

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

INFLUÊNCIA DA REDUÇÃO DO TEMPO DE TRATAMENTO TÉRMICO DE
HOMOGENEIZAÇÃO CONTÍNUA NA MICROESTRUTURA E QUALIDADE
METALÚRGICA DE TARUGOS DE ALUMÍNIO, LIGA 6063 E DIÂMETRO DE
6"

Renan David Corrêa

São Carlos-SP
2014

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

INFLUÊNCIA DA REDUÇÃO DO TEMPO DE TRATAMENTO TÉRMICO DE
HOMOGENEIZAÇÃO CONTÍNUA NA MICROESTRUTURA E QUALIDADE
METALÚRGICA DE TARUGOS DE ALUMÍNIO, LIGA 6063 E DIÂMETRO DE
6”

Renan David Corrêa

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Alberto Moreira Jorge Júnior

Empresa financiadora: Sapa Aluminium Brasil S.A., Refusão, Itu-SP, Brasil.

São Carlos-SP
2014

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

C824ir

Corrêa, Renan David.

Influência da redução do tempo de tratamento térmico de homogeneização contínua na microestrutura e qualidade metalúrgica de tarugos de alumínio, liga 6063 e diâmetro de 6" / Renan David Corrêa. -- São Carlos : UFSCar, 2015.
138 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2014.

1. Metais - tratamento térmico. 2. Liga de alumínio. 3. Transformação de fase. 4. Processo de extrusão. I. Título.

CDD: 672.36 (20ª)

DEDICATÓRIA

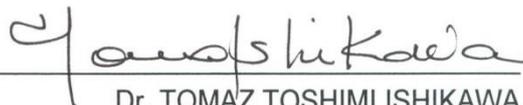
Dedico este trabalho aos meus pais, avós e outros familiares queridos que sempre me deram todo o suporte, educação básica e motivação para seguir estudando. Também dedico à minha noiva que em muitos momentos teve que conviver com minha ausência para dedicação ao desenvolvimento deste trabalho paralelamente à minha atividade profissional na indústria. Com muito esforço todos eles sempre colaboraram para manter meu bem-estar e criar um bom ambiente para meu desenvolvimento pessoal e profissional.

VITAE DO CANDIDATO

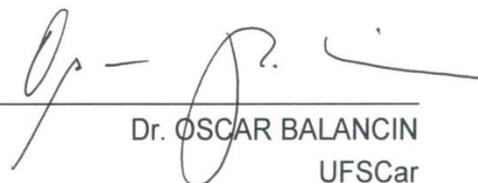
Graduado em Engenharia de Materiais com ênfase em Materiais Metálicos pela UFSCar (2006).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
RENAN DAVID CORRÊA
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 28 DE JULHO DE 2014.

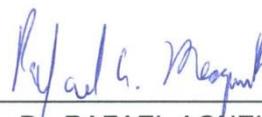
BANCA EXAMINADORA:



Dr. TOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA
Presidente (representante legal do orientador)
UFSCar



Dr. OSCAR BALANCIN
UFSCar



Dr. RAFAEL AGNELLI MESQUITA
UNINOVE

AGRADECIMENTOS

Agradeço

Ao Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Junior pela amizade e orientação na condução deste trabalho,

Ao Prof. Dr. Oscar Balancin pela amizade e colaboração com os ensaios de torção a quente, fornecimento e literatura de apoio e discussões sobre metodologia, interpretação e aplicação de resultados obtidos,

Ao amigo Diego Pedreira de Oliveira que colaborou com discussões valiosas dos resultados.

Aos técnicos do LCE Vítor A. do Sacramento e Diego Davi Coimbrão do LCE pela preparação de amostras e análises via microscopia eletrônica de varredura,

Aos colegas Jostein Royset, Jeff Kieft e Stig Tjotta da Sapa Alumínio por compartilhar parte da literatura utilizada como referência neste trabalho,

Aos amigos, Alan T. Santana, Paulo Augusto Capelatto, Paulo André Pionti, Sergio Kormann, Guilherme Rigoni, Ramon Ramos, Sidnei Antunes, Sidnei Freitas, Herivelto Silva, Gabriel Bettiol, Lucivaldo dos Santos, Milton R. P. Nunes, Marlon Romanha, Silvio Dela Dea e Luis Alberto Pinto todos da Sapa Alumínio, que direta ou indiretamente em diferentes etapas contribuíram para este trabalho,

Às equipes de produção da Refusão e da Prensa 13 da Sapa Alumínio que me ajudaram com os testes industriais na Refusão e na Extrusão,

Ao meu ex-diretor Almerindo Puga Rebelo e ao meu atual diretor Antonio Meris Baptistella que acreditaram em mim como profissional e me deram a oportunidade de desenvolver este trabalho em caráter parcial paralelamente à minha atividade profissional na Sapa Aluminium,

Ao PPGCEM pela oportunidade de realização deste trabalho,

À Sapa Aluminium Brasil pelo apoio financeiro na realização deste trabalho com disponibilização de equipamentos industriais, de laboratório, mão de obra e material para amostras.

RESUMO

O tratamento térmico de homogeneização de tarugos de alumínio tem influência direta na produtividade do processo de extrusão, na qualidade superficial e nas propriedades mecânicas dos perfis extrudados. As variáveis do tratamento térmico da liga 6063 que influem na qualidade metalúrgica são: temperatura, tempo e taxa de resfriamento. Para liga 6063, a máxima temperatura recomendada de homogeneização é de 590°C. O tempo mínimo para a homogeneização é de 2,25h. A taxa de resfriamento mínima recomendada é 400°C/h. Como para o tratamento térmico de tarugos de 6" há um gargalo no forno de homogeneização da Sapa Aluminium Brasil, investigou-se neste trabalho possibilidades de redução de tempo no processo de homogeneização evitando impactos negativos na qualidade metalúrgica dos tarugos e/ou na performance dos tarugos no processo de extrusão. Tal investigação foi feita através de análises metalográficas, ensaios mecânicos a frio (dureza e tração) e a quente (torção) e testes práticos no processo de extrusão/anodização para amostras retiradas de tarugos homogeneizados em diferentes condições de tempo de homogeneização. Os resultados obtidos mostraram que a redução no tempo de homogeneização não impactou negativamente na qualidade metalúrgica dos tarugos e nem em suas propriedades mecânicas a frio e que as pequenas variações ocorridas mantiveram-se dentro dos limites de especificação e não reduziram a performance do processo de extrusão bem como as propriedades mecânicas e qualidade superficial dos perfis extrudados. Com isso, foi possível reduzir 20 minutos no tempo de tratamento térmico de homogeneização e gerar um ganho de produtividade de 14,5% no processo.

Palavras-chaves: Liga 6063, Homogeneização contínua, Tarugo de alumínio, Transformação de fase Al-Fe-Si, Redução de tempo de homogeneização, Aumento de produtividade de homogeneização.

EFFECT OF TIME REDUCTION IN A CONTINUOUS HOMOGENIZING HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND METALLURGICAL QUALITY OF 6063 6 INCH DIAMETER ALUMINIUM ALLOY

ABSTRACT

The homogenizing heat treatment of aluminium billets has direct influence on extrusion process productivity, surface quality and mechanical properties of extruded shapes. The homogenizing process parameters that impacts on metallurgical properties of 6063 alloys are: temperature, time and cooling rate. The maximum recommended homogenizing temperature for 6063 alloy is 590°C. The minimum homogenizing time is 2,25h. The minimum cooling rate recommended is 400°C/h. As for extrusion logs homogenizing process of 6063 6" diameter at Sapa Aluminium Brasil the furnace is a process bottleneck for logs production, this work has investigated about the possibility of time reducing without negative impacts on billet metallurgical properties and without detrimental impacts on productivity of extrusion process and quality of its products. This investigation was done by billet metallographic analysis, cold and hot mechanical tests and extrusion/anodizing trials for different homogenizing time conditions. The results have shown that the time reducing did not cause negative impacts for metallurgical neither for mechanical properties and because of that no detrimental effects for extrusion performance and surface finish and anodized quality was observed. Hence, was possible to decrease 20 minutes on homogenizing time and gain 14,5% of productivity on heat treatment process.

Key-words: 6063 aluminium alloy, aluminium homogenizing, homogenizing, aluminium extrusion billets, Al-Fe-Si phase transformation, homogenizing time reducing, Increase homogenizing productivity.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
ÍNDICE DE ASSUNTOS	ix
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xxi
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 Alumínio e suas ligas	5
2.2 Liga 6063	8
2.3 Extrudabilidade da liga 6063	14
2.4 Comportamento mecânico de ligas metálicas deformadas a quente	15
2.5 Mecanismos de aumento de resistência em altas temperaturas	16
2.6 Encruamento	17
2.7 Recuperação e Recristalização	19
2.8 Recuperação e recristalização dinâmica	20
2.9 Difusão	21
2.10 Nucleação em sólidos	22
2.10.1 Nucleação homogênea	22
2.10.2 Nucleação heterogênea	25
2.10.3 Fatores que afetam a nucleação	26
2.11 Crescimento de partículas	28
2.12 Precipitação e Solução Sólida	29
2.13 O sistema Al-Mg-Si	33
2.13.1 Geral	33
2.13.2 O efeito dos elementos de liga	34
2.14 A rota de processamento na produção de tarugos e extrudados de alumínio	40
2.14.1 Refusão (Fundição)	40

2.14.2 Extrusão	48
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	55
3.1 O material e sua composição química.....	55
3.2 Mapeamento de processos	59
3.2.1 Refusão – Forno de Homogeneização	59
3.2.2 Extrusão	61
3.3 Análise microestrutural do tarugo	63
3.3.1 Microscopia óptica – Análise metalográfica completa de tarugo	63
3.3.2 Microscopia eletrônica de varredura.....	65
3.3.3 Grau de transformação de fase (Al-Fe-Si) – quantitativa.....	66
3.3.4 Precipitados Mg ₂ Si.....	67
3.4 Propriedades Mecânicas de tarugos	68
3.4.1 Dureza	68
3.4.2 Ensaio de Tração	69
3.4.3 Ensaio de Torção a quente – Simulação física do processo de extrusão	71
3.5 Testes práticos na prensa de extrusão.....	75
3.6 Acabamento superficial anodizado dos perfis extrudados.....	78
3.7 Propriedades Mecânicas dos perfis extrudados	78
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	79
4.1 Análise Química	79
4.2 Mapeamento de processos	79
4.2.1 Refusão - Forno de Homogeneização	79
4.2.2 Extrusão	82
4.3 Análise microestrutural do tarugo – metalografia completa.....	85
4.3.1 Tamanho de grão	85
4.3.2 Grau de transformação de fases	88
4.3.3 Precipitação – Mg ₂ Si.....	93
4.3.4 Microporosidade	98
4.3.5 Zonas de Bergmann/Zonas de segregação inversa	99
4.3.6 Inclusões	100
4.4 Propriedades Mecânicas de tarugos	103
4.4.1 Dureza	103

4.4.2 Ensaio de Tração	103
4.4.3 Ensaio de Torção à quente	107
4.5 Testes práticos na prensa de extrusão	110
4.6 Propriedades Mecânicas dos perfis extrudados.....	127
4.7 Acabamento superficial natural e anodizado dos perfis extrudados	127
4.8 Resultados de produtividade na homogeneização obtidos	129
5 CONCLUSÕES	131
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	135
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	137

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1. Ligas de fundição: codificadas com 3 dígitos seguidos por um dígito decimal [4].	6
Tabela 2.2. Ligas para conformação: codificadas com de 4 dígitos [4].	6
Tabela 2.3. Ligas tratáveis e não-tratáveis termicamente.	7
Tabela 2.4. Têmperas principais utilizadas para ligas de alumínio.	7
Tabela 2.5. Especificação da liga 6063 [6].	8
Tabela 2.6. Especificação da liga 6063 [8].	9
Tabela 2.7. ΔG^* diminui na direção das setas [17].	28
Tabela 2.8. Dados da literatura para coeficiente de difusão [17].	44
Tabela 3.1. Grupos de amostras com variação de tempo de homogeneização.	57
Tabela 3.2. Ensaio de torção a quente realizados em condições representativas do processo de extrusão.	74
Tabela 3.3. Cálculo das condições de contorno para teste de extrusão.	75
Tabela 3.4. Perfis escolhidos e cálculo da taxa de deformação.	76
Tabela 3.5. Parâmetros de processo utilizados nos testes de extrusão.	78
Tabela 4.1. Análise química das amostras C1, C2 e C3.	79
Tabela 4.2. Valores # Mg ₂ Si >1 μ m/0,51 mm ² para as 3 condições de homogeneização.	94
Tabela 4.3. Padrão de precipitação do Mg ₂ Si nas 3 condições de homogeneização.	96
Tabela 4.4. Resultados de análise de microporosidade.	99
Tabela 4.5. Resultados de análise de Zona de Bergmann.	100
Tabela 4.6. Resultados de densidade superficial de inclusões.	102
Tabela 4.7. Resultado de dureza Brinell das condições C1, C2 e C3.	103
Tabela 4.8. Resultados ensaio de tração das condições C1, C2 e C3 – valores médios.	106
Tabela 4.9. Tensão e deformação de pico.	109
Tabela 4.10. Resumo dos resultados do teste de extrusão das condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897.	117

Tabela 4.11. Resumo dos resultados do teste de extrusão das condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076.....	126
Tabela 4.12. Resultados de dureza dos perfis extrudados com tarugos das condições C1, C2 e C3 envelhecidos na condição T5 e T6.....	127

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1. Fluxograma do processo produtivo da Sapa Aluminium Brasil S.A.	9
Figura 2.2. Ciclos térmicos para processamento de ligas da série 6xxx.	10
Figura 2.3. Diagrama limite de extrusão direta ilustrando o potencial de ganho de velocidade de extrusão durante a condição isotérmica. [9].	12
Figura 2.4. Diagrama limite de extrusão sob os efeitos dos parâmetros de extrusão (as temperaturas de extrusão e emergente são ilustrativas, pois dependendo da situação uma é mais fácil de medir do que a outra). [9].	13
Figura 2.5. Extrudabilidade relativa das ligas mais comuns da série 6xxx [10].	15
Figura 2.6. Resfriamento de uma liga para obter uma matriz metaestável supersaturada [17].	23
Figura 2.7. A variação de ΔG em função de r para a nucleação homogênea. Existe uma barreira ΔG^* de energia de ativação [17].	24
Figura 2.8. Três tipos de núcleos em sólidos: a) núcleo coerente, 1. sem desalinhamento, 2. distorção por tensão, 3. distorção por deformação devido a mudança de volume; b) núcleo semi-coerente – a interface parcialmente de discordâncias; c) núcleo incoerente – a interface é similar a um contorno de grão de alto-ângulo [17].	27
Figura 2.9. Diagramas de fases que dão origem a reações de precipitação [18].	30
Figura 2.10. Vários tipos de interfaces entre fases que podem ocorrer entre matriz e precipitado. (a) e (b) mostram interfaces coerentes livres de deformação; (c) apresenta uma interface coerente com uma leve incompatibilidade levando à deformações coerentes. (d) mostra uma interface semi-coerente com regiões de boa compatibilidade e arranjo de discordâncias. (e) e (f) mostram interfaces incoerentes [18].	32
Figura 2.11. Diagrama de fases A-Mg ₂ Si [19].	34

Figura 2.12. Evolução microestrutural de liga da série 6xxx no processo de extrusão [20].	35
Figura 2.13. VDC casting – esquemático [21].	41
Figura 2.14. Evolução micro-estrutural de liga da série 6xxx no processo de homogeneização [20]	42
Figura 2.15. O padrão de micro-segregação pode ser representado aproximadamente por uma função seno. O comprimento de onda desta função é igual ao espaçamento interdendrítico.	45
Figura 2.16. Desenho esquemático mostrando detalhe do processo de extrusão onde o tarugo de alumínio é transformado em perfil.	49
Figura 2.17. Fatores que influenciam a resistência mecânica [27].	53
Figura 3.1. Sistema de Vazamento HDC no momento de startup de produção de tarugos de 6”	55
Figura 3.2. Desenho esquemático de forno de homogeneização contínuo sistema walking-beam.	56
Figura 3.3. Amarrados de tarugos representativos da condição C1, C2 e C3.	57
Figura 3.4. Espectrômetro de emissão óptica ARL, Metal Analyzer, aferido para análises de ligas da série 6000. No detalhe, câmara de análise com amostra.	58
Figura 3.5. Lay-out de corte de amostras para análise química e metalográfica. Utilização das amostras: A - Análise Química; B – Micro porosidade, Inclusões, Tamanho de grãos, Grau de transformação de fases, Número de Mg ₂ Si > 1µm; C – Zona de Segregação Inversa e Zonas de Bergmann; D – Macrografia.	58
Figura 3.6. Amostras submetidas à análise química.	59
Figura 3.7. À esquerda foto da mesa de transferência e do forno de homogeneização da Sapa Aluminium Brasil S.A., à direita foto da mesa de resfriamento do forno de homogeneização.	59
Figura 3.8. Forno de homogeneização contínuo da Sapa em corte mostrando as 36 posições, posicionamento de termopares de contato (P10, P18 e P36) vs. ciclo temperatura x tempo x zona.	60

Figura 3.9. P13 – Prensa de extrusão (P13) da Sapa Aluminium Brasil S.A. onde os tarugos nas condições C1, C2 e C3 foram testados.....	62
Figura 3.10. Amostras das condições C1, C2 e C3 identificadas para análise via microscopia óptica.....	64
Figura 3.11. Amostras das condições C1, C2 e C3 identificadas para análise via microscopia óptica.....	65
Figura 3.12. MEV FEI Magellan 400L.	66
Figura 3.13. Amostras das condições C1, C2 e C3 utilizadas para avaliação da Dureza Brinell do material.....	68
Figura 3.14. Durômetro Pantec-Panambra RASN RS + 62,5 Kgf.	69
Figura 3.15. Geometria dos corpos de provas, em alumínio 606350, que serão utilizados nos ensaios de tração. Dimensões em mm.	69
Figura 3.16. Amostras das condições C1, C2 e C3 preparadas para ensaio de tração.....	70
Figura 3.17. Máquina Universal de Ensaio de Tração – Instron 3369.....	70
Figura 3.18. Representação esquemática de perfil de velocidade em tarugo de alumínio durante o processo de extrusão.	71
Figura 3.19. Amostras das condições C1, C2 e C3 preparadas para ensaio de torção a quente.....	72
Figura 3.20. Geometria dos corpos de provas, em alumínio 606350, que serão utilizados nos ensaios de torção a quente. Dimensões em mm, com exceção da rosca.	72
Figura 3.21. Representação esquemática e foto da máquina horizontal de ensaios de torção a quente.	73
Figura 3.22. Perfis escolhidos para os testes de extrusão nas condições C1, C2 e C3.	76
Figura 3.23. Modelos CAM das ferramentas correspondentes aos perfis testados em extrusão nas condições C1, C2 e C3. À esquerda vista da face de contato do tarugo com a ferramenta, à direita vista da face de saída do perfil.....	77
Figura 3.24. Fotografias das ferramentas usadas nos testes das condições C1, C2 e C3.	77

Figura 4.1. Curva Temperatura x Tempo da Homogeneização de tarugos de 6”	80
Figura 4.2. Curva Temperatura x Tempo do resfriamento de tarugos de 6” pós homogeneização.	80
Figura 4.3. Distribuição normal dos FTs da P13.	83
Figura 4.4. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 50 e 55.	83
Figura 4.5. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 70 e 75.	84
Figura 4.6. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 90 e 95.	84
Figura 4.7. Variação do tamanho de grão ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	86
Figura 4.8.a. Microestrutura a ½ raio aumento de 50x amostra C1. Tamanho de grão de 78µm.	86
Figura 4.8.b. Microestrutura a ½ raio aumento de 50x amostra C2. Tamanho de grão de 88µm.	87
Figura 4.8.c. Microestrutura a ½ raio aumento de 50x amostra C3. Tamanho de grão de 79µm.	87
Figura 4.8. Micrografias óptica com luz polarizada mostrando tamanho de grão.	87
Figura 4.9. Variação do grau de transformação de fases Al-Fe-Si ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	88
Figura 4.10.a. Microestrutura (MO) a ½ raio aumento de 500x amostra C1. Grau de transformação de fases de 100%.	89
Figura 4.10.b. Microestrutura (MO) a ½ raio aumento de 500x amostra C2. Grau de transformação de fases de 100%.	89
Figura 4.10.c. Microestrutura (MO) a ½ raio aumento de 500x amostra C3. Grau de transformação de fases de 100%.	90

Figura 4.11.a. Microestrutura (MEV) a ½ raio aumento de 1000x amostra C1.	91
Figura 4.11.b. Microestrutura (MEV) a ½ raio aumento de 1000x amostra C2.	92
Figura 4.11.c. Microestrutura (MEV) a ½ raio aumento de 1000x amostra C3.	92
Figura 4.12. Variação de Valores # Mg ₂ Si >1µm/0,51 mm ² ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	93
Figura 4.13. Microestrutura (MEV) a ½ raio aumento de 10000x – padrão de precipitação das amostras C1, C2 e C3 respectivamente.	96
Figura 4.14. Variação da microporosidade ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	98
Figura 4.15. Variação da profundidade das Juntas Frias/Zonas de Bergmann ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	99
Figura 4.16. Micrografia (MO) Zonas de Bergmann amostras C1, C2 e C3 – aumento de 25x.	100
Figura 4.17. Variação da densidade superficial de inclusões entre 20 e 50 µm ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	101
Figura 4.18. Variação da densidade superficial de inclusões entre 51 e 100 µm ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	101
Figura 4.19. Variação da densidade superficial de inclusões maiores que 100 µm ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.	102
Figura 4.20. Curvas tensão deformação amostra condição C1.	104
Figura 4.21. Curvas tensão deformação amostra condição C2.	105
Figura 4.22. Curvas tensão deformação amostra condição C3.	106

Figura 4.23. Curvas tensão deformação médias obtidas por ensaio de torção à quente das amostras C1, C2 e C3 em taxa de deformação de 14s-1 e 450°C.....	107
Figura 4.24. Curvas tensão deformação médias obtidas por ensaio de torção à quente das amostras C1, C2 e C3 em taxa de deformação de 18s-1 e 450°C.....	108
Figura 4.25. Curvas de pressão de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897. ...	111
Figura 4.26. Curvas de força de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897. ...	113
Figura 4.27. Curvas de velocidade de stem X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897. ...	115
Figura 4.28. Curvas de pressão de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076. ...	119
Figura 4.29. Curvas de força de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076. ...	121
Figura 4.30. Curvas de velocidade de stem X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076. ...	123
Figura 4.31. Imagens pré e pós anodização fosca do perfil 550897 produzido com tarugos representativos das condições C1, C2 e C3.	128
Figura 4.32. Imagens pré e pós anodização fosca do perfil 340076 produzido com tarugos representativos das condições C1, C2 e C3.	128
Figura 4.33. Dados da evolução mensal da produtividade da homogeneização de tarugos de 6".	129

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

A	Área
AP	Área da seção transversal do perfil
AR	Área da seção transversal do recipiente
CB	Concentração de átomos B
d	Tamanho médio das células
D	Difusividade
D0	Constante pré-exponencial
DB	Coeficiente de difusão
Db	Diâmetro interno do container
De	Diâmetro equivalente do perfil
FT	Fator de transformação (ou razão de extrusão)
HATC	Hydro Aluminium Technology Center N.A.
JB	Fluxo de átomos B
k	Constante da equação de Hall-Petch
k	Constante de Boltzman
L	Fase líquida
n	Constante da equação de Hall-Petch
nf	Número de furos da ferramenta
Q	Energia de ativação
r	Raio
St	Parâmetro de estrutura
T	Temperatura
V	Volume
Vb	Velocidade do pistão
Vmax	Velocidade máxima de extrusão
X*	Concentração de núcleo com tamanho crítico
X0	Número de átomos por unidade de volume
ΔG	Energia livre
ΔG_s	Energia de deformação por unidade de volume

ΔG_v	Redução de energia livre por unidade de volume
α	Fase alfa
β	Fase beta
γ	Energia interfacial entre fases
ε	Deformação
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação
π	Pi
σ	Tensão
σ_0	Constante da equação de Hall-Petch
ω	Fator que inclui a frequência de vibração dos átomos e área dos núcleos críticos

1 INTRODUÇÃO

O termo “extrudabilidade” é definido como a máxima velocidade de extrusão (V_{max}) antes da ocorrência de um arrancamento no perfil que está sendo extrudado. A ocorrência de arrancamento normalmente é determinada por inspeção visual [1].

O tratamento térmico de homogeneização de tarugos de alumínio tem influência direta na qualidade superficial e nas propriedades mecânicas dos perfis extrudados, bem como em sua extrudabilidade. Tal influência existe, pois durante a homogeneização ocorrem transformações microestruturais importantes para a qualidade metalúrgica do tarugo. São elas: transformações da microestrutura bruta de fusão dendrítica (com micro-segregações e gradiente de composição química) em microestrutura homogeneizada com grãos equiaxiais e homogêneos (isenta de micro-segregações e gradiente de composição química prejudiciais à qualidade do perfil), dissolução do magnésio e silício presente na liga e transformação das fases intermetálicas Al-Fe-Si de morfologia acicular (β) precipitadas nos contornos de grãos em fases intermetálicas Al-Fe-Si de morfologia globular (α).

Quanto mais otimizadas forem as variáveis deste processo e quanto melhor o controle sobre elas, maior será a produtividade (kg/h) do processo de tratamento térmico, maior será a extrudabilidade do tarugo e conseqüentemente sua produtividade (kg/h) durante o processo de extrusão.

As variáveis de processo principais do tratamento térmico de homogeneização que tem influência direta na microestrutura e qualidade metalúrgica de tarugos de alumínio são: taxa de aquecimento (para ligas contendo Mn e/ou Cr), temperatura de tratamento (patamar de tratamento), tempo de tratamento (tempo de patamar) e taxa de resfriamento pós-homogeneização.

Como no processo de homogeneização as transformações microestruturais metalúrgicas ocorrem por processo de difusão, em teoria quanto maior a temperatura do processo, mais fácil e rapidamente ocorrerão as transformações metalúrgicas. Entretanto, em função de micro-segregações e

gradiente de composição química da estrutura bruta de fusão há regiões eutéticas e com isso a máxima temperatura de homogeneização fica limitada. Para a liga 6063, por exemplo, a máxima temperatura recomendada é da ordem de 590°C [2].

Sendo assim, tem-se também um tempo mínimo recomendado de permanência dos tarugos na temperatura de homogeneização definida. Este tempo mínimo recomendado, é necessário e fundamental para que as transformações metalúrgicas possam ocorrer de maneira satisfatória na microestrutura dos tarugos de alumínio e se obtenha a qualidade metalúrgica necessária para uma matéria-prima de bom desempenho para o processo de extrusão de alumínio. Entretanto, muitas vezes este fato faz do processo de homogeneização um gargalo para a fabricação de tarugos de alumínio para extrusão. O tempo mínimo recomendado para a homogeneização de tarugos da liga 6063 é de 2,25 h (ou seja, 2 h e 15 min) [2].

A taxa de resfriamento pós-homogeneização tem influência direta sobre a precipitação de fases de Mg_2Si e Al-Fe-Si. A precipitação destas fases durante o resfriamento e ocorre em maior ou menor intensidade dependendo da taxa de resfriamento imposta. Em linhas gerais, se a taxa de resfriamento é alta as partículas precipitadas são pequenas e podem ser bem dissolvidas durante o pré-aquecimento do tarugo a ser extrudado e durante o processo de extrusão. Entretanto, se a taxa de resfriamento é baixa, as partículas de precipitados são grosseiras e a dissolução destas durante o pré-aquecimento de tarugo e durante o processo de extrusão não ocorrerá de maneira tão eficiente podendo acarretar no aparecimento de defeitos superficiais nos perfis extrudados e na redução de suas propriedades mecânicas em função de menor quantidade de Si e Mg disponíveis em solução sólida para precipitação controlada durante o tratamento térmico de envelhecimento realizado nos perfis de alumínio extrudado [3]. A taxa de resfriamento mínima recomendada para tarugos de alumínio da liga 6063 é 400°C/h [2].

No forno contínuo de tratamento térmico de homogeneização da Sapa Aluminium Brasil S.A., faz-se a homogeneização de tarugos de 6", 7", 8" e 9" da

liga 6063 à 590°C, 2,5h, com taxas de resfriamento média aproximada de 690°C/h.

Como para homogeneização de tarugos de 6" de diâmetro da liga 6063 existe atualmente um gargalo de produção no forno da Sapa Aluminium Brasil S.A., o objetivo do presente trabalho é discutir se este valor de tempo de tratamento térmico de homogeneização aplicado atualmente pode ser reduzido sem impactos negativos nas características metalúrgicas e na extrudabilidade dos tarugos ali processados e concluir qual seria a redução máxima permitida. Para investigar esta possibilidade foram homogeneizadas 3 cargas de tarugos 6063 6" nas seguintes condições de processo: T=590°C/ t=2h e 30 min, T=590°C/ t=2h e 15 min e T=590°C/ t=2h e 10 min. Para cada uma das 3 cargas foram realizadas as seguintes análises:

1. Análises metalográficas de amostras de tarugos no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) do DEMa/UFSCar e no HATC da Sapa Aluminium Brasil S.A.;
2. Ensaios mecânicos com amostras de tarugos no Laboratório da Sapa Aluminium Brasil S.A.;
3. Simulação física do processo de extrusão através de ensaios de torção a quente com amostras de tarugos no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos (Termo Mec) do DEMa/UFSCar (Departamento de Engenharia de Materiais/Universidade Federal de São Carlos);
4. Testes práticos de extrusão na prensa P13 da Sapa Aluminium Brasil S.A., verificando se há variações na trabalhabilidade a quente dos tarugos e nas propriedades mecânicas e acabamento superficial dos perfis produzidos com estes tarugos homogeneizados em diferentes tempos de tratamento.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é o segundo metal mais abundante no planeta, porém apenas no final do século XIX tornou-se um competidor economicamente explorado para as aplicações de engenharia. Por este motivo, algumas vezes é intitulado como o metal do momento. Alguns importantes passos no desenvolvimento da tecnologia industrial do século XIX, bem como a demanda de engenharia por materiais com característica de baixa densidade combinada à boa resistência mecânica, impulsionaram o crescimento da produção e consumo do novo metal[4].

As principais propriedades que tornam o alumínio e suas ligas economicamente viáveis e atrativas para diferentes aplicações são sua combinação única de qualidades como: boa aparência, leveza, boa conformabilidade, propriedades físicas atrativas (boa condutividade elétrica e térmica), elevadas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão em diversos ambientes.

Comparativamente com outros materiais metálicos o alumínio e suas ligas possuem densidade relativamente baixa, $2,7 \text{ g/cm}^3$, enquanto o aço e o cobre, por exemplo, têm respectivamente densidade $7,83 \text{ g/cm}^3$ e $8,93 \text{ g/cm}^3$.

Uma vez que o alumínio possui estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), sua ductilidade é relativamente boa mesmo em temperatura ambiente. Por isso, muitas de suas ligas são conformadas tanto a quente quanto a frio com relativa facilidade, isto fica comprovado através de produtos como: folhas de papel alumínio extremamente finas produzidas através do processo de laminação de alumínio relativamente puro[5] e perfis extrudados com geometria relativamente complexa e baixa espessura produzidos a partir de ligas de alumínio feitas especificamente para este tipo de processamento. A principal limitação do alumínio é sua baixa temperatura de fusão (660°C), o que restringe sua temperatura máxima de aplicação.

As ligas de alumínio são convenientemente divididas em dois grandes grupos: ligas de fundição e ligas para conformação, conforme as tabelas 2.1 e 2.2. Os principais elementos de liga para o alumínio são: cobre, magnésio, silício, manganês e zinco.

Tabela 2.1. Ligas de fundição: codificadas com 3 dígitos seguidos por um dígito decimal [4].

Ligas de fundição	
1xx.x	Alumínio puro, para fabricação de rotores.
2xx.x	Ligas nas quais o cobre é o elemento de liga principal, mas outros elementos podem ser especificados
3xx.x	Ligas nas quais o silício é o elemento de liga principal, embora outros elementos como cobre e magnésio podem ser especificados.
4xx.x	Ligas nas quais o silício é o elemento de liga principal.
5xx.x	Ligas nas quais o magnésio é o elemento de liga principal.
6xx.x	Não usado.
7xx.x	Ligas nas quais o zinco é o elemento de liga principal, mas outros elementos como cobre e magnésio podem estar especificados.
8xx.x	Ligas nas quais o estanho é o elemento de liga principal.
9xx.x	Não usado.

Tabela 2.2. Ligas para conformação: codificadas com de 4 dígitos [4].

Ligas para conformação	
1xxx	Alumínio puro - mín. 99% de pureza.
2xxx	Ligas nas quais o cobre é o elemento de liga principal, embora outros elementos como o magnésio pode ser especificado.
3xxx	Ligas nas quais o manganês é o elemento de liga principal.
4xxx	Ligas nas quais o silício é o elemento de liga principal.
5xxx	Ligas nas quais o magnésio é o elemento de liga principal.
6xxx	Ligas nas quais o silício e o magnésio são os elementos de liga principais.
7xxx	Ligas nas quais o zinco é o elemento de liga principal, mas outros elementos como cobre, magnésio, cromo e zircônio também podem estar especificados.
8xxx	Ligas contendo estanho e lítio em sua composição.
9xxx	Reservado para uso futuro.

O alumínio pode ter sua resistência mecânica aumentada através de deformação plástica a frio, solução sólida ou mediante tratamento térmico para

precipitação. Assim, origina-se dois subgrupos de ligas de alumínio, agrupados conforme a tabela 2.3.

Tabela 2.3. Ligas tratáveis e não-tratáveis termicamente.

Endurecidas por trabalho à frio/solução sólida	Tratáveis termicamente
1xxx	2xxx
3xxx	6xxx
5xxx	7xxx
	8xxx

As ligas que não são tratáveis termicamente consistem em uma única fase para as quais um aumento na resistência é obtido através do endurecimento por solução sólida e/ou por trabalho a frio. Por sua vez as ligas tratáveis termicamente possuem precipitados finamente distribuídos na matriz, tais precipitados são os responsáveis pelo aumento de resistência mecânica destas ligas (Exemplo: Nas ligas da série 6xxx precipita-se Mg_2Si na matriz de Al).

Adicionalmente à codificação que define a composição química das ligas de alumínio, utiliza-se codificação para a definição da têmpera da liga conforme alguns exemplos apresentados na tabela 2.4. A têmpera define o histórico de processamento termomecânico de uma determinada liga de alumínio.

Tabela 2.4. Têmperas principais utilizadas para ligas de alumínio.

Têmpera	Descrição
F	Conformada e resfriada ao ar
O	Recozida
T4	Solubilizada e envelhecida naturalmente (20°C por 5 - 10 dias)
T5	Resfriada da temperatura de deformação e envelhecida artificialmente (Tipicamente 160 - 190°C por 4 - 10 horas)
T6	Submetida a tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial

2.2 Liga 6063

Neste trabalho a liga objeto de estudo é a liga 6063 cuja especificação de composição química encontra-se apresentada na tabela 2.5.

Tabela 2.5. Especificação da liga 6063[6].

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Outros Total	Al
Mín.	0,450	0,150	---	---	0,475	---	---	---	---	---	---
Máx.	0,500	0,250	0,054	0,094	0,534	0,030	0,054	0,030	0,030	0,100	Bal.

A especificação apresentada na tabela 2.5 é uma variante interna da Sapa Aluminium para a liga 6063, chamada de 606350, que está de acordo com norma[7]. Essa especificação possui intervalo de composição química mais estreita para garantir maior uniformidade de trabalhabilidade a quente e maior uniformidade de propriedades mecânicas do alumínio após extrusão e envelhecimento, bem como uniformidade do seu acabamento superficial pós-anodização.

A liga 6063 é tipicamente aplicada em:

- Mercado da arquitetura e construção civil: fachadas de edifícios, perfis de portas, janelas e cortinas, arranjos interiores, sistemas construtivos, iluminação, escadas, corrimãos, portões;
- Mercado industrial: dissipadores de calor em módulos eletrônicos, carcaça de motores elétricos, instalações pneumáticas, tubulação para trocadores de calor, dentre outros componentes de equipamentos específicos;
- Mercado de transportes: assoalho de caminhões e ônibus, componentes e acessórios automotivos.

As propriedades mecânicas da liga 6063 dependem da rota de processamento termomecânica seguida e do controle adequado das variáveis de temperaturas e tempos durante as diferentes etapas do processamento. Na tabela 2.6 encontram-se algumas propriedades mecânicas típicas.

Tabela 2.6. Especificação da liga 6063[8].

Tempera	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (Mpa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell
T4	95	190	24	47
T6*	225	250	10	81

* Envelhecido por 5 horas a 185°C.

A resistência mecânica final de um perfil extrudado na liga 6063 é influenciada pela temperatura de homogeneização, pela taxa de resfriamento pós-homogeneização, pela temperatura de pré-aquecimento de tarugo, pela temperatura emergente ao processo de extrusão, pela taxa de resfriamento após o processo de extrusão e pela temperatura e tempo de tratamento térmico de envelhecimento à qual ela é submetida. Geralmente envelhecimentos com baixas temperaturas e longos tempos maximizam as propriedades mecânicas do perfil extrudado.

A rota de processamento e ciclos térmicos que a liga 6063 é submetida na Sapa Aluminium Brasil, está descrita pelas figuras 2.1 e 2.2.

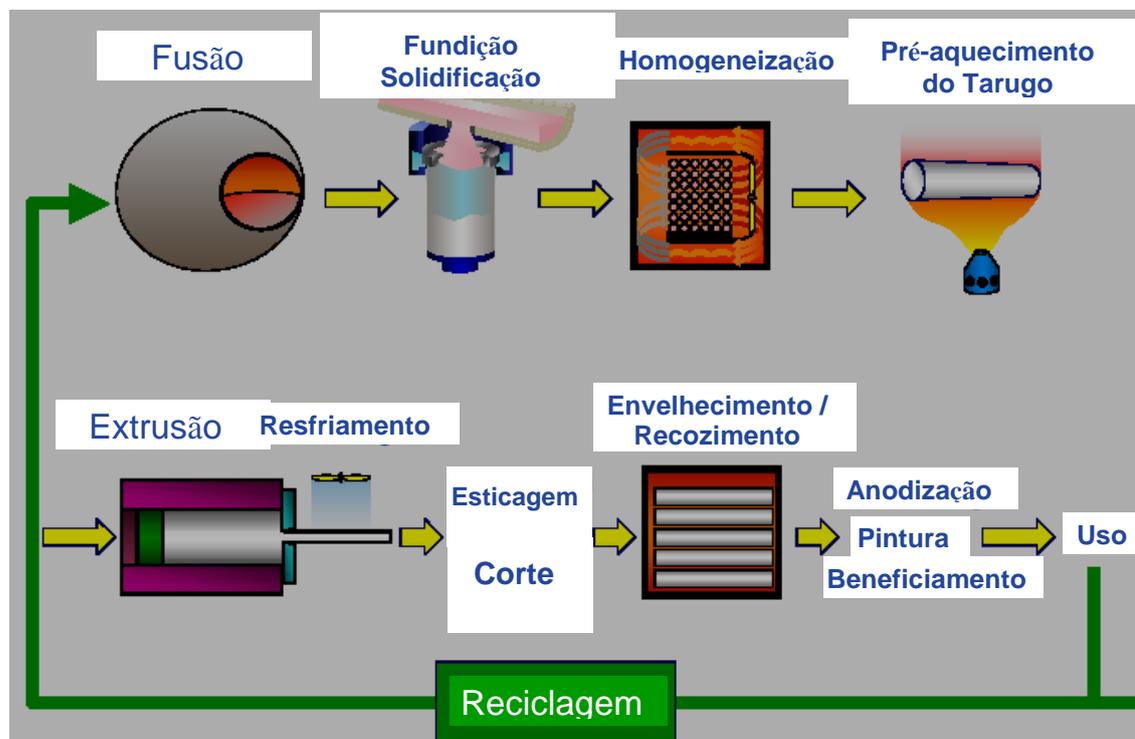


Figura 2.1. Fluxograma do processo produtivo da Sapa Aluminium Brasil S.A..

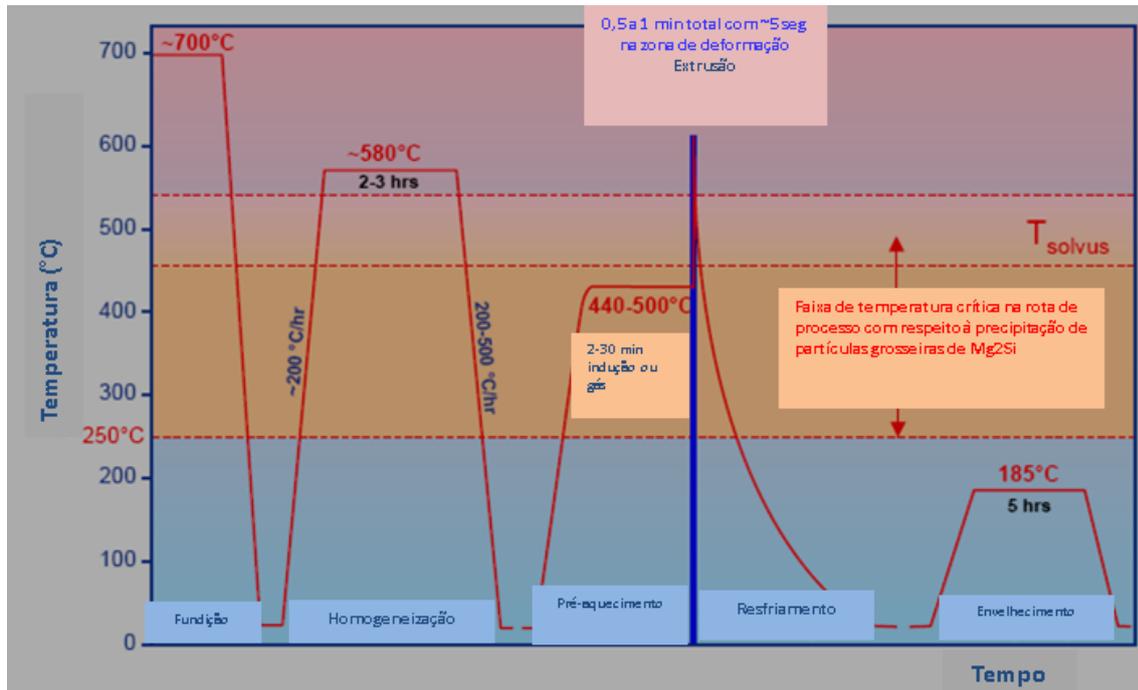


Figura 2.2. Ciclos térmicos para processamento de ligas da série 6xxx.

Preferencialmente a temperatura de pré-aquecimento do tarugo deve ser o mais baixa possível para que se consiga a maior velocidade de extrusão, porém ela precisa ser suficientemente alta para garantir bom fluxo do material e ultrapassar a temperatura mínima de solubilização do Mg e Si presente na composição química da liga.

As principais características do metal e de processamento que influenciam a trabalhabilidade a quente da liga 6063 são:

Características do metal:

- Composição química da liga: quanto maior a quantidade de elementos de liga presentes, menor a extrudabilidade do material;
- Tamanho e distribuição de tamanho de grão do tarugo(influenciado por: temperatura de casting, adição de refinador de grão, bem como pela tecnologia de molde utilizada na fabricação do tarugo). Norma internada Sapa especifica que o tamanho de grão deve ser menor que 200 μm ;
- Quantidade de fases inter-metálicas Al-Fe(Mn)-Si presentes nos contornos de grão do tarugo (intimamente relacionada com teor de Fe, Si e Mn presentes na composição química do material);

- Grau de transformação de fases inter-metálicas Al-Fe-Si presentes nos contornos de grão do tarugo (é controlada por Temperatura e tempo de tratamento térmico de homogeneização). Norma interna da Sapa especifica que o grau de transformação de fase deve ser maior que 90%;
- Quantidade de Mg e Si em solução sólida no momento da extrusão do material (é influencia por: temperatura de homogeneização, taxa de resfriamento pós-homogeneização e temperatura de pré-aquecimento). Norma interna da Sapa especifica que o Número de $Mg_2Si > 1\mu m / 0,51mm^2$ deve ser menor que 150.

Características de processamento:

- Atrito contra o liner (influenciada pela temperatura do container e acabamento superficial do liner);
- Resistência à deformação a quente (influenciada por: características metalúrgicas da matéria-prima, temperaturas e velocidades de processamento, bem como pelo fator de transformação imposto na transformação tarugo perfil através da ferramenta de extrusão);
- Taper (gradiente de temperatura da parte frontal para a parte traseira do tarugo, influenciada pelas características de controle e posicionamento de queimadores no forno de pré-aquecimento de tarugos).

Para obter-se máxima resistência mecânica a temperatura emergente deve estar acima da temperatura de solubilização do Mg_2Si , e a taxa de resfriamento do perfil extrudado alta o suficiente para suprimir a precipitação do Mg_2Si antes do tratamento térmico de envelhecimento. A taxa de resfriamento imposta ao perfil deve ser alta o suficiente para garantir solubilização máxima do Mg e Si presente na composição química da liga, porém sem prejudicar as características dimensionais do perfil extrudado. Para a liga objeto de estudo no presente trabalho, resfriamento com ar forçado é usualmente suficiente considerando perfis abertos e com espessura de até 7mm.

Desta forma, combinando-se as características e comportamento do material em alta temperatura com o controle das variáveis do processo de extrusão deve-se obter produtos de engenharia com especificações

dimensionais, estéticas (acabamento superficial) e de propriedades (ex: elétrica, térmicas, mecânicas, etc). As principais variáveis de processo a serem controladas no processo de extrusão são: fator de transformação (ou razão de extrusão), a velocidade do pistão (ou stem) e as temperaturas (de tarugo, do recipiente, da ferramenta e do perfil) envolvidas no processo.

Assim pode-se dizer que o processo de extrusão possui uma área ideal de operação, conhecida como “janela de operação”. Esta janela operacional está sob a curva de pressão de extrusão e acabamento aceitável. Tal situação é ilustrada pelo diagrama da figura 2.3.

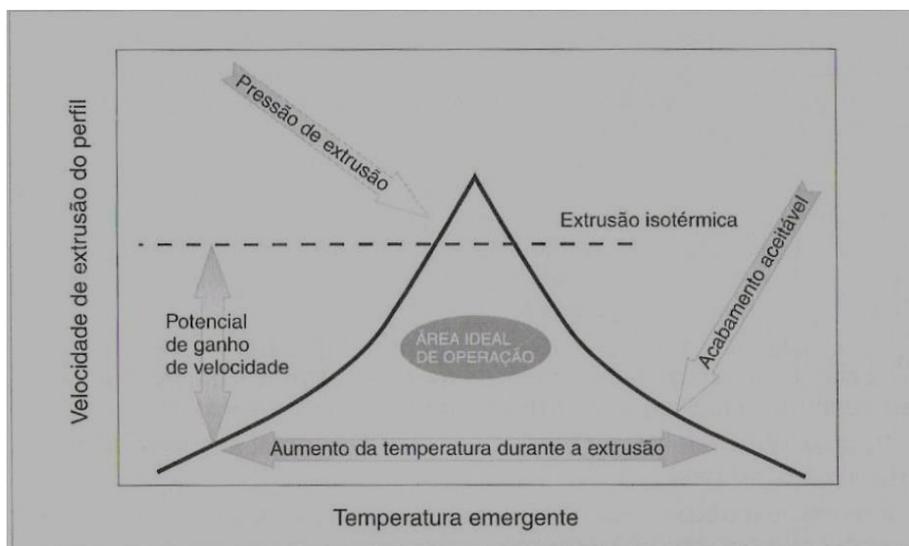


Figura 2.3. Diagrama limite de extrusão direta ilustrando o potencial de ganho de velocidade de extrusão durante a condição isotérmica.[9].

A figura 2.4 detalha os fatores mais importantes. A duas escalas de temperatura facilitam a leitura desta variável tão importante no processo de extrusão.

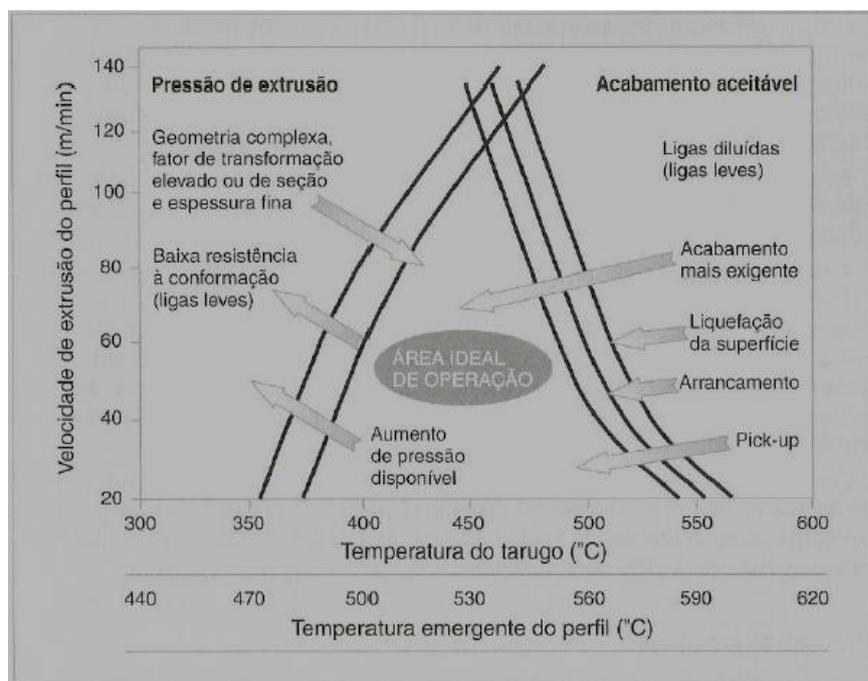


Figura 2.4. Diagrama limite de extrusão sob os efeitos dos parâmetros de extrusão (as temperaturas de extrusão e emergente são ilustrativas, pois dependendo da situação uma é mais fácil de medir do que a outra). [9]

A curva de pressão de extrusão pode deslocar-se para a direita e para baixo, quando, por exemplo, são extrudados perfis com geometria complexa, relação de extrusão elevada ou de seção ou ainda com espessura menor, dificultando a extrusão e diminuindo a área de operação e a produtividade. Por outro lado, a curva pode deslocar-se para a esquerda e para cima, isto ocorre quando se aumenta a pressão disponível em máquina e quando se trabalha com ligas mais leves, pois estas possuem menor resistência à conformação mecânica. Ao deslocar-se nesta direção, facilita a extrusão, aumentando a área de operação e consequentemente a produtividade.

A curva de acabamento aceitável possui característica semelhante, isto é, desloca-se para a direita e para cima quando, por exemplo, da extrusão de ligas menos carregadas, pois estas fundem em temperaturas maiores. Desta forma, a extrusão é facilitada, aumentando a área de operação e a produtividade. Por outro lado, quando a curva se desloca para a esquerda e para baixo, por exemplo, em casos onde há exigência de melhor acabamento, início do aparecimento do defeito “pick-up”, arrancamento e por último a

liquefação da superfície, ocorre uma diminuição da área de operação, dificultando a extrusão e, conseqüentemente, reduzindo a produtividade.

Aplicando os conhecimentos expostos através do diagrama de limites de extrusão, pode-se desenvolver equipamento e processo para operar na condição de extrusão isotérmica, isto é, onde a temperatura emergente do perfil não se altera ao longo do comprimento da puxada, garantindo a homogeneidade das propriedades mecânicas, o acabamento superficial e a alta produtividade. Deve ser construído um diagrama específico para cada combinação perfil, ferramenta e liga.

Este diagrama vale para todas as ligas trabalháveis comercialmente e permite compreender bem o processo de extrusão.

Aplicando o diagrama de extrusão, consegue-se aumentar a velocidade de extrusão e, conseqüentemente, a produtividade. Desta forma, é possível desenvolver modelos que indiquem o menor custo da transformação do tarugo em perfil (energia elétrica e combustível / manutenção / mão-de-obra / ferramenta). Isto ocorre normalmente quando a razão de extrusão (relação entre a área do tarugo e a área do perfil extrudado) está entre 30 e 40, aumentando-se razoavelmente a partir destes valores até aproximadamente 60 e, muito acentuadamente, a partir de 80. [9]

2.3 Extrudabilidade da liga 6063

Pode-se dizer que entre as ligas da série 6xxx, a liga 6063, estudada neste projeto, é considerada como uma liga de extrudabilidade intermediária, já que ela é aproximadamente equivalente à liga 606090 apresentada na figura 2.5.

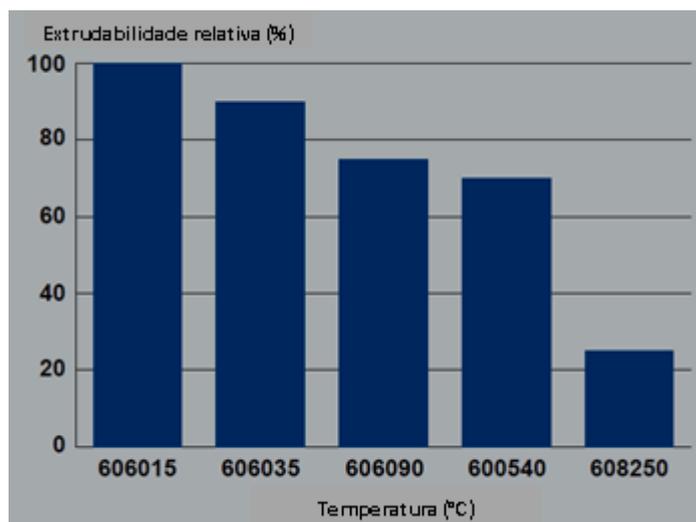


Figura 2.5. Extrudabilidade relativa das ligas mais comuns da série 6xxx[10].

Defini-se “extrudabilidade” como a máxima velocidade de extrusão (V_{max}) antes do surgimento de um arrancamento no perfil que está sendo extrudado. A ocorrência de arrancamento normalmente é determinada por inspeção visual [1].

2.4 Comportamento mecânico de ligas metálicas deformadas a quente

De maneira geral, pode-se dizer que uma determinada liga metálica é submetida a trabalho a quente quando a deformação é imposta em uma dada temperatura e a uma determinada taxa de deformação, nas quais operam os mecanismos de amolecimento da sua micro e subestrutura durante a solicitação termomecânica. Isto permite que sejam atingidos altos níveis de deformação.

Entretanto, para diversos metais e ligas metálicas, em condições de trabalho mecânico em altas temperaturas, eventualmente os mecanismos de aumento de resistência e/ou de amolecimento operam em competição.

Uma vez que a ocorrência de tais eventos acontece através de mecanismos de difusão, a ativação térmica desempenha papel fundamental. Estes mecanismos podem alterar sensivelmente o comportamento esperado do material durante o processamento a quente, pois influenciam diretamente sua

ductilidade e resistência mecânica. O aumento de resistência durante o processamento a quente ocorre devido ao encruamento e outras formas de bloqueio do deslizamento das discordâncias como a precipitação, solução sólida e o ancoramento por contornos de grão. Já os mecanismos de amolecimento, geralmente dependem da possibilidade da ocorrência de recuperação e recristalização. Durante a recuperação ocorrem rearranjos, aniquilamentos e modificações morfológicas em escala reduzida nos defeitos cristalinos (pontuais e lineares), o que não promove alterações significativas na microestrutura da liga metálica. Porém, durante a recristalização ocorre alteração significativa da subestrutura e em consequência também da microestrutura.

2.5 Mecanismos de aumento de resistência em altas temperaturas

Em altas temperaturas de processamento existe a possibilidade de ocorrência de mecanismos micro e/ou subestruturais específicos que acarretam em aumento de resistência mecânica e conseqüente redução de ductilidade. Estes eventos são: encruamento, precipitação e solução sólida.

A influência desses fenômenos no aumento de resistência terá maior ou menor efeito em função de variáveis de processamento como: temperatura, taxa de deformação e percentual de deformação imposto. Este comportamento, em princípio, pode ser descrito por relações constitutivas que poderiam ter a seguinte forma [11]:

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, S_t) \quad (2.1) \quad \text{e} \quad \frac{dS_t}{dt} = g(\sigma, T, S_t) \quad (2.2) \quad \text{ou seja:} \quad \sigma = j \left(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_t \right) \quad (2.3)$$

onde S_t é o parâmetro de estrutura, T é a temperatura, σ é a tensão, ε é a deformação e $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação. Mantendo-se constante alguns destes fatores, frequentemente analisa-se a influência da taxa de deformação, da temperatura e dos elementos de liga, principalmente no desenvolvimento de

novas ligas. O domínio desta área de conhecimento é de grande importância e interesse tecnológico, pois serve de base para o desenvolvimento de novas ligas e procedimentos para conformação plástica realizada em altas temperaturas. É possível que alguns fenômenos tenham influência direta em outros, como, por exemplo, a recristalização estática e dinâmica. Quanto menor a temperatura de processamento e maior a taxa de resfriamento, maior será a efetividade do encruamento.

2.6 Encruamento

Quando um material é deformado à quente ocorre geração de defeitos cristalinos como discordâncias, lacunas e maclas. O aumento da resistência do material devido ao aumento da densidade de discordâncias é representado por seu encruamento.

Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo que estes defeitos apresentam. Durante a deformação plástica, podem estar presentes na rede cristalina basicamente duas classes de discordâncias: as móveis e as imóveis [11,12]. As primeiras são responsáveis pelas mudanças de forma e/ou acomodações em regiões do cristal, nas quais ocorre deformação heterogênea (localizada), como as que ocorrem próximo aos contornos de grão e nas interfaces entre partículas de segunda fase e a matriz. O número de discordâncias móveis, assim como a intensidade dos campos de tensão interna gerados por elas, aumenta com o aumento no número de partículas de segunda fase. O segundo tipo de discordâncias, as imóveis, acumulam-se interagindo entre si de forma aleatória, aprisionando-se e formando subestruturas de emaranhados, células ou subgrãos.

O encruamento é tanto maior quanto maior for a dificuldade das discordâncias móveis caminharem e vencerem os campos de tensão gerados na rede cristalina pelos outros defeitos anteriormente armazenados. Quando os materiais são deformados plasticamente, discordâncias são geradas. Com a continuidade da deformação, as discordâncias movem-se em seus sistemas de

escorregamento. As interações entre estes sistemas e os contornos de grão ou qualquer obstáculo substancial, bloqueiam o escorregamento e criam empilhamentos. Este bloqueio e a geração de discordâncias continuam até o estágio onde algumas discordâncias bloqueadas são capazes de evitar e transpor os obstáculos através de deslizamento cruzado nos planos de deslizamento cruzado [13, 14].

Uma maneira de analisar o aumento de resistência mecânica devido à subestrutura é considerar as células de discordâncias da mesma maneira como são considerados os grãos cristalinos na teoria de Hall-Petch[15]. Assim, através da relação:

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-n} \quad (2.4)$$

onde σ é a tensão para o escoamento plástico, σ_0 , n e k são constantes e d é o tamanho médio das células, verifica-se que quanto menor d , maior a tensão necessária para deformar o material. Este fato permite que, através do trabalho mecânico controlado de um material em temperaturas elevadas, seja produzida uma subestrutura fina (com d pequeno) o que resultará numa resistência mecânica elevada, mesmo com um tamanho de grão cristalino relativamente grande. Basta para isso que o trabalho mecânico seja realizado em condições que não favoreçam a recristalização, mas que permitam o desenvolvimento de uma subestrutura celular de discordâncias.

Os contornos de grão fornecem uma fonte de heterogeneidade para a estrutura de discordâncias uma vez que eles funcionam como barreiras para o movimento destas. O efeito de barreira do contorno de grão significa que o excesso de discordâncias de um sinal tendem a se acumular de um lado do contorno, com o excesso de sinal oposto do outro lado. Em condições de trabalho a quente pode acontecer deslizamentos limitados de contornos de grão e assim relaxando as restrições impostas pelos grãos adjacentes [16].

2.7 Recuperação e Recristalização

A recuperação e recristalização de estruturas deformadas é parte integrante do processamento termomecânico. Este processo de recozimento pode ocorrer totalmente ou parcialmente depois do processo de extrusão e continuar posteriormente durante um eventual tratamento térmico de recozimento ou solubilização. O processo de amaciamento do material pode ser utilizado simplesmente para facilitar processamentos adicionais ao processo de extrusão como trefilação ou conformação de componentes de engenharia, ou pode ser indesejado devido às propriedades atingidas com o material encruado serem necessária para aplicação final do produto. Em algumas das ligas tratáveis termicamente de maior resistência mecânica uma estrutura não recristalizada pode ser especificada para aumentar a resistência à deformação, aumentar a resistência à propagação de trincas por fadiga ou requisitos de resistência à corrosão. Assim, um processo que pode afetar todas estas propriedades no produto final deve ser considerado como tecnologicamente importante.

Apesar de parte do amaciamento ocorrer por recuperação e recristalização estática, o completo amaciamento somente pode ser alcançado através da substituição da microestrutura deformada por uma microestrutura nova, livre de deformação e com grãos completamente recristalizados. A cinética de recristalização depende da deformação total imposta, da taxa e da temperatura com que tal deformação foi imposta ao material (uma medida de quanta energia de deformação foi armazenada) e da temperatura de recozimento (a energia térmica fornecida para proporcionar a movimentação dos contornos de alto ângulo ocasionados pela deformação). É também bem conhecido que a nucleação para início da recristalização ocorre preferencialmente nos contornos de grãos, e por isso é razoável esperar-se que o tamanho de grão inicial pode influenciar na cinética de recristalização (isso tem uma baixa influência no processo de extrusão, pois na extrusão realiza-se uma grande deformação em um único passe).

2.8 Recuperação e recristalização dinâmica

Apesar de a recuperação e recristalização serem considerados processos normalmente estáticos que ocorrem durante o recozimento na ausência de deformação, em altas temperaturas estes processos também ocorre durante a aplicação de tensão e deformação (por exemplo, sob as condições obtidas durante o processo de extrusão). Estes eventos são um tanto quanto diferentes da recuperação e recristalização estática e são chamados de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Este processo de amaciamento garante não somente a ausência de encruamento durante o processo de extrusão, mas também tem influência nas propriedades do produto extrudado.

Quando discordâncias existem ou são geradas, elas podem ter sinais positivos ou negativos, assim discordâncias de sinais opostos tem força de interação atrativa e se encontrarem-se, se aniquilam mutuamente enquanto discordâncias de sinais iguais geram campos de tensão de repulsão mútua. Em materiais com alta energia de falha de empilhamento como o alumínio ($0,2\text{J/m}^2$ ou 200 erg/cm^2), a movimentação de discordâncias é relativamente fácil devido à facilidade de deslizamento cruzado e escalagem que permitem às discordâncias moverem-se distantes uma das outras para uma condição de menor energia. Assim, as discordâncias tendem a se arranjar de forma grosseiramente equidistantes, formando o que é denominado de sub-grãos. O tamanho de sub-grão em materiais de alta energia de falha de empilhamento é uma característica micro-estrutural importante que determina não só as características dos perfis como extrudado, mas também o comportamento do material no processamento subsequente. Uma vez que esta característica está relacionada à tensão aplicada ao material, aparentemente ela pode ser controlada pelo ajuste da taxa de deformação (velocidade de stem e fator de transformação), das temperaturas de processamento, da taxa de resfriamento imposta após a deformação e da composição química da matéria prima utilizada.

Após recuperação dinâmica durante a extrusão, dependendo do controle das variáveis de processo, uma pequena quantidade de recuperação estática ocorre no extrudado e pode ser seguida de recristalização. A recristalização, entretanto, em algumas ligas, é relativamente lenta e pode ser evitada pelo ajuste dos parâmetros de processo na prensa e da taxa de resfriamento do perfil. Quando não possível desta forma, pode-se adicionar inibidores de recristalização (Mn e Cr) à composição química da liga ainda durante o processo de fabricação do tarugo.

2.9 Difusão

A movimentação coletiva de átomos, ou difusão, é dividida em difusão intersticial e substitucional. Difusão intersticial é o movimento de átomos menores de ou para posições que não são posições principais da rede cristalina, as posições intersticiais. Os átomos pequenos migram entre os átomos maiores. Difusão substitucional significa substituição de átomos de tipos diferentes na rede cristalina principal. Este processo necessita da existência de defeitos cristalinos chamados de vacâncias, as quais funcionam como sítios temporários para os saltos atômicos. O tratamento de ambos os processos de difusão é uma questão de probabilidade estatística.

O tipo mais simples de difusão é aquele que ocorre quando existe o estado estacionário, isto é quando a concentração em qualquer ponto não muda com o tempo. Fick assumiu que a difusão é proporcional ao gradiente de concentração no material. Se a difusão ocorre é em uma direção única, e a equação conhecida como Primeira Lei da Difusão de Fick tem a seguinte forma:

$$J_B = D_B \frac{\partial C_B}{\partial x} \quad (2.5)$$

onde J_B é o fluxo de átomos B, D_B é o coeficiente de difusão e C_B é a concentração de átomos B.

Em situações mais realistas, as condições de estado estacionário não ocorrem. Isto é, a concentração varia em função da distância e do tempo, e então a Primeira Lei da Difusão de Fick não pode ser utilizada. Para o estado não estacionário, considerando que a variação de D_B com a concentração pode ser ignorada, deduziu-se a partir da equação da Primeira Lei de Fick a equação da Segunda Lei da Difusão de Fick, esta equação tem a seguinte forma:

$$\frac{\partial C_B}{\partial t} = D_B \frac{\partial^2 C_B}{\partial x^2} \quad (2.6)$$

Existem várias soluções para esta equação. Uma solução, que é utilizada para o tratamento térmico de homogeneização será considerada a frente.

2.10 Nucleação em sólidos

2.10.1 Nucleação homogênea

Em 1925 Vollmer e Weber, bem como em 1935 Becker e Döring foram os “mestres” da teoria clássica de nucleação. A teoria derivou da formação de líquido a partir de gases. O fenômeno de nucleação em sólidos é mais complexo que em líquidos e gases devido à diversidade de possíveis relações cristalográficas entre a matriz e os núcleos, a possibilidade de suportar tensão de cisalhamento e da existência de defeitos de rede. Ainda assim, a nucleação em sólidos basicamente pode ser tratada pela aplicação da teoria clássica de nucleação.

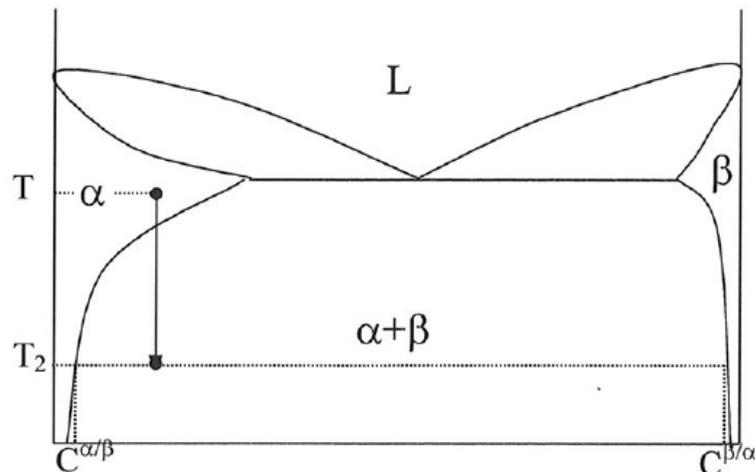


Figura 2.6. Resfriamento de uma liga para obter uma matriz metaestável supersaturada [17].

Para se obter uma matriz α supersaturada, a liga com concentração C_0 é resfriada de T para T_2 conforme figura 2.6. A partir de uma matriz α a nova fase β precipita. Quando β precipita, átomos B na matriz α primeiro precisam difundir juntos para formar um pequeno volume com a concentração $C^{\beta/\alpha}$. Se necessário, os átomos precisam se rearranjar na estrutura cristalina β . A energia livre muda associada com o processo de nucleação de acordo com a seguinte equação.

$$\Delta G = -V\Delta G_v + A\gamma + V\Delta G_s \quad (2.7)$$

V é o volume de β , ΔG_v é a redução de energia livre por unidade de volume de β , A é a área interfacial entre α e β , γ é a energia interfacial α/β e ΔG_s é a energia de deformação por unidade de volume de β devido ao desalinhamento de estrutura cristalina. Se ignorarmos a variação de γ com a orientação da interface e assumir que o núcleo é esférico com um raio de curvatura r a equação se transforma em:

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3(\Delta G_v - \Delta G_s) + 4\pi r^2\gamma \quad (2.8)$$

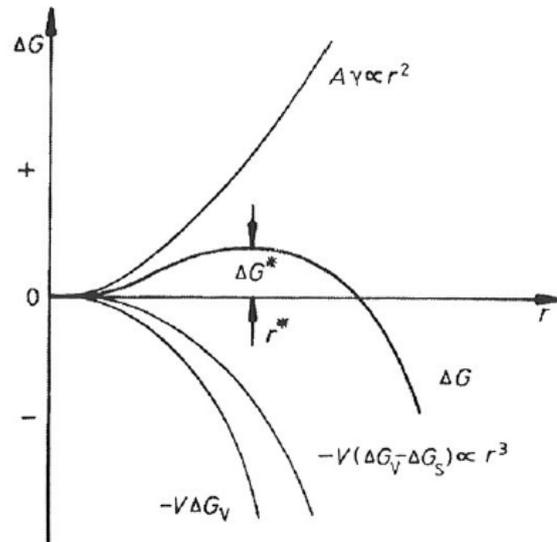


Figura 2.7. A variação de ΔG em função de r para a nucleação homogênea. Existe uma barreira ΔG^* de energia de ativação [17].

A figura 2.7 mostra a variação de ΔG em função de r para uma nucleação homogênea. O tamanho crítico do núcleo e a energia de ativação para a nucleação é obtida pela derivação da equação 2.8 em relação a r .

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = 0 \quad (2.9)$$

$$r^* = \frac{2\gamma}{(\Delta G_v - \Delta G_s)} \quad (2.10)$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v - \Delta G_s)^2} \quad (2.11)$$

A concentração X^* de um núcleo com tamanho crítico é dada por

$$X^* = X_0 \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \quad (2.12)$$

Aqui X_0 é o número de átomos por unidade de volume da fase β , k é a constante de Boltzman e T a temperatura absoluta. Se cada núcleo for supercrítico em uma taxa f a taxa da nucleação homogênea será dada por

$$N_{\text{hom}} = fX^* \quad (2.13)$$

Becker em 1948 e Turnbull e Fisher em 1949 trataram a taxa de nucleação introduzindo uma energia de ativação de difusão Q em uma exponencial na equação 2.13. f depende do quão frequente um núcleo crítico pode receber um átomo da matriz α . Isso dependerá da área superficial do núcleo e da taxa na qual a difusão pode ocorrer. A taxa de nucleação será então da forma

$$N_{\text{hom}} = \omega X_0 \exp\left(-\frac{Q + \Delta G^*}{kT}\right) \quad (2.14)$$

Aqui ω é o fator que inclui a frequência de vibração dos átomos e a área dos núcleos críticos.

Núcleos incoerentes têm um valor de γ tão elevado que nucleação homogênea incoerente é virtualmente impossível. Se, entretanto, o núcleo tem uma relação de orientação com a matriz, e a interface coerente é formada, ΔG^* é reduzido significativamente e a nucleação homogênea se torna possível.

2.10.2 Nucleação heterogênea

Se a criação de um núcleo resulta em aniquilação de defeitos cristalinos como contorno de grão, discordâncias e vacâncias, há redução de energia livre (ΔG_d) e conseqüente redução na barreira de energia de ativação para nucleação. A equação para nucleação heterogênea equivalente a equação 2.7 é

$$\Delta G = -V(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma + V\Delta G_d \quad (2.15)$$

Quando a teoria é modificada para sólidos (equação 2.15), o comportamento na maioria das soluções sólidas supersaturadas, com todos os dados termodinâmicos disponíveis, não pode ser prevista quantitativamente. Em ligas binárias de alumínio, ainda não é possível prever o comportamento de precipitação. A razão é que fatores adicionais afetam a nucleação.

2.10.3 Fatores que afetam a nucleação

Existem três fatores principais que afetam a nucleação em sólidos.

a) Possibilidades cristalográficas

A estrutura da interface entre a matriz e o núcleo pode ser bastante diferente. Normalmente a estrutura da interface pode ser dividida em três categorias.

Nucleação coerente: A estrutura cristalina e a distância inter-atômica da matriz e do núcleo são as mesmas. (Figura 2.8a).

Nucleação semi-coerente: A estrutura cristalina e a distância inter atômica da matriz e do núcleo possuem alguma relação (Figura 2.8b).

Nucleação incoerente: A configuração atômica da matriz e do núcleo é muito diferente (Figura 2.8c).

A energia superficial mínima possível pode ser esperada no caso de nucleação coerente, (A barreira de ativação mínima é obtida quando não há desalinhamento entre a matriz e o núcleo, caso 1, Figura 2.8a) enquanto que a maior energia superficial ocorrerá para a nucleação incoerente.

b) Energia de deformação

Em geral, o volume transformado não irá se ajustar perfeitamente no espaço originalmente ocupado pela matriz e isso irá gerar uma energia de deformação. A origem do desalinhamento entre matriz e núcleo pode ser a diferença de parâmetro de rede e/ou a diferença de estrutura cristalina.

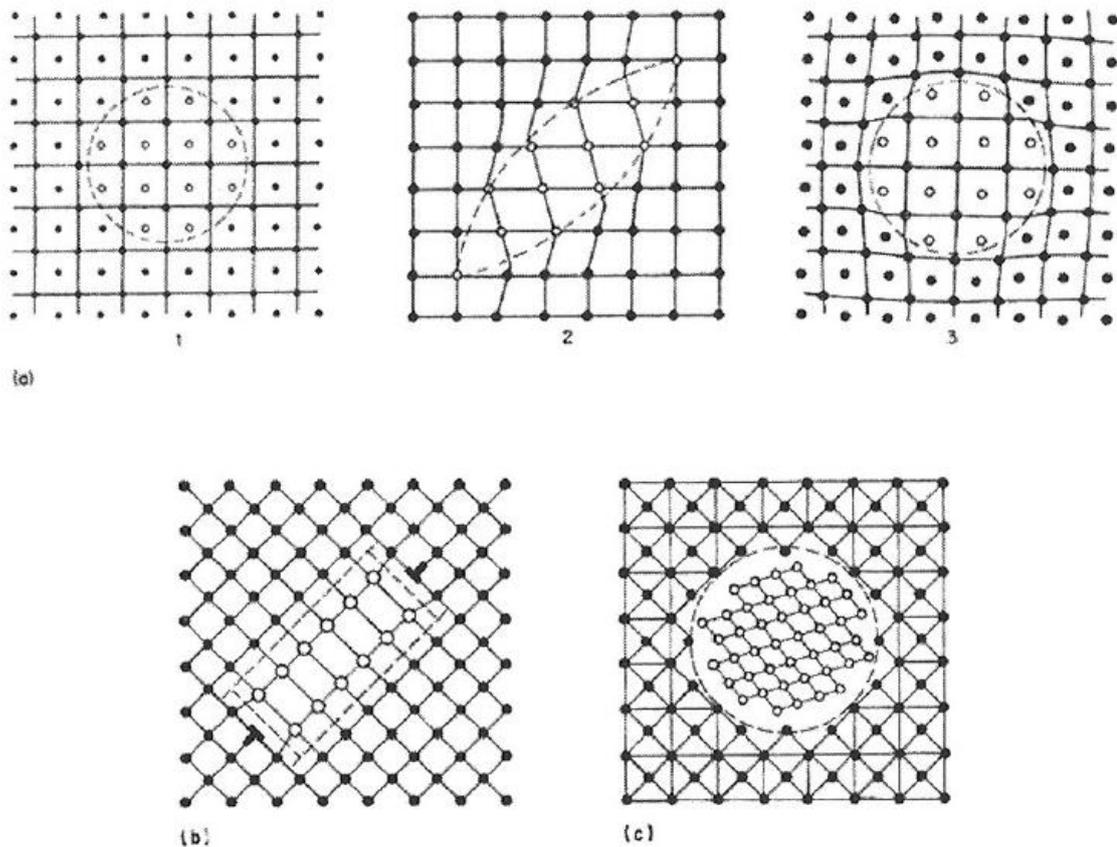


Figura 2.8. Três tipos de núcleos em sólidos: a) núcleo coerente, 1. sem desalinhamento, 2. distorção por tensão, 3. distorção por deformação devido a mudança de volume; b) núcleo semi-coerente – a interface parcialmente de discordâncias; c) núcleo incoerente – a interface é similar a um contorno de grão de alto-ângulo [17].

c) Defeitos na rede cristalina

Em soluções sólidas supersaturadas, existem os seguintes tipos de defeitos:

Defeitos Interfaciais: contornos de grãos, contornos de macla, falhas de empilhamento, interfaces entre fases.

Defeitos lineares: Linhas de discordâncias.

Defeitos pontuais: vacâncias.

A combinação de dois fatores, possibilidades cristalográficas e defeitos de rede, está proposto como uma maneira de ordenar um grande número de fenômenos de nucleação. A combinação dos defeitos mais comuns na matriz e as relações cristalográficas estão dadas na tabela 2.7.

Tabela 2.7. ΔG^* diminui na direção das setas [17].

Defeito Relação crystal. entre α e β	B = Contorno de Grão		D = Discordância		V = Vacância		H = Nucleação homogênea em rede perfeita	
	c = coerente	Bc	→	Dc	→	Vc	≈	Hc
	↓		↓		↑		↑	
s = semicoerente	Bs	→	Ds	←	Vs	←	Hs	
	↓		↑		↑		↑	
n = incoerente	Bn	←	Dn	←	Vn	←	Hn	

Da tabela 2.7, quatro tipos de nucleação com um valor mínimo de ΔG^* são evidentes: nucleação incoerente no contorno de grão (Bn), nucleação semi-coerente em discordâncias (Ds), nucleação coerente em vacâncias (Vc) e nucleação homogênea coerente (Hc).

2.11 Crescimento de partículas

Quando o crescimento do precipitado está finalizado e a concentração na matriz atingiu o equilíbrio, a partícula começa a ficar grosseira. Neste processo as partículas menores diminuem e desaparecem enquanto as partículas grandes crescem. A força motriz para a ocorrência deste processo é fornecida pela redução da energia interfacial total do material. Uma vez que partículas menores em uma solução têm razão de área superficial/fração volumétrica maior que as partículas maiores, partículas menores são menos estáveis que partículas maiores do mesmo material. Um aumento no raio médio de partícula \bar{r} irá reduzir a energia livre total do sistema e esta redução energética é a força motriz para a reação de engrossamento de partículas. A descrição teórica para engrossamento é baseada na equação de Gibbs-Thomson e é dada da seguinte forma:

$$C_B^{\alpha/\beta}(r) = C_{eq}^{\alpha/\beta} \exp\left[\frac{2\gamma N_m^\beta}{RT r}\right] \quad (2.16)$$

$$C_B^{\alpha/\beta}(r)$$

2.12 Precipitação e Solução Sólida

A reação de precipitação que ocorre no estado sólido durante o envelhecimento é uma transformação de fase que se inicia a partir de uma solução sólida supersaturada e resulta em uma mistura de fases. As fases resultantes deste processo consistem de uma matriz cuja estrutura cristalina é similar a da fase inicial, porém geralmente com composição e parâmetro de rede diferente. O precipitado formado por sua vez pode diferir da matriz em estrutura cristalina, composição e grau de ordenamento estrutural de longo alcance. A propriedade física, química e mecânica de uma liga de duas fases pode variar marcadamente com a natureza, tamanho, forma e distribuição da fase precipitada na microestrutura. Este é o fundamento base para o endurecimento via tratamento térmico de envelhecimento de ligas comerciais, as quais têm suas propriedades de engenharia melhoradas para diferentes aplicações através de precipitação controlada a partir de uma solução sólida.

Diagramas de fases que dão origem a reações de precipitação estão ilustrados na figura 2.9. O tratamento térmico de uma liga endurecida por envelhecimento normalmente consiste em (1) tratamento de solubilização para produzir uma solução sólida homogênea, (2) resfriamento controlado até a temperatura ambiente para retenção de solução sólida supersaturada, e (3) reaquecimento a uma temperatura intermediária para precipitação da segunda fase na matriz.

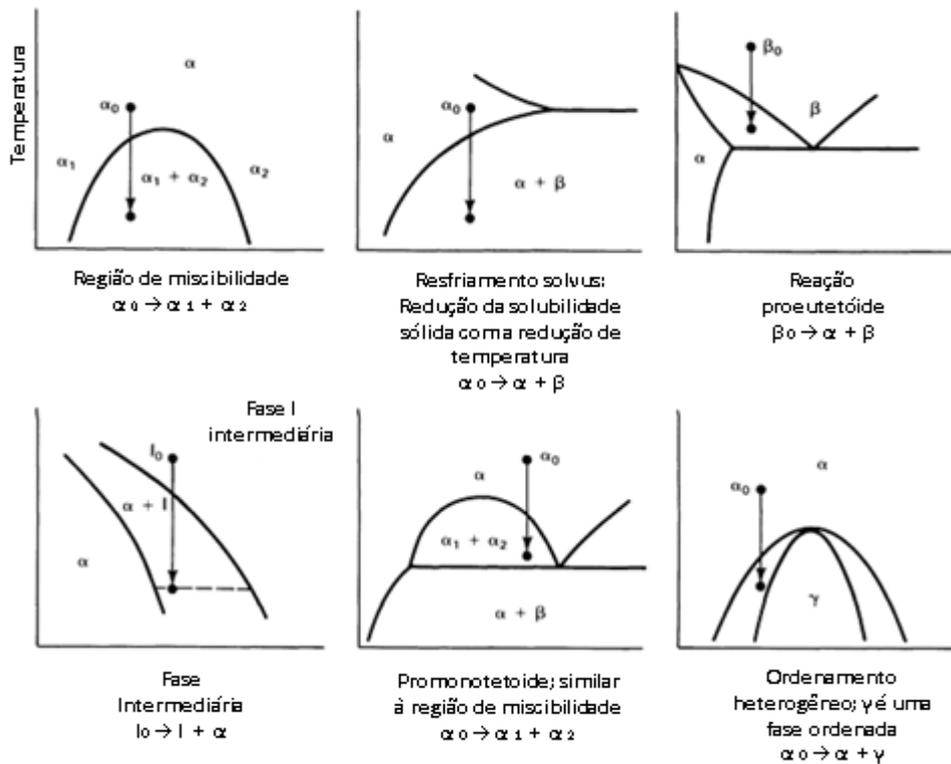


Figura 2.9. Diagramas de fases que dão origem a reações de precipitação[18].

A distribuição das fases e a morfologia de precipitação que ocorre durante a reação de precipitação é controlada pelos processos de nucleação, crescimento e pela competição entre estes processos. A nucleação produz os primeiros agregados da nova fase que crescem espontaneamente e aliviam a supersaturação da matriz. Nucleação é fundamentalmente um fenômeno instável cuja taxa é controlada pela densidade de sítios disponíveis para que a nucleação possa ocorrer, o trabalho necessário para formar um núcleo crítico, e a taxa de movimentação atômica.

A barreira da nucleação que controla a formação de uma segunda fase é a energia interfacial e a energia de deformação dos “núcleos críticos”. A forma dos núcleos estabelece uma harmonização entre estes fatores. Precipitados frequentemente nucleiam com uma relação cristalográfica específica em relação à fase primária inicial para ter baixa energia interfacial e desenvolver pelo menos alguma orientação na interface entre fases. Para o sistema Al-Mg-Si, em estudo no presente trabalho, o precipitado formado é o Mg_2Si , de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), que precipitam na matriz de

alumínio, também CFC, em forma de pequenas plaquetas sem planos da família {100}. [18]

Nucleação pode ocorrer uniformemente por toda a matriz supersaturada (nucleação homogênea) ou preferencialmente em locais específicos (nucleação heterogênea), como contornos de grãos ou discordâncias. Nucleação preferencial ocorre em defeitos cristalinos da estrutura que catalisam a nucleação devido à redução do trabalho requerido para criar um núcleo crítico; entretanto, a taxa de nucleação heterogênea é limitada pela densidade destes defeitos cristalinos.

O subsequente crescimento dos precipitados demanda difusão do soluto na matriz e através da interface matriz/precipitado. A taxa de difusão para o crescimento controlado pode ser determinada através de transporte de massa na matriz ou por transpor através de caminhos curtos, como contornos de grãos ou interfaces entre fases. Além dos pré-requisitos para a difusão do soluto na matriz, a taxa de avanço da interface pode ser controlada, por exemplo, por mecanismos de formação ou migração de interface. Este último aspecto do crescimento do precipitado pode ajudar determinar a cinética e a morfologia das partículas de segunda fase envolvidas. Isso é importante, porque vários tipos de interfaces com diferentes características de migração podem se desenvolver entre matriz e precipitado dependendo da incompatibilidade entre as redes cristalinas da matriz e do precipitado.

Os tipos de interface entre fases são mostrados na figura 2.10. Uma interface coerente (figura 2.10 a e b) é caracterizada por compatibilidade atômica no contorno entre as fases e pela continuidade dos planos da rede, entretanto uma pequena incompatibilidade entre os parâmetros de rede pode gerar deformações coerentes (figura 2.10 c). Interfaces coerentes têm relativamente baixa energia interfacial, tipicamente da ordem de 50 a 200 ergs/cm² (0,05 a 0,2 J/m²). Uma interface incoerente (figura 2.10 e e f) é uma interface entre fases que se forma quando a matriz e o precipitado possuem estrutura cristalinas muito distintas e pequena ou nenhuma compatibilidade atômica podem ocorrer entre as fases na interface. O contorno é essencialmente de alto ângulo, caracterizado por relativa alta energia de

interface (500 a 1000 ergs/cm², ou 0,5 a 1,0 J/m²). Interface semi-coerentes (figura 2.10 d) representam um caso intermediário no qual torna-se energeticamente favorável aliviar-se parcialmente as deformações da coerência, que teriam se desenvolvido se uma compatibilidade perfeita ocorresse através da interface pela introdução discordâncias. Estas interfaces onde há acomodação de discordâncias possuem energias de 200 a 500 ergs/cm² (0,2 a 0,5 J/m²). Durante o envelhecimento, um precipitado inicialmente coerente irá tender a perder sua coerência com o crescimento além de um tamanho crítico.

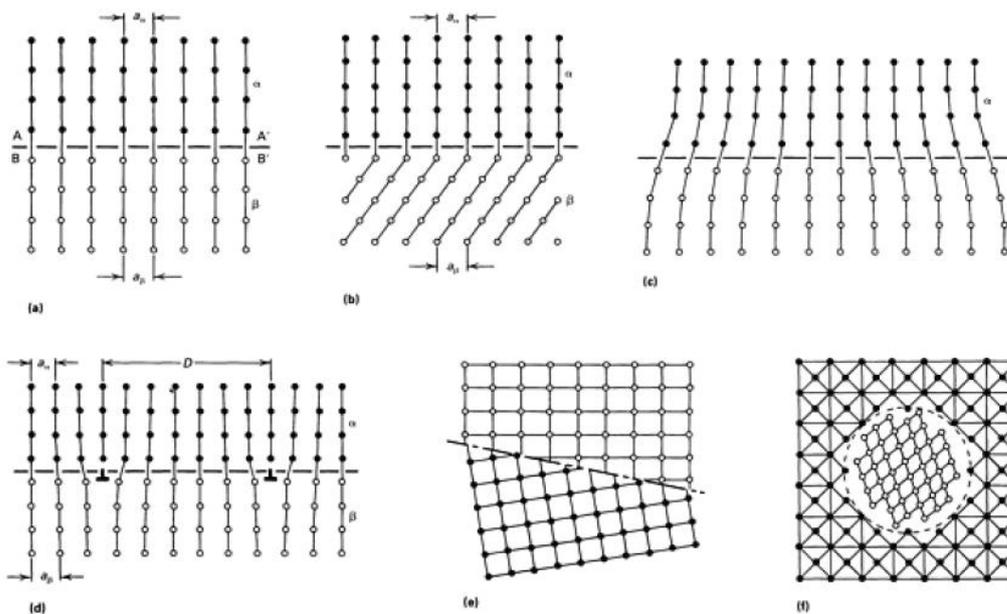


Figura 2.10. Vários tipos de interfaces entre fases que podem ocorrer entre matriz e precipitado. (a) e (b) mostram interfaces coerentes livres de deformação; (c) apresenta uma interface coerente com uma leve incompatibilidade levando à deformações coerentes. (d) mostra uma interface semi-coerente com regiões de boa compatibilidade e arranjo de discordâncias. (e) e (f) mostram interfaces incoerentes [18].

Coarsening é um processo no qual partículas maiores e mais estáveis crescem consumindo as partículas menores. A força motriz é a redução da energia interfacial entre fases por unidade de volume da mistura de fases. A concentração de soluto na matriz em equilíbrio local com o precipitado é menor para partículas maiores; por isso, soluto flui das vizinhanças de partículas menores para partículas maiores. Esta diferença de solubilidade geralmente

acarreta no crescimento das partículas maiores em detrimento das partículas menores. Durante da reação de precipitação, o tamanho médio das partículas aumenta e a densidade de partículas diminui. A fração volumétrica, entretanto, permanece essencialmente constante.

2.13 O sistema Al-Mg-Si

2.13.1 Geral

A utilização de magnésio (Mg) e silício (Si) como elementos de liga iniciaram-se em 1918 com alguns experimentos suíços. Oito anos depois em 1926, o início da comercialização das ligas do sistema Al-Mg-Si foi marcado pela liga “Aldur”. Atualmente, o sistema Al-Mg-Si, também conhecido como ligas de Mg_2Si , é o mais utilizado pelo mercado de produtos extrudados. As ligas da série 6xxx apresentam as seguintes qualidades: boa resistência à corrosão, bom acabamento superficial, boa conformabilidade, boa usinabilidade, e média resistência mecânica, assim sendo adequadas para aplicações arquitetônicas decorativas e estruturais, mercado de bicicletas, indústria de transporte, indústria eletro eletrônica, dentre outras diversas aplicações industriais. Devido à está infinidade de possibilidade de aplicações das ligas, a cada ano há um crescimento na demanda por ligas de média e alta resistência da série 6xxx.

A formação do composto estequiométrico de magnésio e silício (Mg_2Si) torna as ligas da série 6xxx tratáveis termicamente e capazes de atingir resistência mecânica média na condição T6. Apesar disso, sua resistência mecânica não é tão elevada quanto a maioria das ligas das séries 2xxx e 7xxx. Produtos fabricados com estas ligas tratáveis termicamente podem ser feitos em tempera T4 (solubilizado via tratamento térmico e/ou termomecânico, mas não envelhecido via tratamento térmico) e ter sua resistência mecânica aumentada após a conformação por tratamento térmico de envelhecimento em tempera T6, por exemplo. Dentre as diversas ligas da série 6xxx a liga 6063,

objeto de estudo do presente trabalho, é tida como o “arroz com feijão” da indústria de extrudados de alumínio, possuindo boa conformabilidade, excelente acabamento superficial e resistência mecânica média. O efeito do magnésio, silício e outros elementos são discutidos abaixo.

2.13.2 O efeito dos elementos de liga

Mg₂Si

Magnésio e Silício são os elementos de liga principais da série 6xxx e combinam-se para formar os precipitados de Mg₂Si, principal fase responsável pelo endurecimento destas ligas. A proporção de magnésio para o silício necessário para o atingimento do equilíbrio é 1,73:1. Em ligas balanceadas, as ligas do sistema Al-Mg-Si podem ser tratadas como um sistema quase-binário, assim simplificando a representação do diagrama de fases conforme figura 2.11. O diagrama que a solubilidade máxima de Mg₂Si no alumínio é 1,85% em 600°C [19].

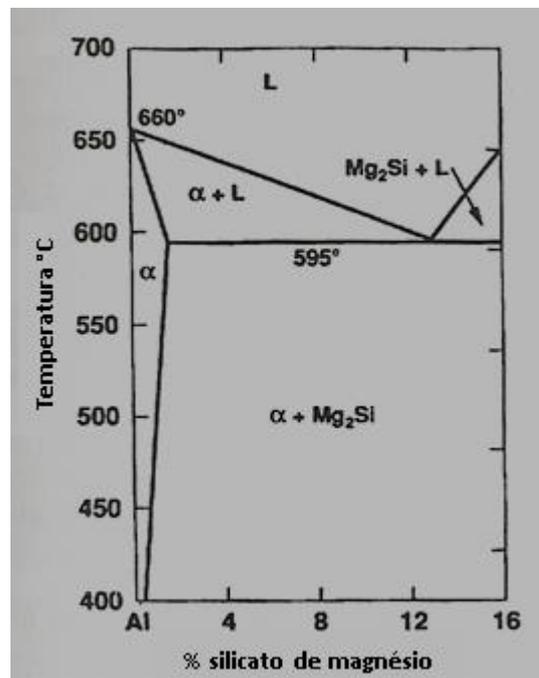


Figura 2.11. Diagrama de fases A-Mg₂Si [19].

Um aumento na quantidade de Mg_2Si gera um aumento nas propriedades mecânicas da liga, porém é acompanhada por uma redução em sua extrudabilidade. Por exemplo, aumentando-se a quantidade de Mg_2Si de 0,5% para 0,95% e 1,35%, reduções respectivamente de 40% e 70% na velocidade de stem são necessárias[19].

Para se obter propriedade mecânica máxima após envelhecimento T6 sem a necessidade de um processo separado de solubilização, todo o Mg_2Si presente na liga deve ser dissolvido durante o pré-aquecimento do tarugo e a deformação ocorrida no processo de extrusão. O Mg_2Si pode então ser retido em solução sólida através do resfriamento subsequente ao processo de extrusão. A figura 2.12, mostra esta mudança microestrutural.

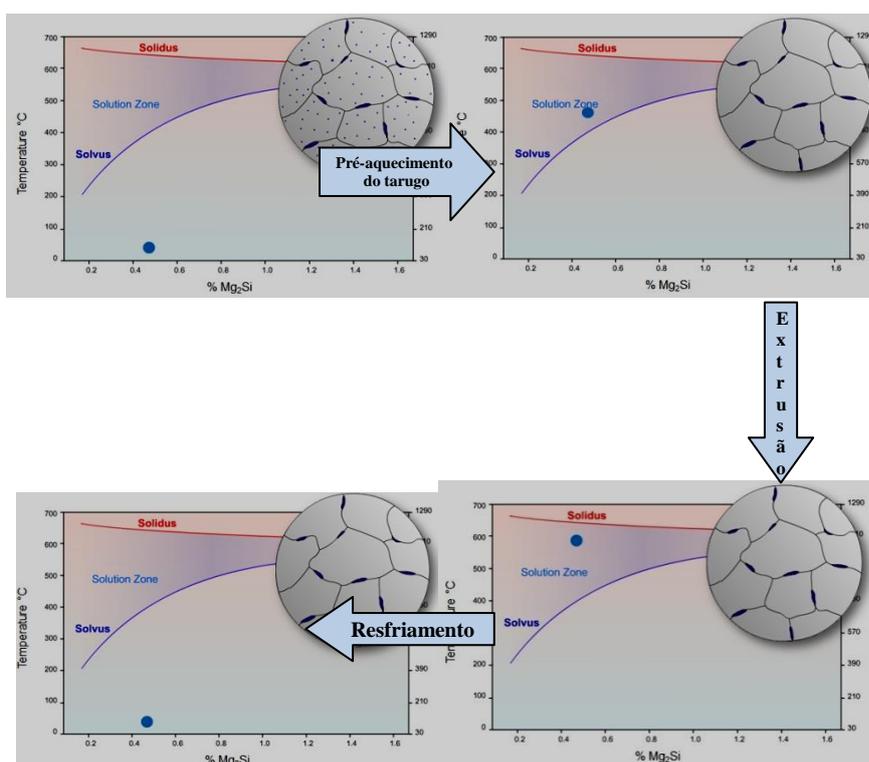


Figura 2.12. Evolução microestrutural de liga da série 6xxx no processo de extrusão [20].

Para garantir que todo o Mg_2Si dissolva durante o processo de extrusão, os precipitados precisam ser finos e uniformemente distribuídos na matriz de alumínio, quanto maiores os precipitados mais tempo em alta temperatura é preciso para dissolvê-los. Uma distribuição fina e uniforme de Mg_2Si pode ser obtida por um bom processo de vazamento e homogeneização (resfriamento

pós-homogeneização) e mantida por um rápido aquecimento até a temperatura de extrusão. Elementos de ligas secundários podem servir de sítios de nucleação para o Mg_2Si e também somar para que se consiga uma distribuição fina e uniforme.

Rápida precipitação de Mg_2Si ocorre em faixas de temperaturas entre $250^\circ C$ e $450^\circ C$ e resulta em precipitação grosseira caso esta faixa de temperatura não seja ultrapassada rapidamente em aquecimento ou resfriamento. Partículas grosseiras de Mg_2Si causam dureza baixa, aumento do aparecimento de pick-ups na superfície do perfil extrudado e sombras no acabamento superficial do extrudado anodizado.

Para melhor resistência mecânica e brilho do extrudado anodizado uma distribuição fina e uniforme dos precipitados de Mg_2Si é necessária. O tamanho médio dos precipitados recomendado para atingir-se tais propriedades é de $0,25\mu m$ [19].

Para extrusão em $450^\circ C$, um tamanho de precipitado de aproximadamente $0,5\mu m$ [19] na microestrutura do tarugo é recomendado para uma otimização entre pressão de extrusão, velocidade de stem, qualidade superficial, resistência mecânica pós-envelhecimento e brilho pós-anodização.

Silício (Si)

O silício combina-se preferencialmente com o ferro do que com o magnésio e forma a fase intermetálica Al-Fe-Si. Portanto, o silício livre para combinar-se com o magnésio é dado pela equação 2.17.

$$\%Si_{LIVRE} = \%Si - 0,25 \times (\%Fe + \%Mn) \quad (2.17)$$

Um excesso de silício acima do necessário para formação de Mg_2Si e fases intermetálicas Al-Fe-Si, irá aumentar a resistência mecânica porém reduzir a extrudabilidade. Para ligas com teor de magnésio constante em aproximadamente 0,4 a 0,5%, um excesso de 0,01% de silício reduz a velocidade de extrusão em aproximadamente 0,4 m/min. [19]

O excesso de silício também aumenta a fragilidade das ligas da série 6xxx. A redução de ductilidade das ligas da série 6xxx é relacionada à presença de silício e Mg_2Si nos contornos de grãos. Perda de tenacidade, entretanto, pode ser controlada através da adição de pequenas quantidades de manganês e cromo na composição química da liga.

Silício em excesso também pode gerar manchas pretas na superfície do extrudado, tais manchas são precipitados de silício.

Magnésio (Mg)

Um excesso de magnésio nas ligas da série 6xxx é muito mais prejudicial à extrudabilidade do que um excesso de silício na mesma quantidade e tem menor efeito no aumento da resistência mecânica do extrudado. Para uma quantidade de silício entre 0,43% e 0,5% e uma quantidade de magnésio menor que 0,55%, a velocidade de extrusão é diminuída de 0,4m/min a cada 0,01% de aumento de magnésio [19]. Isso ocorre devido a uma mudança no mecanismo de iniciação do arrancamento superficial do extrudado.

O aumento no teor de magnésio aumenta a resistência à corrosão da liga.

Ferro (Fe)

Nas ligas da série 6xxx o ferro é controlado como uma impureza, por isso, mesmo a ligas mais simples podem ser consideradas como um sistema quaternário Al-Fe-Mg-Si.

Como o silício combina-se preferencialmente com o ferro em detrimento de combinar-se com o magnésio, um aumento do teor de ferro pode reduzir a resistência mecânica da liga (especialmente quando há um desbalanceamento da quantidade de silício necessária para combinar-se com o magnésio). Isso é uma causa frequente de baixas propriedades mecânicas em ligas 6063 T5. Entretanto, um efeito secundário do ferro é refinar os precipitados de Mg_2Si gerando um aumento nas propriedades mecânicas de ligas envelhecidas em T6, tal efeito é predominante em ligas com excesso de silício.

A fase β -AlFeSi, presentes nos tarugos após o vazamento, reduz a trabalhabilidade a quente das ligas da série 6xxx. Para eliminar ou reduzir este efeito detrimental desta fase, faz-se tratamento térmico de homogeneização para transformar as fases em α -AlFeSi.

O ferro causa redução da resistência à corrosão, porém melhora a tenacidade do material.

Cobre (Cu)

Em ligas da série 6xxx com balanceamento de composição ruim, a adição de cobre é prejudicial à resistência à corrosão, porém em ligas com bom balanceamento químico este efeito detrimental não é observado.

Cobre adicionado em pequenos teores entram em solução sólida na matriz de alumínio e nas fases ricas em ferro, enquanto em teores acima de 1% formam fases de cobre precipitadas na matriz. Adições mínimas de cobre gera aumento de resistência mecânica por solução sólida e também por refinar os precipitados de Mg_2Si .

Pequenas quantidades de cobre não tem efeito sobre a tenacidade, porém inibe a precipitação nos contornos de grão e influencia a deformação no interior dos grãos.

Cobre é adicionado nas ligas 6063 e 6463 para aumentar o brilho dos extrudados.

Manganês (Mn), cromo (Cr) e zircônio (Zr)

Adição de quantidades mínimas de Mn, Cr e Zr são feitas para melhorar a tenacidade de algumas ligas da série 6xxx. Isso ocorre devido à formação de dispersóides estáveis, finos e incoerentes durante a homogeneização. Porém, estes dispersóides aumentam a sensibilidade ao resfriamento da liga já que servem como sítios para nucleação de Mg_2Si . Aumentando-se o teor de Mn e Cr em excesso a extrudabilidade da liga é reduzida. A adição de Mn é menos deletério para extrudabilidade e acabamento superficial do que a adição de Cr, porém o Mn aumenta a sensibilidade ao resfriamento.

A recristalização é inibida pela adição de Mn e Cr devido à formação de partículas intermetálicas que ancoram os contornos de grão.

Pequenas quantidades de Mn reduz a ocorrência de pick-ups e melhora o acabamento superficial por promover refinamento na precipitação de Mg_2Si . A introdução de Mn na composição química da liga também acelera a transformação de fases $\beta\text{-AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{-AlFeSi}$ durante a homogeneização.

Outros pequenos aditivos

Vanádio (V) pode ser adicionado como refinador de grão durante a fundição e melhora a resistência, tenacidade e conformabilidade da liga.

Chumbo (Pb), no passado, era adicionado para aumentar a usinabilidade do material, porém devido à sua toxicidade deixou de ser utilizado.

Titânio (Ti) e Boro (B) são utilizados para controlar o tamanho de grão e aumentar a taxa de solidificação.

Transformações de fases em ligas Al-Mg-Si

A maior parte dos estudos sobre transformação de fases nas ligas da série 6xxx foi realizado com ligas “balanceadas” por isso podem ser estudadas como ligas quase binárias Al- Mg_2Si . A precipitação de Mg_2Si nas ligas Al-Mg-Si já foi estudada exaustivamente via raios-X e microscopia de transmissão e a sequência de precipitação proposta é:

Zonas em forma de agulhas em planos $\{100\}_{Al} \rightarrow$ zonas em forma de agulhas com ordenamento interno $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_2Si)$

As hastes de β' são hexagonais e se formam em direções cúbicas. A fase de equilíbrio $\beta(Mg_2Si)$ formam-se como plaquetas de estrutura CFC (CaF_2) e parâmetro de rede $a=6,39$ [19].

Na liga 6063 a dissolução de segunda fase tem importância considerável, pois a viabilidade econômica do processo está baseada na dissolução suficiente do Mg_2Si durante a extrusão a quente dispensando assim a necessidade de um tratamento térmico de solubilização intermediário entre a extrusão e o tratamento térmico de envelhecimento. Por isso, a

homogeneização deve deixar o Mg_2Si de uma forma que ele possa ser dissolvido rápida e facilmente durante a extrusão no curto espaço de tempo que a liga passa acima da temperatura solvus. Sob práticas industriais comuns o curto tratamento térmico de homogeneização e as condições de resfriamento pós-homogeneização produz hastes β' que dissolvem mais rapidamente do que fases β de equilíbrio durante o pré-aquecimento do tarugo e extrusão subsequente em 450°C a 480°C.

A transformação de fases $AlFeSi$ que ocorre nas ligas da série 6xxx será discutida mais a frente.

2.14 A rota de processamento na produção de tarugos e extrudados de alumínio

As diferentes etapas de processo para fabricação de um produto extrudado estão mostrados nas figuras 2.1 e 2.2. Uma vez que cada estágio afeta a qualidade final do produto extrudado, cada um dos principais estágios será discutido. Fundição/solidificação, envelhecimento, extrusão e recristalização serão apenas resumidamente estudados, enquanto homogeneização será estudado com maior profundidade.

2.14.1 Refusão (Fundição)

2.14.1.1 Fundição-Solidificação

Para produção de tarugos cilíndricos de alumínio para o processo de extrusão, utiliza-se do método VDC (vertical-direct-chill) casting ou HDC (horizontal-direct-chill) casting. Em ambos os processos metal líquido é solidificado continuamente em moldes refrigerados à água, seguido por resfriamento diretamente com spray de água (conforme figura 2.13).

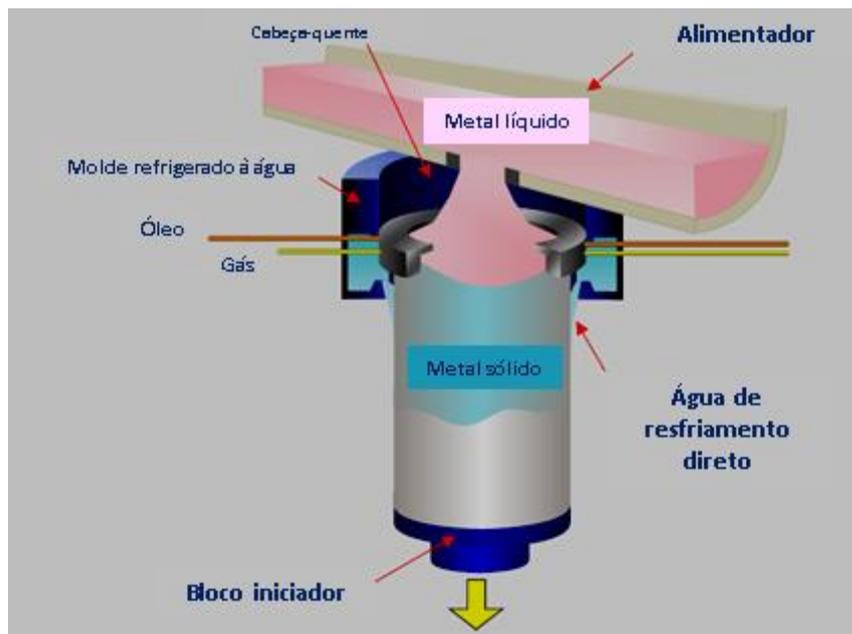


Figura 2.13. VDC casting – esquemático [21].

2.14.1.2 Homogeneização (Tratamento térmico e taxa de resfriamento)

O termo homogeneização é o nome da operação de tratamento térmico aplicada ao material fundido (já solidificado) para melhorar sua conformabilidade e as propriedades do produto final. Os principais efeitos do tratamento de homogeneização na microestrutura das ligas Al-Mg-Si são:

- Eliminar as micro-segregações.
- Controlar a precipitação de partículas dispersóides a partir de elementos formadores de dispersóides como Mn e Cr.
- Transformar fases metaestáveis em fases estáveis (isto é transformação de partículas β -AlFeSi em partículas α -AlFeSi).
- Eliminar/dissolver regiões eutéticas presentes no material (isto é Mg_2Si)
- Esferoidizar partículas de fases não solúveis.

A sequência destas transformações microestruturais que ocorrem durante o tratamento térmico de homogeneização são mostradas na figura 2.14.

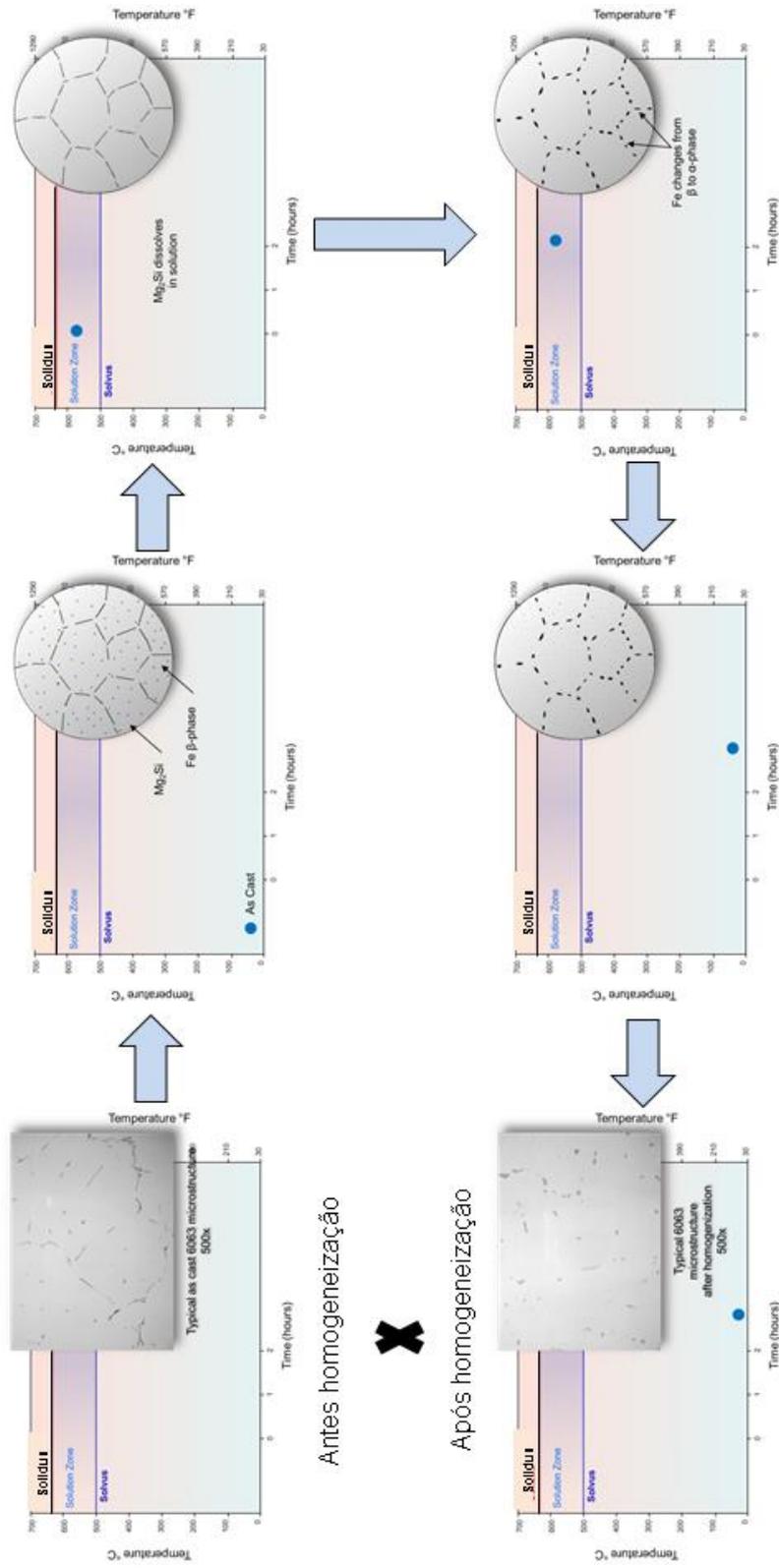


Figura 2.14. Evolução micro-estrutural de liga da série 6xxx no processo de homogeneização [20].

Micro-segregação

Em todas as ligas comerciais de alumínio produzidas em processos normais de fundição, ocorre redistribuição de soluto durante a solidificação. Em micro-escala este fenômeno pode ser observado como um padrão de segregação dendrítica. Deve-se entender que em qualquer produto fundido os elementos de liga e as impurezas são distribuídos de maneira não uniforme tanto em micro-escala quanto em macro-escala. Isso ocorre devido ao super-resfriamento constitucional. Na prática, não é possível eliminar diferenças de concentração em longa escala pelo processo de difusão, então nós temos que aceitar as macro-segregações. Na micro-escala, ou seja, para distâncias de algumas poucas centenas de μm as quais são normalmente distâncias maiores que o espaçamento interdendrítico (DAS – dendrite arm spacing), mais pode ser feito. A micro-segregação remanescente após a solidificação e o resfriamento é frequentemente reduzida durante a homogeneização. Neste processo o material é aquecido a uma temperatura entre 450 e 600°C e mantido nesta temperatura por um tempo definido. Durante a homogeneização, as diferenças de concentração são eliminadas por difusão. A micro-segregação é deletéria à produtividade do processo de extrusão, pois ela gera redução do ponto de fusão nas regiões onde há concentração excessiva e mal distribuída dos elementos químicos segregados. Isto obriga a redução da velocidade de extrusão para redução da temperatura emergente e com isso evitar o aparecimento de defeitos superficiais no perfil extrudado pela fusão desta micro-regiões de alta concentração.

A taxa de difusão é individual para cada elemento e para cada combinação de elemento. O coeficiente de difusão ou difusividade é dependente da temperatura e normalmente é dado por:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.18)$$

Onde D_0 é uma constante pré-exponencial [cm^2/s], Q é a energia de ativação [kJ/mol], R é a constante dos gases e T é a temperatura absoluta. A

energia de ativação representa a barreira energética que o átomo precisa vencer para mover-se para uma nova posição. Uma lista com dados de difusão para os elementos Mg, Si, Fe, Mn e Cr é dada na tabela 2.8.

Tabela 2.8. Dados da literatura para coeficiente de difusão [17].

Elemento	D_0 [cm^2/s]	Q [kJ/mol]	D580 °C	Referência
Si	0,90	133	$6,5 \times 10^{-9}$	Altenhpohl 1965
	2,02	136	$9,5 \times 10^{-9}$	Fujikawa 1978
	2,48	137	$1,1 \times 10^{-8}$	Smithells 1983
Mn	$2,2 \times 10^9$	330	$1,4 \times 10^{-11}$	Altenhpohl 1965
	104	211	$1,2 \times 10^{-11}$	Mehrer 1992
Fe	$4,1 \times 10^{-9}$	57,8	$1,2 \times 10^{-12}$	Altenhpohl 1965
	135	192	$2,4 \times 10^{-10}$	Alexander 1970
	$1,1 \times 10^4$	222	$2,8 \times 10^{-10}$	Mantl 1983
Mg	0,0623	115	$5,8 \times 10^{-9}$	Smithells 1983
Cr	$1,85 \times 10^3$	253	$5,8 \times 10^{-13}$	Mehrer 1992

Dos dados da tabela 2.8 é óbvio que a taxa de difusão dos elementos com “movimentação rápida”, Mg e Si, é pelo menos uma ordem de grandeza maior que a taxa de difusão dos elementos de “movimentação lenta”, Mn, Cr e Fe.

Primeiro nós consideramos apenas eliminação de micro-segregação e assumimos que a taxa de difusão de cada elemento é o fator determinante da taxa. Além disso, se assumirmos que a distribuição de soluto é um problema de uma dimensão, a distribuição pode ser descrita por uma função senoidal. Este modelo simplificado está apresentado na figura 2.15.

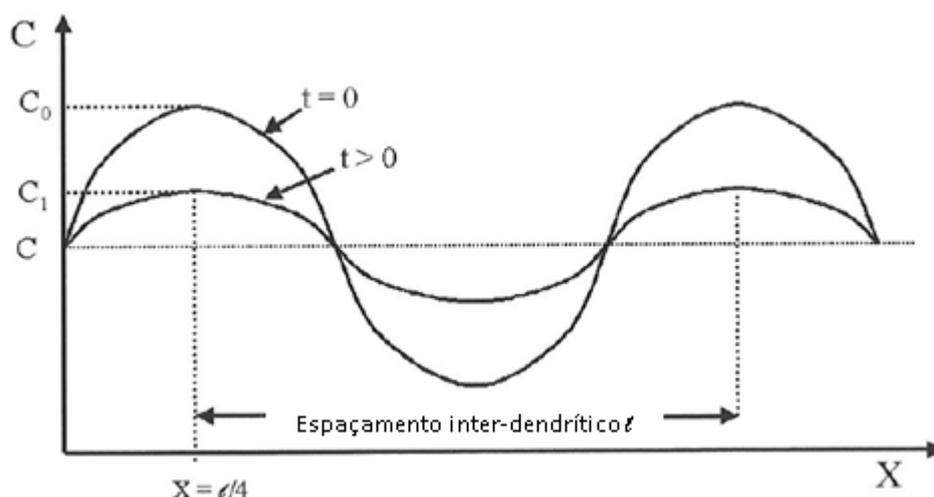


Figura 2.15. O padrão de micro-segregação pode ser representado aproximadamente por uma função seno. O comprimento de onda desta função é igual ao espaçamento interdendrítico.

A solução da segunda lei de Fick (equação 2.6) deste problema de difusão pode ser escrito como:

$$C = \bar{C} + (C_0 - \bar{C}) \operatorname{sen}\left(\frac{2\pi x}{DAS}\right) \exp\left(-\frac{4\pi Dt}{DAS^2}\right) \quad (2.19)$$

A fórmula expressa o grau de segregação onde t é o tempo, l é o espaçamento interdendrítico e D é a constante de difusão. A relação entre o grau de segregação depois do tratamento térmico e o grau de segregação inicial é dado pelo coeficiente δ_i :

$$\delta_i = \frac{C - \bar{C}}{C_0 - \bar{C}} \quad (2.20)$$

Em $x = DAS/4$. Inserindo este valor junto com a equação 2.19 na equação 2.20:

$$\delta_i = \exp\left(-\frac{4\pi Dt}{DAS^2}\right) \quad (2.21)$$

Substituindo a equação 2.18 na equação 2.21 para uma temperatura constante:

$$\delta_i = \exp\left(-\frac{4\pi D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)}{DAS^2}\right) \quad (2.22)$$

Se a temperatura não é constante durante a homogeneização a solução para o problema da difusividade é mais complexa. A solução pode ser deduzida quando a taxa de aquecimento ou de resfriamento θ [K/s] é constante.

$$D = D_0 \int_0^t \exp\left(-\frac{Q}{RT(t)}\right) dt \quad (2.23)$$

$$\frac{dT}{dt} = \theta \Rightarrow dt = \frac{dT}{\theta} \quad (2.24)$$

Substituindo a equação 2.24 na 2.23 tem-se:

$$D = \frac{D_0}{\theta} \int_{T_1}^{T_2} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dT \quad (2.25)$$

Dispersóides

Há tempos, utilizam-se pequenas quantidades de Mn e/ou Cr para modificar a microestrutura de ligas de alumínio e melhorar suas propriedades. Durante o tratamento térmico em altas temperaturas (400 – 580°C) diferentes tipos de precipitados contendo Mn e/ou Cr com diferentes composições químicas e estruturas cristalográficas se formam. Estes precipitados, que pouco afeta diretamente as propriedades mecânicas, são usualmente chamados de dispersóides. Entretanto, devido a sua relativa alta densidade e

alta estabilidade térmica estes dispersóides tem um forte efeito na prevenção da recuperação, recristalização e crescimento de grão.

Dispersóides são encontrados tanto em fases da forma α -Al(MnCrFe)Si quanto da forma α -AlCrSi. Os dispersóides têm uma estrutura complexa e a interface entre eles e a matriz de Al é do tipo incoerente. Por isso, nucleação homogênea parece ser improvável. Existem muitos sítios para ocorrência de nucleação heterogênea, como por exemplo, precipitados de Mg₂Si.

Uma observação importante, feitas por Conte em 1996 e Westengen em 1980[22, 23], é que existe a tendência de distribuição não uniforme dos dispersóides na matriz. Observações indicaram que uma baixa taxa de aquecimento promove uma distribuição de dispersóides mais uniforme.

Devido à taxa de difusão, o número de dispersóides aumenta com a diminuição da temperatura de homogeneização. Porém, uma temperatura de homogeneização baixa pode resultar em pouca redistribuição de soluto e baixo grau de esferoidização de partículas primárias (grau de transformação de fase). A esferoidização das partículas primárias diminui a resistência à deformação do material, resultando em melhor extrudabilidade. A homogeneização em altas temperaturas permite um alto grau de transformação de fases e também um pequeno número de dispersóides, resultando em um material com baixa resistência à recristalização.

Transformação de fases Al-Fe-Si(β para α)

Após solidificação de ligas AlMgSi, estarão presentes nos contornos de grão da matriz de Al fases intermetálicas primárias β -AlFeSi. Estas partículas tem célula unitária monoclinica com parâmetros de rede $a=0,616$, $b=0,618$, $c=2,08$ e $\beta=90,4^\circ$ [24, 25]. Sabe-se que estas partículas reduz de maneira severa a trabalhabilidade a quente do material e é uma das causas principais para ocorrência de arrancamento durante o processo de extrusão, levando à um acabamento superficial ruim. Durante a homogeneização, a qual é projetada para reduzir a micro-segregação de Mg e Si, a maior parte das partículas β -AlFeSi transforma-se em partículas α -Al(MnCrFe)Si. As partículas α -Al(MnCrFe)Si tem morfologia mais esferoidizada, o que melhora a ductilidade

e extrudabilidade da liga e conseqüentemente permite extrusão em alta velocidade (produtividade) com bom acabamento superficial e propriedades do produto extrudado.

Devido ao tratamento térmico de homogeneização ser um processo governado por difusão, onde há necessidade de se respeitar determinadas condições de tempos e temperaturas em função dos elementos químicos presentes na liga e suas respectivas difusividades, normalmente tem-se nesta etapa de processo do processo produtivo um gargalo, que muitas vezes pode ser reduzido e/ou até mesmo eliminado, estudando-se os efeitos das otimizações dos parâmetros de processo na qualidade metalúrgica do material sem que haja queda de desempenho durante o processamento termomecânico posterior e evitando dificuldades para atender os requisitos de aplicação do produto final.

2.14.2 Extrusão

2.14.2.1 Pré-aquecimento do tarugo

No início do processo de extrusão o tarugo é previamente aquecido em um forno a gás ou indução até uma temperatura aproximada de 450°C.

Preferencialmente a temperatura de pré-aquecimento do tarugo deve ser o mais baixa possível para que se consiga a maior velocidade de extrusão, porém ela precisa ser suficientemente alta para garantir bom fluxo do material e ultrapassar a temperatura mínima de solubilização do Mg e Si presente na composição química da liga.

2.14.2.2 Processo de Extrusão

O tarugo pré-aquecido é colocado dentro de um container de extrusão pré-aquecido e um pistão pressiona o material através de uma ferramenta,

também aquecida, que possui a mesma geometria do produto extrudado que se deseja (figura 2.16). A velocidade de extrusão é uma medida de produtividade. Um dos fatores que afeta a velocidade de extrusão é a tensão de escoamento do material, a qual reduz com o aumento da temperatura. Um aumento na quantidade de elementos em solução sólida aumenta a tensão de escoamento. Por outro lado, a presença de fases com baixo ponto de fusão como Mg_2Si pode gerar fusão localizada durante a extrusão. Se a velocidade de extrusão é muito elevada, esta fusão localizada pode causar arrancamento. Reiso, em 1992, sugeriu que a extrudabilidade de ligas $AlMgSi$ é controlada pela concentração de Mg e Si em solução sólida e pela ocorrência de fusão localizada no material [26].

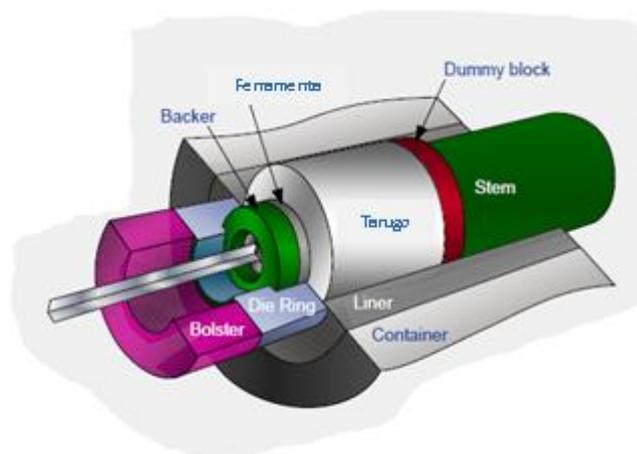


Figura 2.16. Desenho esquemático mostrando detalhe do processo de extrusão onde o tarugo de alumínio é transformado em perfil.

Na transformação do tarugo em perfil há um conceito de extrusão chamado de fator de transformação (ou razão de extrusão) representado pela seguinte equação:

$$FT = \frac{A_R}{A_P \times n_f} \quad (2.26)$$

onde, FT é o fator de transformação, A_R é a área da seção transversal do recipiente, A_P é a área da seção transversal do perfil e n_f é o número de furos da ferramenta.

Em resumo, quanto maior o valor de FT, maior será a força de extrusão necessária para a conformação e conseqüentemente a temperatura emergente (solubilização) é atingida mais facilmente. Por outro lado, quanto menor o valor de FT, menor será a força necessária para realização do processo e maior é a dificuldade para se atingir a temperatura emergente mínima necessária.

A combinação entre o valor do fator de transformação e da velocidade de extrusão para um dado perfil permite, através do método do limite superior e certas aproximações geométricas, calcular-se a taxa de deformação média ($\dot{\varepsilon}$) através da seguinte equação:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{6 \cdot V_b \cdot D_b^3 \cdot (0,171 + 1,86 \cdot \ln FT) \cdot \tan(38,7 + 6,9 \cdot \ln FT)}{D_b^3 - D_e^3} \quad (2.27) [19]$$

onde, V_b é a velocidade de pistão (stem), D_b é o diâmetro interno do container, FT é o fator de transformação e D_e é o diâmetro equivalente do perfil.

2.14.2.3 Resfriamento

Após o processo de extrusão o perfil extrudado é resfriado com ar, ar-forçado, spray de água ou água, na mesa de saída e de transferência (figuras 2.1 e 2.2). Para obter-se máxima resistência mecânica, a temperatura emergente deve estar acima da temperatura de solubilização do Mg_2Si , e a taxa de resfriamento do perfil extrudado alta o suficiente para suprimir a precipitação do Mg_2Si antes do tratamento térmico de envelhecimento.

2.14.2.4 Sensibilidade ao resfriamento

Se a resistência mecânica do material após o envelhecimento diminui com a redução na taxa de resfriamento a partir de temperatura de solubilização, o material é dito como sensível ao resfriamento. Quando a taxa de resfriamento é baixa, uma quantidade significativa de Mg e Si pode

precipitar em heterogeneidades microestruturais como contornos de grãos e partículas primárias. A supersaturação de vacâncias também é reduzida. Ambos os fatores, reduz o potencial de nucleação de β'' -Mg₂Si nas vizinhanças destes sítios.

2.14.2.5 Recristalização

Para obter-se alta resistência mecânica após extrusão em ligas da série 6xxx, o material precisa estar completamente não recristalizado. Pequenas partículas dispersóides são efetivos inibidores de recristalização devido ao ancoramento da movimentação de contornos de grãos que tais partículas causam. O tempo que o extrudado permanece sem resfriamento logo após a extrusão é um dos fatores que influencia na ocorrência ou não de recristalização o outro fator é se a liga contém ou não Mn e Cr suficiente para inibir o processo de recristalização. Caso o material não possua Mn e Cr em quantidade suficiente, não se consegue inibir a recristalização com resfriamento rápido, pois a mesma se dá meta-dinamicamente ou dinamicamente.

2.14.2.6 Envelhecimento

Envelhecimento é realizado em ligas da série 6xxx para aumento de sua resistência mecânica. Dois tipos de envelhecimento podem ser feitos:

- Envelhecimento natural onde há mudança nas propriedades mecânicas do material durante o armazenamento em temperatura ambiente.
- Envelhecimento artificial, no qual um tratamento térmico sob temperatura e tempo controlado é realizado para se conseguir maiores propriedades mecânicas que a condição do material envelhecido naturalmente.

Durante o processo de envelhecimento das ligas da série 6xxx, por difusão, os átomos de Mg e Si presentes na composição química da liga

combinam-se e formam um grande número fases intermetálicas de Mg_2Si dispersas fina e homogêneas na matriz de alumínio. Estes precipitados de Mg_2Si atuam como obstáculos para movimentação das linhas de discordâncias durante a deformação do alumínio e por isso aumenta sua resistência mecânica. Para se utilizar os mecanismos de envelhecimento, as seguintes condições devem ser satisfeitas:

- Os átomos de Mg e Si devem ser colocados em solução sólida, isto é, eles não podem estar presentes na microestrutura na forma de grandes partículas inter-metálicas. A solubilização destes átomos ocorre durante o tratamento térmico de homogeneização, durante processo de pré-aquecimento do tarugo e devido ao calor de deformação gerado durante o processo de extrusão.
- Após a solubilização, a microestrutura precisa ser “congelada” na condição de máxima solubilização. Isto é obtido através de resfriamento controlado, isto é resfriamento em taxas suficientemente altas para cada tipo de liga.

O processo de envelhecimento ocorre em temperatura ambiente, porém nestas condições é um processo muito lento e o material não atinge resistência mecânica muito elevada. Por isso, a maioria dos perfis das ligas da série 6xxx é envelhecida artificialmente em temperaturas elevadas da ordem de 150 a 200°C para se obter propriedades mecânicas mais altas em um tempo razoável.

O tratamento térmico de envelhecimento tem um efeito significativo no limite de resistência, tensão de escoamento e alongamento do material. A tensão de escoamento e o limite de resistência irão aumentar com o tempo de envelhecimento até que um valor máximo seja atingido, após isso, com o aumento do tempo de tratamento ambos irão ter seus valores diminuídos. O ciclo de envelhecimento, definido por tempo e temperatura em combinação com a composição química da liga afetam estas propriedades. Os principais efeitos estão listados abaixo e ilustrados pela figura 2.17.

- Composição química da liga: Quanto mais carregada em Si e Mg for a liga, menor é o tempo de envelhecimento necessário para se atingir

máximos valores de tensão de resistência e escoamento e maior será a resistência mecânica do atingida. Obviamente é necessário que o processamento do material antes do envelhecimento tenha sido muito bem controlado para garantir que todo o Mg e Si disponíveis na composição química estejam em solução sólida.

- Temperatura e tempo de envelhecimento: A temperatura de envelhecimento geralmente fica na faixa entre 150 e 200°C. Para uma determinada liga, resistências mecânicas mais elevadas são obtidas pela combinação de baixas temperaturas de tratamento com longos tempos. Além disso, quanto maior for a temperatura de tratamento, menores serão os valores máximos de tensão de resistência e escoamento atingidas. 185°C por 6 horas é uma combinação de parâmetros que comprovadamente fornece uma boa relação entre tempo de tratamento e boas propriedades mecânicas, porém existem ciclos mais otimizados que este para diferentes ligas. Ciclos de envelhecimento especiais podem ser desenvolvidos para se obter propriedades específicas.

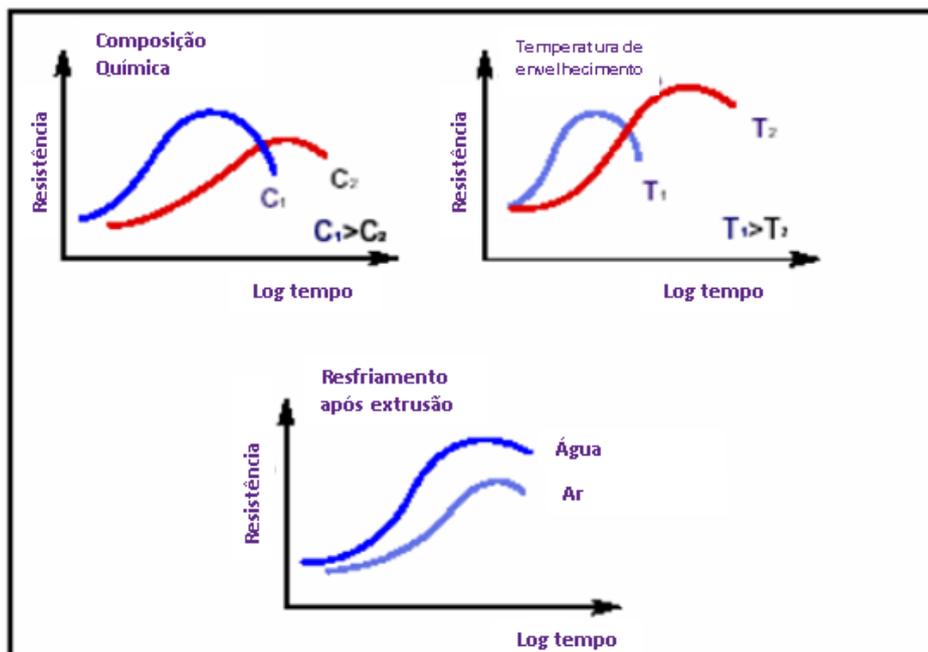


Figura 2.17. Fatores que influenciam a resistência mecânica[27].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 O material e sua composição química

O objeto de estudo do presente trabalho são tarugos de alumínio de 6" (152mm) de diâmetro, liga 606350 produzidos pelo processo de vazamento horizontal contínuo (HDC) em moldes de cobre refrigerados à água e lubrificados à óleo, conforme mostrado na figura 3.1.



Figura 3.1. Sistema de Vazamento HDC no momento de startup de produção de tarugos de 6".

Cargas compostas de aproximadamente 30% de alumínio primário e ante-ligas (Magnésio e Silício) e 70% de sucata de perfis alumínio da série 6xxx são carregadas continuamente dentro do forno de vazamento contínuo para a produção dos tarugos de cada uma das condições aqui estudadas. Esta carga é pré-aquecida em temperatura de aproximadamente 400°C para retirada de umidade e impurezas voláteis (tinta, óleo, etc) contidas em parte da sucata. Após o pré-aquecimento a carga é empurrada para a câmara 1 do forno de fusão. A temperatura do ar da câmara 1 é controlada em 680°C. A câmara 1 recebe metal líquido da câmara 2 a aproximadamente 740°C que juntamente com o queimador da câmara 1 inicia a fusão do material e o faz

escoar para câmara 2 por gravidade. A movimentação de alumínio líquido da câmara 2 para câmara 1 é conseguido através de um indutor eletromagnético fixado na parede lateral do forno de fusão. E então o metal flui da câmara 1 para a 2 por gravidade e também devido ao efeito do indutor. Na câmara 2 (câmara de fusão) a temperatura do ar é controlada em aproximadamente 1050°C e a temperatura do metal aproximadamente em 740°C. Nesta câmara a fusão do metal é completada para então escoar por gravidade para a câmara 3 (câmara de vazamento) onde o metal líquido “descansa” em temperatura de ar de aproximadamente 900°C e temperatura de banho de aproximadamente 740°C. Da câmara 3, o metal escoar pela calha de vazamento por gravidade, passa por um desgaseificador que trabalha com Argônio sendo borbulhado através do metal, passa por um filtro cerâmico e chega até o alimentador, no qual a temperatura é controlada entre 680 e 690°C. Este alimentador mantém os moldes nele fixados abastecidos com alumínio líquido que é continuamente solidificado na forma de tarugos. São resfriados com água a temperatura de aproximadamente 25°C e puxados continuamente por uma mesa de vazamento.

Após processo de vazamento e solidificação estes tarugos são submetidos à tratamento térmico de homogeneização em forno contínuo com sistema walking-beam representado na figura 3.2.

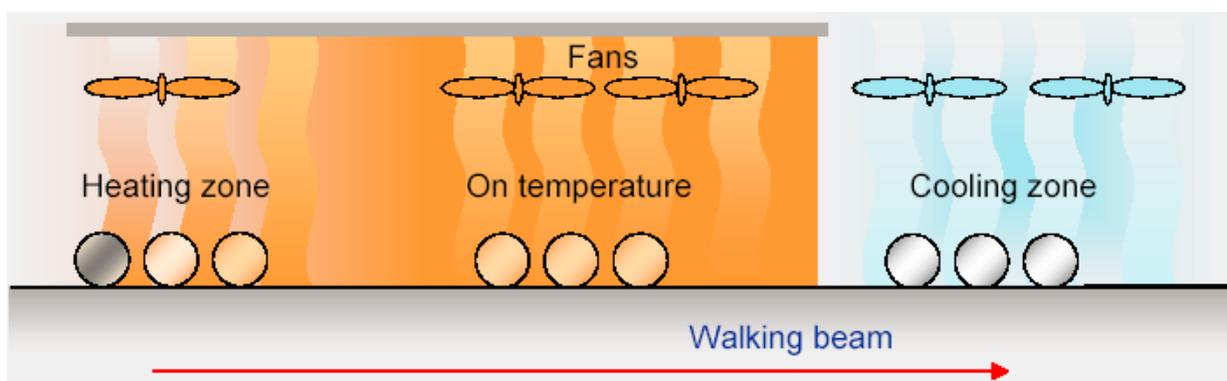


Figura 3.2. Desenho esquemático de forno de homogeneização contínuo sistema walking-beam.

Os tarugos da liga 606350 aqui estudados são produzidos com composição química de acordo com limites de especificação mostrados na

tabela 2.5. Amostras são retiradas continuamente durante a produção para fazer manutenção contínua da composição química do banho, controle das cargas carregadas no forno e manter os tarugos vazados com composição química dentro dos limites de especificação. Intensa inspeção de sucata no recebimento e na montagem das cargas também é feita para que se consiga um processo estável.

Os tarugos assim produzidos foram homogeneizados em 3 diferentes condições. Em cada uma destas condições manteve-se a temperatura constante e variou-se tempo de patamar produzindo assim tarugos nas seguintes condições:

Tabela 3.1. Grupos de amostras com variação de tempo de homogeneização.

Corrida	Amostra	Condição de Homogeneização
13476B4 - 25 ao 30	C1	590°C - 2h e 30min
13466A7 - 01 ao 06	C2	590°C - 2h e 15min
13466C9 - 13 ao 18	C3	590°C - 2h e 10min

Abaixo pode ser observado foto dos tarugos produzidos conforme descrito. Cada um dos 3 amarrados mostrados na figura 3.3 contém 6 tarugos de 6", cada amarrado é um grupo vazado e homogeneizado no mesmo momento e portanto cada amarrado é representativo de uma das condições em estudo.



Figura 3.3. Amarrados de tarugos representativos da condição C1, C2 e C3.

As análises químicas durante a produção e também das amostras de cada uma das condições após o vazamento foram realizadas no espectrômetro de emissão óptica, da marca ARL, modelo Metal Analyzer, aferido para análise de ligas de alumínio da série 6000. Os resultados estão apresentados mais adiante.

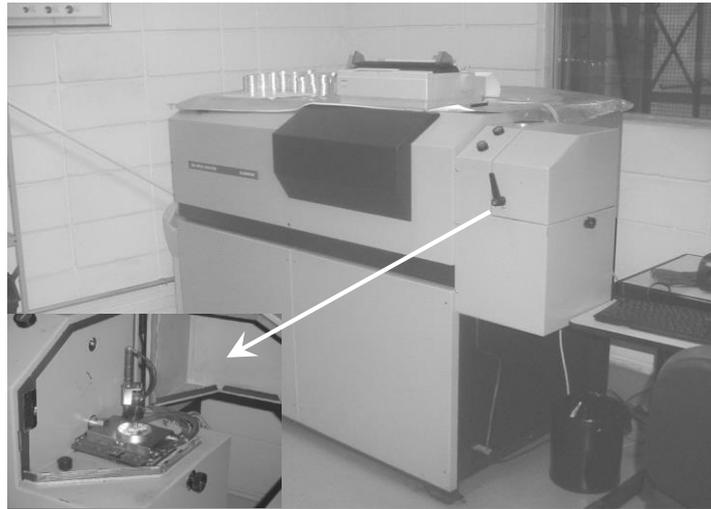


Figura 3.4. Espectrômetro de emissão óptica ARL, Metal Analyzer, aferido para análises de ligas da série 6000. No detalhe, câmara de análise com amostra.

As amostras para análise química foram retiradas da seção transversal dos tarugos na posição A da figura 3.5, foram identificadas como C1AQ, C2AQ e C3AQ e estão mostradas na figura 3.6.

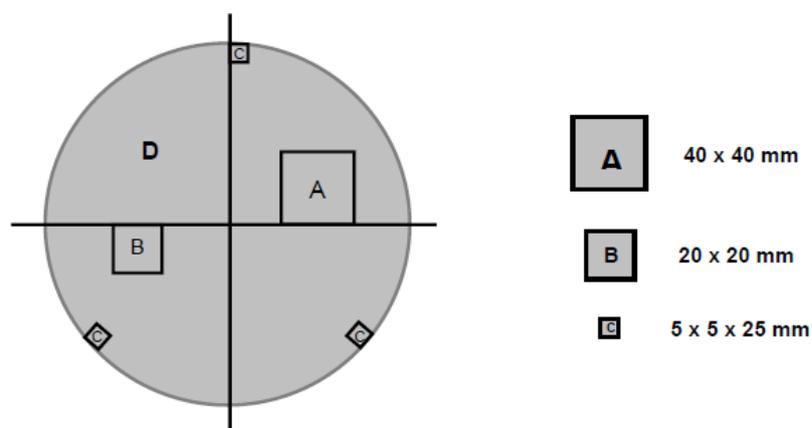


Figura 3.5. Lay-out de corte de amostras para análise química e metalográfica. Utilização das amostras: A- Análise Química; B – Micro porosidade, Inclusões, Tamanho de grãos, Grau de transformação de fases, Número de $Mg_2Si > 1\mu m$; C – Zona de Segregação Inversa e Zonas de Bergmann; D – Macrografia.

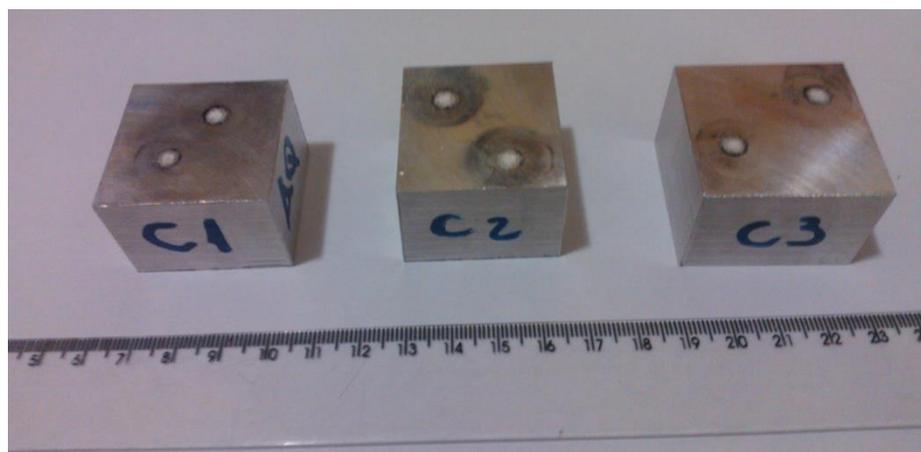


Figura 3.6. Amostras submetidas à análise química.

3.2 Mapeamento de processos

3.2.1 Refusão – Forno de Homogeneização

Os tarugos de alumínio liga 606350 e 6" de diâmetro foram tratados termicamente no forno de Homogeneização contínua (sistema walking-beam) da Sapa Aluminium Brasil S.A., de maneira a obter-se materiais nas condições C1, C2 e C3 (conforme tabela 3.1).



Figura 3.7. À esquerda foto da mesa de transferência e do forno de homogeneização da Sapa Aluminium Brasil S.A., à direita foto da mesa de resfriamento do forno de homogeneização.

Este forno de homogeneização possui 36 posições arranjadas com capacidade para homogeneizar tarugos de até 9" de diâmetro. As 18 primeiras

posições pertencem à zona de aquecimento do forno, da posição 19 até a posição 36 tem-se a zona de tratamento. Após passar pela posição 36 os tarugos são enviados automaticamente para a primeira posição da mesa de resfriamento.

A mesa de resfriamento pós-homogeneização possui 24 posições, sendo que as 14 primeiras são submetidas à resfriamento por ar forçado com 12 ventiladores de alta potência divididos em 2 baterias de 6 ventiladores.

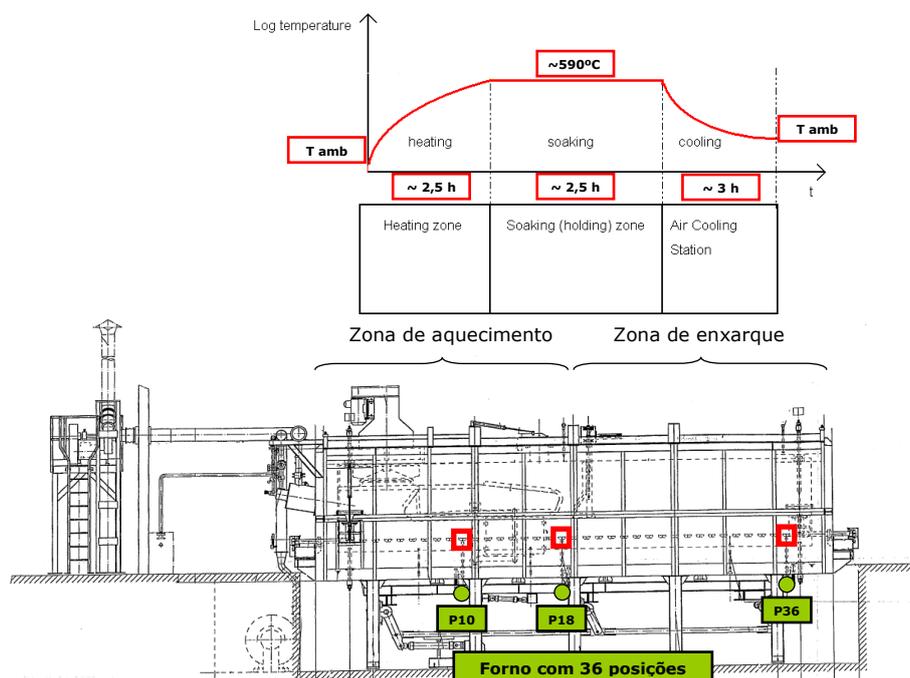


Figura 3.8. Forno de homogeneização contínuo da Sapa em corte mostrando as 36 posições, posicionamento de termopares de contato (P10, P18 e P36) vs. ciclo temperatura x tempo x zona.

Neste trabalho foi realizado survey para mapear mais precisamente a curva temperatura x tempo por zona do forno e determinar possíveis ganhos para redução de gargalo de produção existente no processo de homogeneização de tarugos de 6". Estes mapeamentos foram realizados para a condição de processamento C1 onde existe o gargalo de produção.

Tal condição de gargalo existe, porque durante o vazamento contínuo de tarugos de 6", um veio extra é vazado na mesa à uma velocidade maior que

para os diâmetros maiores, enquanto isso a receita temperatura VS tempo do forno de tratamento térmico de homogeneização são as mesmas. Durante o tratamento térmico de homogeneização é necessário que seja respeitado as condições mínimas de tempo e temperatura para garantir que as transformações metalúrgicas (transformações de fase e eliminação das micro-segregações) ocorram e assim seja garantida qualidade metalúrgica mínima necessária para uma boa trabalhabilidade à quente do material durante a extrusão, bem como o atingimento da qualidade desejada (resistência mecânica e acabamento superficial).

3.2.2 Extrusão

Os tarugos produzidos nas condições C1, C2 e C3 foram processados na prensa 13 (P13), prensa de extrusão da Sapa Aluminium Brasil S.A.. A P13 possui 1300 t de força de extrusão, processa tarugos de 6” de diâmetro, possui pré-aquecimento de tarugos em forno a gás natural e controles de temperaturas, velocidades de processamento, forças e tempos de processamento.



Figura 3.9. P13 – Prensa de extrusão (P13) da Sapa Aluminium Brasil S.A. onde os tarugos nas condições C1, C2 e C3 foram testados.

Na P13 foi feito levantamento de curva média de temperatura x tempo x etapa do processo, para utilização como variáveis na simulação (ensaio de torção a quente).

Para utilização nos testes práticos e também na simulação física, foi feito levantamento estatístico para determinar FT mínimo, FT intermediário e FT máximo, suas distribuições normais de velocidades representativas do mix de ferramentas utilizadas no processo produtivo da P13. De posse destas informações e utilizando-se a equação 2.26 calculou-se a taxa de deformação mínima e máxima representativas do mix de ferramentas utilizadas na P13. Estes valores foram utilizados para definições dos testes práticos de extrusão e também das variáveis do ensaio de torção a quente.

3.3 Análise microestrutural do tarugo

3.3.1 Microscopia óptica – Análise metalográfica completa de tarugo

Para controle da qualidade metalúrgica de tarugos de alumínio da liga 6063, foram realizadas análises metalográficas de amostras retiradas conforme figura 3.5 através de microscopia óptica:

- Macrografia para análise de distribuição de tamanho de grãos
- Micro porosidade
- Inclusões
- Zona de segregação inversa
- Zona de Bergmann
- Tamanho de grão
- Grau de transformação de fases
- Número de $Mg_2Si > 1\mu m$

As amostras analisadas nos quesitos acima foram retiradas de tarugos homogeneizados sob as condições C1, C2 e C3 e estão mostradas na figura 3.10.

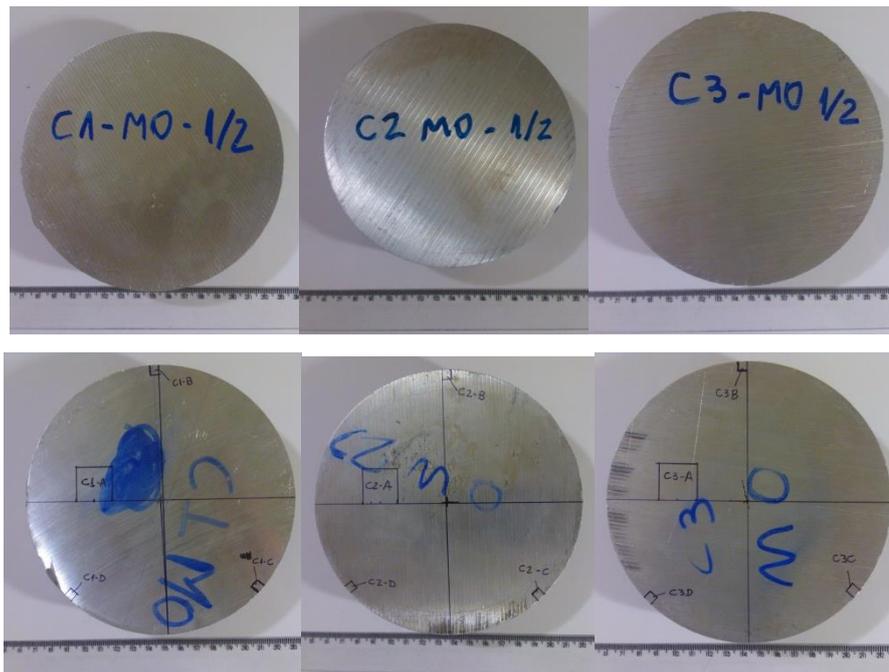


Figura 3.10. Amostras das condições C1, C2 e C3 identificadas para análise via microscopia óptica.

As análises acima mencionadas foram executadas conforme procedimentos internos da Sapa listados abaixo:

- MET INS EI 0000 Extrusion Ingot Control – Main Procedure
- MET INS EI 0001 Extrusion Ingot Control – Sampling and sample preparation
- MET INS EI 0002 Extrusion Ingot Control – Porosity
- MET INS EI 0003 Extrusion Ingot Control – Inclusions
- MET INS PB 004 Extrusion Ingot Control – Mg_2Si
- MET INS EI 0005 Extrusion Ingot Control – Degree of transformation
- MET INS EI 0006 Extrusion Ingot Control – Microestrutura
- MET INS EI 0008 Extrusion Ingot Control – Grain Size
- MET INS EI 0009 Extrusion Ingot Control – Surface segregation zones
- MET INS EI 0010 Extrusion Ingot Control – Macro structure

3.3.2 Microscopia eletrônica de varredura

Como via microscopia óptica há limitações quanto ao aumento máximo e resolução. Para a análise de mudanças microestruturais no tamanho e distribuição de precipitados Mg_2Si entre as condições C1, C2 e C3 complementou-se as análises metalográficas com microscopia eletrônica de varredura (MEV).

As amostras para estas análises foram retiradas conforme imagens da figura 3.11.

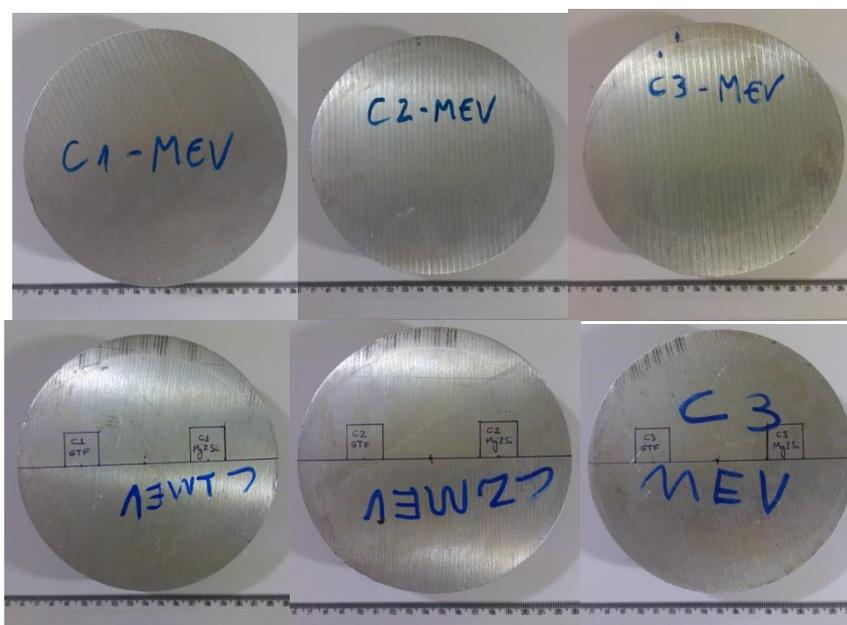


Figura 3.11. Amostras das condições C1, C2 e C3 identificadas para análise via microscopia óptica.

Para análise via MEV as amostras da figura 3.11 foram cortadas conforme indicado nas imagens desta figura. Após seccionamento as amostras foram lixadas sequencialmente nas seguintes lixas 320, 400, 500, 600, 1200, 1500 e 2000, sempre girando de 90° o sentido de lixamento. Após término do lixamento fez-se um furo de 3,2 mm de diâmetro na face oposta à superfície de polimento para acoplamento na politriz automatizada do LCE. Cada amostra ficou na politriz por 4 horas embebidas em alumina 0,3 μm com movimento

circular contínuo e força de 1N. Após o polimento as amostras foram lavadas em água e submetidas a ataque químico em solução aquosa de HF 0,5%.

Após preparadas, as amostras foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura, marca FEI, modelo Magellan 400L do laboratório LCE-DEMa/UFSCar (Figura 3.12).



Figura 3.12. MEV FEI Magellan 400L.

3.3.3 Grau de transformação de fase (Al-Fe-Si) – quantitativa

Fases AlFeSi podem existir em tarugos de alumínio da serie 6xxx nas seguintes formas:



As fases β -AlFeSi são transformadas em fases α -AlFeSi durante a homogeneização. O grau de transformação de fases, é, juntamente com o grau de esferoidização e segmentação das fases AlFeSi, uma medida de o quão bem homogeneizado foi um tarugo.

Após fazer ataque químico com HF 0,5% por 15 seg em amostra polida da liga 6063, é possível distinguir fases α -AlFeSi de β -AlFeSi. As fases α -AlFeSi permanecem cinza pálido, enquanto que as fases β -AlFeSi mudam para

marrom depois do ataque. Devido a esta mudança de tonalidade/coloração é possível fazer esta diferenciação entre α e β na microscopia óptica.

Na análise de grau de transformação de fases foi feita contagem de fases α -AlFeSi e β -AlFeSi e calculado da seguinte forma:

$$GTF\% = \frac{100 \cdot N_{\alpha}}{N_T} \quad (3.1)$$

Onde GTF% é o grau de transformação de fases, N_{α} é o número de partículas da fase α e N_T é o total de partículas α e β .

3.3.4 Precipitados Mg_2Si

A taxa de resfriamento tem uma grande influência no crescimento e no tamanho dos precipitados de Mg_2Si . Na temperatura de homogeneização todo o Mg e Si estão em solução sólida. Quando a temperatura diminui, o alumínio não é capaz de manter todo o Mg e Si em solução sólida e parte deles precipitam como partículas. O tamanho e a quantidade de partículas precipitadas dependem da taxa de resfriamento pós-homogeneização. Com baixas taxas de resfriamento, um número maior de partículas e uma maior parcela de elementos de liga precipitam.

Partículas de Mg_2Si são solúveis em água, e após polimento mecânico e lavagem em água, as “partículas” (remanescentes ou os vazios deixados por elas) podem ser identificadas via microscopia óptica logo após o polimento (sem ataque) pela sua coloração característica, azul/lilás claro, preto ou brilhante, assim permitindo também que sejam diferenciadas das fases AlFeSi. Neste caso a microscopia eletrônica foi empregada para investigar se houve diferença de precipitação entre C1, C2 e C3 abaixo do limite de detecção da microscopia óptica.

Nesta análise o número de partículas de $Mg_2Si > 1\mu m$ precipitadas nos grãos e seus contornos foram contadas com um aumento de 1000x sobre uma

área de $0,51\text{mm}^2$ de área de análise. O valor do seguinte cálculo $\frac{N_{Mg_2Si} > 1\mu\text{m}}{0,51\text{mm}^2}$

para cada uma das condições estudadas foi o valor apresentado mais adiante na sessão de resultados.

3.4 Propriedades Mecânicas de tarugos

3.4.1 Dureza

Amostras de tarugos produzidos nas condições C1, C2 e C3 tiveram suas propriedades mecânicas avaliadas através de realização de ensaios de dureza Brinell. As medidas foram tomadas ao meio raio de amostras conforme imagens da figura 3.13. Foram realizadas 4 medidas de dureza para cada condição utilizando-se carga de 62,5 Kgf e esfera de 2,5 mm de diâmetro e o resultado da média entre as medidas apresentada como representativa de cada condição na seção de resultados.

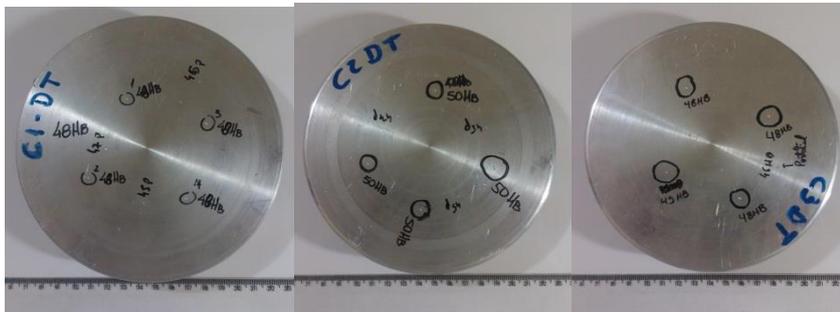


Figura 3.13. Amostras das condições C1, C2 e C3 utilizadas para avaliação da Dureza Brinell do material.

Estes ensaios foram realizados utilizando-se o Durômetro Pantec Panambra modelo RASN RS + 62,5 Kgf da Sapa mostrado na figura 3.14, cujas características de trabalho são: possibilidade de seleção de carga; ensaios conforme normas internacionais e ABNT (NBR NM 146-1) Rockwell A, B, C, E, F, G, H e K; leitura por relógio indicador analógico; escolha de força de

ensaio pelo seletor de cargas; força inicial de medição de 98,07N (10 Kgf) e força total de medição 588,4N.



Figura 3.14. Durômetro Pantec-Panambra RASN RS + 62,5 Kgf.

3.4.2 Ensaio de Tração

Corpos de prova conforme desenho da figura 3.15 foram retirados ao meio raio no sentido longitudinal dos tarugos homogeneizados em cada uma das condições C1, C2 e C3.

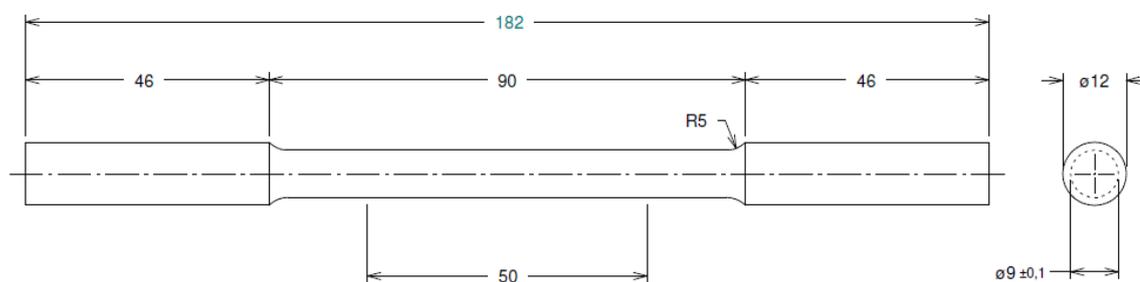


Figura 3.15. Geometria dos corpos de provas, em alumínio 606350, que serão utilizados nos ensaios de tração. Dimensões em mm.

Conforme figura 3.16, 8 amostras de cada condição foram preparadas e ensaiadas em velocidade de 15 mm/min e extensômetro, conforme Norma 7549:2001 – Alumínio e suas ligas – Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos.



Figura 3.16. Amostras das condições C1, C2 e C3 preparadas para ensaio de tração.

Os ensaios de tração foram realizados utilizando-se a máquina universal de ensaio de tração da Sapa mostrada na figura 3.17, cujas características de trabalho são: capacidade de 50 kN, velocidade máxima de 500 mm/min e 1193 mm de espaço vertical de teste.



Figura 3.17. Máquina Universal de Ensaio de Tração – Instron 3369

Os resultados de tais ensaios estão apresentados mais a frente e permitem comparar as propriedades mecânicas a frio dos tarugos homogeneizados em cada uma das condições C1, C2 e C3.

3.4.3 Ensaio de Torção a quente – Simulação física do processo de extrusão

Para realização dos ensaios de torção a quente foram extraídos corpos de provas da região central de tarugos homogeneizados nas condições C1, C2 e C3, pois teoricamente é o ponto onde a temperatura de homogeneização é atingida por último e é a região do tarugo que será submetida a maior velocidade de extrusão considerando um fluxo de metal parabólico durante o processo (figura 3.18).

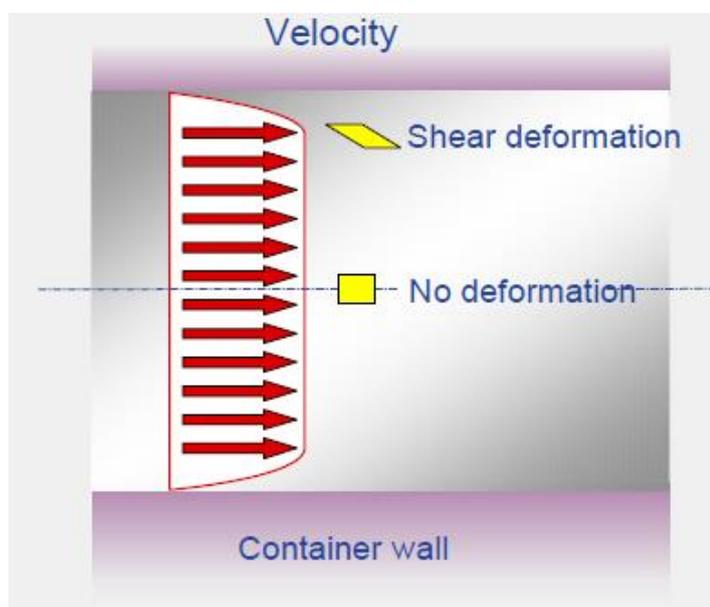


Figura 3.18. Representação esquemática de perfil de velocidade em tarugo de alumínio durante o processo de extrusão.

Os corpos de prova já usinados e identificados são mostrados na figura 3.19 e tem as dimensões conforme figura 3.20.

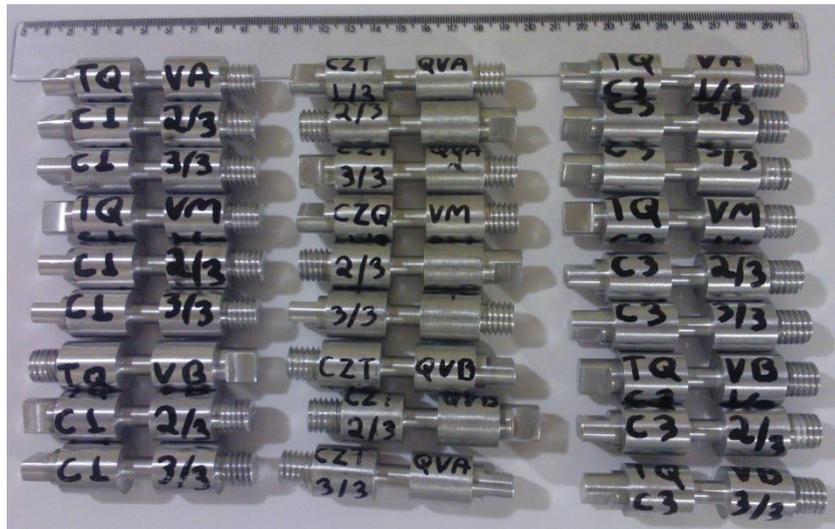
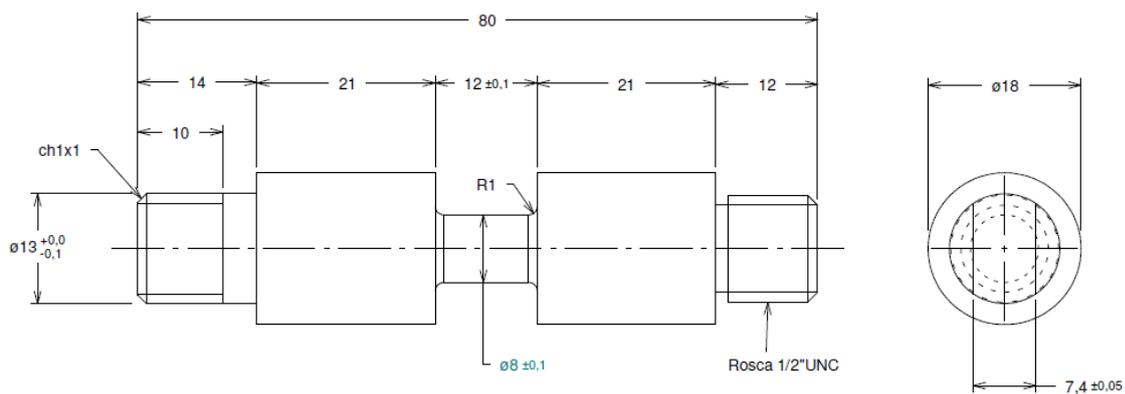


Figura 3.19. Amostras das condições C1, C2 e C3 preparadas para ensaio de torção a quente.



Obs.:

(01) Nas regiões de encaixe e rosca não poderá haver furo de centro

Figura 3.20. Geometria dos corpos de provas, em alumínio 606350, que serão utilizados nos ensaios de torção a quente. Dimensões em mm, com exceção da rosca.

Tais ensaios foram realizados em uma máquina horizontal de ensaios de torção a quente controlada por um computador, desenvolvida no laboratório de Tratamento Termomecânicos do DEMa, Departamento de Engenharia de Materiais – UFSCar.

Nesta máquina, os esforços são aplicados às amostras por um servo motor elétrico de 6KVA com velocidade variável de 1 a 2000 rpm, e são medidos por uma célula de carga com capacidade de 1000 Kgf x cm. As amostras são aquecidas por um forno de radiação infravermelho de 6 KW

acoplado à máquina. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir de medidas do ângulo de rotação realizadas por um transdutor de rotação. A aquisição de dados é realizada por um computador interligado à máquina, que com um programa, controla os ensaios impondo a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo de espera entre deformações. A Figura 3.21 mostra uma representação esquemática e uma foto do equipamento utilizado.

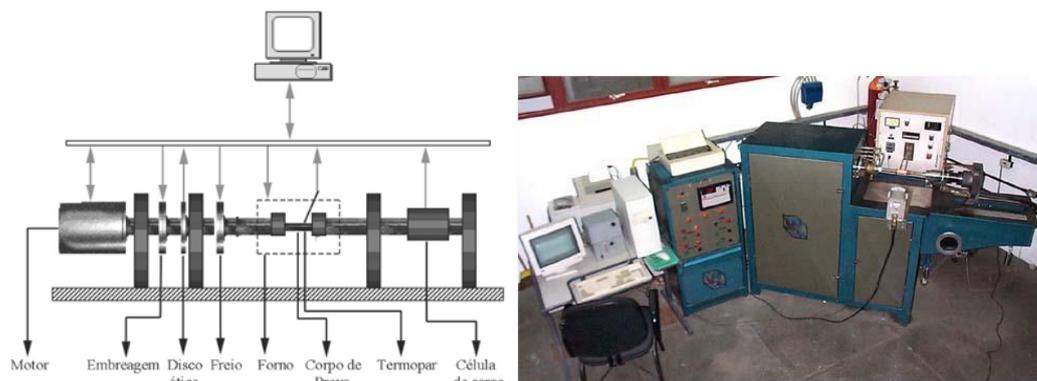


Figura 3.21. Representação esquemática e foto da máquina horizontal de ensaios de torção a quente.

Nesta etapa do trabalho, os corpos de provas acima descritos foram submetidos a ensaios isotérmicos e contínuos para levantamento de curvas de escoamento plástico de amostras das condições C1, C2 e C3. As condições de torção a quente (taxa de aquecimento, temperatura de deformação e taxa de deformação) utilizadas nos ensaios buscam representar/simular o processo de extrusão na P13 da Sapa Aluminium Brasil S.A. (conforme tabela 3.2).

As curvas tensão equivalente (σ_{eq}) vs. deformação equivalente (ϵ_{eq}) para a superfície de amostras cilíndricas torcionadas são calculadas a partir do torque e ângulo de rotação medidos, utilizando as seguintes equações:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3}(3 + m + n) \quad (3.2) \quad \text{e} \quad \epsilon_{eq} = \frac{R\theta}{\sqrt{3}L} \quad (3.3)$$

onde M é o torque aplicado, o θ é o ângulo de rotação, R e L são o raio e o comprimento útil do corpo de prova. Os coeficientes m e n representam a sensibilidade do material às mudanças na taxa de deformação e na deformação, respectivamente.

Nesta etapa do trabalho foram ensaiados um total de 27 corpos de provas, sendo 9 representativo de cada condição. Os ensaios isotérmicos e contínuos foram executados nas condições definidas conforme a tabela 3.2. Os resultados obtidos estão apresentados na seção resultados e discussões.

Tabela 3.2. Ensaios de torção a quente realizados em condições representativas do processo de extrusão.

Corpos de prova	Condição de homogeneização	Taxa de Aquecimento (°C/s)	Temperatura de deformação (°C)	$\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon}$ (s ⁻¹)
C1-14-1/4	C1 - 590°C/2h e 30 min	0,5	450	14
C1-14-2/4				14
C1-14-3/4				14
C1-14-4/4				14
C1-18-1/4				18
C1-18-2/4				18
C1-18-3/4				18
C1-18-4/4				18
C2-14-1/4	C2 - 590°C/2h e 15 min	0,5	450	14
C2-14-2/4				14
C2-14-3/4				14
C2-14-4/4				14
C2-18-1/4				18
C2-18-2/4				18
C2-18-3/4				18
C2-18-4/4				18
C3-14-1/4	C3 - 590°C/2h e 10 min	0,5	450	14
C3-14-2/4				14
C3-14-3/4				14
C3-14-4/4				14
C3-18-1/4				18
C3-18-2/4				18
C3-18-3/4				18
C3-18-4/4				18

3.5 Testes práticos na prensa de extrusão

Com base no levantamento estatístico para determinação de FT mínimo, médio e máximo representativo do mix de produção da P13 e em suas respectivas faixas de velocidades, aplicou-se a equação 2.26 e calcularam-se as taxas de deformação mínima (condição de contorno para solubilização) e máxima (condição de contorno para desempenho). Tais cálculos encontram-se apresentados na tabela 3.3.

Tabela 3.3. Cálculo das condições de contorno para teste de extrusão.

Variáveis	$\dot{\epsilon}$ mínima (Condição de contorno de solubilização)	$\dot{\epsilon}$ máxima (Condição de contorno de desempenho)
FT	55	95
ln FT	4,01	4,55
Vb (mm/s)	9,0	15,0
Db (mm)	156,0	156,0
De (mm)	21,0	16,0
$\dot{\epsilon}$ ϵ (s ⁻¹)	6	14

A tabela 3.3 mostra que a taxa de deformação mínima calculada foi de 6,0 s⁻¹ enquanto que a taxa de deformação máxima foi de 14,0 s⁻¹. Com base nestes valores de referência pesquisou-se na carteira de encomendas da Sapa perfis que possuíam combinação velocidade e razão de extrusão para representar estas duas condições de contorno e serem testados nos 3 diferentes tempos de homogeneização. Os perfis escolhidos e seus respectivos cálculos de taxa de deformação com base na equação 2.26 estão mostrados na tabela 3.4 a seguir.

Tabela 3.4. Perfis escolhidos e cálculo da taxa de deformação.

	Teste - $\dot{\varepsilon}$ mínima (Condição de contorno de solubilização)	Teste - $\dot{\varepsilon}$ máxima (Condição de contorno de desempenho)
Perfil	550897	340076
Peso linear (kg/m)	1,083	0,761
Ae (mm²)	399,667	381,729
Ferramenta	550897/001	340076/001
Nº de furos	1	1
Vb (mm/s)	12,4	19,0
FT	65	68
In FT	4,17	4,22
Db (mm)	156	156
Ab (mm²)	19113	19113
De (mm)	22,6	18,9
$\dot{\varepsilon}$ ε (s⁻¹)	7,7	14,4

Os desenhos dos perfis escolhidos para realização dos testes nas condições C1, C2 e C3 seguem apresentados na figura 3.22.

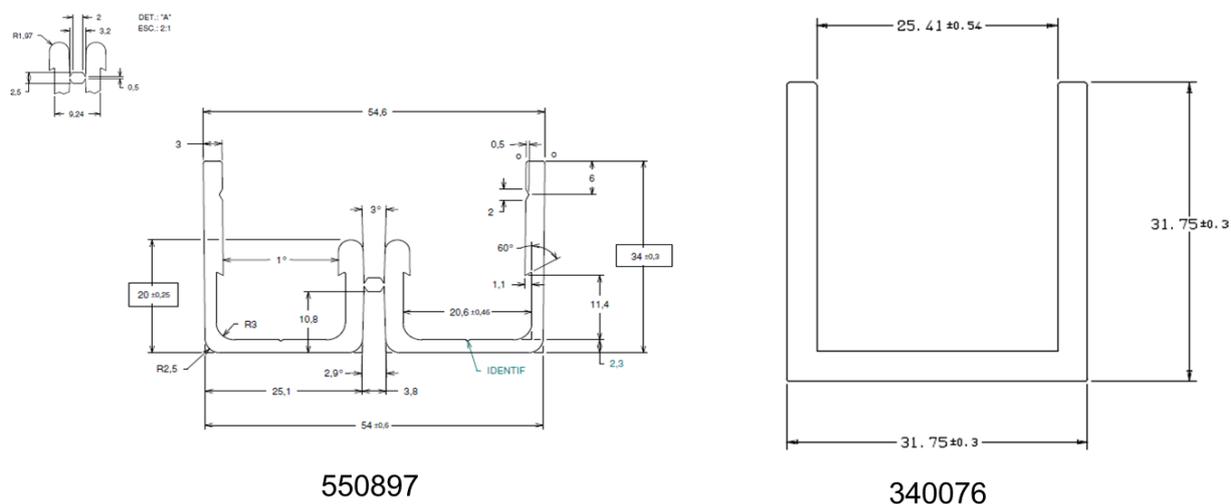


Figura 3.22. Perfis escolhidos para os testes de extrusão nas condições C1, C2 e C3.

Imagens dos modelos CAM das ferramentas escolhidas são mostrados na figura 3.23.

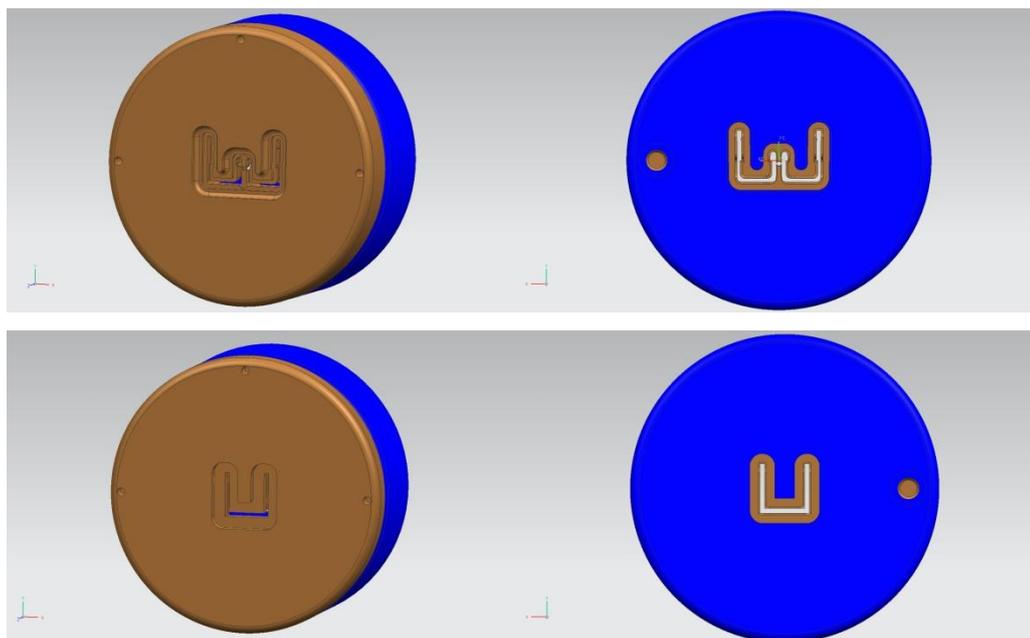


Figura 3.23. Modelos CAM das ferramentas correspondentes aos perfis testados em extrusão nas condições C1, C2 e C3. À esquerda vista da face de contato do tarugo com a ferramenta, à direita vista da face de saída do perfil.

Fotografias da face de saída das duas ferramentas já montadas nas carcaças prontas para os testes de extrusão são mostradas na figura 3.24.



Figura 3.24. Fotografias das ferramentas usadas nos testes das condições C1, C2 e C3.

Os tarugos nas condições C1, C2 e C3 foram extrudados com parâmetros processo controlados conforme tabela 3.5.

Tabela 3.5. Parâmetros de processo utilizados nos testes de extrusão.

	550897	340076
V_b (mm/s)	13	19
T_{tarugo} set point (°C)	450	460
T_{tarugo} real média (°C)	418	419
T_{container} (°C)	401	403
L_{tarugo} (mm)	710	724

Durante a extrusão de cada uma das 3 condições de homogeneização, monitorou-se as curvas de pressão de extrusão, força de extrusão, velocidade de stem e o acabamento superficial do perfil, estes resultados estão apresentados na seção 4 do deste trabalho.

3.6 Acabamento superficial anodizado dos perfis extrudados

Amostras dos perfis extrudados na etapa 3.5 foram submetidas à anodização fosca, pois este tipo de acabamento superficial é o mais susceptível a revelar defeitos. Este tratamento de superfície foi realizado para avaliar se algum impacto negativo foi provocado pelas mudanças nos parâmetros de homogeneização de cada uma das condições C1, C2 e C3. Os resultados são apresentados no capítulo seguinte.

3.7 Propriedades Mecânicas dos perfis extrudados

Amostras dos perfis extrudados na etapa 3.5 tiveram suas propriedades mecânicas após tratamento térmico de envelhecimento medidas através de Dureza Webster. Os valores obtidos são apresentados e discutidos no próximo capítulo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Química

Na tabela 4.1 segue apresentado o resultado da análise química realizada em cada uma das amostras.

Tabela 4.1. Análise química das amostras C1, C2 e C3.

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Outros Total	Al
C1AQ	0,468	0,191	0,028	0,063	0,482	0,005	0,017	0,030	ok	0,031	Bal.
C2AQ	0,471	0,213	0,031	0,029	0,476	0,008	0,013	0,016	ok	0,038	Bal.
C3AQ	0,490	0,245	0,041	0,051	0,484	0,008	0,020	0,021	ok	0,038	Bal.

Os resultados da tabela 4.1, mostram que todas as amostras enquadram-se dentro dos limites de especificação para a liga 606350 (tabela 2.5). Também é possível observar que há variações nos diversos elementos químicos entre as amostras analisadas, porém como estas variações estão dentro dos limites de especificação da liga 606350 e ocorrem em escala centesimal são consideradas aceitáveis. Tais variações são intrínsecas ao processo de carregamento/vazamento contínuo de produção de tarugos de alumínio.

4.2 Mapeamento de processos

4.2.1 Refusão - Forno de Homogeneização

As curvas temperatura x tempo obtidas dos surveys realizados no forno de homogeneização e na mesa de resfriamento pós-homogeneização estão apresentados respectivamente nas figuras 4.1 e 4.2.

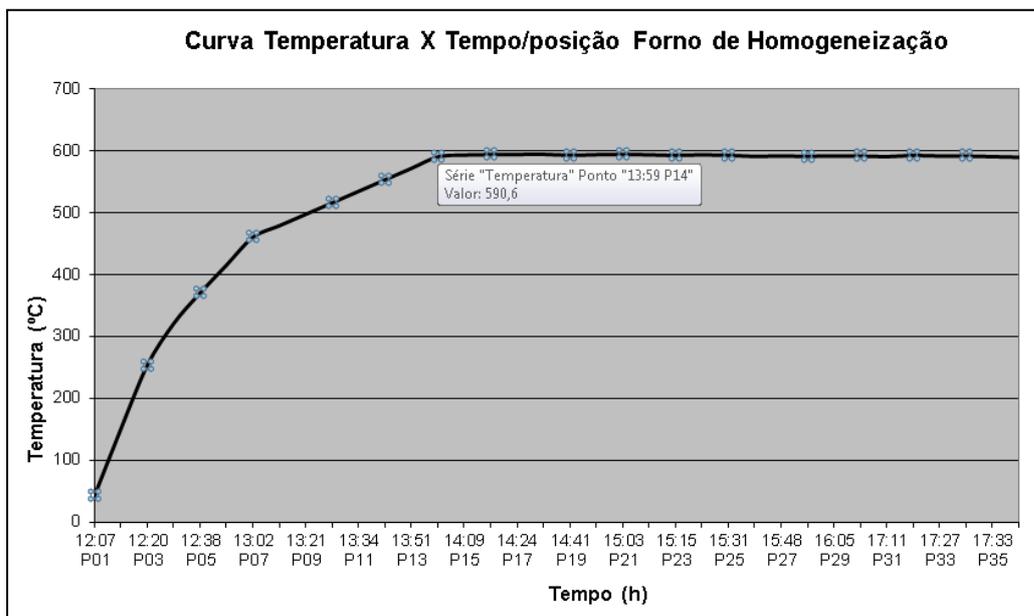


Figura 4.1. Curva Temperatura x Tempo da Homogeneização de tarugos de 6”.

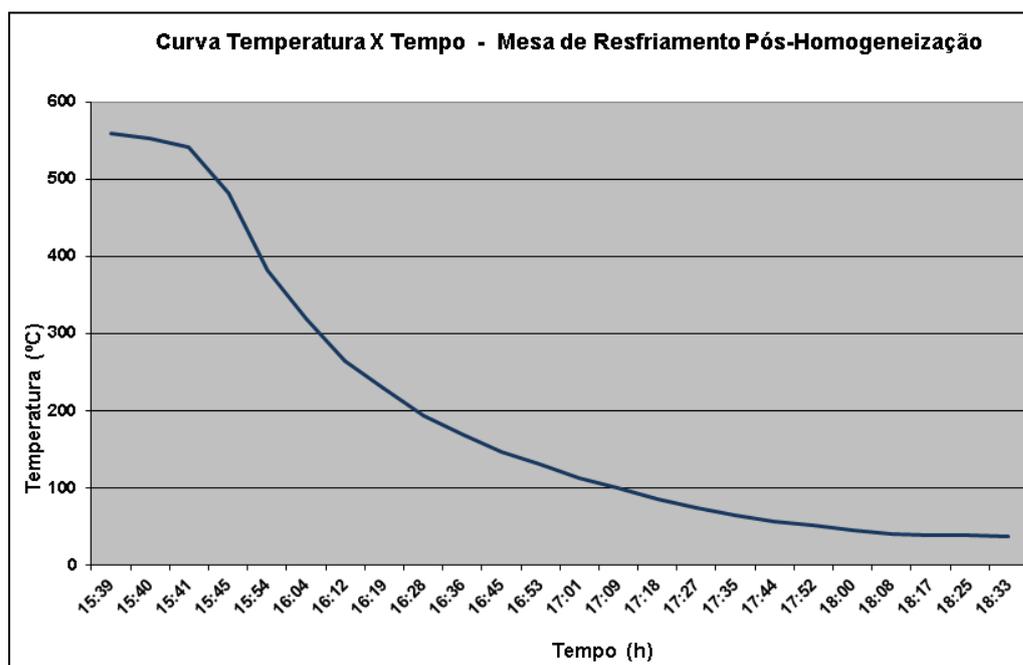


Figura 4.2. Curva Temperatura x Tempo do resfriamento de tarugos de 6” pós homogeneização.

A figura 4.1 mostra que durante o aquecimento os tarugos são submetidos a uma taxa de aquecimento média total de aproximadamente $295^{\circ}\text{C}/\text{h}$, porém na verdade a curva de aquecimento visivelmente possui 3 inclinações diferentes entre o início e o fim do aquecimento. Na primeira fase

do aquecimento, entre a temperatura ambiente e os 250°C o forno imprime uma taxa de aproximadamente 960°C/h para ganhar tempo de processo em uma faixa de temperatura que não há importância em exceder os 500°C/h máximo recomendado pela literatura, pois não há riscos de fusão de eutéticos nem transformações metalúrgicas importantes nesta faixa de temperatura. Na segunda fase do aquecimento, entre 250°C e 450°C, os tarugos são aquecidos à uma taxa de aproximadamente 300°C/h, devido às transformações metalúrgicas importantes que ocorrem nesta fase e também risco de fusão de eutéticos. Na terceira e última fase do aquecimento, entre 450°C e 590°C, a taxa é reduzida para aproximadamente 140°C/h. Assim, durante o aquecimento, nas faixas de temperatura crítica (acima de 250°C), as taxas de aquecimento praticadas estão de acordo com o limite máximo recomendado na literatura que é de 500°C/h.

Também na figura 4.1 é possível observar que já na posição 14 da zona de aquecimento a temperatura real do tarugo é de 590°C, ou seja, já nesta posição pode-se considerar que o patamar de tratamento térmico de homogeneização se inicia e, portanto no total o tratamento térmico dos tarugos de 6" 6063 esta com um tempo real de patamar de aproximadamente 3h. Ou seja, para chegar no mínimo da literatura (2h e 15min) ainda há teoricamente 45 minutos de excesso de tempo de patamar de homogeneização. Isso, comprova a existência de um potencial de otimização de tempo de homogeneização para redução do gargalo existente nesta etapa do processo.

A figura 4.2 mostra que a taxa de resfriamento imposta através das baterias de ventiladores (figura 3.7) na faixa de temperatura crítica para precipitação (590°C e 250°C) é de 690°C/h. Este valor está significativamente acima do mínimo recomendado na literatura (400°C/h) e próximo do limite mínimo recomendado como faixa ideal (entre 700°C/h e 1000°C/h). Estes valores medidos na mesa de resfriamento trazem efeitos benéficos para garantia da solubilização durante o resfriamento pós-homogeneização.

4.2.2 Extrusão

A taxa de aquecimento máxima dos tarugos processados na P13 foi calculada para ser utilizada nos ensaios de torção à quente. Este cálculo foi feito com base nas seguintes informações:

- Produtividade máxima do forno: 40 tarugos de 700mm por hora (1352 kg/h = 28.000 mm/h);
- Comprimento do forno: 6000mm;
- Temperatura inicial média do tarugo: 80°C;
- Temperatura final média do tarugo: 450°C;

O resultado encontrado foi que a taxa de aquecimento para manter a prensa em produtividade máxima é de 0,5°C/s, ou seja, quando a P13 está operando em produtividade máxima e regime contínuo um tarugo fica dentro do forno no máximo 12 min. Por isso a importância de que os tempos e taxas do tratamento térmico de homogeneização sejam suficientes para garantir solubilização máxima do Mg₂Si e também transformação das fases Al-Fe-Si acima dos 90%.

Nesta etapa do trabalho também foi definida através de acompanhamento na prensa e de levantamento estatístico através de histórico de produção que a temperatura de tarugo a ser utilizada na simulação física é de 450°C.

Os gráficos das figuras 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6 mostram os resultados do levantamento estatístico para determinação dos fatores de transformação mais usuais para P13 e de quais velocidades de extrusão são mais usadas em cada um dos 3 fatores de transformação mais usuais.

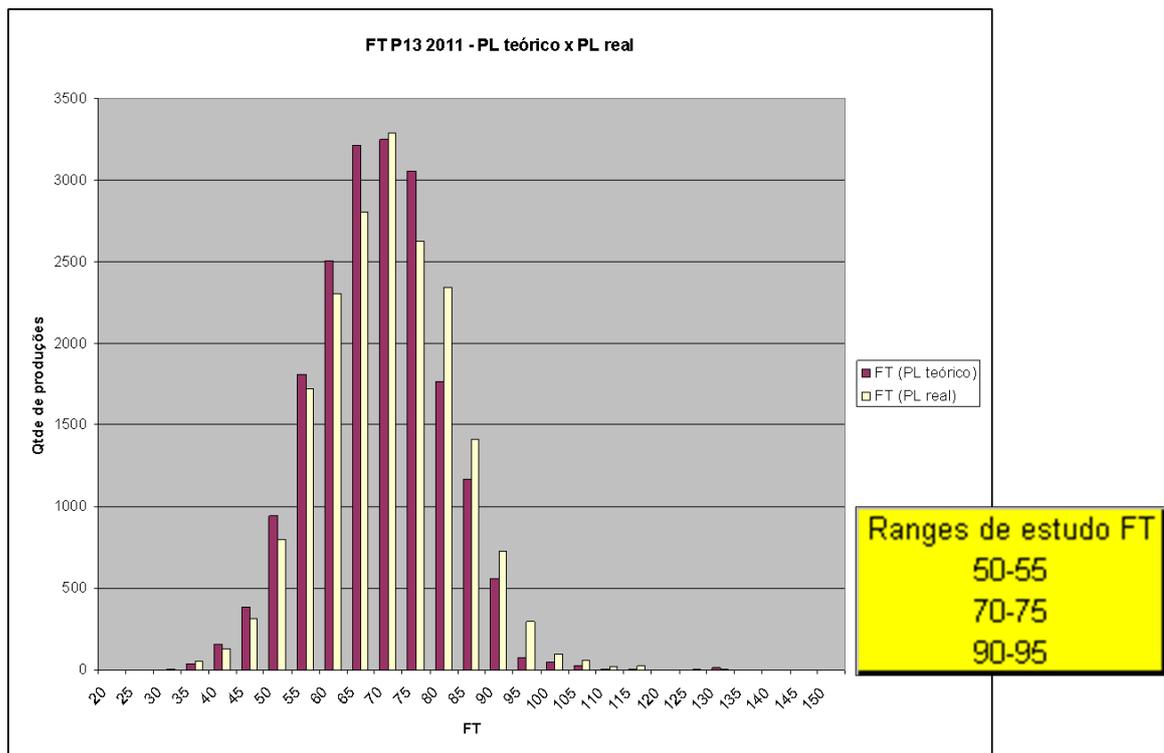


Figura 4.3. Distribuição normal dos FTs da P13.

Com base na figura 4.3 foi determinado que os fatores de transformação importantes de serem testados com os tarugos C1, C2 e C3 nos testes práticos na prensa são: 50 – 55, 70 – 75 e 90 – 95.

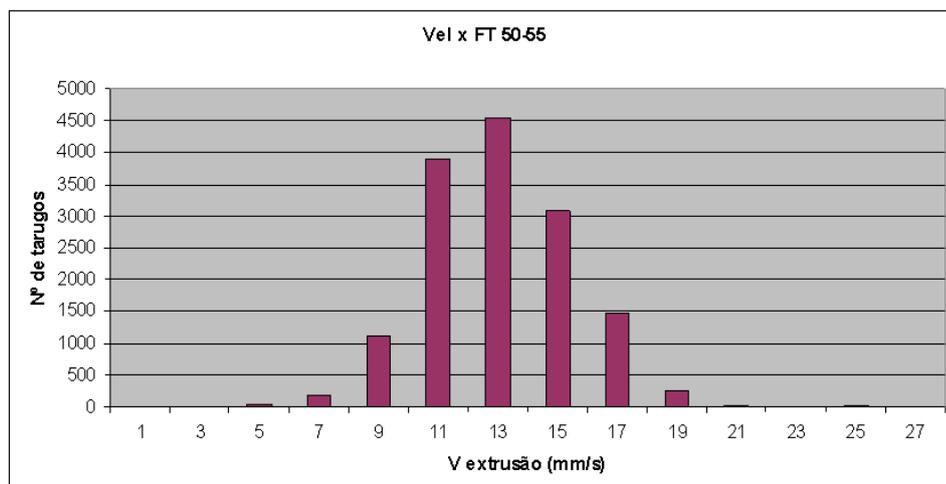


Figura 4.4. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 50 e 55.

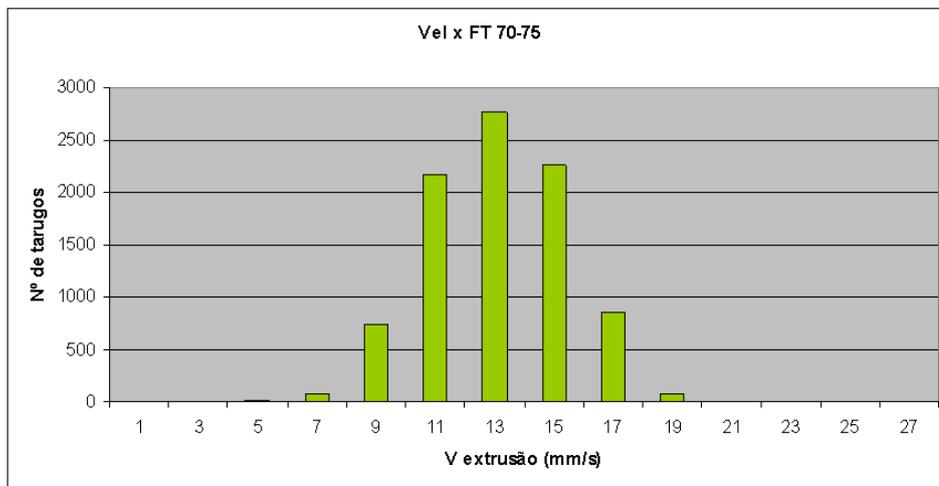


Figura 4.5. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 70 e 75.

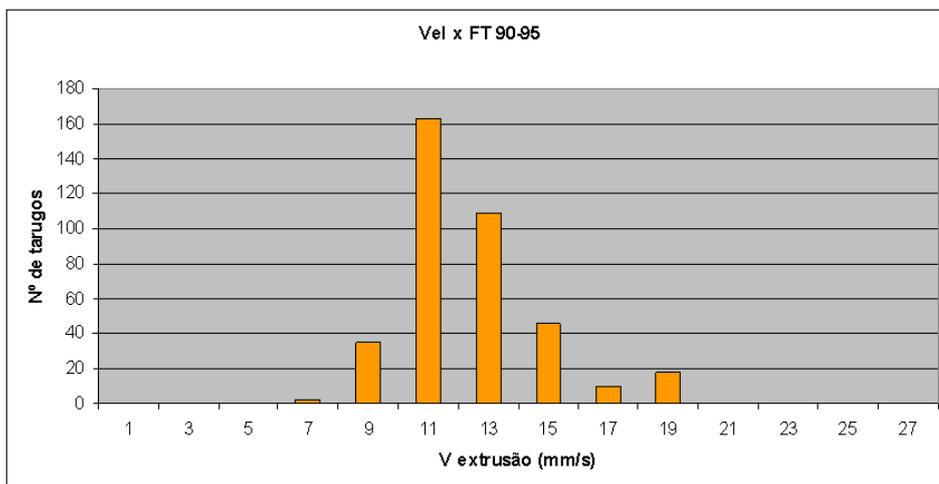


Figura 4.6. Distribuição normal de velocidades da P13 para perfis com FT entre 90 e 95.

Combinando-se as informações da figura 4.3 com as informações das figuras 4.4, 4.5 e 4.6 e utilizando-se da equação 2.26 calculou-se que as taxas de deformação mínima e máxima praticadas na P13. São elas, respectivamente, 6 s^{-1} e 14 s^{-1} . Assim, estas taxas são consideradas as condições de contorno para os testes práticos de extrusão. Na condição de taxa mínima deve-se validar se é possível garantir as propriedades mecânicas mínimas dos perfis extrudados. Na condição de taxa máxima deve-se avaliar se há mudança de desempenho da matéria-prima nas diferentes condições de homogeneização quando mantem-se as mesmas variáveis do processo de extrusão.

4.3 Análise microestrutural do tarugo – metalografia completa

Desde o ano de 2008, na Refusão da Sapa Aluminium Brasil, retira-se amostras mensalmente alternando-se liga e diâmetro de tarugo. Algumas destas amostras retiradas da produção são enviadas para análise metalográfica completa no HATC (Centro de tecnologia da Sapa) nos EUA.

Além dos relatórios individuais de cada amostra, foram montados gráficos como histórico dos valores medidos nas análises para cada quesito analisado. Tais gráficos, aqui apresentados, nos permitem associar as datas de redução de tempo no processo de homogeneização para avaliar se houve alguma mudança significativa na qualidade metalúrgica dos tarugos produzidos na Refusão.

Vale ressaltar que nestes gráficos estatísticos apresentados também mostram-se dados medidos para os tarugos de 7”, porém estes não tiveram nenhuma alteração em seu processo. Para os tarugos de 6” fez as alterações tanto para a liga 606350 quanto para as ligas 606035 e 6060LT que são ligas menos carregadas que a liga objeto de estudo neste trabalho.

Além do histórico de análises metalográficas de amostras retiradas durante o processo produtivo para avaliar eventuais mudanças antes e após o as modificações na homogeneização, análises metalográficas via MO e MEV das amostras C1, C2 e C3 foram realizadas. As micrografias e resultados obtidos destas análises são também apresentados neste item.

4.3.1 Tamanho de grão

O gráfico da figura 4.7 apresenta as medições encontradas para o tamanho de grão médio ao longo dos anos, evidenciando valores encontrados após mudanças no tempo de tratamento térmico. Este gráfico possui limite superior de especificação (USL) de 200 μm , limite superior de controle (UCL) de 110 μm e limite inferior de controle (LCL) de 60 μm . Nele observa-se uma curva bastante estável e capaz (Cpk de 5,34, Cpk \geq 1,33) com valores de tamanho de grão dentro dos limites de controle. Além disso, pode-se notar que

a redução no tempo de homogeneização não teve nenhuma influência no tamanho dos grãos das amostras analisadas e os resultados medidos continuaram variando dentro dos limites de controle de processo e bem distantes dos limites de especificação.

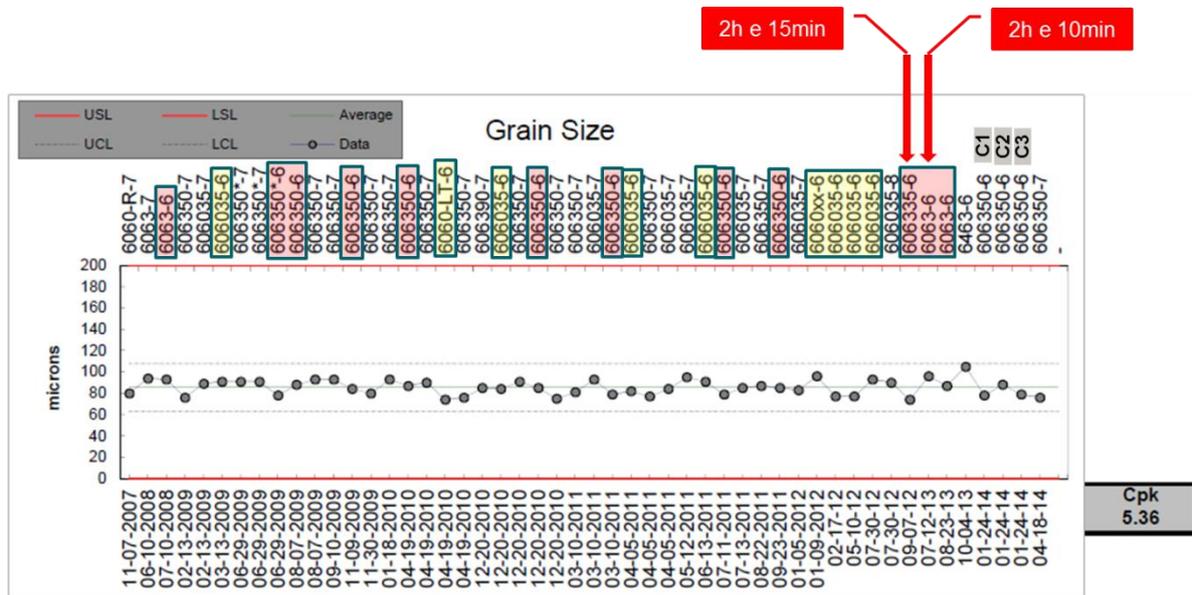


Figura 4.7. Variação do tamanho de grão ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

As micrografias da figura 4.8 a seguir mostram análises do tamanho de grão para amostras representativas das condições C1, C2 e C3.

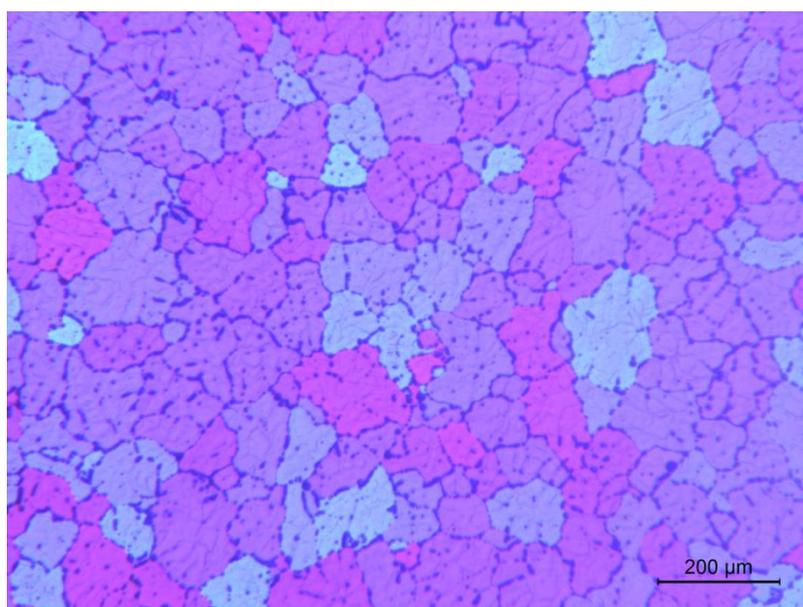


Figura 4.8.a. Microestrutura a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 50x amostra C1. Tamanho de grão de 78 μ m.

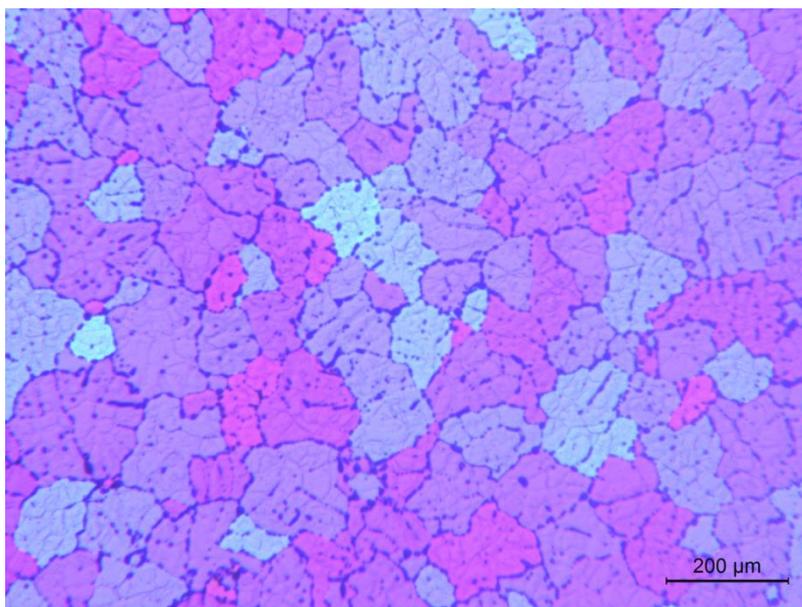


Figura 4.8.b. Microestrutura a 1/2 raio aumento de 50x amostra C2. Tamanho de grão de 88μm.

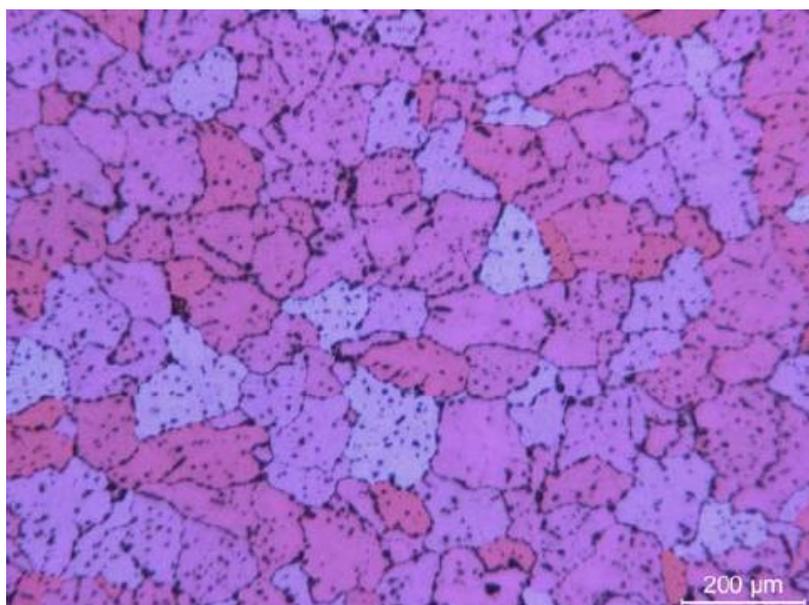


Figura 4.8.c. Microestrutura a 1/2 raio aumento de 50x amostra C3. Tamanho de grão de 79μm.

Figura 4.8. Micrografias ópticas com luz polarizada mostrando tamanho de grão.

A figura 4.8 mostra que para as 3 diferentes condições de homogeneização encontrou-se resultados de tamanho de grão similares, grãos equiaxiais e homogêneos para cada amostra analisada. Tais valores medidos estão dentro dos limites de especificação. A amostra C2 apresentou tamanho de grão ligeiramente superior às amostras C1 e C3, porém esta é uma variação

intrínseca e normal ao processo conforme pode-se observar no gráfico da figura 4.7.

4.3.2 Grau de transformação de fases

O gráfico da figura 4.9 apresenta a evolução do GTF% ao longo dos anos evidenciando valores encontrados após mudanças nos tratamentos térmicos. Este gráfico possui: limite inferior de especificação (LSL) de 90% e limite inferior de controle (LCL) de 98% e apresenta uma curva relativamente estável e capaz (Cpk de 4,81, $Cpk \geq 1,33$) com valores de transformação de fase bem acima do limite de especificação inferior. Além disso, pode-se notar que após a redução do tempo de homo de homogeneização para 2h e 15min e 2h e 10min, o grau de transformação de fases nas amostras analisadas ainda mantiveram-se com resultados variando dentro dos limites de controle de processo e bem distante do limite inferior de especificação.

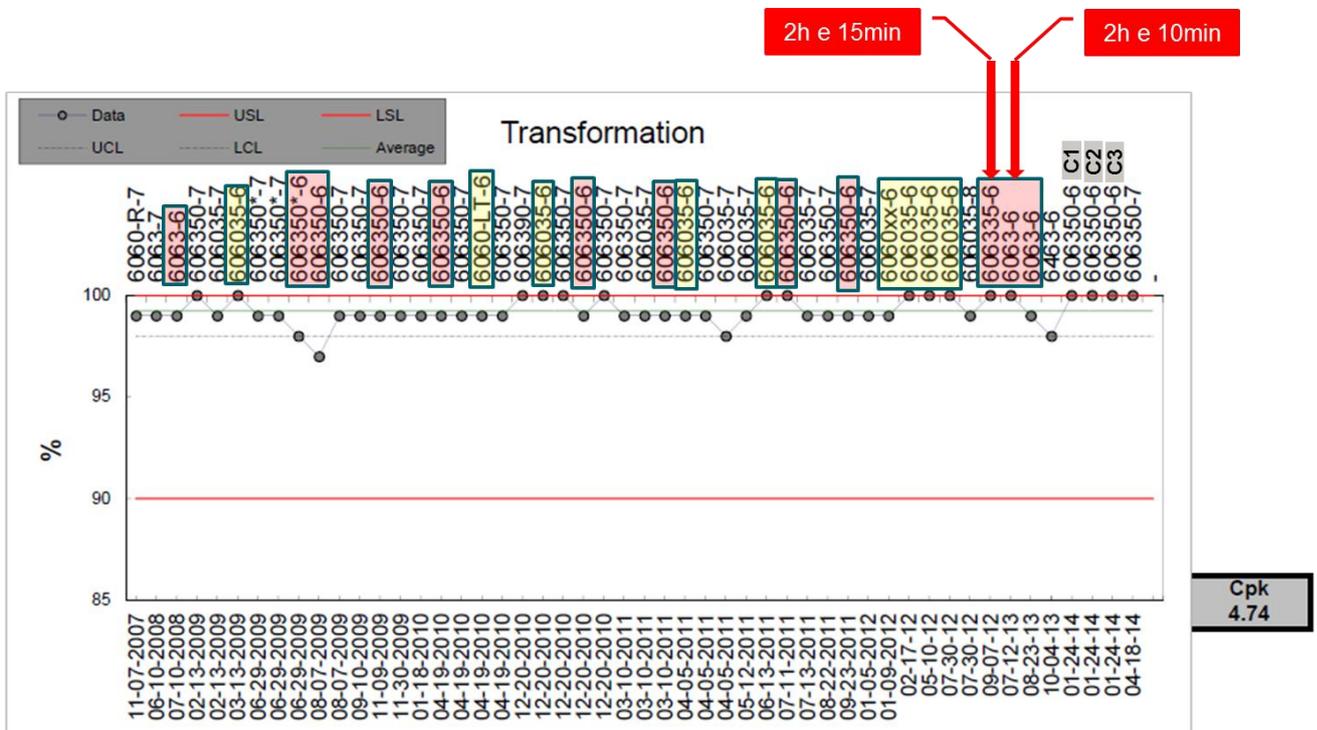


Figura 4.9. Variação do grau de transformação de fases Al-Fe-Si ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

A figura 4.10 a seguir mostra micrografias ópticas da análise do grau de transformação de fases da condição C1, C2 e C3 e mostra os resultados medidos.

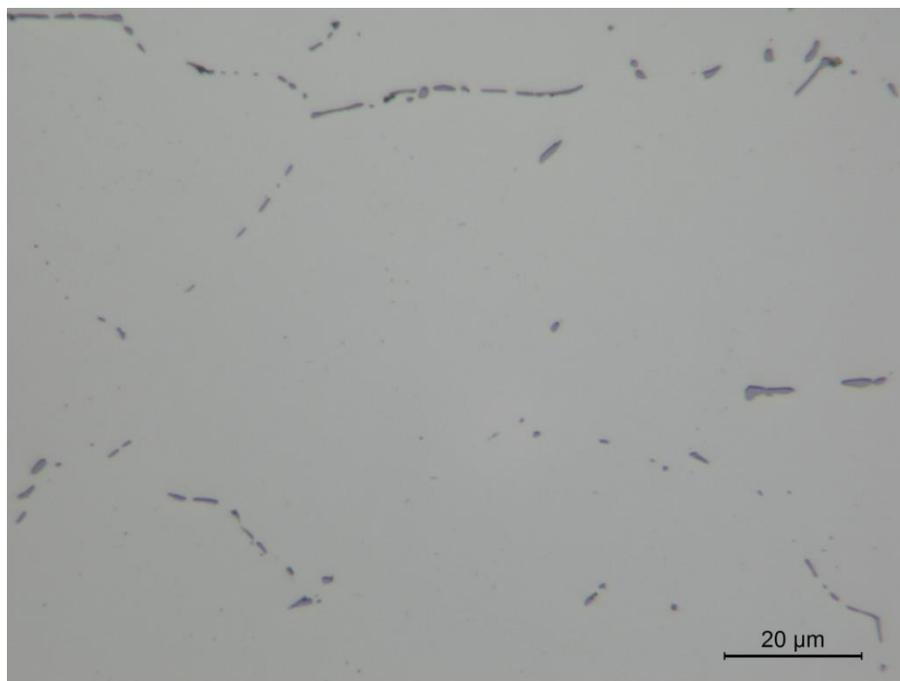


Figura 4.10.a. Microestrutura (MO) a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 500x amostra C1. Grau de transformação de fases de 100%.

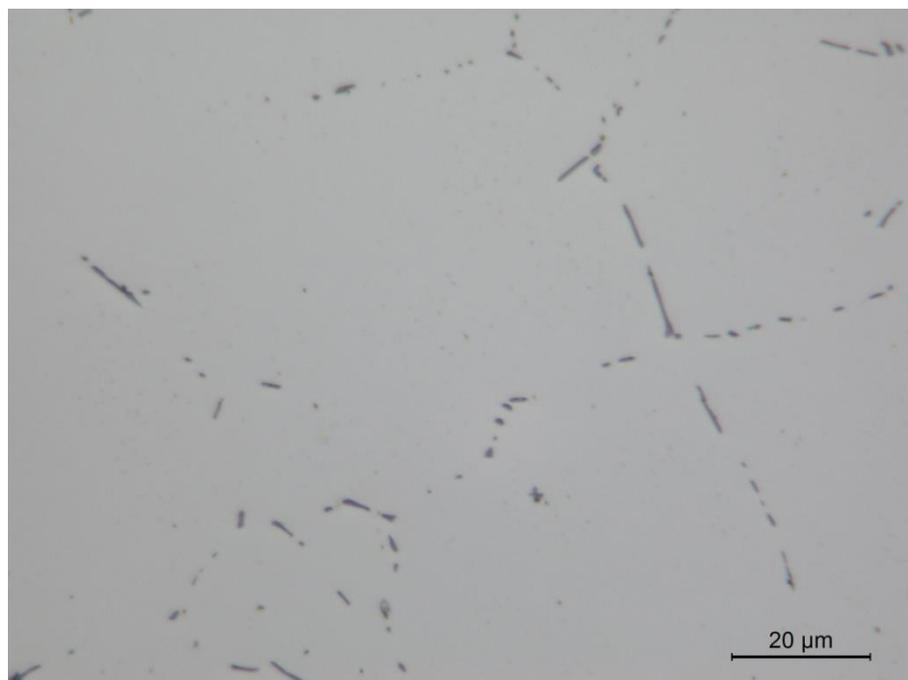


Figura 4.10.b. Microestrutura (MO) a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 500x amostra C2. Grau de transformação de fases de 100%.

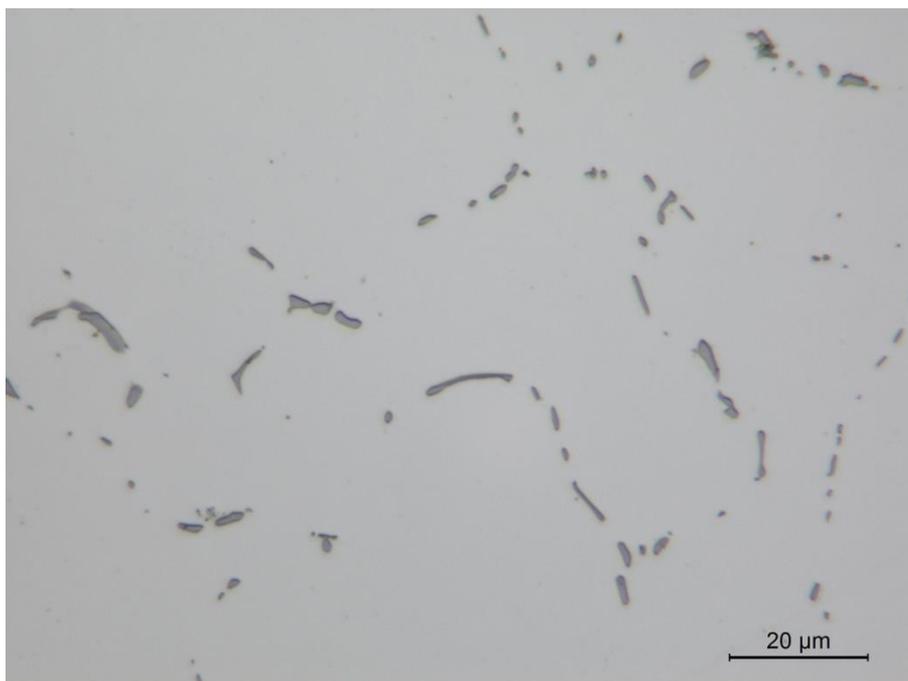


Figura 4.10.c. Microestrutura(MO) a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 500x amostra C3. Grau de transformação de fases de 100%.

As micrografias ópticas apresentadas nas figuras 4.10.a, 4.10.b e 4.10.c mostram que entre as condições de homogeneização C1, C2 e C3, mesmo com a redução nos tempo de homogeneização não foi encontrada redução no grau de transformação de fases. Nas 3 condições mediu-se grau de transformação de fase de 100%. Isto é uma evidência de que a qualidade metalúrgica do tarugo neste quesito manteve-se inalterada com a redução do tempo de tratamento térmico.

Na figura 4.11, a seguir, apresenta-se imagens das mesmas amostras, porém obtidas via MEV. Nos contornos dos grãos, em coloração branca, pode-se observar partículas de fases intermetálicas de α -Al-Fe-Si, estas partículas são as mesmas observadas nas micrografias ópticas da figura 4.10, porém na figura 4.10 elas são vistas em coloração escura.

As micrografias da figura 4.11, além de permitir confirmar as informações obtidas nas micrografias da figura 4.10 sobre o grau de transformação de fases, permite perceber que há diferenças na precipitação de Mg_2Si entre as condições C1, C2 e C3. Na condição C1 é possível observar uma precipitação densa de partículas agrupadas em ilhas dentro dos grãos. Na

condição C2, não é possível observar este mesmo tipo de precipitação. Enquanto que na condição C3, observa-se algo similar à condição C1, porém com regiões menos densamente ocupadas pelos precipitados. Tais diferenças podem influenciar a trabalhabilidade a quente dos tarugos, o acabamento superficial dos perfis extrudados bem como as propriedades mecânicas dos perfis após envelhecimento.

Uma análise mais detalhada e com micrografias em maiores aumentos para as diferenças no padrão de precipitação entre as diferentes condições de tempo de homogeneização é apresentada na seção 4.3.3.

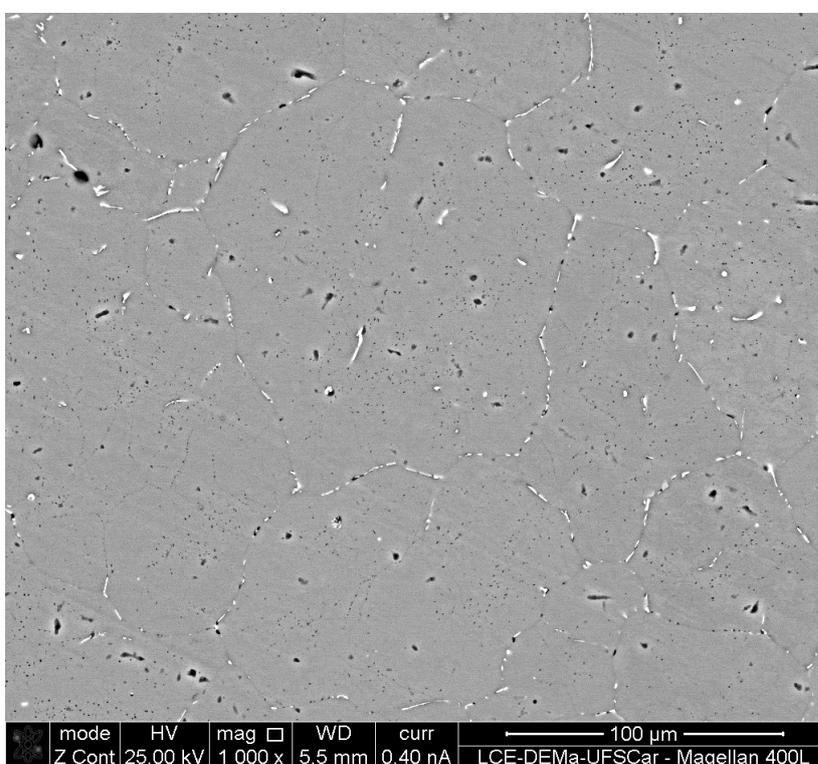


Figura 4.11.a. Microestrutura (MEV) a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 1000x amostra C1.

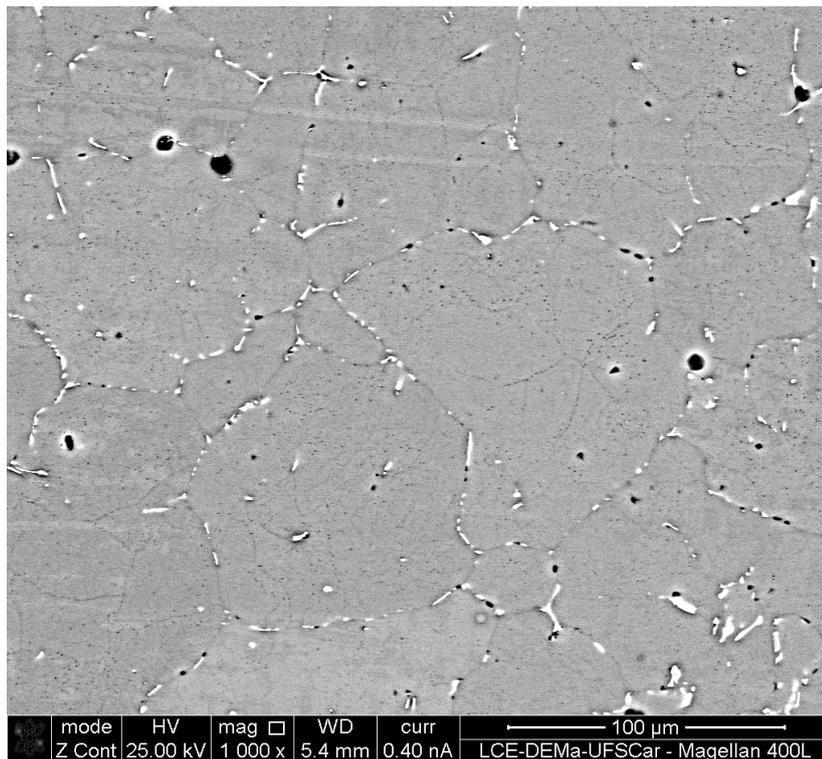


Figura 4.11.b. Microestrutura (MEV) a 1/2 raio aumento de 1000x amostra C2.

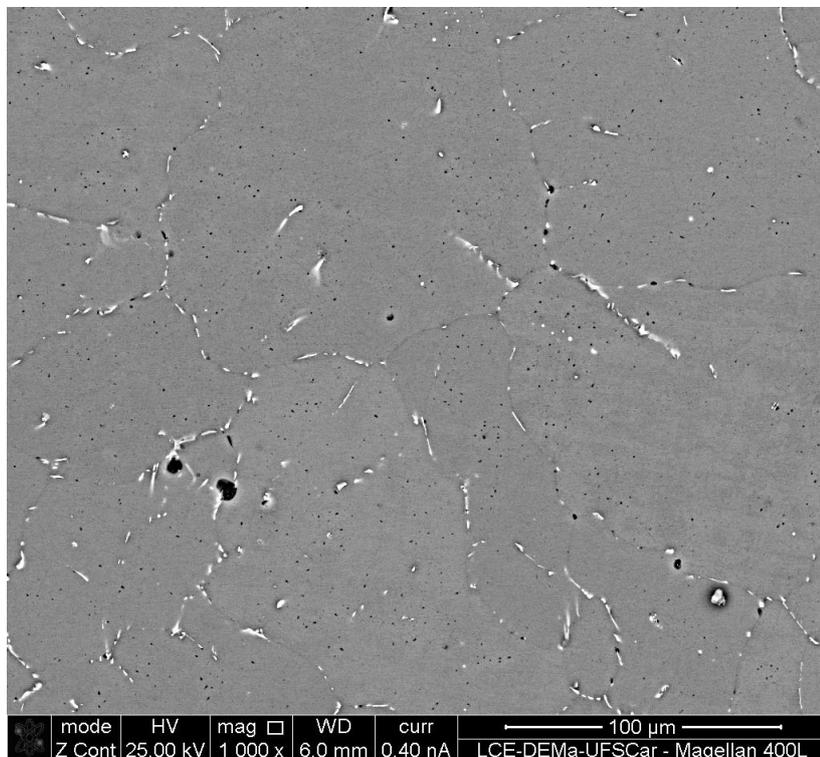


Figura 4.11.c. Microestrutura (MEV) a 1/2 raio aumento de 1000x amostra C3.

4.3.3 Precipitação – Mg₂Si

O gráfico da figura 4.12 apresenta a quantidade de precipitados de Mg₂Si > 1µm encontrados em uma área de 0,51mm² de amostras de tarugos analisadas via microscopia óptica ao longo dos anos. Este gráfico possui limite superior de especificação (USL) de 150 precipitados de Mg₂Si > 1µm por 0,51mm² e limite superior de controle (UCL) de 110 precipitados de Mg₂Si > 1µm por 0,51mm². Nele pode-se observar uma curva relativamente estável e capaz (Cpk de 1,70, Cpk >= 1,33) com valores medidos abaixo do limite de controle superior. Além disso, pode-se notar que após a redução do tempo de homogeneização para 2h e 15min e 2h e 10min, os valores encontrados nas amostras analisadas apresentam um aumento pontual, porém voltam a cair na amostra de 08-23-13.

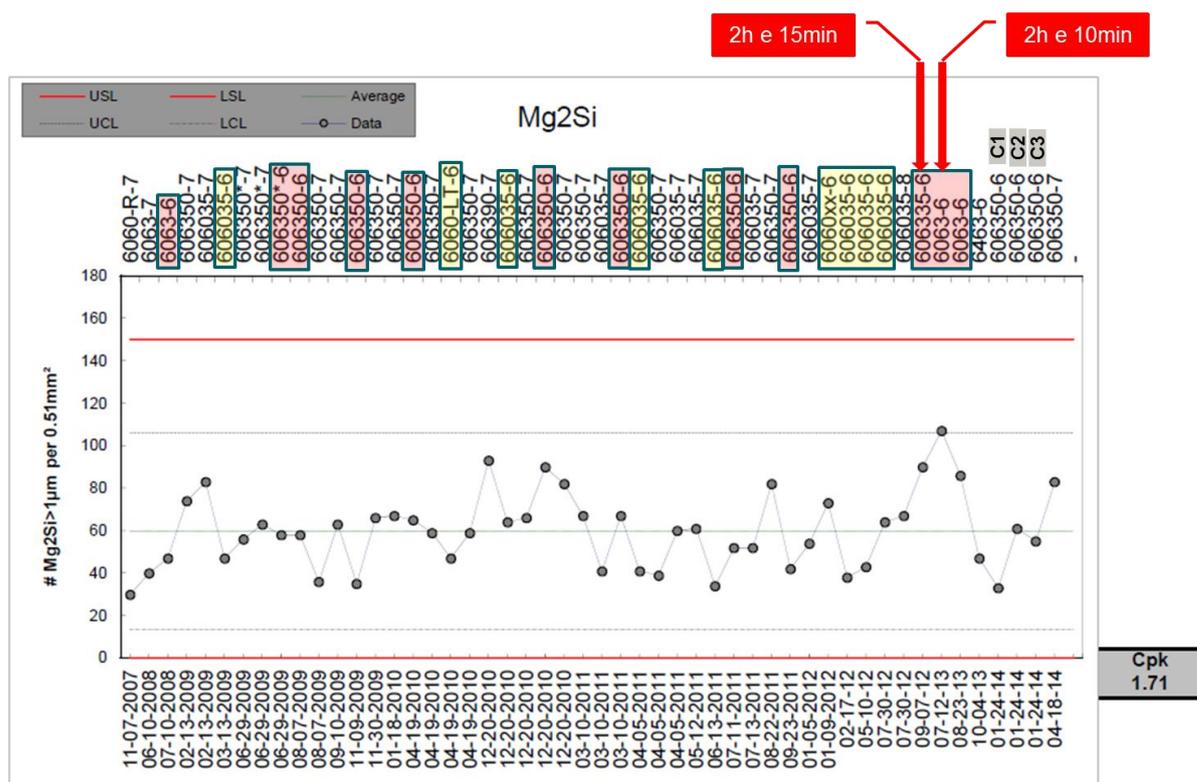


Figura 4.12. Variação de Valores # Mg₂Si > 1µm/0,51 mm² ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

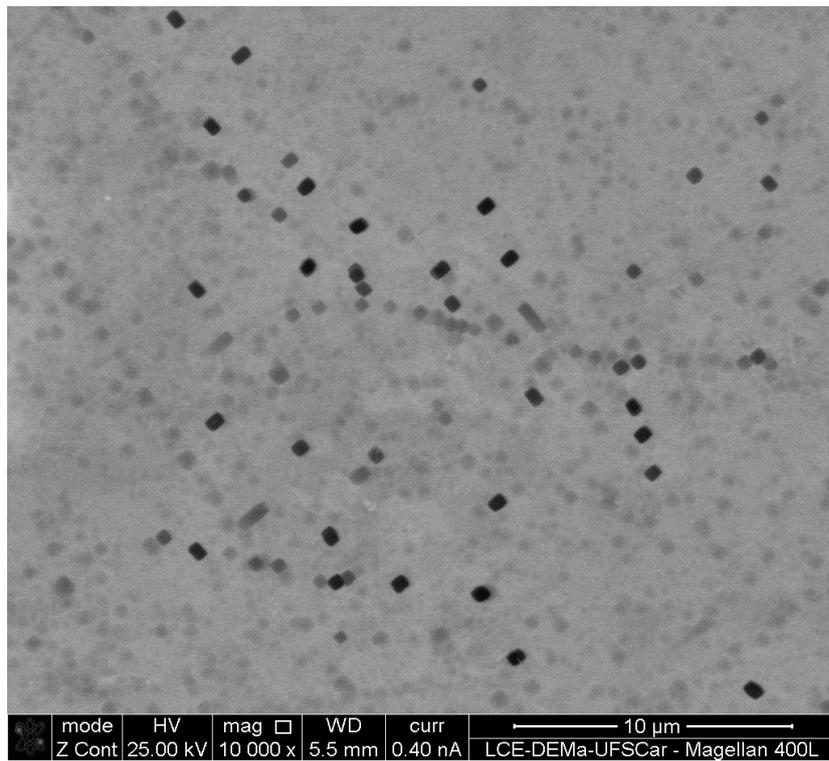
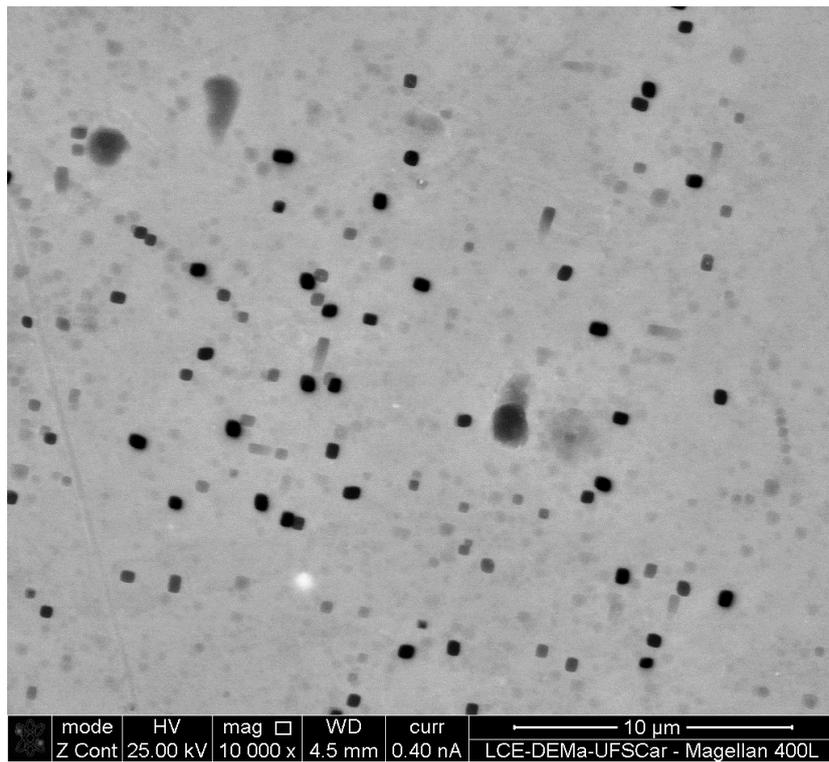
Na tabela 4.2 estão apresentados os valores obtidos via microscopia óptica para as amostras C1, C2 e C3.

Tabela 4.2. Valores # Mg₂Si>1µm/0,51 mm² para as 3 condições de homogeneização.

	C1	C2	C3	Especificação
# Mg₂Si>1µm/0,51mm²	33 ppts	61 ppts	55 ppts	< 150 ppts
Condição de Homogeneização	590°C-2h:30min	590°C-2h:15min	590°C-2h:10min	-----

Estes valores mostram que com a redução do tempo de homogeneização houve aumento na quantidade de precipitados de Mg₂Si>1µm nas amostras C2 e C3 em relação à amostra C1, mas mesmo nas amostras C2 e C3 a distância em relação ao limite máximo de controle (110 ppts) e limite máximo de especificação (150ppts) ainda é significativa. Este aumento da quantidade de precipitados pode significar que quando se reduz o tempo de homogeneização os precipitados não são solubilizados completamente, pois quanto maiores são os precipitados menor é a energia interfacial e portanto menor a força motriz para dissolução.

A figura 4.13 que segue mostra micrografias de amostras das condições C1, C2 e C3 respectivamente obtidas via MEV com aumento de 10.000x focando nas ilhas de precipitados Mg₂Si presentes no interior dos grãos. Nelas pode-se observar diferença no padrão de precipitação para cada condição de tratamento térmico.



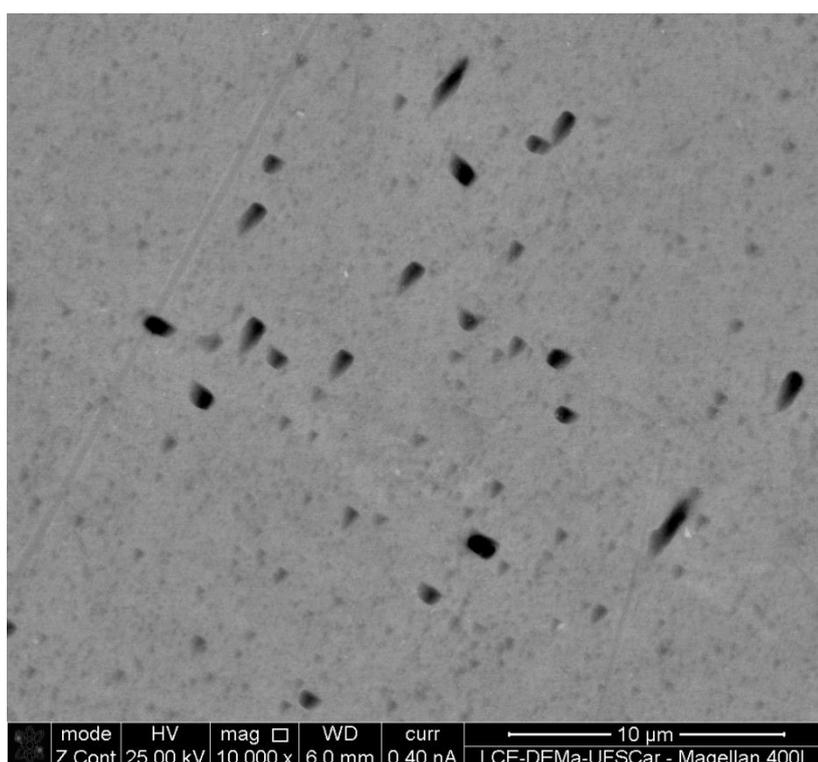


Figura 4.13. Microestrutura (MEV) a $\frac{1}{2}$ raio aumento de 10000x – padrão de precipitação das amostras C1, C2 e C3 respectivamente.

Na tabela 4.3 seguem apresentados os valores médios encontrados nas análises das micrografias da figura 4.13, com as quais foi feito contagem e medição de tamanho dos precipitados. Para obtenção destes dados o mesmo número de micrografias com o mesmo aumento (10.000x), ou seja, a mesma área superficial de análise foi mantida para as 3 condições.

Tabela 4.3. Padrão de precipitação do Mg_2Si nas 3 condições de homogeneização.

Amostra	Total de Mg_2Si	\bar{L} (μm) total	Mg_2Si <500nm	\bar{L} (μm) Mg_2Si <500nm	500nm \leq Mg_2Si <1 μm	\bar{L} (μm) 500nm \leq Mg_2Si <1 μm	Mg_2Si \geq 1 μm	\bar{L} (μm) Mg_2Si \geq 1 μm
C1	247	0,631	76	0,425	152	0,645	19	1,312
C2	162	0,673	35	0,443	116	0,625	11	1,616
C3	124	0,928	10	0,260	67	0,744	47	1,286

Os dados apresentados nesta tabela evidenciam que o tamanho médio total dos precipitados aumentou e a quantidade total de precipitados em uma

mesma área diminuiu com a redução do tempo de homogeneização. Isto mostra uma tendência de aumento na quantidade de precipitados maiores e redução na quantidade de precipitados menores com a redução do tempo de homogeneização. Os resultados para precipitados maiores que $1\mu\text{m}$ na tabela 4.3 são diferentes da tabela 4.2, pois para obtenção dos dados da tabela 4.3 utilizou-se microscopia eletrônica com aumento de 10.000x enquanto que os dados da tabela 4.2 foram obtidos utilizando-se microscopia óptica com aumento de 1.000x, assim a área analisada via microscopia eletrônica foi menor com maior resolução focando nas ilhas de precipitados enquanto que a análise via microscopia óptica foi realizada em uma área maior (de $0,51\text{mm}^2$) com menor resolução e varrendo o interior dos grãos medindo precipitados maiores que $1\mu\text{m}$ detectáveis na resolução do microscópio óptico com aumento de 1.000x.

O aumento do tamanho médio dos precipitados com a redução do tempo de homogeneização aumenta a dificuldade de dissolução destes precipitados devido à energia interfacial, isso pode dificultar a solubilização destes precipitados durante o processo de extrusão, ou seja, o tempo de pré-aquecimento de tarugo e a temperatura emergente podem ser insuficientes para dissolver o Mg_2Si presente e com isso as propriedades mecânicas pós-envelhecimento podem não ser atingidas. Além disso, precipitados excessivamente grandes podem gerar problemas de acabamento superficial nos perfis extrudados natural e/ou anodizados.

Do ponto de vista da trabalhabilidade a quente a redução na quantidade de precipitados menores que $1\mu\text{m}$ e o aumento da quantidade de precipitados maiores que $1\mu\text{m}$, observado na tabela 4.3, com a redução do tempo de homogeneização pode fazer com que as amostras da condição C3 e C2 apresentem uma maior resistência mecânica a quente em relação à amostra C1, pois o padrão de precipitação visto na condição C1 é mais susceptível a solubilização favorecendo o processo de recuperação e recristalização dinâmica e com isso fazendo que a deformação a quente ocorra com menores níveis de tensão, pois em uma microestrutura com menor densidade de discordâncias (menos encruada) e com menos precipitados presentes (menor

número de obstáculos para deslocamento de discordâncias), há menor dificuldade para a ocorrência da deformação já que o deslocamento das discordâncias é mais fácil.

A mudança microestrutural observada nos resultados desta seção tem seus impactos reais avaliados nas seções 4.4, 4.5, 4.6 e 4.7 a seguir. Tais seções apresentam, respectivamente, resultados de propriedades mecânicas a frio e a quente dos tarugos, testes práticos de extrusão (extrudabilidade dos tarugos), propriedades mecânicas dos perfis extrudados e acabamento superficial natural e anodizado dos perfis extrudados.

4.3.4 Microporosidade

Na figura 4.14 segue apresentado o histórico da microporosidade ao longo dos anos.

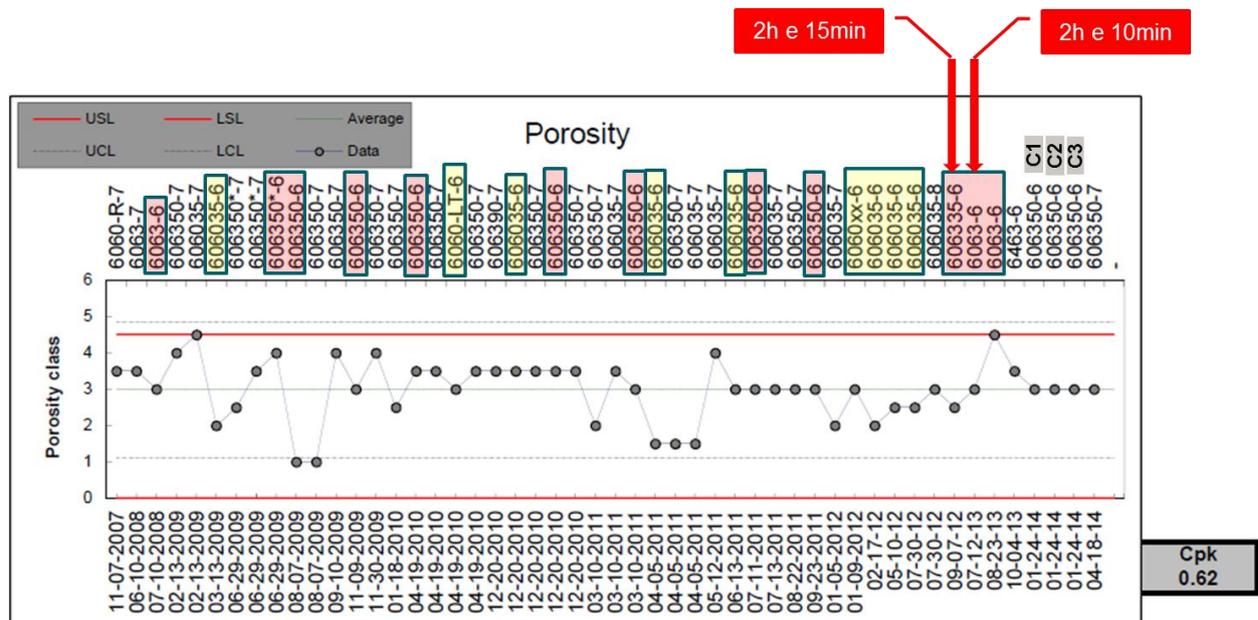


Figura 4.14. Variação da microporosidade ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

Na tabela 4.4 mostra-se que a análise de microporosidade das 3 condições são equivalentes e todas estão dentro do limite de especificação. A microporosidade normalmente pode ser afetada para variações muito grandes no tempo de homogeneização podendo causar coalescência de poros por

difusão para tempos longos de homogeneização. Como para o presente trabalho este caso descrito não se aplica, não se observa influência da redução do tempo de homogeneização na microporosidade dos tarugos analisados.

Tabela 4.4. Resultados de análise de microporosidade.

	C1	C2	C3	Especificação (máx)
Microporosidade	Classe 3	Classe 3	Classe 3	Classe 5

4.3.5 Zonas de Bergmann/Zonas de segregação inversa

Na figura 4.15 apresenta-se o histórico das análises de Zonas de Bergmann ao longo dos anos.

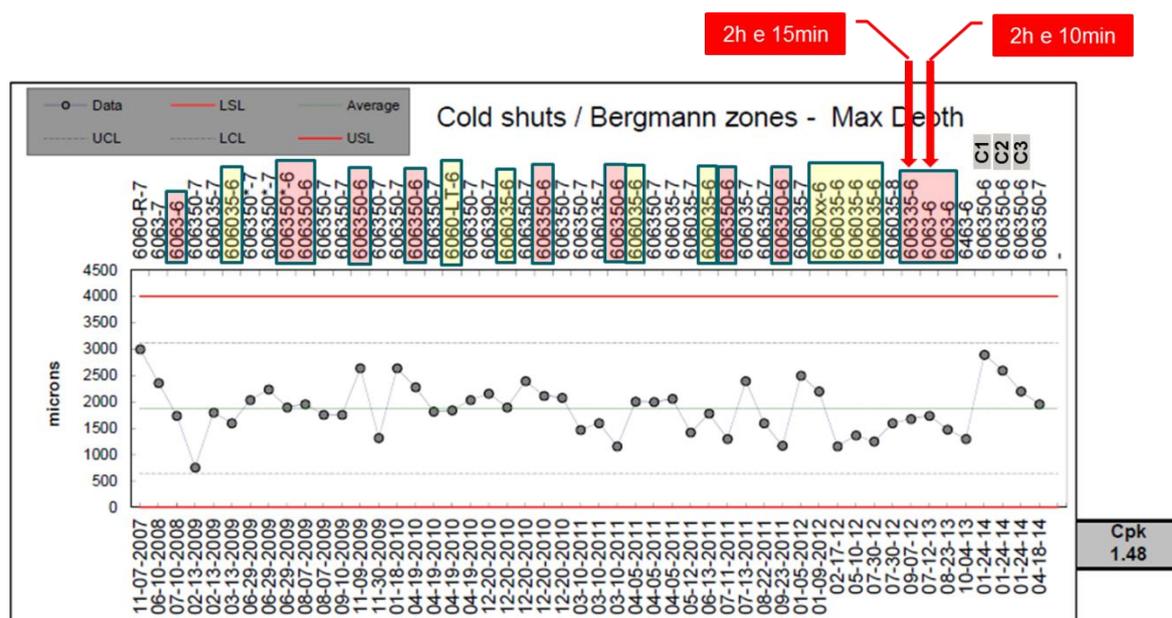


Figura 4.15. Variação da profundidade das Juntas Frias/Zonas de Bergmann ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

As amostras C1, C2 e C3 também foram caracterizadas quanto às Zonas de Bergmann, as micrografias representativas da análise de cada amostra estão apresentadas na figura 4.16 e os valores medidos seguem apresentados na tabela 4.5.

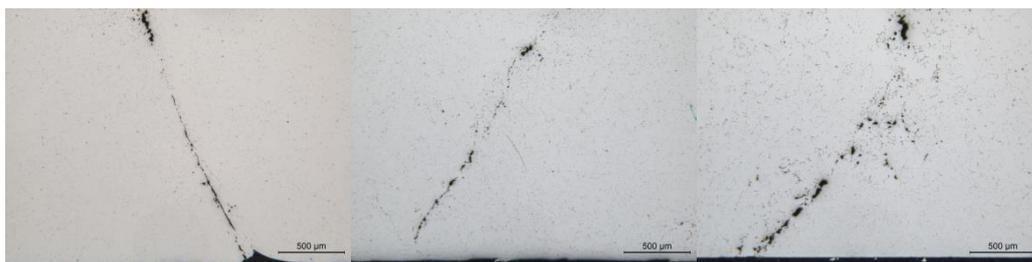


Figura 4.16. Micrografia (MO) Zonas de Bergmann amostras C1, C2 e C3 – aumento de 25x.

Tabela 4.5. Resultados de análise de Zona de Bergmann.

Zona de Bergmann	C1	C2	C3
Nº médio de picos / 1,5 cm	7,0	6,2	6,4
Pico máx. (μm)	2900	2600	2200

Os resultados de análise de Zonas de Bergmann, juntas frias e zona de segregação inversa normalmente não são influenciadas por mudanças no tempo de homogeneização, pois são características não influenciadas pelas variáveis do processo de homogeneização, mas sim pelas variáveis do processo de vazamento, as quais não são o foco do presente trabalho.

4.3.6 Inclusões

As figuras 4.17, 4.18 e 4.19 apresentam gráficos com valores da densidade de inclusões Classe I (entre $20\mu\text{m}$ e $50\mu\text{m}$), Classe II (entre $51\mu\text{m}$ e $100\mu\text{m}$) e Classe III (maiores que $100\mu\text{m}$) encontradas nos tarugos produzidos na Refusão via análise metalográfica ao longo dos anos.

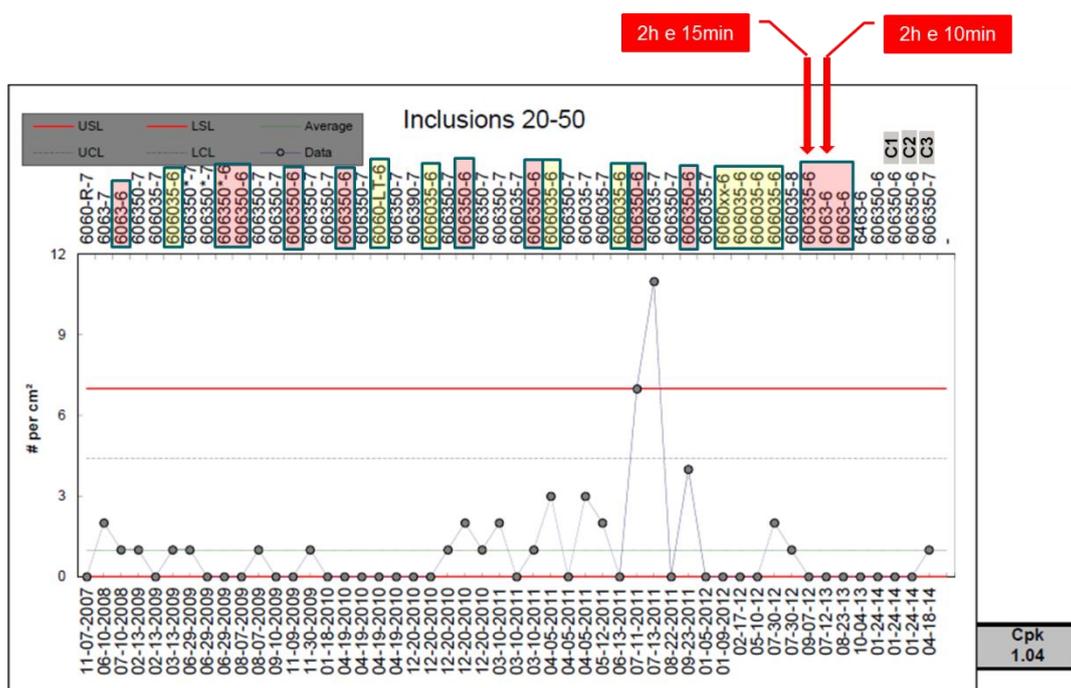


Figura 4.17. Variação da densidade superficial de inclusões entre 20 e 50 μm ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

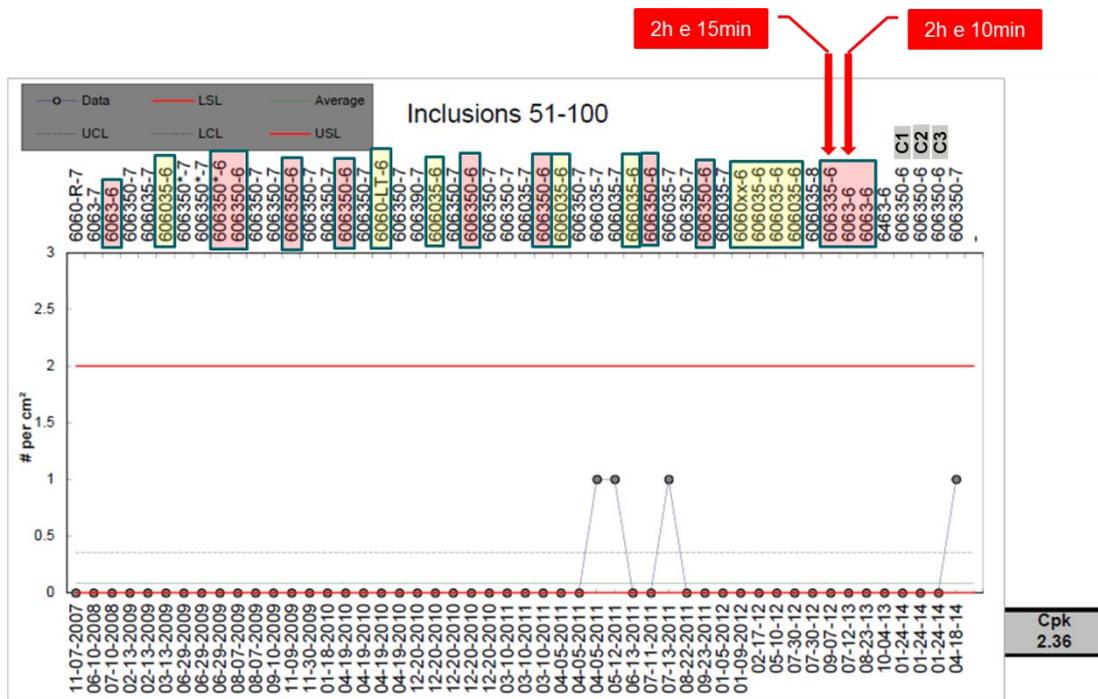


Figura 4.18. Variação da densidade superficial de inclusões entre 51 e 100 μm ao longo do tempo. Tarugos de 6" em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

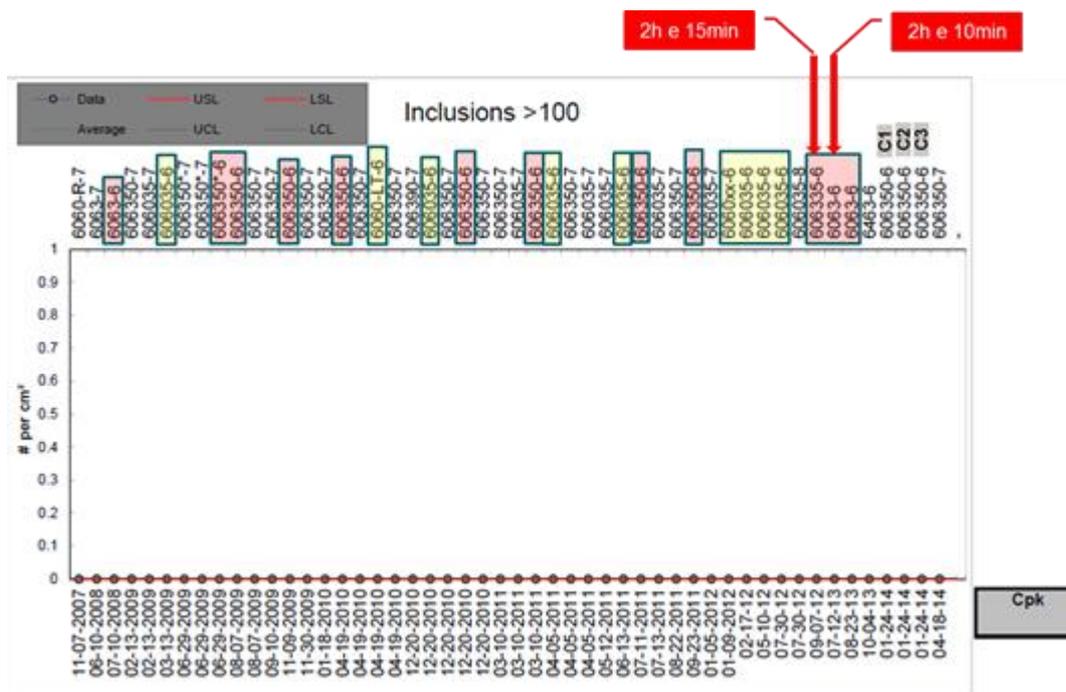


Figura 4.19. Variação da densidade superficial de inclusões maiores que 100 µm ao longo do tempo. Tarugos de 6” em destaque e momentos em que houve redução de tempo identificados.

Os resultados da análise de densidade de inclusões para as amostras C1, C2 e C3 seguem apresentados na tabela 4.6.

Tabela 4.6. Resultados de densidade superficial de inclusões.

Inclusões	C1	C2	C3	Especificação máx.
Classe 1 (20 - 50 µm)	0	0	0	< 8
Classe 2 (51 - 100 µm)	0	0	0	< 3
Classe 3 (> 100 µm)	0	0	0	< 1

Tais resultados mostram que a limpeza de metal durante o processo de fundição e vazamento dos tarugos é bastante eficiente na Refusão da Sapa Alumínio, pois ao longo dos anos houve momentos pontuais em que encontrou-se presença de inclusões fora dos limites de especificação. A densidade de inclusão é uma característica não influenciada pelo processo de homogeneização.

4.4 Propriedades Mecânicas de tarugos

4.4.1 Dureza

Na tabela 4.7 abaixo estão apresentados os resultados de dureza Brinell medidos nas amostras da figura 3.13.

Tabela 4.7. Resultado de dureza Brinell das condições C1, C2 e C3.

Amostra	Condição de Homogeneização	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Medida 4	Média
C1DT	590°C - 2h e 30min	48 HB	48 HB	48 HB	48 HB	48 HB
C2DT	590°C - 2h e 15min	50 HB	50 HB	50 HB	50 HB	50 HB
C3DT	590°C - 2h e 10min	48 HB	49 HB	48 HB	48 HB	48 HB

Os dados de dureza mostram que a condição de menor tempo de homogeneização (C3) apresentou dureza de 48 HB, mesmo valor médio que a condição de maior tempo de homogeneização (C1). A condição de tempo intermediário (C2) apresentou um valor de dureza média de 50 HB, ou seja, superior às outras duas condições de homogeneização. Como as variações são muito pequenas pode-se dizer que as propriedades mecânicas das 3 condições de tratamento térmico são equivalentes.

4.4.2 Ensaio de Tração

Nas figuras 4.20, 4.21 e 4.22 seguem apresentadas as curvas tensão-deformação para as condições C1, C2 e C3 respectivamente.

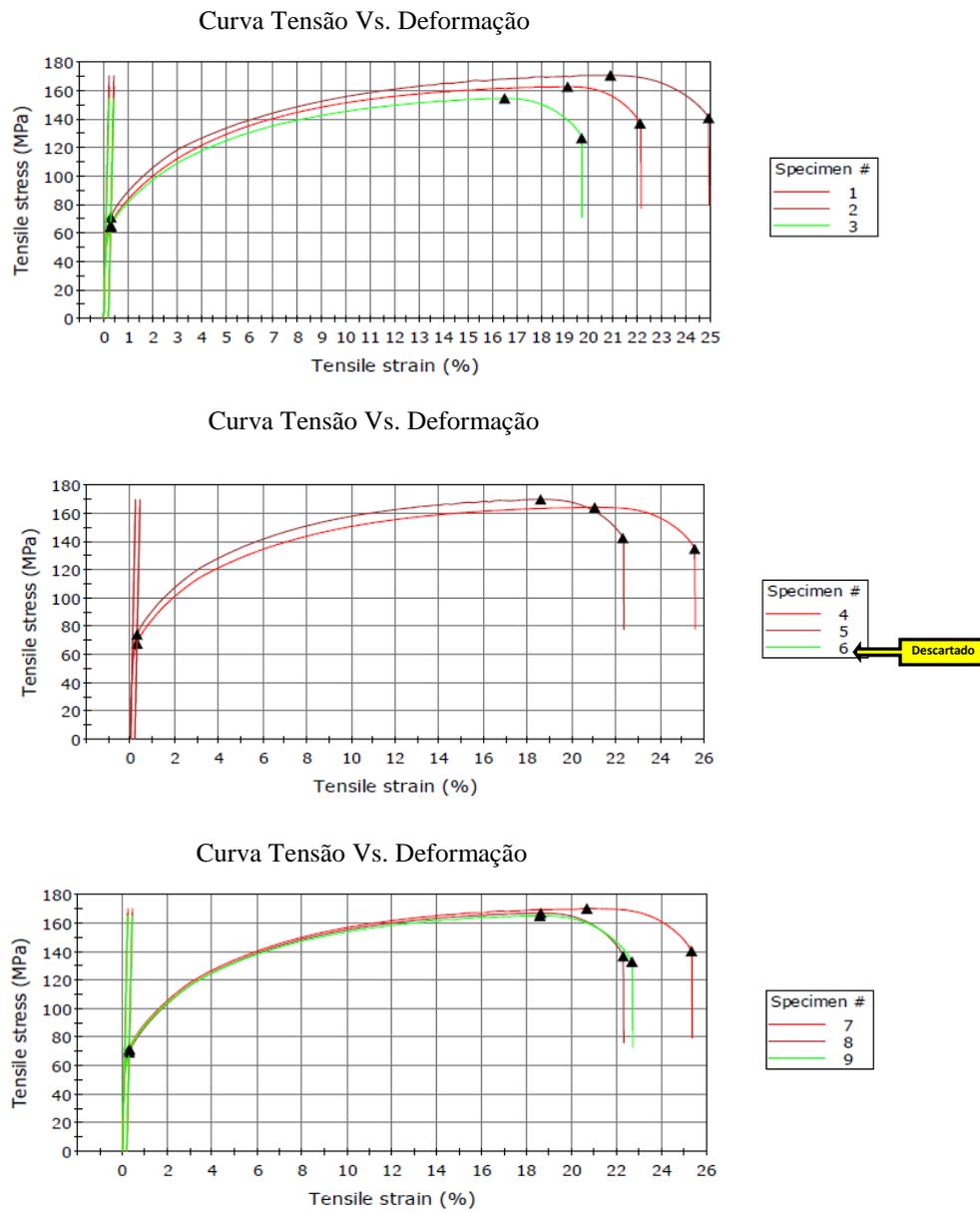


Figura 4.20. Curvas tensão deformação amostra condição C1.

A curva da amostra 6 da condição C1 foi descartada pois houve falha no ensaio.

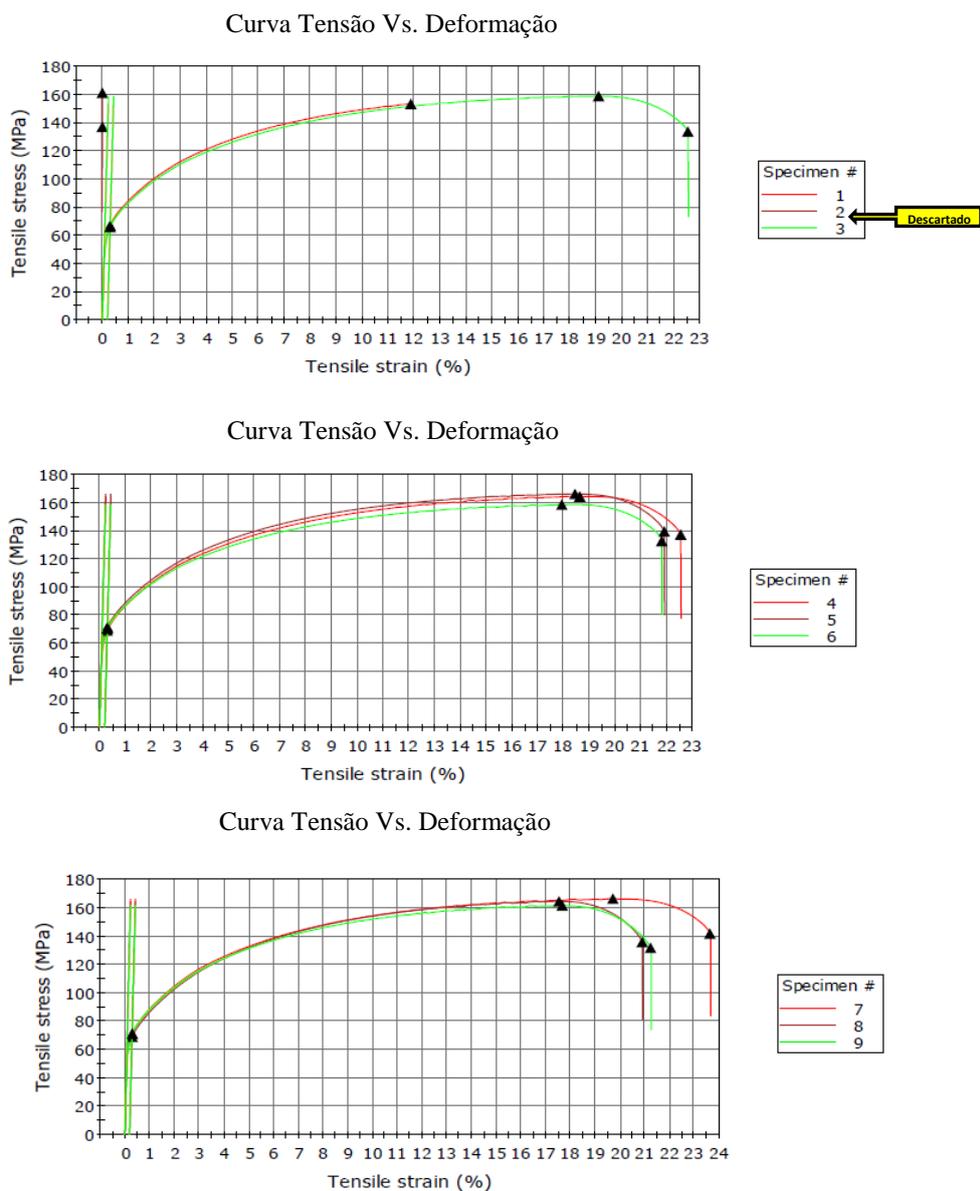


Figura 4.21. Curvas tensão deformação amostra condição C2.

A curva da amostra 2 da condição C2 foi descartada pois houve falha no ensaio.

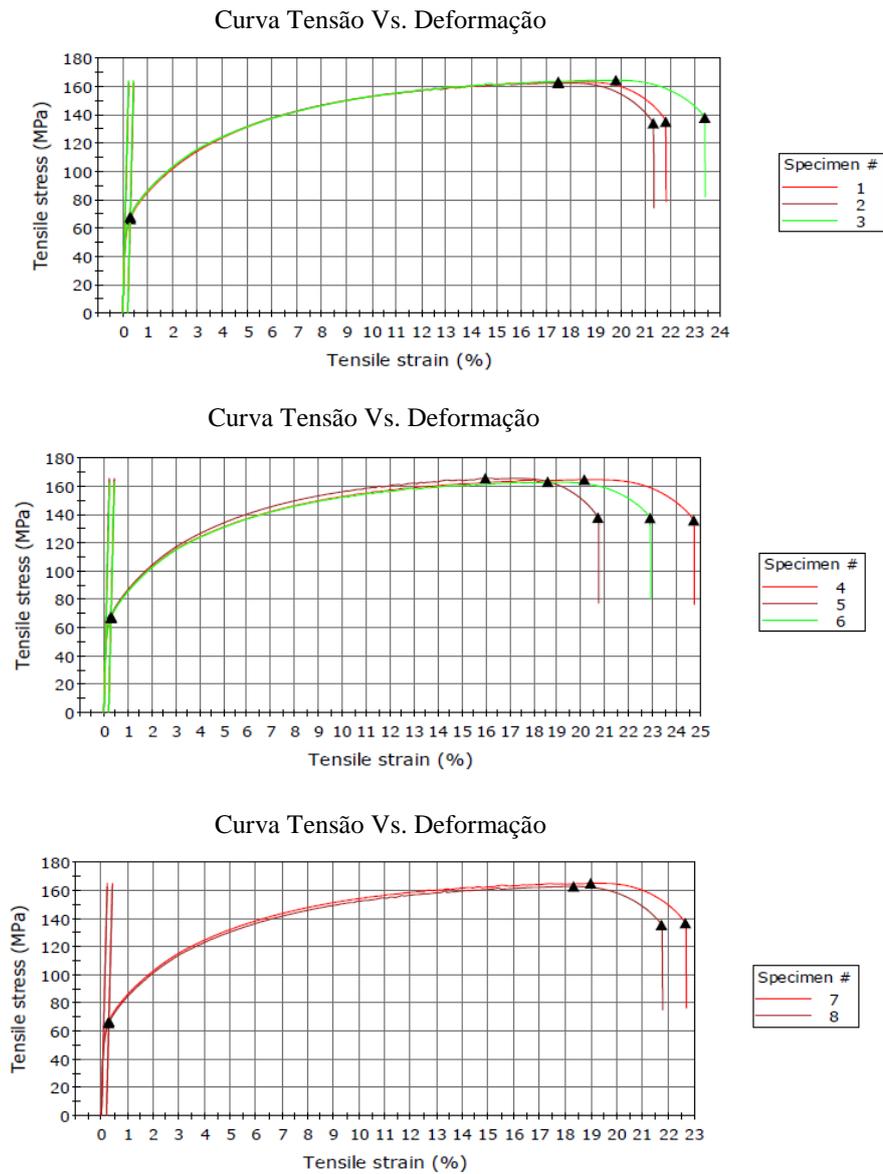


Figura 4.22. Curvas tensão deformação amostra condição C3.

No ensaio da condição C3 não foi necessário descartar nenhuma das curvas obtidas.

Na tabela 4.8 pode-se observar os resultados médios para cada uma das condições de tempo de homogeneização.

Tabela 4.8. Resultados ensaio de tração das condições C1, C2 e C3 – valores médios.

Amostra	Módulo de Young (GPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
C1	70	70	166	23
C2	68	70	162	22
C3	70	68	164	22

De forma similar aos resultados obtidos nos ensaios de dureza, avaliando-se comparativamente os resultados dos ensaios de tração apresentados nas figuras 4.20, 4.21, 4.22 e na tabela 4.8 pode-se dizer que as propriedades mecânicas a frio, nas 3 diferentes condições de tempo de homogeneização, são praticamente equivalentes.

4.4.3 Ensaio de Torção à quente

As figuras 4.23 e 4.24 mostram as curvas tensão deformação equivalente obtidas através de ensaios de torção isotérmicos nas condições de ensaio apresentadas tabela 3.2 do item materiais e métodos. A tabela 4.9 sumariza os valores de tensões e deformações de pico para ambas as condições.

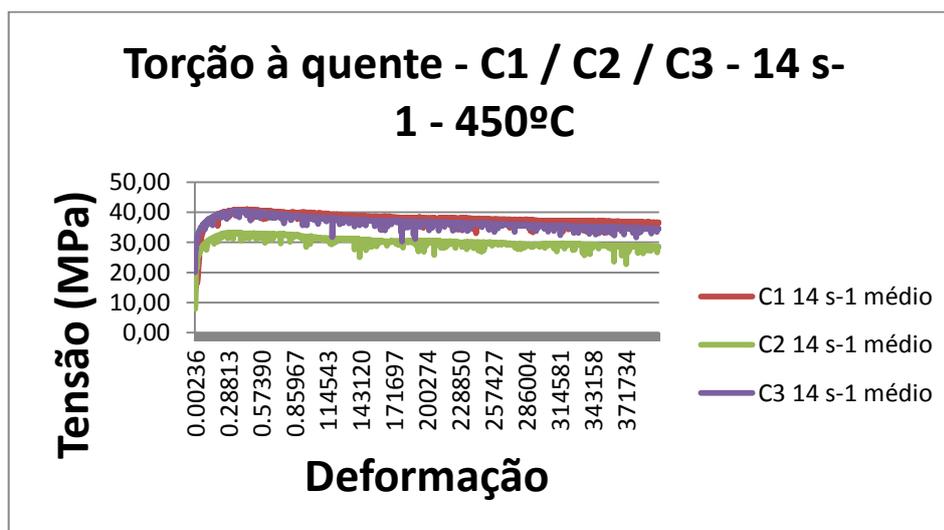


Figura 4.23. Curvas tensão deformação médias obtidas por ensaio de torção à quente das amostras C1, C2 e C3 em taxa de deformação de $14s^{-1}$ e $450^{\circ}C$

Na figura 4.23 pode-se observar que a curva tensão deformação equivalente das amostras C1 ($590^{\circ}C-2h30min$) e C3 ($590^{\circ}C-2h10min$) atinge níveis de tensão similares, sendo que a condição C1 mostra-se com valores ligeiramente superiores à condição C3. Já a condição C2 apresentou menores níveis de tensões nesta condição de ensaio (taxa de deformação de $14s^{-1}$). Nesta mesma figura também pode ser observado que para as 3 diferentes

condições de tempo de homogeneização há uma competição bastante grande entre recuperação e recristalização dinâmica, principalmente na condição C2. Este tipo de comportamento pode estar ligado a arraste de soluto, visto que a quantidade de grandes partículas é grande, isto pode influenciar na energia de falha de empilhamento, deslocando-a para valores intermediários, fazendo com que o material apresente um comportamento ambíguo. Entretanto, seriam necessários maiores investigações neste sentido, variando taxa de deformação e temperaturas, mas este não é o intuito do presente trabalho.

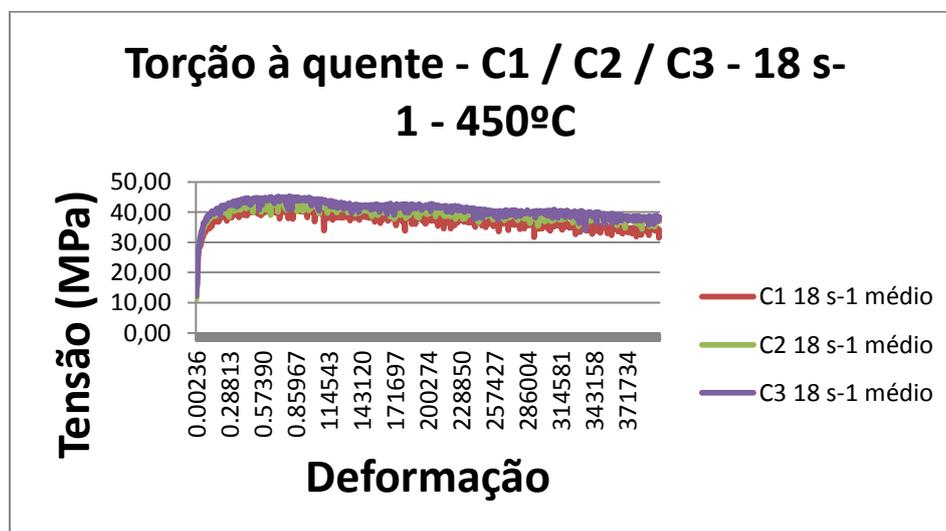


Figura 4.24. Curvas tensão deformação médias obtidas por ensaio de torção à quente das amostras C1, C2 e C3 em taxa de deformação de $18s^{-1}$ e $450^{\circ}C$

Na figura 4.24 pode-se observar que a curva tensão deformação equivalente das amostras C1 ($590^{\circ}C-2h30min$), C2 ($590^{\circ}C-2h15min$) e C3 ($590^{\circ}C-2h10min$) atingem níveis de tensões distintos, sendo que a condição C1 apresenta a menor resistência mecânica a quente entre as 3 condições e a condição C3 apresenta a maior resistência mecânica a quente nesta condição de ensaio (taxa de deformação $18s^{-1}$). Interessantemente, mesmo com o aumento da taxa de deformação, os níveis de tensão atingidos são similares aos níveis de tensão observados na figura 4.23. Isto, mais uma vez, reforça a hipótese da influência da energia de falha de empilhamento comentada anteriormente. Neste caso, a recuperação dinâmica está mais enfatizada, com um patamar mais longo que os apresentados na figura 4.23. Como a

recuperação é mais intensa, o decréscimo na taxa de encruamento é mais enfatizado e o material atinge níveis de tensão menores mesmo em taxas de deformação maiores.

Tabela 4.9. Tensão e deformação de pico

Amostras	Tensão de Pico(MPa)	Deformação de pico
C1 - 14 s ⁻¹	41,08	0,45345
C2 - 14 s ⁻¹	33,38	0,33773
C3 - 14 s ⁻¹	40,56	0,39913
C1 - 18 s ⁻¹	41,36	0,84550
C2 - 18 s ⁻¹	43,31	0,81479
C3 - 18 s ⁻¹	45,22	0,71088

Os valores apresentados na Tabela 4.9, confirmam as observações anteriores, ou seja, as tensões atingidas na condição de maiores taxas de deformação são similares às atingidas na condição de menor taxa de deformação e as deformações de pico são maiores neste caso, o que confirma o efeito da recuperação dinâmica, mais acentuado no caso de 18 s⁻¹ e levando a um maior atraso na recristalização dinâmica. Estes valores também mostram que à medida que o tempo de homogeneização é reduzido da condição C1 (590°C-2h30min) para condição C2 (590°C-2h15min) e C3 (590°C-2h10min), a tensão de pico aumenta. O aumento percentual da tensão de pico da condição C1 para C2 é de 4,7%, da condição C2 para C3 é de 4,4% e da condição C1 para C3 é de 9,3%.

Outro fato interessante diretamente vinculado com a redução dos tempos de produção é a possibilidade de aumento da taxa de deformação sem que haja risco tanto para a prensa como para as ferramentas, visto que o aumento de carga da condição de 14 s⁻¹ para 18 s⁻¹ não é significativo. Assim, considerando-se o aumento na taxa de deformação também pode-se dizer que haveria um decréscimo na tempo de produção (extrusão) de aproximadamente 22%, com todas as boas consequências já comentadas anteriormente com relação ao tratamento térmico de homogeneização.

4.5 Testes práticos na prensa de extrusão

As figuras 4.25, 4.26 e 4.27 representam respectivamente as curvas Pressão de extrusão, Força de extrusão e velocidade de stem X tempo. Tais curvas foram obtidas durante o processo de extrusão dos tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897/001 (taxa de deformação mínima da P13 $-7,7s^{-1}$ - condição de contorno para validação de solubilização do Mg_2Si).

Na figura 4.25 não se observam variações significativas nos picos de pressão reduzindo-se o tempo de patamar de homogeneização da matéria prima. Também não é observado nenhum efeito negativo no formato geral da curva pressão de extrusão X tempo em função da redução do tempo de homogeneização dos tarugos.

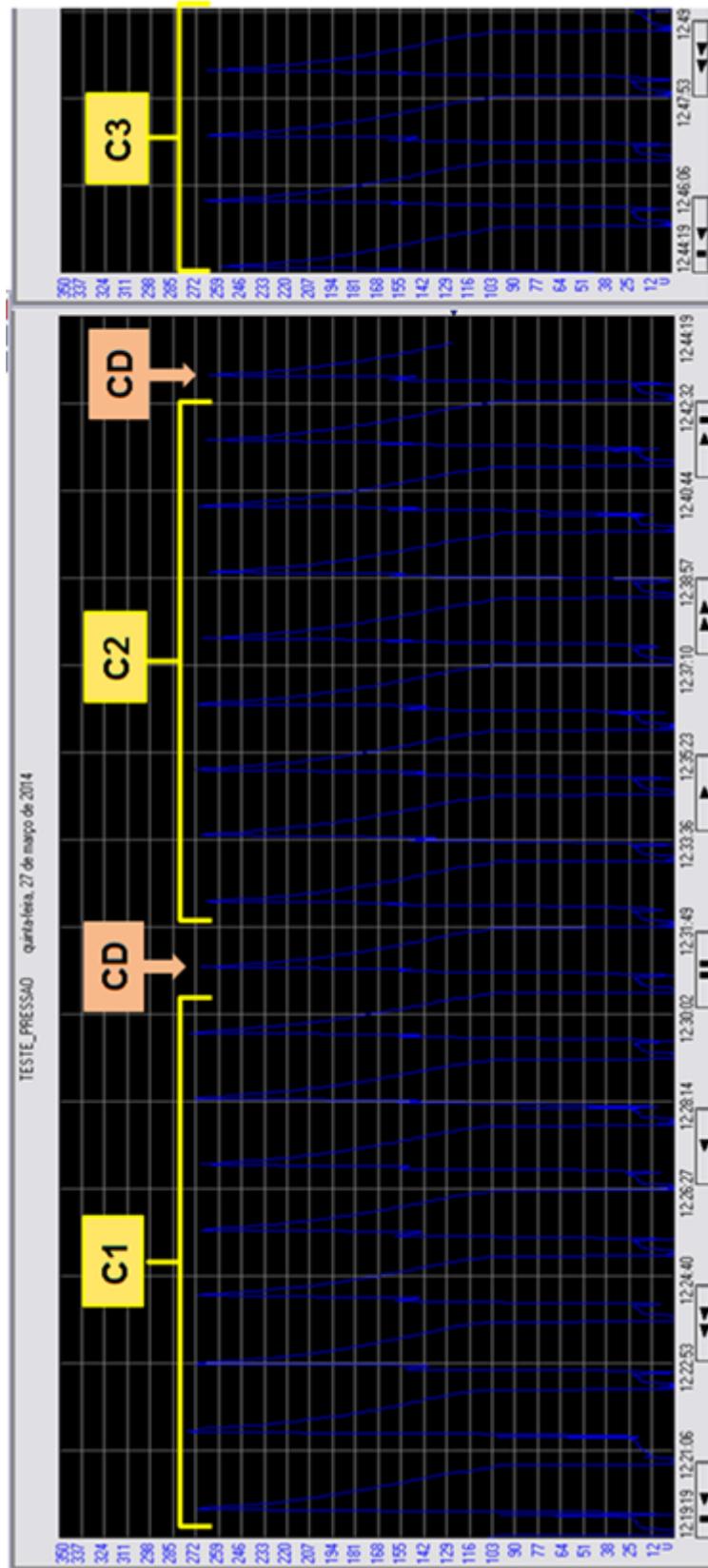


Figura 4.25. Curvas de pressão de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897.

Através da figura 4.26 observa-se que também não houve mudanças significativas nas curvas de força de extrusão X tempo utilizando-se tarugos homogeneizados nas diferentes condições de tempo de homogeneização, ou seja, com a redução do tempo não houve influência negativa ao processo de extrusão.

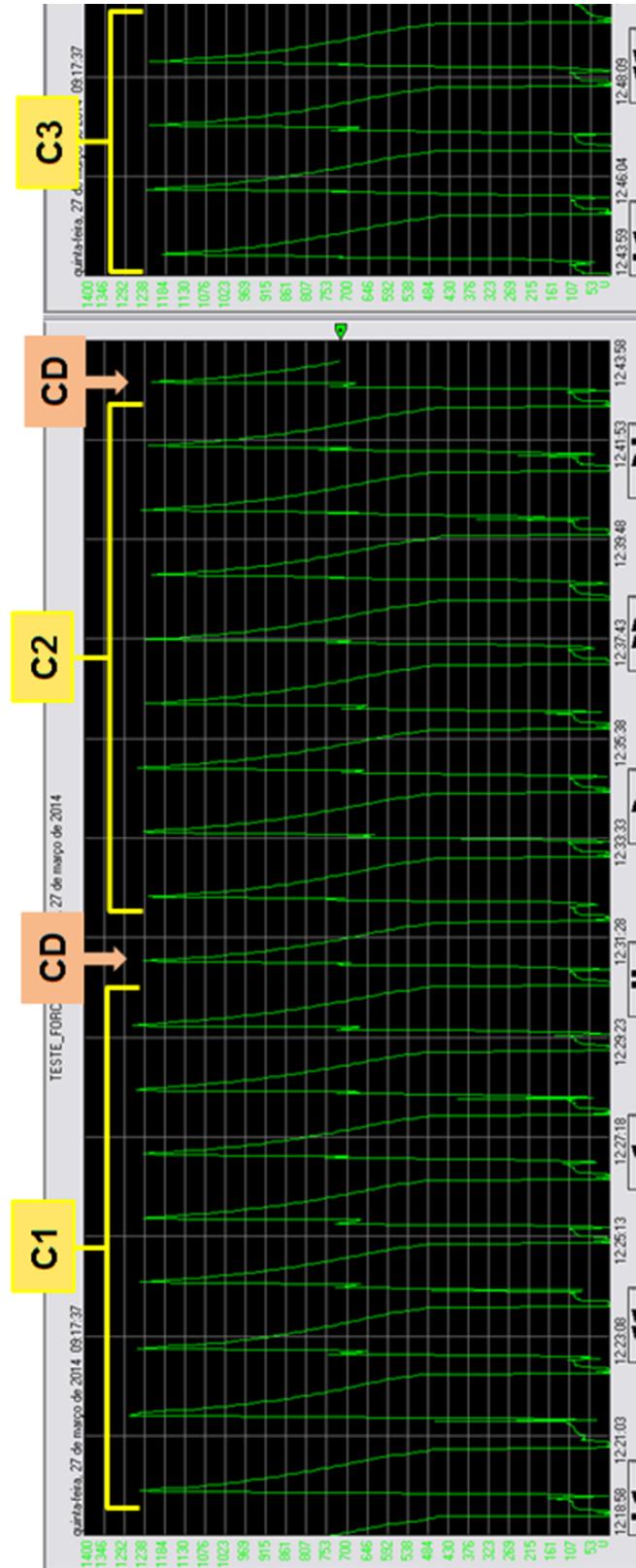


Figura 4.26. Curvas de força de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897.

A figura 4.27, velocidade de stem X tempo, de forma similar às figuras 4.25 e 4.26 também não evidencia mudanças negativas com a redução do tempo de patamar do tratamento térmico de homogeneização. Nesta figura também é possível perceber que não há mudança no perfil de aceleração da prensa em cada ciclo de extrusão.

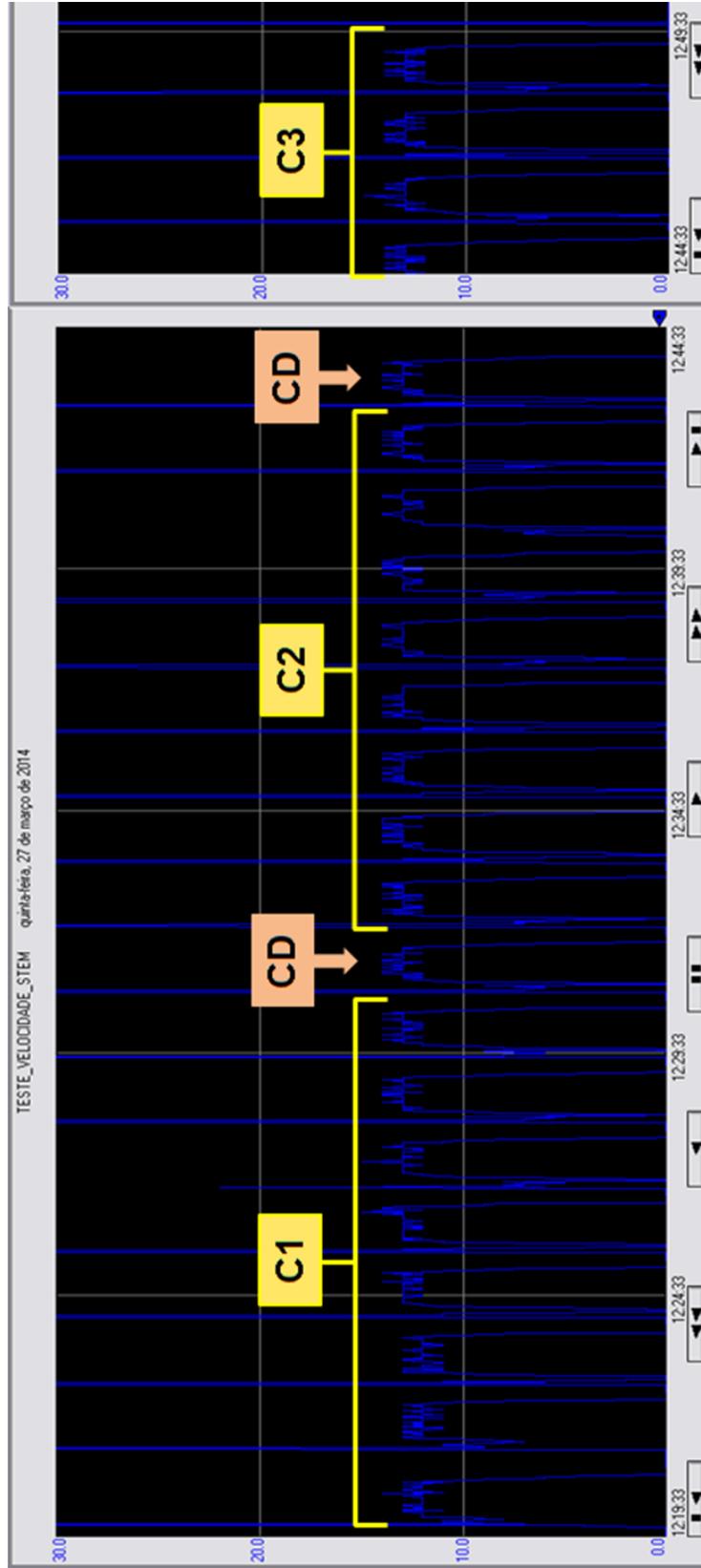


Figura 4.27. Curvas de velocidade de stem X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897.

Na tabela 4.10 estão apresentados alguns dados de processo coletados durante os testes do perfil 550897 sob taxa de deformação de aproximadamente $7,7s^{-1}$. Nela pode-se observar que, durante o teste das 3 diferentes condições de tempo de homogeneização, se procurou manter constante as seguintes variáveis: comprimento do tarugo, velocidade de stem, temperatura de container e temperatura de tarugo ajustada. Entretanto, variações nos valores de pressão máxima, tempo de extrusão, tempo morto, temperatura de tarugo e consequentemente temperatura emergente ocorreram. Consequentemente às variações de tempo morto e em função das variações inerentes ao processo de pré-aquecimento de tarugos em forno a gás as variações de temperatura de tarugo real ocorrem e em consequência destas variações observam-se variações na pressão máxima de extrusão e no tempo de extrusão entre as condições C1, C2 e C3.

Entretanto observa-se que em média a pressão de extrusão caiu de 274 bar para 270 bar da condição C1 para a C2 e C1 para a C3. O tempo de extrusão aumenta de 54,8 segundos para 55,8 segundos em média quando muda-se da condição C1 para a C2 e cai novamente para 54,0 segundos na condição C3. Tais variações parecem mais estar relacionadas às variações de tempo morto e temperatura de tarugo do que às diferenças de condição de homogeneização.

Ainda nesta tabela pode-se observar que para todos os tarugos não se observou defeitos superficiais nos perfis quando se passa da condição C1 para C2 e subsequentemente para C3.

Tabela 4.10. Resumo dos resultados do teste de extrusão das condições C1, C2 e C3 na ferramenta 550897.

Condição de homogeneização	Tarugo nº	L_{tarugo} (mm)	$P_{\text{máx. Extrusão}}$ (bar)	V_b (mm/s)	$t_{\text{extrusão}}$ (s)	t_{morte} (s)	T_{tarugo} (°C)	$T_{\text{emergente}}$ (°C)	$T_{\text{emergente}} - T_{\text{tarugo}}$ (°C)	$T_{\text{container}}$ (°C)	Acabamento superficial
C1	1	721	279	12	55	38	415	538	123	401	Aprovado
C1	2	721	273	13	59	24	413	540	127	401	Aprovado
C1	3	710	274	13	56	24	415	542	127	401	Aprovado
C1	4	710	272	13	57	24	418	543	125	401	Aprovado
C1	5	710	274	13	54	26	408	541	133	401	Aprovado
C1	6	710	275	13	54	27	410	541	131	401	Aprovado
C1	7	710	276	13	54	27	416	541	125	400	Aprovado
C1	8	710	271	13	54	26	425	542	117	400	Aprovado
Média C1	3, 4, 5, 6, 7 e 8	710	274	13	54,8	25,7	415	542	126	401	NA
CD	9	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD
C2	10	710	274	13	57	24	412	542	130	400	Aprovado
C2	11	710	273	13	56	25	414	541	127	400	Aprovado
C2	12	710	272	13	56	25	417	542	125	400	Aprovado
C2	13	710	270	13	55	27	418	542	124	401	Aprovado
C2	14	710	268	13	55	27	414	541	127	401	Aprovado
C2	15	710	272	13	55	27	413	540	127	401	Aprovado
C2	16	710	269	13	55	26	424	541	117	401	Aprovado
C2	17	710	265	13	57	24	422	542	120	401	Aprovado
Média C2	todos C2	710	270	13	55,8	25,6	417	541	125	401	NA
CD	18	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD	CD
C3	19	713	270	13	53	27	420	541	121	401	Aprovado
C3	20	713	269	13	56	25	419	543	124	401	Aprovado
C3	21	713	270	13	53	27	420	543	123	401	Aprovado
Média C3	todos C3	713	270	13	54,0	26,3	420	542	123	401	NA
PM	22	PM	PM	PM	PM	PM	PM	PM	PM	PM	PM

As figuras 4.28, 4.29 e 4.30 representam respectivamente as curvas Pressão de extrusão, Força de extrusão e velocidade de stem X tempo. Estas curvas foram obtidas durante o processo de extrusão dos tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076/001 (taxa de deformação máxima $14s^{-1}$, ou seja, representando a condição de contorno para validação de desempenho).

Na figura 4.28 não se observam variações significativas nos picos de pressão nem no formato geral da curva pressão de extrusão X tempo variando-se as condições de homogeneização da matéria prima.

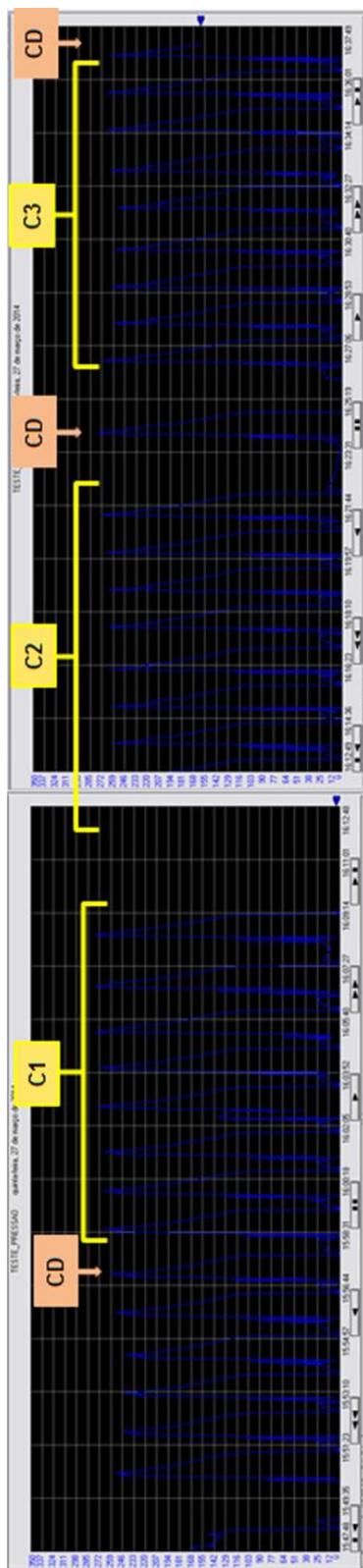


Figura 4.28. Curvas de pressão de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076.

Através da figura 4.29 também pode ser notado que não houve mudanças significativas nas curvas de força de extrusão X tempo utilizando-se tarugos homogeneizados em menores tempos de patamar de tratamento térmico. Isto mostra que em taxa de deformação de $14s^{-1}$, taxa de deformação de condição de contorno para P13 as variações microestruturais dos tarugos ocorridas dentro dos limites de especificação não foram prejudiciais ao desempenho deles durante a extrusão.

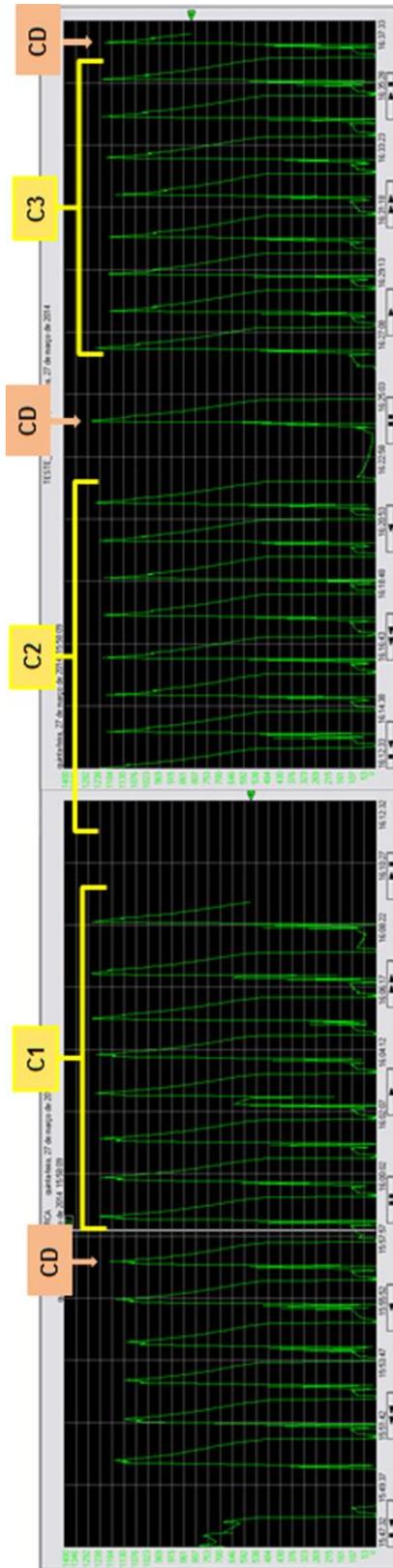


Figura 4.29. Curvas de força de extrusão X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos com condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076.

A figura 4.30, velocidade de stem X tempo, de forma similar às figuras 4.28 e 4.29 também não evidencia mudanças negativas para ao desempenho da matéria prima em extrusão quando se reduz o tempo de homogeneização. Nesta figura também é possível perceber que não há mudança no perfil de aceleração da prensa em cada ciclo de extrusão em função da redução do tempo de homogeneização. Os resultados observados nas figuras 4.28, 4.29 e 4.30 mostram que mesmo para a taxa de deformação de $14s^{-1}$, no teste prático de extrusão não houve perda de desempenho dos tarugos colocados em processo de extrusão em condições de velocidade máxima.

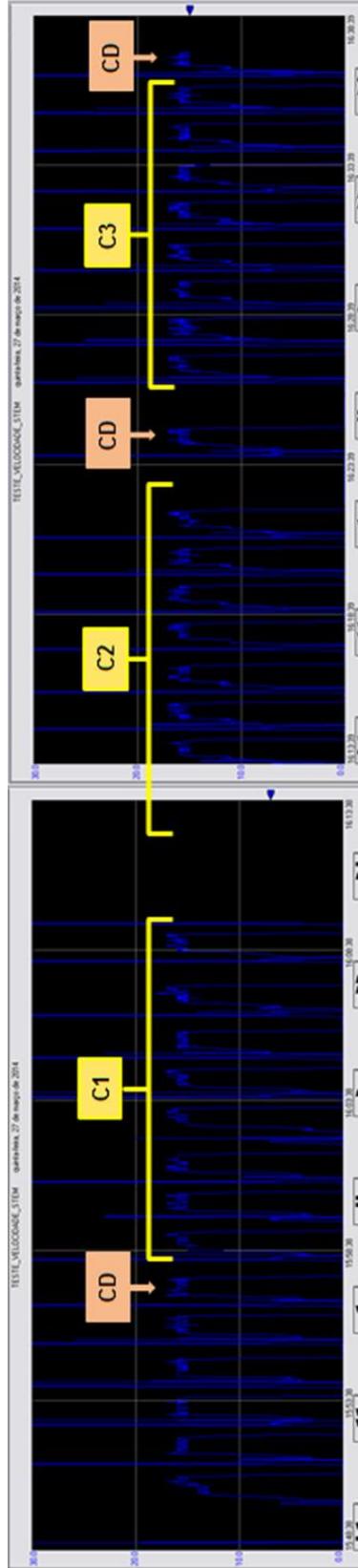


Figura 4.30. Curvas de velocidade de stem X Tempo para cada ciclo de extrusão com tarugos nas condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076.

Na tabela 4.11 estão apresentados alguns dados de processo coletados durante os testes do perfil 340076 sob taxa de deformação de aproximadamente $14s^{-1}$, ou seja, taxa de deformação mais elevada que os resultados da tabela 4.10 e representativa da condição de contorno de taxa de deformação máxima apresentada na tabela 3.3. Na tabela 4.11 pode-se observar que, durante o teste das 3 diferentes condições de tempo de homogeneização, se procurou manter constante as seguintes variáveis: comprimento do tarugo, velocidade de stem, temperatura de container e temperatura de tarugo ajustada. Entretanto, variações nos valores de pressão máxima, tempo de extrusão, tempo morto, temperatura de tarugo e consequentemente temperatura emergente ocorreram. Consequentemente às variações de tempo morto e em função das variações inerentes ao processo de pré-aquecimento de tarugos em forno a gás as variações de temperatura de tarugo real ocorrem e em consequência destas variações observam-se variações na pressão máxima de extrusão e no tempo de extrusão entre as condições C1, C2 e C3.

Assim como para o teste de taxa de deformação mínimo ($7,7s^{-1}$) para este teste de taxa de deformação máxima ($14s^{-1}$) observa-se que em média a pressão de extrusão caiu de 276 bar para 269 bar da condição C1 para a C2 e na sequencia para 265 bar quando extruda-se tarugos da condição C3. O tempo de extrusão cai sucessivamente de 49,5 segundos na condição C1, para 44,8 segundos na condição C2 e para 44,4 segundos na condição C3. Neste teste de extrusão parece existir uma tendência de queda de pressão e tempo de extrusão quando se passa sucessivamente da condição C1, para C2 e finalmente para C3. Tal redução de tempo deve estar relacionada ao fato de que a recristalização dinâmica para a condição C3 (de menor tempo de homogeneização) inicia-se em menores níveis de deformações que a condição C2 que por sua vez tem sua recristalização dinâmica iniciada para níveis de deformação menores que a condição C1. Isto foi apresentado na seção 4.4.3 Ensaio de torção a quente na tabela 4.9 e curvas tensão X deformação equivalente a quente das figuras 4.23 e 4.24. Também na seção 4.4.3 foi mostrado através dos ensaios de torção a quente que é possível aumentar a

taxa de deformação de 14s^{-1} para 18s^{-1} sem que haja risco tanto para prensa quanto para as ferramentas, pois o aumento de carga observado entre as duas diferentes condições de taxa de deformação não é significativo. Assim, pode-se dizer que seria possível reduzir ainda o tempo de extrusão de cada tarugo em 22% aumentando-se a velocidade de extrusão do perfil 340076 de 19mm/s (14s^{-1}) para aproximadamente 24mm/s (18s^{-1}). Durante os testes práticos esta possibilidade de aumento de velocidade foi confirmada, porém foi observado que fazendo este aumento de velocidade a capacidade máxima de aquecimento do forno de pré-aquecimento de tarugos da P13 seria excedida e assim ou seria necessário gerar interrupções não programadas na prensa para esperar o atingimento da temperatura ajustada para liberação do tarugo antes do início de extrusão ou se passaria a liberar tarugos com temperatura abaixo da temperatura ajustada. Ambas as alternativas não são desejadas, pois a primeira gera interrupções de processo e conseqüente instabilidade de controle de temperatura e perda de temperatura da ferramenta em espera e a segunda gera maiores níveis de carga para prensa e para a ferramenta. Desta forma, observa-se que para a prensa P13 há um gargalo de aumento de produtividade no forno de pré-aquecimento de tarugos.

Ainda nesta tabela pode-se observar que para todos os tarugos testados não se observou defeitos superficiais nos perfis quando se passa da condição C1 para C2 e subsequentemente para C3.

Tabela 4.11. Resumo dos resultados do teste de extrusão das condições C1, C2 e C3 na ferramenta 340076.

Condição de homogeneização	Tanugo n°	Compr. (mm)	P _{extr.} (bar)	V _h (mm ³ /h)	t _{temper.} (h)	t _{temper.} (h)	T _{temp.} (°C)	T _{temp. - Tempo} (°C)	T _{acab.} (°C)	Acabamento superficial
C1	1	724	269	18	47	44	527	117	401	Aproado
C1	2	724	269	18	47	31	528	120	401	Aproado
C1	3	724	271	19	47	31	528	114	401	Aproado
C1	4	724	274	19	62	30	527	114	402	Aproado
C1	5	724	273	19	46	31	523	110	402	Aproado
C1	6	724	277	19	46	30	521	111	402	Aproado
C1	7	724	281	19	51	40	520	119	402	Aproado
C1	8	724	278	19	45	58	521	106	403	Aproado
Média C1	3, 4, 5, 6, 7 e 8	724	276	19	49,5	36,7	523	112	402	NA
C.D.	9	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.
C2	10	724	279	19	46	123	525	101	403	Aproado
C2	11	724	264	19	44	31	531	96	403	Aproado
C2	12	724	265	19	44	30	528	109	403	Aproado
C2	13	724	267	19	45	31	528	109	403	Aproado
C2	14	724	268	19	45	41	527	99	403	Aproado
C2	15	724	265	19	44	30	527	110	403	Aproado
C2	16	724	270	19	45	31	526	118	403	Aproado
C2	17	724	274	19	45	31	526	117	404	Aproado
Média C2	todo C2	724	269	19	44,8	43,5	527	107	403	NA
C.D.	18	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.	C.D.
C3	19	725	274	19	45	101	523	89	403	Aproado
C3	20	724	262	19	44	31	528	100	403	Aproado
C3	21	724	263	19	44	30	530	101	404	Aproado
C3	22	724	260	19	44	30	530	101	404	Aproado
C3	23	724	266	19	44	40	527	101	404	Aproado
C3	24	724	267	19	44	30	523	96	404	Aproado
C3	25	724	271	19	45	37	525	106	404	Aproado
C3	26	724	267	19	45	31	524	98	404	Aproado
Média C3	todo C3	724	265	19	44,4	41,3	526	99	404	NA

4.6 Propriedades Mecânicas dos perfis extrudados

Na tabela 4.12 é possível observar que tanto para tempera T5 quanto para T6 os perfis produzidos com os tarugos das condições C1, C2 e C3 atingiram as propriedades mecânicas mínimas especificadas. Isso mostra que as alterações no padrão de precipitação observados nas micrografias e tabelas das seções 4.3.2 e 4.3.3 não prejudicaram as propriedades mecânicas dos perfis extrudados após o envelhecimento. Ou seja, mesmo para condição de contorno de menor taxa de deformação ($7,7s^{-1}$), extrusão do perfil 550897 as propriedades mecânicas mínimas necessárias foram atingidas o que sinaliza positivamente para a redução do tempo de homogeneização.

Tabela 4.12. Resultados de dureza dos perfis extrudados com tarugos das condições C1, C2 e C3 envelhecidos na condição T5 e T6

Perfil	Parâmetros de envelhecimento	Especificação Dureza mínima	Dureza amostra C1	Dureza amostra C2	Dureza amostra C3
550897	200 °C X 3 h - T5	9 Webster	10 Webster	11 Webster	11 Webster
550897	180 °C X 6 h - T6	12 Webster	13 Webster	13 Webster	14 Webster
340076	200 °C X 3 h - T5	9 Webster	11 Webster	10 Webster	11 Webster
340076	180 °C X 6 h - T6	12 Webster	13 Webster	14 Webster	13 Webster

4.7 Acabamento superficial natural e anodizado dos perfis extrudados

Durante o processo de extrusão e após o encestamento e tratamento térmico foi inspecionado a qualidade superficial dos perfis. Nenhuma diferença foi observada entre as condições C1, C2 e C3.

As amostras das condições C1, C2 e C3 anodizadas também tiveram sua qualidade superficial inspecionada visualmente e nenhuma diferença visual foi notada para as diferentes condições.

As figuras 4.31 e 4.32 mostram o acabamento superficial dos perfis nas diferentes condições de homogeneização. À esquerda apresentam-se fotografias dos perfis naturais após extrusão e à direita após tratamento superficial de anodização fosca, onde é possível observar que a qualidade

superficial dos perfis natural e anodizado fosco não sofreu nenhum efeito negativo com a redução do tempo de homogeneização.



Figura 4.31 Imagens pré e pós anodização fosca do perfil 550897 produzido com tarugos representativos das condições C1, C2 e C3.



Figura 4.32 Imagens pré e pós anodização fosca do perfil 340076 produzido com tarugos representativos das condições C1, C2 e C3.

4.8 Resultados de produtividade na homogeneização obtidos

A figura 4.33 mostra o histórico do crescimento da produtividade (kg/h) do tratamento térmico de homogeneização de tarugos de 6”.

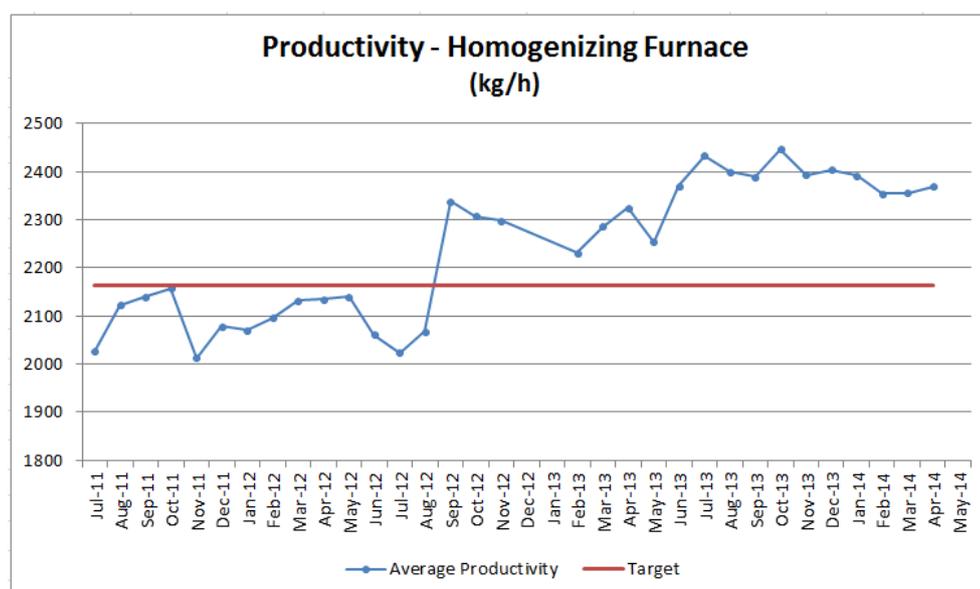


Figura4.33. Dados da evolução mensal da produtividade da homogeneização de tarugos de 6”.

O primeiro crescimento substancial de produtividade deu-se em Setembro de 2012 quando se reduziu o tempo de homogeneização de 2h e 30 min para 2h e 15 min, neste momento aumentou-se a produtividade média do forno de 2090 kg/h para 2301 kg/h, ou seja, um aumento de 10,09% na produtividade do processo.

O segundo aumento ocorreu em Junho de 2013 e se deu com a redução do tempo do tratamento de 2h e 15 min para 2h e 10 min. Isto fez a produtividade média subir de 2301 kg/h para 2393 kg/h, ou seja, um aumento de mais 3,99% com relação a 2012.

Comparando-se a produtividade média final com a produtividade média inicial, no total, ao final do projeto conseguiu-se um aumento total de aproximadamente 14,5% na produtividade média do processo. Isto implica em múltiplos benefícios aos resultados da Refusão já que reduz o gargalo de processo e aumenta a disponibilidade de produto acabado para faturamento, reduz lead time de tratamento térmico, reduz consumo energético por kg de

tarugo de 6" produzido e reduz a quantidade de tarugo retirado de linha para aguardar oportunidade de tratamento térmico em pátio. Consequentemente, ajuda a reduzir o material em processo no pátio da Refusão.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no presente trabalho permite concluir:

- ✓ Que o tratamento térmico de homogeneização de tarugos de 6” da Sapa Aluminium possui taxa de aquecimento média total de 295°C/h e que durante a rampa de aquecimento tal taxa é subdividida em 3 fases para buscar máxima produtividade do forno sem desrespeitar os limites máximos recomendados na literatura para garantia de boa qualidade metalúrgica dos tarugos (máx 500°C/h). A taxa de aquecimento imposta na primeira fase do aquecimento (até 250°C) é de 960°C/h, na segunda fase (entre 250°C e 450°C) é de 300°C/h e na terceira fase (entre 450°C e 590°C) é de 140°C/h;
- ✓ Que na posição 14 da zona de aquecimento do forno de homogeneização os tarugos de 6” já estão à 590°C (conforme gráfico da figura 4.1) e que portanto há um excesso de aproximadamente 45 minutos no tempo de tratamento térmico dos tarugos de 6” em relação ao tempo mínimo de 2h e 15 min recomendados na literatura.
- ✓ Que a taxa de resfriamento imposta aos tarugos após a saída do forno de homogeneização é de 690°C/h entre 590°C e 250°C, taxa esta significativamente acima da taxa mínima recomendada em literatura (400°C/h) e próxima do limite inferior da range ideal de taxa de resfriamento recomendado na literatura (entre 700°C/h e 1000°C/h). Tal taxa é fundamental na garantia da solubilização de Mg₂Si feita durante o patamar de homogeneização;
- ✓ Que, em geral, mesmo com as reduções sucessivas de tempo de homogeneização, nas amostras C1, C2 e C3, todas as características metalúrgicas permaneceram dentro dos limites de especificação e em sua maioria não apresentou tendência de piora;

- ✓ Que os resultados das análises metalográficas de tamanho de grão, do grau de transformação de fase Al-Fe-Si, da Microporosidade, das Zonas de Bergmann/Juntas Frias e de inclusões permaneceram com variações dentro dos limites de controles para cada quesito. Tais variações mostraram-se normais para o histórico de medições feito ao longo dos anos e não mostraram ser direta e comprovadamente afetadas pela redução do tempo de homogeneização aqui testadas;
- ✓ Que houve variação do padrão de precipitação de Mg_2Si entre as amostras C1, C2 e C3. Tal variação é percebida pelos resultados obtidos da análise metalográfica via MEV. Porém, mesmo com as variações medidas esta característica metalúrgica permaneceu com as oscilações dentro dos limites de controle. Pela análise do histórico das variações ao longo dos anos no gráfico da figura 4.12 pode ser percebido que níveis similares de aumento de precipitação já foram medidos anteriormente sem a associação com a redução do tempo de homogeneização e que, portanto, esta variação medida deve estar dentro das variações normais do processo.
- ✓ Que as propriedades mecânicas a frio das amostras C1, C2 e C3 são muito similares e que não houve tendência de aumento da resistência mecânica a frio das amostras C2 e C3 em relação à C1 com a redução do tempo de homogeneização.
- ✓ Que as propriedades mecânicas a quente das amostras da condição C1 e C3 são similares e superiores à da condição C2 para o ensaio de torção isotérmico a quente em taxa de deformação de $14s^{-1}$ e que, portanto não houve tendência de aumento de tensões com a redução do tempo de homogeneização uma vez que C1 ainda apresentou uma curva tensão X deformação equivalente similar porém ligeiramente superior à curva da amostra C3 (com o menor tempo de homogeneização).

- ✓ Que as propriedades mecânicas a quente das condições C1, C2 e C3 para o ensaio de torção isotérmico a quente em taxa de deformação de 18s^{-1} são similares, porém com tendência do aumento dos níveis de tensão com a redução do tempo de homogeneização, pois a tensão equivalente nestas condições de ensaio de torção para amostra C2 é superior à curva da amostra C1 e a curva da amostra C3 é superior à da amostra C2.
- ✓ Que a taxa de deformação para a extrusão (velocidade) pode também ser aumentada sem que haja risco tanto para a prensa como para as ferramentas, visto que o aumento de carga da condição de 14 s^{-1} para 18 s^{-1} não é significativo. Assim, considerando-se o aumento na taxa de deformação também pode-se dizer que haveria um decréscimo na tempo de produção de aproximadamente 22%, com todas as boas consequências já comentadas anteriormente com relação ao tratamento térmico de homogeneização. Porém observa-se que na prática para P13 este ganho de produção possível nos perfis de alta taxa de deformação não pode ser colocado em prática, pois o forno de pré-aquecimento de tarugos é um gargalo de processo.
- ✓ Que as propriedades mecânicas dos perfis extrudados no teste de extrusão para validação condição de contorno de solubilização do Mg_2Si (Teste de extrusão com taxa de deformação mínima – perfil 550897) foram atingidas normalmente após o envelhecimento e que o acabamento superficial natural e anodizado dos perfis produzidos não foram prejudicados. Também se observou que para esta condição de taxa de deformação mínima o desempenho do processo de extrusão não foi influenciado negativamente pela mudança no tempo de tratamento térmico da matéria-prima.
- ✓ Que, apesar dos resultados do ensaio de torção à quente, o desempenho do processo de extrusão não foi negativamente influenciado para o teste em taxa de deformação máxima (condição de contorno de desempenho – perfil 340076) para os

diferentes tempos de homogeneização. Também se observou que não houve nenhum efeito prejudicial ao acabamento superficial anodizado e natural e às propriedades mecânicas dos perfis produzidos com os tarugos homogeneizados com os diferentes tempos de homogeneização.

- ✓ Que, devido à combinação de resultados, foi possível reduzir 20 minutos no tratamento térmico de homogeneização sem prejudicar as propriedades metalúrgicas e extrudabilidade dos tarugos de 6" 6063 e com isso aumentar a produtividade média do forno de homogeneização de 2090 kg/h para 2393 kg/h, ou seja, um aumento de 14,5% na produtividade média do processo. Aumento este que impacta diretamente em um aumento no faturamento da Refusão da Sapa Aluminium, uma vez que o forno de homogeneização é um gargalo para a produção de tarugos de 6".
- ✓ Que a redução do tempo de homogeneização não prejudicou a qualidade metalúrgica dos tarugos de 6" da liga 6063, pois tal tratamento estava com um excesso de tempo de aproximadamente 45 minutos e que mesmo com o tempo atual de 2h e 10 minutos ainda continua com um fator de segurança de 25 minutos em relação ao mínimo de 2h e 15 min recomendado na literatura.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Fazer a mesma caracterização para o tempo de homogeneização de 1 hora e 45 minutos em tarugos de 6". Condição em que o tempo de patamar seria de 2h e 15 min (mínimo recomendado pela literatura), sem nenhum tempo extra de segurança.
- ✓ Através de trabalho similar determinar qual o potencial de redução de tempo de homogeneização para a liga 6063 nos diâmetros de 7", 8" e 9".
- ✓ Variando-se taxa de deformação e ligas construir diagramas limite de extrusão (similar às figuras 2.3 e 2.4) para determinar janelas otimizadas de processamento para diferentes combinações de ligas e taxa de deformação. Este tipo de trabalho pode ser feito utilizando-se a equação 19 apresentada na página 49 do presente trabalho ou utilizar software de simulação do processo de extrusão por elementos finitos, pois este pode trazer informações de taxas de deformação mais reais já que além de utilizar as informações de razão de extrusão e velocidade para o cálculo da taxa de deformação, utiliza as características específicas do projeto de cada ferramenta de extrusão.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]. Reiso, O.; Hafsas J. E.; Sjothun O. and Tundal U., “The Effect of Cooling Rate After Homogenization and Billet Preheating Practice on Extrudability and Section Properties – Part 1: Extrudability and Mechanical Properties.”, in 6th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, vol. I, Chicago, Illinois, 1996.
- [2]. Saeter, J. A., “BAP, homogenization furnaces. Temperature settings (proposal), Hydro Internal Guideline, Hydro Aluminium R&D, pg. 1.
- [3]. Royset, J.; Saeter, J. A. and Reiso, O., “Extrusion trials with Sapa in 2002. Part II: Effect of cooling rate after homogeneisation”, RDS. 03-054/IR Relatório interno R&D Hydro Aluminium, Sunndalsora, 2003.
- [4]. Rooy, E. L.; “Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys”, in Vol. 2 ASM International Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 10th Edition Metals Handbook, 1990.
- [5]. Callister Jr., W. D., “Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução”, 5^a edição, editora LTC, 2002.
- [6]. Especificação interna, “Especificação de Produto – 20.000”, Hydro Alumínio Acro, 2011.
- [7]. ISO 2007, ABNT 2010; Norma Brasileira, “ABNT NBR ISO 209:2010 – Alumínio e suas ligas – Composição química”, 1^a edição, ISBN 978-85-07-02184-1, 2010.
- [8]. Internal Datasheet, “Extrusion Ingot Technical Datasheet – AlMgSi - alloy 606350”, Hydro Aluminium, 2001.
- [9]. Associação Brasileira de Alumínio, “Guia Técnico do Alumínio: Extrusão”, 4^a edição, volume 1, São Paulo, ABAL, 2008, 248p.
- [10]. Rheume, A. H., “Guidelines for Alloy Selection”, Hydro Aluminium R&D, Internal Handbook, Chapter 3, pg. 23.
- [11]. Laasraoui, A. e Jonas, J.J. - “Prediction of Steel Flow Stresses at high Temperatures and Strain Rates”, Met. Trans., Vol. 22a, July 1991, pp. 1545-558.

- [12]. Le May, I. - "Principles of Mechanical Metallurgy", Elsevier, New York, Cap. 6, 1981.
- [13]. Kocks, U.F.: "Dislocations and Properties of Real Materials", Proc. Conf., Dec. 84, The Inst. Of Metals, London, pp.125, 1985.
- [14]. Nabarro, F.R.N.: Acta Metall., Vol. 37, pp. 1521, 1989.
- [15]. Reed-Hill, R.E. - "Physical Metallurgy Principles", 2^a ed., Litton Educational Pub., ed. D.Van Nostrand Company, 1973.
- [16]. Ouchi, C.; Okita, B.; Ichihara, T. And Vero, Y., Trans. ISIJ, Vol. 20, pp. 833-841, 1980.
- [17]. Lodgaard Lars - "Precipitation of dispersóides containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si-alloys", PhD Thesis, NTNU, Trondheim, May 2000.
- [18]. Soffa, W. A. - "Structures Resulting From Precipitation from Solid Solution", in Vol. 9 ASM International Handbook – Metallography and Microstructures, 10th Edition Metals Handbook, 1990.
- [19]. Sheppard, T., "Extrusion of aluminium alloys", 1^a edição, editora Kluwer, 1999.
- [20]. Lukasak, D. A., "Alloying elements for strength and extrusion processing", Sapa North American Technical Center – Metallurgical, Internal training, 2014
- [21]. Hofman S., "Extrusion Metallurgy – Metallurgy in the Casthouse", Hydro Aluminium Internal Presentation of Manufacturing Excellence Course, pp. 46.
- [22]. Conte and Sanders, T. H., Proceedings of the 5th Int. Conf. on Aluminium Alloys, Grenoble, France, 1996, Transtec Publication Ltd, Switexerland, p. 119.
- [23]. Westengen H.; Reiso O.; Auran L., Aluminium, 56 (1980) 768.
- [24]. Romming C.; Hanssen V.; Gjonner J.; Acta Cryst, B50 (1994), pp. 307.
- [25]. Storkersen N. J.; Hoier R.; Lohne O., STF34 A80032, (1980).
- [26]. Reiso, O.; "The Effect of Microstructure on the Extrudability of Some Aluminium Alloys", Dr thesis, NHT and Hydro Aluminium Metallurgical R&D Centre, Sunndalsora, Norway, 1992.
- [27]. Tundal, U.; Rystad, S.; Remen, W.; "Ageing process for 6xxx alloy-General", Internal Extrusion Guideline, R&D Extrusion Competence Center, Hydro Aluminium, 2005.