por um filme interdendrítico quase contínuo de partículas de segunda fase). As homogeneizações a 585°C levaram à efetiva transformação das partículas primárias grosseiras, indesejáveis, da fase metaestável, monoclinica, β -AlFeSi em partículas mais arredondadas da fase estável α -AlFeSi; sendo que, os tratamentos realizados por tempos mais prolongados garantiram uma maior esferoidização das partículas de α -AlFeSi. Nos tratamentos realizados em temperatura mais baixa, 550°C, houve homogeneização incompleta ou parcial caracterizada pela persistência do filme interdendrítico de β -AlFeSi (indicando que esta temperatura não é a mais adequada à prática industrial).

3. A velocidade de resfriamento após homogeneização e a aplicação da técnica de “step cooling” provocaram mudanças importantes na dispersão e no tamanho das partículas de Mg_2Si . No rápido resfriamento em água, não foi observada a precipitação de Mg_2Si (os elementos Mg e Si permaneceram em solução sólida na matriz de alumínio). Para as demais condições de resfriamento (resfriamentos ao ar, no forno e com “step cooling”), observou-se partículas extremamente finas (menores que $1\mu m$) de Mg_2Si , precipitadas intradendriticamente. Essa precipitação fina da fase Mg_2Si foi significativamente mais intensa para a condição de “step cooling”. Partículas intra e interdendríticas mais grosseiras (da fase Mg_2Si) também foram observadas nas amostras resfriadas ao ar, no forno e com “step cooling”; entretanto, o resfriamento lento no forno conduziu à precipitação de partículas bem mais grosseiras (da ordem de $5\mu m$). Aparentemente, uma maior fração volumétrica de Mg_2Si foi observada para as condições de resfriamento no forno e com “step cooling”.

4. Para efeito de otimização da ductilidade a quente da liga 6063 (utilizada no presente trabalho) a total transformação de $\beta-AlFeSi$ em $\alpha-AlFeSi$ é mais importante que as demais mudanças microestruturais promovidas pelos tratamentos térmicos de homogeneização (ou seja, é mais importante que a mudança de morfologia das partículas $\alpha-AlFeSi$ e que a precipitação das partículas de Mg_2Si , promovidas pelas homogeneizações). Portanto, tratamentos térmicos de homogeneização que causem efetiva transformação das partículas interdendríticas da fase $\beta-AlFeSi$, em partículas da fase $\alpha-AlFeSi$, provocam o aumento da ductilidade a quente da liga 6063.

5. A perda abrupta de ductilidade da liga 6063, a partir de uma determinada temperatura de deformação, deve ser associada à “liquação” ou fusão incipiente em contornos de

grão de partículas interdendríticas das fases β -AlFeSi e/ou Mg_2Si . Assim, para as amostras estudadas, a influência da fase Mg_2Si na ductilidade a quente está relacionada com a degradação desta propriedade (devido a ocorrência de reações eutéticas) e não com a otimização desta característica.

6. Os ensaios de tração a quente (realizados com taxas de deformação mais altas) mostraram que as homogeneizações a $585^\circ C$ permitiram não apenas o aumento da ductilidade do material, como, também, o aumento da temperatura a partir da qual o material passa a perder ductilidade e, ainda, diminuíram a intensidade desta perda.

7. Na deformação a quente da liga 6063, a variável taxa de deformação está estreitamente relacionada com a ductilidade do material. Verificou-se (através de ensaios de tração a quente) que além de aumentar a resistência à deformação, as taxas de deformação mais altas podem conduzir à queda abrupta da ductilidade, por permitirem um aumento localizado da temperatura do material, provocando, assim, a ocorrência de reações eutéticas incipientes (caso na liga partículas de β -AlFeSi e/ou Mg_2Si estejam presentes).

8. A tensão de deformação (avaliada através de ensaios de compressão a quente) não apresentou alterações significativas em relação aos tratamentos térmicos empregados. As variáveis estudadas, tempo de homogeneização e velocidade de resfriamento após homogeneização, parecem não provocar mudanças nos esforços requeridos nos processos de transformação mecânica a quente da liga 6063 avaliada.

9. Os ensaios de compressão desenvolvidos neste trabalho produziram resultados coerentes com a literatura, em relação a tensão de deformação das ligas Al-Mg-Si. De modo geral, pôde-se verificar boa similaridade entre os valores de tensão (tensão na condição de regime ou tensão máxima), em função da temperatura de deformação, determinados no presente trabalho e aqueles encontrados nos trabalhos da literatura.

VII REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - J. R. Davis (Ed.) "*Aluminum and Aluminum Alloys*", ASM Specialty Handbook (1993), p. 3, 18, 23, 59, 271, 524 e 527.
- 2 - M. Conserva, G. Donzelli e R. Trippodo "*Aluminium and its Applications*", Edimet, Brescia (Itália) (1990), cap. 1 (p. 7 e 8) e cap. 3 (p. 49 – 56).
- 3 - I. J. Polmear "*Light Alloys – Metallurgy of the Light Metals*", Edward Arnold, Londres (1981), cap. 1 (p. 1 – 8) e cap. 3 (p. 54 – 62 e 92 – 95).
- 4 - J. E. Hatch "*Aluminum - Properties and Physical Metallurgy*", American Society for Metals, Metals Park (1999), cap. 2 (p. 50 e 51), cap. 5 (p. 148 - 150), cap. 6 (p. 200), cap. 8 (p. 320), cap. 9 (p. 351, 354 e 365 - 370).
- 5 - J. T. Staley, E. A. Starke Jr. e D. A. Granger "Aluminum Alloys – Contemporary Research and Applications" in "*Treatise on Materials Science and Technology*", A. K. Vasudevan e R. D. Doherty (Ed.), vol. 31, cap. 1 (p. 6, 12 e 13), cap. 2 (p. 53 e 54) e cap. 4 (p. 109 –135), Academic Press, Nova Iorque (1975).
- 6 - L. F. Mondolfo "*Aluminum Alloys - Structure and Properties*", Butterworths (1976), parte 3 (p. 566 – 575) e parte 4 (p. 787 – 805).
- 7 - F. N. Rhines "*Phase Diagrams in Metallurgy – Their Development and Applications*", McGraw-Hill, Nova Iorque (1956), cap. 1 (p. 1 – 8).
- 8 - P. Villars, A. Prince e H. Okamoto "*Handbook of Ternary Alloy Phase Diagram*", ASM (1995), vol. 4, p. 3905.
- 9 - "*Metals Handbook*", vol. 8, p. 396 e 397, ASM (8ª edição).
- 10 - R. Meillat e M. Croutzeilles "Traitement d'Homogénéisation de Billettes d'Alliages Al-Mg-Si Destinées au Filage" *Revue de Métallurgie*, v. 59, p. 849 (1962).

- 11 - E. A. Simielli "A Metalurgia Física da Liga de Alumínio 6063" in "*Anais do VIII Seminário de Metais Não Ferrosos*", p. 11, São Paulo (1993).
- 12 - I. G. S. Falleiros "*Transformações Estruturais durante a Homogeneização de Alumínio Comercialmente Puro*", Tese de Doutorado, EPUSP, São Paulo (1970).
- 13 - "*Metals Handbook*", vol. 15, p. 313-315, ASM (9ª edição).
- 14 - P. K. Saha "*Aluminum Extrusion Technology*", ASM (2000), cap. 1 (p. 22 – 27) e cap. 5 (p. 122, 123 e 136 – 139).
- 15 - C. Devadas, I. Musilin e O. Celliers "Prediction of the Microstructure of DC Cast 6063 Billets and its Effect on Extrusion Processes" in "*Anais do 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*", vol. I, p. 121, Chicago (1992).
- 16 - J. D. Verhoeven "*Fundamentals of Physical Metallurgy*", John Wiley & Sons, Nova Iorque (1975), cap. 9 (p. 279 – 283 e 292 – 298).
- 17 - R. A. Ricks, N. C. Parson, H. L. Yiu e S. A. Court "Microstructural Optimisation for Extrusion of 6063 Alloys" in "*Anais do 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*", vol. II, p. 57, Chicago (1992).
- 18 - M. Gonçalves "*Curso - Tratamento Térmico de Ligas de Alumínio: Conceitos Fundamentais*", ABAL / ABM (1999).
- 19 - J. P. Faunce, F. E. Wagstaff e H. Shaw "New Casting Method for Improving Billet Quality" *Light Metals*, p. 1145 (1984).
- 20 - E. F. Emley "Continuous Casting of Aluminium" *International Metals Reviews*, p. 75 (1976).
- 21 - F. E. Wagstaff, R. B. Wagstaff, K.D. Bowles e J. M. Ekenes "An Improved D.C. Casting Technology" *Light Metals*, p. 709 (1993).
- 22 - S. Turcotte "Billet Casting: Methods for Improving Quality" in "*Anais do 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*", vol. I, p. 77, Chicago (1992).

- 23 - R. V. Anderson e J. F. Harris “Level Feed Billet Casting at Kaiser – Chalmette” *Light Metals*, p. 827 (1981).
- 24 - M. Renouard “Influence des Traitements Thermiques d’Homogénéisation en Cours de Fabrication sur la Facilité d’Élaboration et la Valeur d’Usage des Alliages Légers” *Revue de Métallurgie*, v. 47, p. 760 (1950).
- 25 - J. Langerweger, “Influence of Heat Treatment Practice on the Extrudability and on the Properties of Al-Mg-Si”, trabalho não publicado.
- 26 - N. C. Parson e H. L. Yiu “The Effect of Heat Treatment on The Microstructure and Properties of 6000 Series Alloy Extrusion Ingots” *Light Metals*, p. 713 (1989).
- 27 - V. Stefaniay, V. Sapsal, L. Gillemot e E. Dékány “Investigation of the Processes Occurring During the Homogenization of the Alloy AlMgSi0,5, by Electron Probe Microanalysis” *Aluminium*, vol. 59, nº. 1, p. 8-12 (1983).
- 28 - M. Cai, J. Robson, G. W. Lorimer, N. C. Parson “Simulation of the Casting and Homogenization of Two 6XXX Series Alloys” *Materials Science Forum*, vol. 396-402, p. 209-214 (2002).
- 29 - S. R. Claves, D. L. Elias e W. Z. Misiolek “Analysis of the Intermetallic Phase Transformation Occurring During Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys” *Materials Science Forum*, vol. 396 – 402, p. 667 (2002).
- 30 - M. P. Clode “Material Flow and Microstructural Development During Extrusion of AA6063” in “Anais do 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar”, vol. II, p. 79, Chicago (1992).
- 31 - Y. Bresson e M. Renoard “Tendances Actuelles dans les Traitements Thermiques des Alliages Légers” *Revue de Métallurgie*, p. 143 (1962).
- 32 - *Guia Técnico do Alumínio (Extrusão)* – ABAL (1990), p. 18.

- 33 - O. Reiso, J. E. Hafsas, O. Sjothun e U. Tundal "The Effect of Cooling Rate After Homogenization and Billet Preheating Practice on Extrudability and Section Properties – Part 1: Extrudability and Mechanical Properties" in "*Anais do 6th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*", vol. II, p. 1, Chicago (1996).
- 34 - S. Zajac, B. Hutchinson, A. Johansson e L.-O. Gullman "Microstructure Control and Extrudability of Al-Mg-Si Alloys Microalloyed with Manganese" *Materials Science and Technology*, vol. 10, p. 323 (1994).
- 35 - S. Zajac, L.-O. Gullman, A. Johansson e B. Bengtsson "Hot Ductility of Some Al-Mg-Si Alloys" *Materials Science Forum*, vol. 217 – 222, p. 1193 (1996).
- 36 - J. van de Langkruis, R. Bergwerf, S. van der Zwaag e W. H. Kool "Linking Plane Strain Compression Tests on AA6063 to Laboratory Scale Extrusion via Constitutive Equations" *Materials Science Forum*, vol. 331 – 337, p. 565 (2000).
- 37 - O. Reiso "The Effect of Composition and Homogenization Treatment on Extrudability of AlMgSi Alloys" *The Aluminum Association*, p.31-40 (1984).
- 38 - N. Dahl, T. E. Johnsen, B. R. Henriksen e E. K. Jensen "Precipitation of Mg₂Si in AlMgSi-Alloys During Cooling from Homogenization Temperature" in "*Anais do 6th International Aluminum Extrusion Technology Seminar*", vol. II, p. 529, Chicago (1996).
- 39 - S. Zajac, B. Bengtsson, A. Johansson e L.-O. Gullman "Optimisation of Mg₂Si phase for extrudability of AA 6063 and AA 6005 alloys" *Materials Science Forum*, vol. 217 - 222, p. 397 (1996).
- 40 - S. Onurlu e A. Tekin "Effect of Heat Treatment on the Insoluble Intermetallic Phases Present in an AA 6063 Alloy" *Journal of Materials Science*, vol. 29, p. 1652 (1994).

- 41 - T. Minoda, H. Hayakawa e H. Yoshida “The Quantitative Analysis of α -AlFeSi Ratio in a 6063 Aluminum Alloy Billet by X-ray Diffraction” in “*Anais da 6th International Conference on Aluminum Alloys*”, vol. I, p. 339, Toyohashi (Japão) (1998).
- 42 - T. Sugawara, H. Tanihata, K. Matsuda e S. Ikeno “Effect of Homogenizing Treatment on Al-Fe-Si Intermetallic Phases in a 6063 Aluminum Alloy” in “*Anais da 6th International Conference on Aluminum Alloys*”, vol. II, p. 715, Toyohashi (Japão) (1998).
- 43 - B. Ronning, K. Nor-Varhaug, T. Furu e E. Nes “The Effect of Chemical Composition and Microstructure on the Flow Stress during Hot Deformation of Aluminium Alloys” *Materials Science Forum*, vol. 331 – 337, p. 571 (2000).
- 44 - G. E. Dieter “*Mechanical Metallurgy*”, Mc Graw-Hill, Londres (1988), cap. 8 (p. 279, 280, 292, 293, 306, 307) e cap. 15 (p. 519 – 524 e 554 – 557).
- 45 - H. J. McQueen e J. J. Jonas “Hot Workability Testing Techniques” in “*Metal Forming*”, p. 393-428, Plenum Press, Nova Iorque (1971).
- 46 - “*Metals Handbook*”, vol. 8, p. 21, 22, 55 - 57, ASM (9^a edição).
- 47 - C. M. Sellars e W. J. McG. Tegart “Hot Workability” *International Metallurgical Reviews*, vol. 17, p. 1 (1972).
- 48 - R. L. Plaut e C. M. Sellars “Analysis of Hot Tension Test Data to Obtain Stress-Strain Curves to High Strains” *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 13, p. 39 (1985).
- 49 - B. Mintz e Z. Mohamed “Influence of Test Direction on Hot Ductility of Austenite” *Materials Science and Technology*, vol. 4, p. 895 (1988).
- 50 - W. F. Hosford e R. M. Caddel “*Metal Forming – Mechanics and Metallurgy*”, Prentice Hall, Englewood Cliffs (Nova Jérsei), (1983), cap. 3 (p. 61 – 63) e cap. 7 (p. 123 – 126).

- 51 - T. Altan, S. I. Oh e H. L. Gegel “*Metal Forming – Fundamentals and Applications*”, ASM, (1994), cap. 4 (p. 48 – 53).
- 52 - B. Verlinden, A. Suhadi e L. Delaey “A Generalized Constitutive Equation for an AA6060 Aluminium Alloy” *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 28, p. 1441 (1993).
- 53 - M. Gonçalves e E. A. Simielli “Determination of Constants of Constitutive Hot Working Equations and Production of Isothermal σ x ϵ Curves for Al-Li Alloys” in “*Anais da 6th International Conference on Aluminum Alloys*”, vol. I, p. 479, Toyohashi (Japão) (1998).
- 54 - H. C. Braga e R. A. N. M. Barbosa “Simulação do Comportamento Mecânico a Quente de uma Liga de Alumínio” in “*Anais do 48^o Congresso Anual da ABM*”, (1991).
- 55 - T. Sheppard e A. Jackson “Constitutive Equations for use in Prediction of Flow Stress During Extrusion of Aluminium Alloys” *Materials Science and Technology*, vol. 13, p. 203, (1997).
- 56 - H. J. McQueen e O. C. Celliers “Application of Hot Workability Studies to Extrusion Processing: Part III. Physical and Mechanical Metallurgy of Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg Alloys” *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 36, nº 2, p. 73 (1997).
- 57 - A. F. Castle, T. Sheppard “Hot-Working Theory Applied to Extrusion of Some Aluminium Alloys” *Metals Technology*, vol. 3 (10), p. 454-464 (1976).
- 58 - M. Gonçalves “Processamento Termomecânico e Evolução Microestrutural de Ligas de Alumínio: Aspectos da Metalurgia Física Fundamental” in “*Anais do Workshop sobre Textura e Relações de Orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*”, São Paulo, EPUSP (2001).
- 59 - M. G. Martins “*Homogeneização e Trabalhabilidade a Quente da Liga de Alumínio AA2014*”, Dissertação de Mestrado, EPUSP, São Paulo (2002).

- 60 - W. H. Van Geertruyden "*Physical Simulation of Microstructure and Texture Evolution in Extrusion of Selected 6XXX Aluminum Alloys*", Dissertação de Mestrado, Lehigh University, Pensilvânia, EUA (2000).
- 61 - "*Atlas der Warm-Formänderungseigenschaften*" Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., vol. 1, p. 40-81 (1978).
- 62 - N. C. W. Kuijpers, W. H. Kool, S. Van der Zwaag "DSC Study on Mg-Si Phases in as Cast AA6XXX" *Materials Science Forum*, vol. 396-402, p. 675-680 (2002).
- 63 - H. Yamagata "Dynamic Recrystallization of Single-Crystalline Aluminum During Compression Tests" *Scripta Metalurgica et Materialia*, vol. 27, p. 727-732 (1992).
- 64 - H. Yamagata "In Situ Observation of Dynamic Recrystallization in Five-Nine Aluminum by a Transmission Laue Method" *Scripta Metalurgica et Materialia*, vol. 30, p. 411-416 (1994).

APÊNDICE

INFORMAÇÕES REFERENTES AOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO.
CORREÇÕES REALIZADAS PARA OBTENÇÃO DAS CURVAS
TENSÃO X DEFORMAÇÃO SOB CONDIÇÕES DE TAXA DE DEFORMAÇÃO
E TEMPERATURA DE ENSAIO CONSTANTES.

Ensaio de compressão a 300°C - Corpo de prova da condição BF de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 300°C (MPa)
0,38	0,03	24,23	0,00	208,45	1,80	1,60	0,33	583	29,84	7,67
0,51	0,08	24,12	0,00	209,40	2,42	2,14	0,33	584	29,79	8,53
3,89	0,41	23,79	0,02	212,25	18,35	16,26	0,34	585	29,75	22,89
13,15	1,30	22,90	0,06	220,48	59,63	52,83	0,35	586	29,74	59,56
14,87	1,89	22,31	0,08	226,33	65,69	58,20	0,36	587	29,71	65,09
15,88	2,37	21,83	0,10	231,31	68,63	60,81	0,37	588	29,68	67,90
16,79	2,88	21,32	0,13	236,86	70,88	62,80	0,38	588	29,70	69,74
17,50	3,39	20,81	0,15	242,68	72,12	63,89	0,38	590	29,62	71,34
18,22	3,87	20,33	0,17	248,40	73,33	64,97	0,39	590	29,65	72,27
19,01	4,45	19,75	0,20	255,64	74,34	65,87	0,40	591	29,62	73,31
19,67	4,94	19,26	0,23	262,24	75,00	66,45	0,42	592	29,60	74,06
20,32	5,42	18,78	0,25	268,92	75,58	66,96	0,43	593	29,57	74,73
20,99	5,92	18,28	0,28	276,23	75,98	67,32	0,44	594	29,55	75,25
21,66	6,41	17,79	0,31	283,93	76,30	67,60	0,45	595	29,52	75,68
22,33	6,91	17,29	0,34	292,07	76,45	67,73	0,46	595	29,55	75,63
23,13	7,49	16,71	0,37	302,14	76,57	67,84	0,48	596	29,53	75,84
23,88	7,98	16,22	0,40	311,35	76,68	67,94	0,49	597	29,51	76,08
24,68	8,46	15,74	0,43	320,87	76,91	68,14	0,51	598	29,49	76,41
25,55	8,94	15,26	0,46	330,95	77,19	68,39	0,52	598	29,52	76,46
26,36	9,36	14,84	0,49	340,22	77,49	68,66	0,54	599	29,50	76,87
27,42	9,85	14,35	0,52	351,96	77,90	69,02	0,56	600	29,49	77,34
28,55	10,33	13,87	0,56	364,08	78,41	69,47	0,58	600	29,52	77,58
30,06	10,90	13,30	0,60	379,83	79,14	70,12	0,60	601	29,51	78,27
31,56	11,40	12,80	0,64	394,55	79,98	70,86	0,63	601	29,55	78,78
33,18	11,88	12,32	0,68	409,87	80,96	71,73	0,65	602	29,54	79,71
35,02	12,37	11,83	0,72	427,03	82,01	72,66	0,68	603	29,53	80,71
37,11	12,88	11,32	0,76	446,23	83,17	73,69	0,71	604	29,52	81,76
39,75	13,46	10,74	0,81	470,10	84,56	74,92	0,74	605	29,53	82,98
42,29	13,95	10,25	0,86	492,78	85,81	76,03	0,78	606	29,52	84,10
44,91	14,40	9,80	0,90	515,10	87,19	77,25	0,82	607	29,52	85,35
48,06	14,89	9,31	0,96	542,43	88,59	78,49	0,86	607	29,57	86,27
52,00	15,43	8,77	1,02	575,87	90,30	80,00	0,91	607	29,63	87,40
56,02	15,91	8,29	1,07	608,92	92,01	81,52	0,96	608	29,64	88,87
57,04	16,02	8,18	1,08	617,22	92,41	81,87	0,98	607	29,70	88,83

Ensaio de compressão a 300°C - Corpo de prova da condição 2A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 300°C (MPa)
0,05	-0,25	23,57	-0,01	203,72	0,26	0,23	0,34	577	30,19	4,15
0,08	-0,19	23,51	-0,01	204,24	0,37	0,33	0,34	579	30,08	4,93
0,66	-0,02	23,34	0,00	205,80	3,23	2,86	0,34	581	29,98	8,11
2,76	0,34	22,98	0,01	209,01	13,20	11,70	0,35	582	29,94	17,19
7,69	0,79	22,53	0,03	213,12	36,10	31,99	0,36	583	29,91	37,70
16,70	2,25	21,07	0,10	227,95	73,24	64,89	0,38	586	29,82	71,19
17,66	2,78	20,54	0,13	233,80	75,52	66,91	0,39	586	29,85	73,05
17,74	2,83	20,49	0,13	234,35	75,68	67,05	0,39	586	29,85	73,17
19,60	4,27	19,05	0,20	252,05	77,77	68,90	0,42	588	29,82	75,23
20,22	4,73	18,59	0,23	258,33	78,26	69,33	0,43	588	29,84	75,50
20,33	4,81	18,51	0,23	264,02	78,68	69,71	0,43	589	29,79	75,92
21,51	5,67	17,65	0,28	272,15	79,05	70,04	0,45	590	29,79	76,54
22,30	6,25	17,07	0,31	281,31	79,29	70,25	0,47	591	29,77	76,87
23,05	6,76	16,56	0,34	290,00	79,48	70,42	0,48	591	29,80	76,85
23,75	7,24	16,08	0,37	298,65	79,53	70,46	0,50	592	29,78	77,03
24,53	7,74	15,58	0,40	308,16	79,61	70,54	0,51	593	29,76	77,24
26,29	8,73	14,59	0,47	329,15	79,88	70,77	0,55	594	29,77	77,37
27,43	9,30	14,02	0,51	342,66	80,06	70,93	0,57	595	29,76	77,61
28,41	9,75	13,57	0,54	353,93	80,26	71,11	0,59	595	29,79	77,57
29,57	10,25	13,07	0,58	367,35	80,50	71,32	0,61	596	29,78	77,88
30,76	10,71	12,61	0,61	380,84	80,78	71,57	0,63	597	29,77	78,22
32,22	11,22	12,10	0,66	396,97	81,16	71,91	0,66	597	29,81	78,29
33,73	11,70	11,62	0,70	413,30	81,61	72,31	0,69	598	29,80	78,75
37,06	12,60	10,72	0,78	447,79	82,77	73,33	0,75	599	29,83	79,58
37,60	12,72	10,60	0,79	453,16	82,97	73,51	0,75	599	29,84	79,68
39,75	13,22	10,10	0,84	475,39	83,63	74,09	0,79	600	29,84	80,28
42,45	13,73	9,59	0,89	500,71	84,78	75,11	0,83	601	29,84	81,29
46,10	14,33	8,99	0,95	534,48	86,25	76,42	0,89	602	29,85	82,50
50,56	14,96	8,36	1,03	574,20	88,06	78,02	0,96	603	29,88	83,96
55,10	15,50	7,82	1,09	613,95	89,75	79,52	1,02	603	29,94	85,02
57,56	15,75	7,57	1,13	634,51	90,72	80,38	1,06	603	29,98	85,67

Ensaio de compressão a 300°C - Corpo de prova da condição 2H de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 300°C (MPa)
0,07	-0,13	24,06	-0,01	202,49	0,34	0,30	0,33	579	30,06	4,99
0,11	-0,03	23,96	0,00	203,29	0,53	0,47	0,33	580	30,01	5,48
1,65	0,22	23,71	0,01	205,51	8,03	7,12	0,34	583	29,86	13,08
7,27	0,71	23,22	0,03	209,78	34,67	30,72	0,34	584	29,83	36,89
11,43	1,20	22,73	0,05	214,33	53,31	47,23	0,35	586	29,74	53,94
15,67	2,05	21,88	0,09	222,63	70,38	62,35	0,37	588	29,68	69,49
16,73	2,64	21,29	0,12	228,81	73,10	64,77	0,38	588	29,70	71,73
17,47	3,13	20,80	0,14	234,27	74,58	66,08	0,38	589	29,68	73,22
18,11	3,60	20,33	0,16	239,61	75,60	66,98	0,39	590	29,65	74,31
18,72	4,06	19,87	0,19	245,19	76,33	67,63	0,40	590	29,67	74,81
19,36	4,56	19,37	0,21	251,47	76,98	68,21	0,41	591	29,64	75,56
19,97	5,12	18,81	0,24	258,96	77,11	68,32	0,43	592	29,62	75,81
20,57	5,63	18,30	0,27	266,19	77,26	68,45	0,44	593	29,60	76,10
21,08	6,08	17,85	0,29	272,88	77,26	68,45	0,45	594	29,57	76,26
21,69	6,57	17,36	0,32	280,66	77,27	68,46	0,46	594	29,60	76,10
22,34	7,08	16,85	0,35	289,21	77,26	68,45	0,47	595	29,58	76,22
23,04	7,60	16,33	0,38	298,27	77,23	68,42	0,49	596	29,56	76,32
23,77	8,11	15,82	0,41	307,92	77,19	68,39	0,51	596	29,59	76,09
24,73	8,67	15,26	0,45	319,19	77,49	68,65	0,52	597	29,57	76,44
25,72	9,16	14,77	0,48	329,92	77,97	69,08	0,54	598	29,56	76,98
26,91	9,67	14,26	0,52	341,74	78,74	69,76	0,56	598	29,59	77,44
28,23	10,19	13,74	0,55	354,46	79,65	70,57	0,58	599	29,58	78,33
29,71	10,70	13,23	0,59	368,15	80,71	71,51	0,60	600	29,57	79,35
31,61	11,29	12,64	0,64	385,34	82,04	72,69	0,63	600	29,61	80,24
33,44	11,80	12,13	0,68	401,59	83,27	73,78	0,66	601	29,60	81,38
35,64	12,36	11,57	0,73	420,92	84,68	75,02	0,69	601	29,65	82,33
37,79	12,85	11,08	0,77	439,68	85,95	76,15	0,72	603	29,59	83,81
39,93	13,30	10,63	0,81	458,17	87,15	77,21	0,75	603	29,64	84,61
42,82	13,84	10,09	0,86	482,78	88,70	78,59	0,79	604	29,64	85,97
45,81	14,33	9,60	0,91	507,60	90,25	79,96	0,83	605	29,64	87,33
49,26	14,84	9,09	0,97	536,12	91,88	81,41	0,88	606	29,64	88,75
53,23	15,35	8,58	1,03	567,86	93,74	83,05	0,93	606	29,70	90,02
57,76	15,86	8,07	1,09	603,72	95,67	84,76	0,99	607	29,71	91,66
58,84	15,97	7,96	1,10	612,14	96,12	85,17	1,01	606	29,78	91,66

Ensaio de compressão a 300°C - Corpo de prova da condição 8A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 300°C (MPa)
0,16	-0,10	24,00	0,00	210,35	0,78	0,69	0,33	578	30,11	5,24
14,99	1,41	22,49	0,06	224,44	66,78	59,17	0,36	585	29,81	65,69
17,15	2,16	21,74	0,09	232,21	73,86	65,44	0,37	586	29,79	72,14
17,27	2,21	21,69	0,10	232,71	74,20	65,74	0,37	586	29,79	72,43
17,57	2,35	21,55	0,10	234,27	75,00	66,45	0,37	586	29,77	73,23
19,84	3,93	19,97	0,18	252,84	78,45	69,51	0,40	588	29,74	76,50
20,21	4,22	19,68	0,19	256,56	78,76	69,78	0,41	589	29,74	76,77
20,35	4,33	19,57	0,20	258,01	78,87	69,88	0,41	589	29,75	76,84
20,41	4,38	19,52	0,20	258,65	78,91	69,92	0,41	589	29,74	76,92
22,49	6,06	17,84	0,29	282,99	79,47	70,41	0,45	591	29,71	77,62
22,55	6,11	17,79	0,30	283,75	79,46	70,40	0,45	591	29,71	77,59
22,85	6,35	17,55	0,31	287,63	79,43	70,38	0,46	592	29,68	77,78
23,92	7,15	16,75	0,36	301,36	79,38	70,33	0,48	593	29,68	77,76
24,92	7,80	16,10	0,40	313,63	79,46	70,40	0,50	594	29,68	77,83
25,72	8,27	15,63	0,42	322,93	79,66	70,58	0,51	595	29,66	78,11
27,10	8,94	14,96	0,47	337,46	80,31	71,15	0,53	595	29,68	78,59
28,08	9,35	14,55	0,50	347,10	80,89	71,67	0,55	596	29,67	79,16
28,99	9,71	14,19	0,52	355,70	81,52	72,22	0,56	597	29,66	79,75
31,93	10,70	13,20	0,59	382,35	83,51	73,99	0,61	598	29,68	81,42
32,29	10,81	13,09	0,60	385,60	83,75	74,20	0,61	598	29,68	81,58
33,63	11,21	12,69	0,63	397,75	84,55	74,91	0,63	598	29,69	82,24
35,26	11,65	12,25	0,67	412,27	85,52	75,77	0,65	599	29,69	83,10
36,57	11,99	11,91	0,70	423,82	86,29	76,46	0,67	600	29,70	83,75
37,81	12,29	11,61	0,72	434,87	86,95	77,04	0,69	600	29,70	84,32
40,49	12,86	11,04	0,77	457,49	88,50	78,41	0,72	601	29,72	85,54
41,94	13,15	10,75	0,80	469,68	89,30	79,12	0,74	602	29,70	86,42
43,32	13,41	10,49	0,82	481,09	90,04	79,77	0,76	602	29,72	86,91
46,49	13,95	9,95	0,88	507,27	91,65	81,21	0,80	602	29,73	88,28
47,70	14,14	9,76	0,90	517,22	92,23	81,71	0,82	603	29,73	88,76
49,72	14,44	9,46	0,93	533,73	93,15	82,53	0,85	603	29,75	89,46
52,90	14,87	9,03	0,97	559,15	94,60	83,82	0,89	604	29,77	90,63
54,79	15,11	8,79	1,00	574,32	95,40	84,52	0,91	604	29,78	91,30
56,25	15,28	8,62	1,02	585,95	96,00	85,06	0,93	604	29,78	91,80
62,45	15,95	7,95	1,10	635,16	98,32	87,12	1,01	604	29,87	93,28

Ensaio de compressão a 400°C - Corpo de prova da condição BF de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 400°C (MPa)
0,00	0,00	24,10	0,00	203,58	0,00	0,00	0,33	682	25,35	4,86
0,00	0,00	24,10	0,00	203,58	0,00	0,00	0,33	682	25,35	4,86
0,00	0,00	24,10	0,00	203,58	0,00	0,00	0,33	682	25,35	4,86
3,32	0,55	23,55	0,02	208,37	15,94	14,12	0,34	683	25,34	19,07
7,90	1,95	22,15	0,08	221,52	35,67	31,61	0,36	684	25,36	36,42
8,33	2,45	21,65	0,11	226,58	36,77	32,58	0,37	684	25,38	37,25
8,78	3,07	21,03	0,14	233,31	37,62	33,33	0,38	685	25,37	38,06
9,11	3,57	20,53	0,16	238,93	38,14	33,79	0,39	685	25,40	38,37
9,44	4,08	20,02	0,19	245,05	38,54	34,14	0,40	686	25,38	38,80
9,75	4,56	19,54	0,21	251,06	38,84	34,41	0,41	686	25,41	38,92
10,08	5,05	19,05	0,24	257,59	39,14	34,68	0,42	686	25,43	39,02
10,48	5,65	18,46	0,27	265,85	39,42	34,93	0,43	687	25,43	39,31
10,81	6,14	17,96	0,29	273,20	39,55	35,04	0,45	687	25,45	39,25
11,14	6,62	17,48	0,32	280,71	39,68	35,16	0,46	687	25,48	39,20
11,51	7,13	16,97	0,35	289,18	39,80	35,26	0,47	688	25,47	39,35
11,86	7,61	16,49	0,38	297,61	39,87	35,32	0,49	688	25,50	39,23
12,34	8,19	15,91	0,42	308,38	40,03	35,46	0,50	689	25,50	39,39
12,85	8,73	15,37	0,45	319,30	40,24	35,65	0,52	690	25,49	39,60
13,37	9,25	14,85	0,48	330,31	40,47	35,86	0,54	690	25,53	39,59
13,99	9,79	14,31	0,52	342,86	40,80	36,15	0,56	690	25,57	39,64
14,66	10,30	13,80	0,56	355,57	41,23	36,53	0,58	691	25,56	40,03
15,41	10,83	13,27	0,60	369,68	41,69	36,94	0,60	691	25,60	40,19
16,20	11,32	12,78	0,63	384,04	42,18	37,37	0,63	692	25,60	40,62
17,13	11,84	12,26	0,68	400,04	42,83	37,94	0,65	692	25,64	40,94
18,04	12,28	11,82	0,71	415,18	43,45	38,50	0,68	692	25,68	41,25
19,19	12,79	11,31	0,76	433,96	44,23	39,18	0,71	692	25,73	41,66
20,43	13,27	10,83	0,80	453,20	45,09	39,95	0,74	693	25,73	42,38
22,10	13,85	10,25	0,85	478,65	46,18	40,92	0,78	692	25,82	42,77
23,69	14,34	9,76	0,90	502,91	47,12	41,74	0,82	692	25,87	43,28
25,79	14,89	9,21	0,96	532,55	48,43	42,91	0,87	692	25,93	44,08
28,03	15,38	8,72	1,02	562,82	49,80	44,12	0,92	693	25,95	45,18
31,19	15,97	8,13	1,09	603,78	51,65	45,76	0,98	692	26,06	46,14
31,47	16,02	8,08	1,09	607,33	51,82	45,91	0,99	693	26,02	46,49

Ensaio de compressão a 400°C - Corpo de prova da condição 2A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 400°C (MPa)
0,01	-0,03	23,33	0,00	208,39	0,06	0,05	0,34	676	25,62	3,26
0,03	0,03	23,27	0,00	208,93	0,15	0,13	0,34	677	25,58	3,58
1,65	0,27	23,03	0,01	211,09	7,80	6,91	0,35	677	25,59	10,29
4,30	0,72	22,58	0,03	215,37	19,97	17,70	0,35	677	25,61	20,95
7,40	1,86	21,44	0,08	226,80	32,62	28,90	0,37	678	25,62	32,07
7,78	2,32	20,98	0,11	231,80	33,57	29,74	0,38	678	25,65	32,77
8,10	2,79	20,51	0,13	237,05	34,18	30,28	0,39	679	25,63	33,42
8,43	3,30	20,00	0,15	243,11	34,68	30,72	0,40	679	25,65	33,70
8,79	3,89	19,41	0,18	250,52	35,09	31,09	0,41	680	25,65	34,13
9,07	4,32	18,98	0,21	256,22	35,41	31,38	0,42	680	25,67	34,26
9,77	5,32	17,98	0,26	270,35	36,12	32,00	0,44	680	25,72	34,55
10,11	5,80	17,50	0,29	277,78	36,39	32,24	0,46	681	25,71	34,86
10,44	6,29	17,01	0,31	285,88	36,52	32,36	0,47	681	25,74	34,79
10,82	6,80	16,50	0,35	294,76	36,72	32,53	0,48	682	25,73	35,02
11,25	7,35	15,95	0,38	304,82	36,90	32,69	0,50	682	25,76	34,96
11,61	7,78	15,52	0,41	313,30	37,07	32,84	0,52	683	25,75	35,19
12,09	8,31	14,99	0,44	324,34	37,27	33,02	0,53	683	25,79	35,14
12,63	8,82	14,48	0,48	335,80	37,60	33,32	0,55	684	25,78	35,46
13,24	9,33	13,97	0,51	348,12	38,03	33,69	0,57	684	25,82	35,60
14,02	9,92	13,38	0,56	363,52	38,56	34,16	0,60	684	25,86	35,79
14,81	10,45	12,85	0,60	378,46	39,13	34,67	0,62	685	25,86	36,29
15,61	10,92	12,38	0,63	392,59	39,76	35,22	0,65	685	25,90	36,61
16,48	11,41	11,89	0,67	408,97	40,30	35,71	0,67	685	25,94	36,82
17,42	11,87	11,43	0,71	425,52	40,93	36,27	0,70	686	25,94	37,38
18,50	12,35	10,95	0,76	444,16	41,66	36,91	0,73	686	25,99	37,74
19,78	12,85	10,45	0,80	465,22	42,52	37,68	0,77	687	25,99	38,46
21,46	13,42	9,88	0,86	492,36	43,59	38,62	0,81	687	26,05	39,03
22,97	13,86	9,44	0,90	514,83	44,62	39,53	0,85	688	26,06	39,90
24,78	14,32	8,98	0,95	541,37	45,76	40,55	0,89	687	26,15	40,35
27,00	14,81	8,49	1,01	572,91	47,13	41,75	0,94	687	26,20	41,19
29,69	15,32	7,98	1,07	609,66	48,69	43,14	1,00	687	26,26	42,17
33,23	15,88	7,42	1,14	655,57	50,69	44,91	1,08	688	26,30	43,72
33,57	15,93	7,37	1,15	659,88	50,87	45,07	1,09	688	26,31	43,84
33,91	15,98	7,32	1,16	664,12	51,06	45,24	1,09	688	26,31	43,96

Ensaio de compressão a 400°C - Corpo de prova da condição 2H de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 400°C (MPa)
0,02	-0,07	23,56	0,00	202,95	0,10	0,09	0,34	674	25,69	2,81
0,05	0,00	23,49	0,00	203,62	0,27	0,24	0,34	675	25,65	3,20
1,31	0,24	23,25	0,01	205,69	6,35	5,63	0,34	675	25,66	8,52
4,58	0,69	22,80	0,03	209,76	21,83	19,35	0,35	675	25,68	22,12
7,04	1,20	22,29	0,05	214,58	32,81	29,07	0,36	676	25,66	31,95
8,69	2,02	21,47	0,09	222,72	39,00	34,55	0,37	677	25,66	37,44
9,11	2,63	20,86	0,12	229,21	39,74	35,21	0,38	678	25,65	38,17
9,41	3,09	20,40	0,14	234,43	40,13	35,56	0,39	678	25,67	38,37
9,72	3,59	19,90	0,17	240,26	40,44	35,83	0,40	678	25,70	38,49
10,05	4,15	19,34	0,19	247,21	40,65	36,01	0,41	679	25,69	38,74
10,32	4,61	18,88	0,22	253,28	40,76	36,12	0,42	679	25,71	38,69
10,64	5,11	18,38	0,25	260,12	40,89	36,23	0,44	680	25,70	38,88
11,01	5,68	17,81	0,28	268,53	41,01	36,34	0,45	681	25,69	39,03
11,33	6,16	17,33	0,30	275,95	41,05	36,37	0,46	681	25,72	38,89
12,06	7,19	16,30	0,37	293,30	41,12	36,43	0,49	682	25,74	38,82
12,46	7,68	15,81	0,40	302,52	41,19	36,49	0,51	682	25,77	38,67
12,98	8,26	15,23	0,43	313,95	41,34	36,63	0,53	683	25,77	38,82
13,50	8,75	14,74	0,47	324,51	41,59	36,85	0,54	683	25,80	38,84
14,08	9,25	14,24	0,50	335,81	41,92	37,14	0,56	684	25,80	39,15
14,74	9,75	13,74	0,54	347,96	42,36	37,53	0,58	684	25,84	39,31
15,48	10,26	13,23	0,57	361,40	42,83	37,95	0,60	684	25,87	39,49
16,45	10,85	12,64	0,62	378,32	43,49	38,53	0,63	685	25,88	40,03
17,27	11,33	12,16	0,66	393,25	43,92	38,91	0,66	685	25,92	40,16
18,23	11,81	11,68	0,70	409,38	44,54	39,46	0,68	685	25,96	40,45
20,64	12,81	10,68	0,79	447,98	46,07	40,82	0,75	685	26,05	41,23
22,00	13,29	10,20	0,83	469,05	46,91	41,57	0,78	686	26,06	41,93
23,82	13,85	9,64	0,89	496,23	48,00	42,53	0,83	686	26,11	42,54
25,47	14,30	9,19	0,94	520,45	48,93	43,36	0,87	686	26,16	43,06
27,51	14,76	8,73	0,99	548,00	50,20	44,48	0,92	686	26,21	43,85
29,57	15,19	8,30	1,04	576,48	51,30	45,45	0,96	686	26,26	44,50
32,56	15,71	7,78	1,10	614,32	53,00	46,96	1,03	686	26,33	45,60
32,86	15,75	7,74	1,11	618,05	53,16	47,10	1,03	686	26,33	45,70
33,16	15,80	7,69	1,12	621,91	53,32	47,25	1,04	686	26,34	45,81
34,56	16,01	7,48	1,14	639,20	54,06	47,90	1,07	686	26,37	46,29

Ensaio de compressão a 400°C - Corpo de prova da condição 8A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 400°C (MPa)
-0,03	-0,05	24,60	0,00	210,85	-0,14	-0,12	0,33	677	25,53	4,32
-0,03	-0,05	24,60	0,00	210,85	-0,13	-0,11	0,33	678	25,49	4,62
-0,02	-0,01	24,56	0,00	211,17	-0,12	-0,10	0,33	678	25,49	4,62
0,49	0,10	24,45	0,00	212,11	2,30	2,04	0,33	678	25,49	6,73
2,40	0,29	24,26	0,01	213,81	11,23	9,95	0,33	678	25,50	14,58
4,44	0,62	23,93	0,03	216,71	20,51	18,17	0,33	679	25,48	22,99
5,82	0,98	23,57	0,04	220,05	26,47	23,45	0,34	679	25,49	28,16
8,82	3,27	21,28	0,14	243,64	36,20	32,07	0,38	682	25,48	36,89
9,17	3,86	20,69	0,17	250,61	36,59	32,42	0,39	683	25,47	37,32
9,46	4,35	20,20	0,20	256,76	36,84	32,64	0,40	683	25,49	37,36
9,73	4,82	19,73	0,22	262,78	37,02	32,80	0,41	684	25,47	37,63
10,03	5,33	19,22	0,24	269,80	37,17	32,93	0,42	684	25,50	37,56
10,34	5,82	18,73	0,27	276,93	37,32	33,07	0,43	684	25,53	37,51
10,64	6,32	18,23	0,30	284,47	37,41	33,15	0,44	685	25,51	37,67
11,01	6,90	17,65	0,33	293,76	37,48	33,21	0,45	685	25,55	37,49
11,35	7,39	17,16	0,36	302,24	37,57	33,28	0,47	686	25,54	37,64
11,70	7,86	16,69	0,39	310,64	37,65	33,36	0,48	685	25,60	37,22
12,07	8,32	16,23	0,41	319,52	37,76	33,46	0,49	686	25,59	37,40
12,50	8,78	15,77	0,44	328,93	38,01	33,68	0,51	687	25,58	37,69
13,03	9,30	15,25	0,48	339,98	38,32	33,95	0,52	687	25,62	37,71
13,69	9,87	14,68	0,51	353,33	38,75	34,33	0,55	687	25,65	37,80
14,34	10,37	14,18	0,55	365,69	39,21	34,74	0,56	687	25,69	37,95
15,09	10,90	13,65	0,59	379,80	39,73	35,20	0,59	688	25,69	38,41
15,85	11,36	13,19	0,62	393,15	40,32	35,73	0,61	689	25,69	38,97
16,68	11,82	12,73	0,66	407,45	40,93	36,27	0,63	689	25,72	39,24
17,66	12,32	12,23	0,70	423,93	41,66	36,91	0,65	690	25,72	39,87
18,71	12,80	11,75	0,74	441,25	42,41	37,57	0,68	690	25,76	40,23
20,09	13,36	11,19	0,79	463,30	43,37	38,43	0,71	690	25,81	40,71
21,55	13,87	10,68	0,83	485,37	44,40	39,34	0,75	691	25,82	41,56
23,29	14,43	10,12	0,89	512,22	45,47	40,29	0,79	691	25,87	42,10
25,14	14,92	9,63	0,94	538,58	46,68	41,35	0,83	692	25,89	43,08
27,63	15,50	9,05	1,00	572,82	48,23	42,73	0,88	692	25,95	43,99
29,71	15,91	8,64	1,04	600,33	49,48	43,84	0,93	692	26,00	44,74
29,96	15,96	8,59	1,05	603,62	49,64	43,98	0,93	692	26,00	44,84

Ensaio de compressão a 500°C - Corpo de prova da condição BF de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 500°C (MPa)
-0,33	-0,07	23,87	0,00	205,52	-1,60	-1,42	0,34	780	22,04	2,46
-0,28	0,01	23,79	0,00	206,25	-1,35	-1,19	0,34	781	22,01	2,85
1,90	0,27	23,53	0,01	208,46	9,11	8,07	0,34	781	22,02	12,05
3,07	0,74	23,06	0,03	212,76	14,44	12,79	0,35	781	22,04	16,64
3,94	2,50	21,30	0,11	230,34	17,09	15,14	0,38	782	22,09	18,67
4,14	3,08	20,72	0,14	236,73	17,48	15,49	0,39	783	22,09	19,03
4,31	3,57	20,23	0,16	242,53	17,78	15,75	0,40	783	22,11	19,14
4,47	4,07	19,73	0,19	248,62	18,00	15,95	0,41	783	22,14	19,18
4,65	4,56	19,24	0,21	255,04	18,22	16,14	0,42	783	22,16	19,21
4,83	5,06	18,74	0,24	261,80	18,43	16,33	0,43	784	22,16	19,42
5,01	5,57	18,23	0,27	269,14	18,62	16,50	0,44	784	22,19	19,41
5,22	6,15	17,65	0,30	277,93	18,80	16,65	0,45	784	22,22	19,36
5,41	6,63	17,17	0,33	285,70	18,93	16,77	0,47	784	22,25	19,31
5,61	7,14	16,66	0,36	294,46	19,07	16,89	0,48	784	22,28	19,23
5,84	7,64	16,16	0,39	303,53	19,23	17,03	0,49	785	22,28	19,37
6,04	8,05	15,75	0,41	311,56	19,38	17,18	0,51	785	22,31	19,34
6,31	8,55	15,25	0,45	321,68	19,61	17,37	0,52	785	22,34	19,34
6,69	9,16	14,84	0,49	335,05	19,97	17,70	0,55	785	22,38	19,40
7,02	9,65	14,15	0,52	346,81	20,24	17,93	0,57	786	22,38	19,60
7,37	10,15	13,65	0,56	359,41	20,50	18,16	0,59	786	22,42	19,60
7,79	10,66	13,14	0,59	373,39	20,88	18,50	0,61	786	22,46	19,70
8,24	11,14	12,66	0,63	387,55	21,26	18,84	0,63	786	22,50	19,80
8,85	11,72	12,08	0,68	405,99	21,80	19,31	0,66	787	22,51	20,17
9,44	12,21	11,59	0,72	423,35	22,29	19,75	0,69	787	22,55	20,34
10,14	12,72	11,08	0,76	442,94	22,88	20,28	0,72	787	22,60	20,58
10,93	13,24	10,56	0,81	464,37	23,53	20,85	0,76	787	22,65	20,85
11,86	13,76	10,04	0,86	488,80	24,26	21,50	0,80	788	22,67	21,35
13,06	14,34	9,46	0,92	518,53	25,18	22,31	0,85	788	22,73	21,79
14,24	14,83	8,97	0,98	547,19	26,03	23,06	0,89	788	22,78	22,20
15,65	15,31	8,49	1,03	578,11	27,08	23,99	0,94	789	22,81	22,97
17,40	15,83	7,97	1,09	615,19	28,29	25,07	1,00	789	22,87	23,65
17,59	15,87	7,93	1,10	618,92	28,42	25,18	1,01	789	22,88	23,72
17,77	15,92	7,88	1,11	622,69	28,54	25,29	1,02	789	22,88	23,79
18,22	16,03	7,77	1,12	631,63	28,84	25,56	1,03	789	22,90	23,97

Ensaio de compressão a 500°C - Corpo de prova da condição 2A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 500°C (MPa)
-0,18	-0,03	24,03	0,00	208,39	-0,88	-0,78	0,33	776	22,15	2,43
-0,15	0,03	23,97	0,00	208,98	-0,73	-0,64	0,33	776	22,15	2,55
1,87	0,25	23,75	0,01	210,83	8,88	7,86	0,34	776	22,16	11,00
3,29	0,67	23,33	0,03	214,69	15,32	13,58	0,34	777	22,15	16,79
4,10	1,21	22,79	0,05	219,71	18,68	16,55	0,35	777	22,17	19,61
4,68	2,80	21,20	0,12	236,28	19,80	17,54	0,38	778	22,22	20,33
4,86	3,30	20,70	0,15	241,93	20,07	17,78	0,39	778	22,24	20,42
5,03	3,80	20,20	0,17	247,87	20,30	17,98	0,40	778	22,26	20,46
5,24	4,37	19,63	0,20	255,16	20,52	18,18	0,41	779	22,26	20,66
5,41	4,85	19,15	0,23	261,55	20,68	18,33	0,42	778	22,32	20,46
5,59	5,35	18,65	0,25	268,49	20,81	18,43	0,43	779	22,31	20,59
5,78	5,83	18,17	0,28	275,58	20,97	18,58	0,44	779	22,34	20,56
5,99	6,34	17,66	0,31	283,59	21,13	18,72	0,45	780	22,34	20,71
6,21	6,84	17,16	0,34	291,78	21,27	18,84	0,47	780	22,37	20,65
6,46	7,41	16,59	0,37	301,92	21,41	18,97	0,48	780	22,40	20,56
6,72	7,89	16,11	0,40	310,93	21,61	19,15	0,50	780	22,43	20,55
7,00	8,39	15,61	0,43	320,79	21,82	19,34	0,51	781	22,43	20,72
7,30	8,89	15,11	0,46	331,34	22,05	19,53	0,53	781	22,46	20,71
7,68	9,40	14,60	0,50	342,95	22,41	19,85	0,55	781	22,50	20,81
8,08	9,97	14,03	0,54	357,02	22,64	20,06	0,57	781	22,54	20,76
8,52	10,48	13,52	0,57	370,54	22,99	20,37	0,59	782	22,55	21,01
9,00	10,98	13,02	0,61	384,63	23,40	20,73	0,61	782	22,58	21,14
9,56	11,49	12,51	0,65	400,37	23,88	21,16	0,64	782	22,62	21,30
10,19	11,99	12,01	0,69	416,91	24,44	21,65	0,67	782	22,66	21,54
11,02	12,58	11,42	0,74	438,48	25,13	22,26	0,70	783	22,69	22,01
11,80	13,04	10,96	0,78	457,05	25,82	22,88	0,73	783	22,73	22,36
12,79	13,55	10,45	0,83	479,42	26,67	23,63	0,77	784	22,75	22,99
13,88	14,05	9,95	0,88	503,27	27,58	24,44	0,80	784	22,79	23,48
15,22	14,56	9,44	0,93	530,63	28,67	25,41	0,85	784	22,85	24,11
18,28	15,47	8,53	1,03	587,21	31,13	27,58	0,94	784	22,95	25,63
18,74	15,58	8,42	1,05	595,03	31,49	27,90	0,95	784	22,96	25,86
18,94	15,63	8,37	1,05	598,44	31,64	28,04	0,96	784	22,97	25,96
19,14	15,68	8,32	1,06	601,89	31,80	28,18	0,96	784	22,97	26,07
20,60	16,00	8,00	1,10	625,97	32,90	29,15	1,00	784	23,01	26,79

Ensaio de compressão a 500°C - Corpo de prova da condição 2H de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ . temp. 500°C (MPa)
-0,28	-0,06	24,26	0,00	205,62	-1,37	-1,21	0,33	777	22,11	2,22
-0,20	0,05	24,15	0,00	206,54	-0,95	-0,84	0,33	777	22,12	2,56
2,27	0,31	23,89	0,01	208,80	10,86	9,62	0,33	777	22,13	12,95
3,50	0,78	23,42	0,03	213,00	16,45	14,57	0,34	777	22,15	17,77
4,31	2,62	21,58	0,11	231,14	18,67	16,54	0,37	778	22,20	19,41
4,52	3,18	21,02	0,14	237,30	19,04	16,87	0,38	778	22,22	19,57
4,70	3,69	20,51	0,17	243,22	19,34	17,14	0,39	778	22,25	19,68
4,91	4,22	19,98	0,19	249,64	19,66	17,42	0,40	779	22,24	19,99
5,09	4,70	19,50	0,22	255,79	19,89	17,63	0,41	779	22,27	20,04
5,29	5,21	18,99	0,24	262,68	20,13	17,83	0,42	779	22,30	20,08
5,51	5,77	18,43	0,27	270,66	20,36	18,04	0,43	779	22,33	20,09
5,72	6,27	17,93	0,30	278,14	20,56	18,21	0,45	780	22,32	20,28
5,93	6,75	17,45	0,33	285,79	20,74	18,37	0,46	780	22,35	20,27
6,16	7,24	16,96	0,36	294,17	20,94	18,55	0,47	780	22,38	20,26
6,40	7,74	16,46	0,39	303,03	21,13	18,72	0,49	781	22,38	20,43
6,73	8,36	15,84	0,42	314,97	21,38	18,94	0,51	781	22,42	20,40
7,03	8,88	15,32	0,46	325,51	21,60	19,13	0,52	782	22,42	20,57
7,30	9,37	14,83	0,49	336,41	21,71	19,24	0,54	782	22,45	20,47
7,64	9,87	14,33	0,52	348,05	21,96	19,46	0,56	782	22,49	20,47
8,01	10,35	13,85	0,56	360,11	22,26	19,72	0,58	782	22,52	20,51
8,52	10,92	13,28	0,60	375,71	22,67	20,09	0,60	783	22,54	20,80
8,99	11,40	12,80	0,64	389,79	23,05	20,42	0,63	783	22,57	20,90
9,53	11,90	12,30	0,68	405,49	23,49	20,81	0,65	784	22,58	21,23
10,13	12,38	11,82	0,72	421,95	24,01	21,27	0,68	784	22,62	21,43
10,84	12,87	11,33	0,76	440,41	24,62	21,81	0,71	784	22,66	21,70
11,66	13,37	10,83	0,80	460,56	25,32	22,43	0,74	784	22,71	22,03
12,58	13,85	10,35	0,85	481,92	26,11	23,13	0,77	785	22,73	22,63
13,83	14,41	9,79	0,90	509,40	27,16	24,06	0,82	785	22,78	23,20
15,34	14,97	9,23	0,96	540,33	28,39	25,16	0,87	785	22,84	23,92
17,00	15,48	8,72	1,02	572,06	29,71	26,33	0,92	785	22,90	24,73
18,92	15,97	8,23	1,08	606,38	31,20	27,65	0,97	785	22,96	25,67

Ensaio de compressão a 500°C - Corpo de prova da condição 8A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 500°C (MPa)
-0,12	-0,03	24,53	0,00	211,01	-0,59	-0,52	0,33	776	22,13	3,38
-0,09	0,05	24,45	0,00	211,63	-0,42	-0,37	0,33	776	22,13	3,51
1,87	0,26	24,24	0,01	213,52	8,78	7,78	0,33	777	22,11	11,82
3,18	0,68	23,82	0,03	217,25	14,63	12,97	0,34	777	22,13	16,87
3,94	1,19	23,31	0,05	222,06	17,74	15,71	0,34	777	22,15	19,46
4,36	2,30	22,20	0,10	233,08	18,70	16,56	0,36	778	22,17	20,17
4,53	2,79	21,71	0,12	238,41	19,00	16,83	0,37	778	22,19	20,27
4,71	3,29	21,21	0,14	243,97	19,29	17,09	0,38	778	22,21	20,35
4,90	3,83	20,67	0,17	250,39	19,55	17,32	0,39	778	22,24	20,38
5,11	4,41	20,09	0,20	257,57	19,83	17,57	0,40	778	22,27	20,42
5,30	4,89	19,61	0,22	263,88	20,08	17,79	0,41	779	22,26	20,68
5,50	5,37	19,13	0,25	270,49	20,33	18,02	0,42	779	22,29	20,72
5,70	5,86	18,64	0,27	277,70	20,52	18,18	0,43	779	22,31	20,69
5,90	6,34	18,16	0,30	285,03	20,69	18,33	0,44	779	22,34	20,64
6,10	6,84	17,66	0,33	293,04	20,82	18,44	0,45	780	22,34	20,77
6,37	7,43	17,07	0,36	303,22	21,02	18,62	0,47	780	22,37	20,69
6,62	7,93	16,57	0,39	312,30	21,21	18,79	0,48	780	22,40	20,64
6,92	8,44	16,06	0,42	322,26	21,48	19,03	0,50	780	22,43	20,64
7,20	8,92	15,58	0,45	332,18	21,66	19,19	0,51	780	22,46	20,57
7,52	9,42	15,08	0,49	343,13	21,91	19,41	0,53	781	22,47	20,77
7,95	10,01	14,49	0,53	357,13	22,25	19,72	0,55	781	22,51	20,77
8,38	10,50	14,00	0,56	369,76	22,67	20,09	0,57	781	22,54	20,88
8,83	10,98	13,52	0,59	382,90	23,05	20,42	0,59	781	22,58	20,96
9,36	11,48	13,02	0,63	397,45	23,56	20,87	0,61	782	22,58	21,35
9,96	11,98	12,52	0,67	413,21	24,10	21,35	0,64	782	22,62	21,53
10,63	12,47	12,03	0,71	430,23	24,72	21,90	0,67	782	22,66	21,77
11,54	13,05	11,45	0,76	451,84	25,53	22,62	0,70	782	22,71	22,13
12,41	13,53	10,97	0,80	471,61	26,30	23,31	0,73	783	22,73	22,71
13,44	14,02	10,48	0,85	493,88	27,22	24,11	0,76	783	22,77	23,17
14,69	14,53	9,97	0,90	519,23	28,29	25,06	0,80	783	22,82	23,74
16,52	15,16	9,34	0,96	553,85	29,83	26,43	0,86	783	22,89	24,62
18,27	15,65	8,85	1,02	584,89	31,24	27,67	0,90	783	22,94	25,46
19,38	15,92	8,58	1,05	603,37	32,12	28,46	0,93	783	22,97	26,01
19,87	16,03	8,47	1,06	611,36	32,50	28,80	0,95	783	22,99	26,24

Ensaio de compressão a 575°C - Corpo de prova da condição BF de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 575°C (MPa)
-0,02	0,02	24,18	0,00	203,77	-0,10	-0,09	0,33	853	20,05	3,33
0,02	0,11	24,09	0,00	204,53	0,12	0,10	0,33	853	20,05	3,50
1,47	0,36	23,84	0,01	206,66	7,11	6,30	0,34	853	20,06	9,63
2,09	0,81	23,39	0,03	210,63	9,94	8,81	0,34	853	20,08	12,02
2,83	1,31	22,89	0,06	215,20	13,14	11,64	0,35	853	20,10	14,71
2,94	1,91	22,29	0,08	221,07	13,31	11,79	0,36	853	20,13	14,69
3,08	2,39	21,81	0,10	225,92	13,64	12,09	0,37	853	20,15	14,85
3,17	2,89	21,31	0,13	231,19	13,72	12,16	0,38	854	20,15	14,93
3,31	3,40	20,80	0,15	236,87	13,99	12,40	0,38	854	20,17	15,02
3,42	3,90	20,30	0,18	242,65	14,07	12,47	0,39	853	20,22	14,78
3,53	4,34	19,86	0,20	248,12	14,23	12,60	0,40	854	20,22	14,93
3,68	4,94	19,26	0,23	255,75	14,37	12,73	0,42	854	20,25	14,87
3,79	5,35	18,85	0,25	261,40	14,51	12,86	0,42	854	20,27	14,85
4,06	6,36	17,84	0,30	276,16	14,72	13,04	0,45	854	20,32	14,68
4,20	6,84	17,36	0,33	283,80	14,82	13,13	0,46	854	20,35	14,60
4,36	7,35	16,85	0,36	292,44	14,90	13,20	0,47	855	20,36	14,64
4,50	7,80	16,40	0,39	300,45	14,98	13,27	0,49	855	20,38	14,54
4,70	8,39	15,81	0,43	311,70	15,09	13,37	0,51	855	20,42	14,40
4,88	8,84	15,36	0,45	320,78	15,22	13,48	0,52	855	20,45	14,33
5,10	9,35	14,85	0,49	331,86	15,37	13,62	0,54	856	20,46	14,41
5,33	9,83	14,37	0,52	342,95	15,54	13,77	0,56	855	20,52	14,19
5,59	10,33	13,87	0,56	355,22	15,74	13,95	0,58	856	20,53	14,30
5,87	10,79	13,41	0,59	367,50	15,96	14,14	0,60	856	20,56	14,28
6,26	11,38	12,82	0,64	384,43	16,28	14,42	0,62	856	20,61	14,27
6,62	11,86	12,34	0,67	399,41	16,58	14,69	0,65	857	20,62	14,45
7,04	12,34	11,86	0,71	415,54	16,94	15,01	0,67	856	20,68	14,37
7,52	12,84	11,36	0,76	433,71	17,35	15,37	0,70	857	20,70	14,61
8,08	13,32	10,88	0,80	452,82	17,84	15,80	0,74	857	20,74	14,77
8,74	13,83	10,37	0,85	475,16	18,39	16,30	0,77	857	20,79	14,96
9,67	14,42	9,78	0,91	503,93	19,18	17,00	0,82	857	20,85	15,29
10,56	14,92	9,28	0,96	530,87	19,89	17,63	0,86	858	20,88	15,74
11,62	15,40	8,80	1,01	559,79	20,77	18,40	0,91	857	20,96	16,02
12,92	15,89	8,31	1,07	593,11	21,79	19,30	0,96	858	20,99	16,71
13,33	16,02	8,18	1,08	602,43	22,13	19,61	0,98	858	21,01	16,91

Ensaio de compressão a 575°C - Corpo de prova da condição 2A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 575°C (MPa)
-0,02	-0,01	24,71	0,00	206,04	-0,10	-0,09	0,32	852	20,05	3,36
0,00	0,06	24,64	0,00	206,61	0,00	0,00	0,32	852	20,05	3,44
1,31	0,26	24,44	0,01	208,31	6,28	5,57	0,33	853	20,03	9,11
2,16	0,66	24,04	0,03	211,77	10,21	9,04	0,33	853	20,05	12,48
2,73	1,16	23,54	0,05	216,31	12,64	11,20	0,34	853	20,07	14,50
2,83	1,64	23,06	0,07	220,78	12,83	11,37	0,35	853	20,09	14,54
2,95	2,10	22,60	0,09	225,31	13,10	11,60	0,35	853	20,11	14,64
3,09	2,65	22,05	0,11	230,87	13,38	11,86	0,36	853	20,14	14,74
3,21	3,14	21,56	0,14	236,18	13,61	12,06	0,37	853	20,16	14,79
3,35	3,66	21,04	0,16	241,92	13,83	12,25	0,38	853	20,18	14,83
3,46	4,15	20,55	0,18	247,76	13,95	12,36	0,39	854	20,18	14,94
3,53	4,66	20,04	0,21	254,08	13,89	12,31	0,40	854	20,21	14,73
3,78	5,69	19,01	0,26	267,77	14,13	12,52	0,42	854	20,26	14,60
3,91	6,18	18,52	0,29	274,93	14,22	12,60	0,43	854	20,29	14,51
4,04	6,68	18,02	0,32	282,50	14,31	12,68	0,44	855	20,29	14,58
4,17	7,14	17,56	0,34	289,98	14,39	12,75	0,46	855	20,32	14,48
4,33	7,66	17,04	0,37	298,70	14,50	12,85	0,47	855	20,35	14,39
4,53	8,28	16,42	0,41	310,06	14,61	12,95	0,49	855	20,38	14,24
4,73	8,79	15,91	0,44	320,04	14,79	13,10	0,50	856	20,39	14,35
4,91	9,24	15,46	0,47	329,32	14,91	13,21	0,52	856	20,42	14,28
5,10	9,70	15,00	0,50	339,50	15,02	13,31	0,53	856	20,45	14,17
5,34	10,22	14,48	0,53	351,53	15,20	13,47	0,55	856	20,48	14,11
5,62	10,74	13,96	0,57	364,83	15,40	13,64	0,57	856	20,52	14,05
5,95	11,30	13,40	0,61	380,06	15,66	13,87	0,60	856	20,56	14,01
6,67	12,31	12,39	0,69	410,96	16,23	14,38	0,65	857	20,62	14,17
7,10	12,81	11,89	0,73	428,06	16,59	14,70	0,67	857	20,66	14,22
7,60	13,32	11,38	0,77	447,34	17,00	15,06	0,70	857	20,70	14,30
8,30	13,89	10,81	0,83	471,16	17,63	15,62	0,74	857	20,75	14,52
9,01	14,41	10,29	0,88	494,55	18,22	16,14	0,78	858	20,78	14,89
9,78	14,92	9,78	0,93	520,44	18,80	16,65	0,82	858	20,83	15,07
10,72	15,40	9,30	0,98	547,29	19,59	17,36	0,86	858	20,88	15,45
11,94	15,91	8,79	1,03	579,13	20,61	18,26	0,91	858	20,93	15,99
12,23	16,02	8,68	1,05	586,61	20,85	18,47	0,92	858	20,95	16,12

Ensaio de compressão a 575°C - Corpo de prova da condição 2H de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z ₁ (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 575°C (MPa)
-0,02	-0,02	24,12	0,00	193,43	-0,09	-0,08	0,33	851	20,10	3,02
0,02	0,06	24,04	0,00	194,05	0,09	0,08	0,33	851	20,10	3,16
1,22	0,33	23,77	0,01	196,26	6,21	5,50	0,34	851	20,11	8,51
2,12	0,77	23,33	0,03	200,02	10,60	9,40	0,34	852	20,11	12,44
2,68	1,27	22,83	0,05	204,37	13,13	11,63	0,35	852	20,13	14,54
3,04	3,03	21,07	0,13	221,44	13,75	12,18	0,38	852	20,21	14,58
3,17	3,59	20,51	0,16	227,49	13,95	12,36	0,39	852	20,23	14,58
3,27	4,07	20,03	0,18	232,93	14,05	12,45	0,40	852	20,26	14,52
3,38	4,53	19,57	0,21	238,46	14,17	12,55	0,41	853	20,26	14,64
3,51	5,03	19,07	0,23	244,66	14,35	12,71	0,42	853	20,28	14,63
3,60	5,53	18,57	0,26	251,19	14,32	12,69	0,43	853	20,31	14,44
3,68	5,93	18,17	0,28	256,73	14,35	12,71	0,44	854	20,31	14,48
3,81	6,42	17,68	0,31	263,91	14,45	12,80	0,45	854	20,33	14,39
3,94	6,89	17,21	0,34	271,04	14,54	12,89	0,46	854	20,36	14,31
4,12	7,46	16,64	0,37	280,44	14,68	13,00	0,48	854	20,39	14,21
4,28	7,94	16,16	0,40	288,77	14,83	13,14	0,50	854	20,42	14,16
4,48	8,46	15,64	0,43	298,22	15,01	13,30	0,51	854	20,46	14,11
4,67	8,92	15,18	0,46	307,34	15,19	13,46	0,53	855	20,46	14,24
4,89	9,42	14,68	0,50	317,73	15,38	13,63	0,54	855	20,49	14,19
5,13	9,90	14,20	0,53	328,47	15,61	13,83	0,56	855	20,53	14,18
5,46	10,50	13,60	0,57	343,14	15,90	14,09	0,59	856	20,55	14,32
5,76	11,00	13,10	0,61	356,12	16,18	14,34	0,61	855	20,61	14,17
6,08	11,46	12,64	0,65	369,18	16,47	14,60	0,63	856	20,62	14,36
6,47	11,96	12,14	0,69	384,28	16,83	14,91	0,66	856	20,66	14,42
6,90	12,45	11,65	0,73	400,63	17,22	15,26	0,69	856	20,70	14,50
7,36	12,92	11,18	0,77	417,22	17,65	15,64	0,72	856	20,74	14,62
8,02	13,49	10,61	0,82	439,88	18,24	16,16	0,75	856	20,79	14,81
8,69	13,97	10,13	0,87	460,73	18,85	16,70	0,79	856	20,84	15,05
9,54	14,48	9,62	0,92	485,24	19,65	17,41	0,83	856	20,89	15,43
10,45	15,00	9,10	0,97	512,50	20,39	18,07	0,88	857	20,92	15,89
11,56	15,48	8,62	1,03	541,03	21,36	18,93	0,93	856	21,00	16,25
12,93	15,97	8,13	1,09	573,97	22,53	19,96	0,98	857	21,04	17,06
13,28	16,08	8,02	1,10	581,99	22,82	20,22	1,00	856	21,07	17,08

Ensaio de compressão a 575°C - Corpo de prova da condição 8A de homogeneização

carga (kN)	deslocamento (mm)	Hi (mm)	deformação	A _i (mm ²)	tensão medida (MPa)	tensão corrigida para o atrito (MPa)	taxa de deformação medida (s ⁻¹)	temperatura (K)	ln Z _i (medido)	tensão corrigida p/ o atrito, taxa de def. 0,5s ⁻¹ , temp. 575°C (MPa)
-0,04	0,02	24,48	0,00	211,39	-0,20	-0,18	0,33	851	20,08	3,60
-0,01	0,08	24,42	0,00	211,92	-0,05	-0,04	0,33	852	20,06	3,90
1,68	0,32	24,18	0,01	214,01	7,86	6,97	0,33	852	20,07	10,84
2,27	0,77	23,73	0,03	218,08	10,39	9,20	0,34	852	20,09	12,93
2,79	1,35	23,15	0,06	223,53	12,50	11,08	0,35	852	20,11	14,62
2,90	1,83	22,67	0,08	228,26	12,68	11,24	0,35	852	20,13	14,62
3,04	2,32	22,18	0,10	233,36	13,05	11,56	0,36	852	20,16	14,77
3,16	2,82	21,68	0,12	238,69	13,24	11,73	0,37	852	20,18	14,78
3,28	3,30	21,20	0,14	244,10	13,44	11,91	0,38	852	20,20	14,79
3,55	4,37	20,13	0,20	257,09	13,79	12,22	0,40	853	20,23	14,89
3,67	4,87	19,63	0,22	263,60	13,93	12,34	0,41	853	20,25	14,82
3,79	5,36	19,14	0,25	270,42	14,02	12,43	0,42	853	20,28	14,72
3,91	5,84	18,66	0,27	277,38	14,11	12,50	0,43	853	20,30	14,60
4,04	6,32	18,18	0,30	284,70	14,19	12,57	0,44	853	20,33	14,47
4,17	6,80	17,70	0,33	292,41	14,27	12,64	0,45	853	20,36	14,35
4,31	7,30	17,20	0,35	300,85	14,34	12,70	0,47	854	20,36	14,38
4,64	8,32	16,18	0,42	319,91	14,52	12,86	0,49	854	20,42	14,07
4,83	8,83	15,67	0,45	330,38	14,61	12,94	0,51	854	20,45	13,91
5,02	9,31	15,19	0,48	340,81	14,72	13,04	0,53	854	20,49	13,77
5,22	9,81	14,69	0,51	352,34	14,83	13,14	0,54	854	20,52	13,62
5,45	10,28	14,22	0,54	363,83	14,99	13,28	0,56	854	20,55	13,52
5,71	10,76	13,74	0,58	376,54	15,16	13,43	0,58	855	20,56	13,60
6,03	11,30	13,20	0,62	392,03	15,38	13,63	0,61	855	20,60	13,49
6,35	11,78	12,72	0,66	406,82	15,61	13,83	0,63	855	20,64	13,42
6,76	12,31	12,19	0,70	424,41	15,94	14,12	0,66	856	20,66	13,57
7,19	12,77	11,73	0,74	441,18	16,30	14,44	0,68	856	20,69	13,60
7,72	13,28	11,22	0,78	461,32	16,74	14,84	0,71	856	20,74	13,66
8,33	13,76	10,74	0,82	481,92	17,28	15,31	0,74	856	20,78	13,80
9,20	14,35	10,15	0,88	509,98	18,04	15,99	0,79	856	20,84	14,05
10,00	14,85	9,65	0,93	536,22	18,65	16,53	0,83	857	20,86	14,40
11,00	15,33	9,17	0,98	564,25	19,49	17,27	0,87	857	20,92	14,76
12,22	15,82	8,68	1,04	596,47	20,49	18,15	0,92	856	21,00	15,03
12,47	15,90	8,60	1,05	602,02	20,71	18,35	0,93	857	20,98	15,35
12,84	16,03	8,47	1,06	611,12	21,01	18,61	0,94	857	21,00	15,50

Ensaio de Compressão - 300°C				$Z_2 = 0,5 * \exp(150.000 / (8,314 * 573))$	$\ln Z_2$	beta
Amostra	Ho	Do	$= \text{PI} * ((\text{Do}/2)^2) / \text{Ao}$			
BF	24,20	16,30	208,67	2,36E+13	30,7935	0,1572
2A	23,30	16,20	206,12			0,1546
2H	24,00	16,10	203,58			0,1565
8A	24,80	16,40	211,24			0,1503

Ensaio de Compressão - 400°C				$Z_2 = 0,5 * \exp(150.000 / (8,314 * 673))$	$\ln Z_2$	beta
Amostra	Ho	Do	$= \text{PI} * ((\text{Do}/2)^2) / \text{Ao}$			
BF	24,10	16,10	203,58	2,20E+11	26,1150	0,1572
2A	23,30	16,30	208,67			0,1546
2H	23,50	16,10	203,58			0,1565
8A	24,60	16,40	211,24			0,1503

Ensaio de Compressão - 500°C				$Z_2 = 0,5 * \exp(150.000 / (8,314 * 773))$	$\ln Z_2$	beta
Amostra	Ho	Do	$= \text{PI} * ((\text{Do}/2)^2) / \text{Ao}$			
BF	23,80	16,20	206,12	6,85E+09	22,6469	0,1572
2A	24,00	16,30	208,67			0,1546
2H	24,20	16,20	206,12			0,1565
8A	24,50	16,40	211,24			0,1503

Ensaio de Compressão - 575°C				$Z_2 = 0,5 * \exp(150.000 / (8,314 * 848))$	$\ln Z_2$	beta
Amostra	Ho	Do	$= \text{PI} * ((\text{Do}/2)^2) / \text{Ao}$			
BF	24,20	16,10	203,58	8,69E+08	20,5826	0,1572
2A	24,70	16,20	206,12			0,1546
2H	24,10	15,70	193,59			0,1565
8A	24,50	16,40	211,24			0,1503