

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

O EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE RODAS AUTOMOTIVAS FUNDIDAS A
BAIXA PRESSÃO NA LIGA A356

Daniel Vilela Cruz

São Carlos-SP
2019

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

O EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE RODAS AUTOMOTIVAS FUNDIDAS A
BAIXA PRESSÃO NA LIGA A356

Daniel Vilela Cruz

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. Claudemiro Bolfarini

São Carlos-SP
2019

DEDICATÓRIA

À minha mãe Tereza Cristina que sempre deixou suas necessidades em segundo plano para investir em minha educação.

VITAE DO CANDIDATO

MBA em Gestão da Produção pela Faculdade de Engenharia de
Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista – UNESP (2012)
Bacharel em Engenharia Química pela Escola de Engenharia de Lorena,
Universidade de São Paulo - USP (2010).



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Daniel Vilela Cruz, realizada em 13/12/2019:

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini
UFSCar

Prof. Dr. Guilherme Zepón
UFSCar

Prof. Dr. Omar Mauf
Fatec

AGRADECIMENTOS

À empresa Maxion Wheels e sua diretoria pela confiança depositada e disponibilidade das instalações e recursos exigidos para execução deste projeto de pesquisa.

Aos operadores de produção que me auxiliaram nos testes em linha de produção.

Ao time da engenharia de processos alumínio, em especial ao Henrique Hayashi que me auxiliou nos primeiros passos dentro da planta de alumínio Limeira.

À equipe do laboratório físico: Vagner Barbosa, André Fernandes, Marcos Tavela, Renata Okuma e Douglas Paixão que deram total apoio na execução dos ensaios.

Ao meu orientador professor Bolfarini pela paciência e disponibilidade na orientação ao longo deste projeto.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

O processo de fundição à baixa pressão para fabricação de rodas automotivas de liga de alumínio é bem conhecido, e nas últimas décadas se consolidou como o mais comum para produções em larga escala de rodas automotivas leves. A grande competitividade no setor atrelada a requisitos de performance cada vez maiores implica em constante busca dos fabricantes por otimizações de processo e redução de custos. Neste trabalho, buscou-se avaliar em diferentes regiões de rodas fundidas em liga A356, resfriadas à diferentes taxas de resfriamento, as alterações nas propriedades mecânicas e microestruturais ao longo das principais operações do processo de fabricação, ou seja, desde a roda na condição bruta de fusão até concluída a última operação de pintura; o impacto de diferentes períodos de solubilização e os efeitos do processo de pintura nessas propriedades também foram estudados. Observou-se grande dependência das propriedades mecânicas com o grau de refinamento microestrutural primário e secundário; regiões similares das rodas como as bordas externa e interna, resfriadas a taxas semelhantes, e com grau de refinamento microestrutural e valores de SDAS bastante similares, apresentaram praticamente os mesmos resultados em termos de alongamento e resistência mecânica em todas as etapas do processo analisadas. Já o raio da roda, apresentou resultados de alongamento e resistência mecânica inferiores ao das bordas, principalmente devido a sua microestrutura bruta de fusão menos refinada, resfriada a taxas menores. O tratamento de solubilização se mostrou fundamental na transformação do Si para as rodas atingirem valores mínimos de alongamento, e o tratamento de envelhecimento aliado às estufas de pintura deu a resistência mecânica necessária para aplicação do produto em campo. Os resultados encontrados traçaram um panorama geral do processo produtivo e poderão ser utilizados para atuais e futuras otimizações do processo fabricação.

Palavras-chave: Roda de liga; roda automotiva; A356; fundição baixa pressão; propriedades mecânicas; microestrutura; tratamento térmico; T6; solubilização; envelhecimento; alongamento; ductilidade; razão de aspecto; circularidade.

ABSTRACT

THE EFFECT OF THE THERMAL TREATMENTS ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AUTOMOTIVE WHEELS LOW-PRESSURE DIE CAST IN A356 ALLOY

The low-pressure die casting process to produce automotive aluminum alloy wheels is well known, and, in the last decades, has been consolidated as the most common way to produce light automotive wheels in large scale. The big competitiveness in this market associated with higher levels of performance required, pushes the companies to seek for process optimizations and cost reduction. In this project, different regions of aluminum alloy wheels, casted in A356 and solidified at different cooling rates, were assessed in terms of its mechanical and microstructural properties in different steps of the manufacturing process, from as casted condition until final painted wheel; the impact of different periods of solution treatment as well as the effects exerted by the painting ovens on these properties were also evaluated. A great reliance was observed between the mechanical properties obtained and the primary and secondary microstructural refinement degrees, similar regions such as the outer and inner flanges of the wheel, cooled at similar rates and, with almost equal refinement degree and SDAS values, have shown practically the same results of elongation and mechanical resistance on all process phases evaluated. Inferior values of elongation and mechanical resistance were found for the wheel spoke, mainly due to its less refined as cast microstructure solidified at lower rates. The solution treatment was found a key process phase in order to transform the Si for the wheels to achieve minimum values of elongation, and the ageing treatment allied with the painting ovens has given the necessary resistance for the product to be applied in the field. The results found delineated a general process panorama and might be used for actual and future manufacturing process optimizations.

Keywords: Alloy wheel; automotive wheel; A356; low-pressure die casting; mechanical properties; microstructure; heat treatment; T6; solution treatment; ageing; elongation; ductility; aspect ratio; circularity.

PUBLICAÇÕES

Cruz, D.V.; Bolfarini, C.; The effect of the thermal treatments on the microstructure and mechanical properties of automotive wheels low-pressure die cast in A356 alloy. Submetido na revista Journal of materials processing technology.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xix
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1 Processo de fundição de rodas a baixa pressão	5
2.2 Liga de Fundição A356	6
2.3 Microestrutura primária e secundária da liga A356.....	7
2.4 Efeito da adição de Mg	10
2.5 Efeito da adição de Ti e B.....	12
2.6 Efeito da contaminação por Fe	14
2.7 Efeito da presença de defeitos.....	16
2.7.1 Macroposidade.....	16
2.7.2 Microporosidade.....	17
2.7.3 Óxidos e bi filmes.....	20
2.8 Efeitos da taxa de resfriamento.....	21
2.9 Variação das propriedades mecânicas com SDAS.....	27
2.10 Tratamento térmico	29
2.10.1 Solubilização	29
2.10.2 Resfriamento rápido	31
2.10.3 Envelhecimento.....	32
2.10.4 Variações em propriedades mecânicas proporcionadas pelo T6.....	33
2.10.5 Morfologia do Si e ductilidade do fundido.....	35
3 MATERIAIS E MÉTODOS	41

3.1	Material	41
3.2	Metodologia.....	41
3.2.1	Processo de fabricação de rodas fundidas à baixa pressão.....	41
3.2.2	Ensaio realizados.....	42
3.2.3	Condições experimentais	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	53
4.1	Composição química.....	53
4.2	Condição bruta de fusão	53
4.2.1	Microestrutura primária	53
4.2.2	Microestrutura eutética.....	56
4.3	Condições solubilizadas.....	60
4.3.1	Condição solubilizada 1/2 x.....	60
4.3.2	Condição solubilizada 1x (tempo convencional de processo)	65
4.3.3	Condição solubilizada 2x (dobro tempo convencional de processo)	69
4.3.4	Coalescimento das partículas de Si ao longo da solubilização	75
4.4	Condição envelhecida	77
4.5	Propriedades Mecânicas observadas.....	81
4.5.1	Condições bruta de fusão e solubilizadas	81
4.5.2	Condição envelhecida	89
4.5.3	Condições pintadas	92
4.6	Observações gerais.....	98
5	CONCLUSÕES	101
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	103
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	105

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1 – Composição química liga A356 [11].	6
Tabela 3.1 – Resumo de ensaios e análises realizadas em cada condição experimental.	51
Tabela 4.1 – Composição química da liga A356 na injetora BP-12.	53
Tabela 4.2 – Valores de SDAS calculados em μm para cada região da roda.	55
Tabela 4.3 – Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.	58
Tabela 4.4 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.	62
Tabela 4.5 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.	67
Tabela 4.6 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.	73
Tabela 4.7 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo do diâmetro equivalente de círculo das partículas de Si.	75
Tabela 4.8 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros da razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.	79
Tabela 4.9 – Resultados dos ensaios de tração e dureza da borda externa. .	81
Tabela 4.10 - Resultados dos ensaios de tração e dureza da borda interna. .	82
Tabela 4.11 - Resultados dos ensaios de tração e dureza do raio.	83
Tabela 4.12 – Resultados dos ensaios de tração e dureza para as 3 regiões.	89
Tabela 4.13 – Especificações da roda em estudo na condição de produto acabado.	92
Tabela 4.14 – Tempo de permanência das regiões em estudo da roda nas estufas de pintura numa temperatura acima de 155 °C.	93
Tabela 4.15 - Resultados dos ensaios de tração e dureza na borda externa. .	93
Tabela 4.16 - Resultados dos ensaios de tração e dureza na borda interna. .	94
Tabela 4.17 - Resultados dos ensaios de tração e dureza no raio.	95

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1 - Montagem molde típico em fundição a baixa pressão [6].	5
Figura 2.2 – Diagrama de fase Al-Si [12].	7
Figura 2.3 – Microestrutura liga A356, (a) grãos envoltos por envelope eutético; (b) idem (a), dendritas primárias envoltas por envelope eutético; (c) braços dendríticos secundários e (d) partículas modificadas de Si [15].	8
Figura 2.4 – Liga Al-10%p.Si não modificada (a, b) e modificada (c, d) [24]....	10
Figura 2.5 - Efeito da adição de diferentes teores de Mg nas propriedades mecânicas alongamento e limites escoamento e de resistência a tração [9]....	11
Figura 2.6 – Micrografia ótica mostrando o efeito da adição de Ti e B: (a) ausência de refinador de grão, (b) 210 ppm Ti, 27 ppm B, (c) 520 ppm Ti, 73 ppm B, (d) 820 ppm Ti, 100 ppm B [30].	13
Figura 2.7 – Relação entre tamanho de grão e tempo de contato do	14
Figura 2.8 - Intermetálico rico em Fe formado entre braços dendríticos [29]. ..	16
Figura 2.9 - Macroporosidade em seção do cubo de uma roda liga leve [6]....	17
Figura 2.10 - Variação da solubilidade do hidrogênio com a temperatura em Al no estado líquido e sólido [42].	18
Figura 2.11 - Exemplo de microporosidade por	19
Figura 2.12 – Variação das propriedades mecânicas com a porosidade fractográfica [1].	19
Figura 2.13 – Análise MEV da superfície de fratura em liga A356 [29].	20
Figura 2.14 – Esboço ilustrando a formação de um bi filme de óxido [45].	21
Figura 2.15 – Microscopia ótica de amostras A356 resfriadas em diferentes taxas (a) 0,19 °C/s; (B) 0,31 °C/s; (c) 0,65 °C/s; (d) 1,75 °C/s; (e) 6,25 °C/s [2].	22
Figura 2.16 – Imagem MEV da variação da morfologia do microconstituente eutético em diferentes taxas de resfriamento (a) 0,19 °C/s; (b) 0,65 °C/s;	23
Figura 2.17 – Comprimento médio dos intermetálicos de Fe em diferentes taxas de resfriamento [2].	24
Figura 2.18 – Curva de resfriamento liga A356 (Adaptado) [2].	25

Figura 2.19 – Efeito da taxa de resfriamento e tempo local de solidificação nos valores de SDAS [2].	26
Figura 2.20 - Microscopias óticas da liga A356, coluna da esquerda amostras fundidas em molde de cobre (96 K/s), (a) bruta de fusão (b) solubilizada por 0,5h (c) 2h (d) 8h; coluna da direita amostras fundidas em molde aço inox (3K/s) (e) bruta de fusão, (f) solubilizada por 0,5h, (g) 2h, (h) 8h [49].	27
Figura 2.21 – Propriedades mecânicas A356 como função de SDAS. Barras de erro indicam $\pm 1\%$ desvio padrão para de 3 a 6 amostras por condição [13]. ..	28
Figura 2.22 - Transformação da 2ª fase durante solubilização; para uma liga não modificada (a) e modificada (b) [8].	31
Figura 2.23 - Propriedades mecânicas da liga Al-7Si-0,3Mg envelhecida a 170 °C (símbolo aberto) e 210 °C (símbolo fechado) a) Limite escoamento; b) limite resistência tração; c) alongamento %; obs. as linhas foram adicionadas para guiar a visualização [58].	34
Figura 2.24 – Variação da razão de aspecto em uma peça solubilizada a diferentes períodos e posteriormente envelhecida a 160 °C por 16h [61].	37
Figura 2.25 – Histograma razão de aspecto das partículas de Si	37
Figura 3.1 – Fluxograma do processo de fabricação de rodas.....	41
Figura 3.2 – Perfil de roda de liga leve, regiões de estudo [11].....	42
Figura 3.3 – Posicionamento do corpo de prova bruto de tração no torno de usinagem [11].	43
Figura 3.4 – Desenho corpo de prova para tração e seu dimensional	43
Figura 3.5 – Posicionamento do corpo de prova no início do ensaio tração [11].	44
Figura 3.6 – Perfil de roda preparado para ensaio de dureza [11].	45
Figura 3.7 – Durômetro Otto Wolpert-Werke acoplado de base para aferição da dureza das rodas [11].	45
Figura 3.8 –Diâmetro de impressão obtido em ensaio de dureza [11].	46
Figura 3.9 – Amostras de micrografias preparadas para análises de 3 condições experimentais diferentes [11].	47
Figura 4.1 – Micrografia da borda externa, condição bruta de fusão (25x).	54
Figura 4.2 - Micrografia da borda interna, condição bruta de fusão (25x).	54

Figura 4.3 - Micrografia do raio, condição bruta de fusão (25x).....	55
Figura 4.4 - Micrografia da borda externa, condição bruta de fusão (1000x)...	56
Figura 4.5 - Micrografia da borda interna, condição bruta de fusão (1000x)....	57
Figura 4.6 - Micrografia do raio, condição bruta de fusão (1000x).....	57
Figura 4.7 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição bruta de fusão, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).....	59
Figura 4.8 - Micrografia da borda externa, condição solubilizada $\frac{1}{2}$ x (1000x). 60	60
Figura 4.9 - Micrografia da borda interna, condição solubilizada $\frac{1}{2}$ x (1000x). 61	61
Figura 4.10 - - Micrografia do raio, condição solubilizada $\frac{1}{2}$ x (1000x).	61
Figura 4.11 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição solubilizada $\frac{1}{2}$ x, das regiões borda externa, interna e raio	64
Figura 4.12 - Micrografia da borda externa, condição solubilizada 1x (1000x). 65	65
Figura 4.13 - Micrografia da borda interna, condição solubilizada 1x (1000x). 66	66
Figura 4.14 - Micrografia do raio, condição solubilizada 1x (1000x).	66
Figura 4.15 - Comparativo entre distribuições de frequência na condição solubilizada 1x, das regiões borda externa, interna e raio	68
Figura 4.16 - Micrografias da borda externa, condição solubilizada 2x (1000x).	70
Figura 4.17 - Micrografias da borda interna, condição solubilizada 2x (1000x).71	71
Figura 4.18 - Micrografias do raio, condição solubilizada 2x (1000x).....	72
Figura 4.19 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição solubilizada 2x, das regiões borda externa, interna e raio	74
Figura 4.20 – Comparativo entre distribuições de frequência do diâmetro equivalente de círculo, nas condições solubilizada $\frac{1}{2}$ x, 1x e 2x (identificadas à direita da Figura) das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).....	76
Figura 4.21 - Micrografia da borda externa, condição envelhecida (1000x).....	77
Figura 4.22 - Micrografia da borda interna, condição envelhecida (1000x).....	78

Figura 4.23 - Micrografia do raio, condição envelhecida (1000x).	78
Figura 4.24 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição envelhecida, das regiões borda externa, interna e raio	80
Figura 4.25 – Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza	82
Figura 4.26 – Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza	83
Figura 4.27 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza.....	84
Figura 4.28 – Comparativo do alongamento percentual das regiões em cada condição experimental (valores médios).	85
Figura 4.29 - Comparativo dos limites de escoamento e de resistência a tração de cada região em cada condição experimental (valores médios).	85
Figura 4.30 - Comparativo da dureza de cada região em cada condição experimental.	86
Figura 4.31 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza.....	89
Figura 4.32 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza.....	90
Figura 4.33 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza.....	90
Figura 4.34 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura na borda externa.	94
Figura 4.35 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura na borda interna.	95
Figura 4.36 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura do raio.	96
Figura 4.37 – Comparativo de incremento de dureza entre diferentes condições experimentais.	98

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Al	Alumínio
ASTM	American society for testing and materials
A356	Liga A356
°C	Grau Celsius
cc	Centímetro cúbico
h	Horas
H	Hidrogênio
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
K	Kelvin
Kg	Quilograma
Kgf	Quilograma-força
LE	Limite de escoamento
LPDC	Low-pressure die casting
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
s ou ”	Segundos
SDAS	Secondary dendrite arm spacing
T	Temperatura
t	Tempo
T6	Tipo de tratamento térmico
'	Minutos
β	Fase beta

1 INTRODUÇÃO

Ligas Al-Si têm sido continuamente utilizadas como material para redução de peso na indústria automotiva e aeroespacial. Com características como excelente fundibilidade e elevada razão resistência-peso, a liga Al-7Si-0,3Mg (A356) é largamente empregada na confecção de componentes estruturais na indústria automotiva de modo geral, entre eles, a roda de liga leve [1].

Como um componente estrutural crítico em termos de segurança, a roda automotiva deve ter características mecânicas e microestruturais que atendam os estritos requisitos de desempenho e performance em ensaios de fadiga radial, biaxial, fadiga sob flexão e impacto. Também deve apresentar características estéticas atraentes ao consumidor final, que tem a roda como um componente relacionado à beleza do veículo.

As propriedades mecânicas de uma peça fundida são fortemente dependentes e influenciadas pelas características microestruturais que se formam durante a solidificação da mesma, entre elas, pode-se citar espaçamentos interdendríticos primário e secundário, tamanho e morfologia das partículas de silício, bem como a presença de intermetálicos e outros precipitados [2].

No processo de fundição e solidificação de uma liga Al-Si, a taxa de resfriamento é um dos parâmetros de processo que mais afetam a microestrutura final. Elevadas taxas de resfriamento proporcionam um produto com menor espaçamento interdendrítico, além de partículas de silício mais refinadas, menores e mais uniformemente distribuídas [3]; uma menor microporosidade também é conseguida como consequência de taxas maiores, permitindo uma distribuição mais uniforme dos poros no componente [4].

Defeitos como micro e macro porosidade influenciam nos resultados obtidos em ensaios de propriedades mecânicas e resistência a fadiga; estudos indicam que tamanho, formato e distribuição de microporos, além da área projetada desses em uma análise fractográfica, contribuem significativamente para a deterioração da resistência e durabilidade da peça fundida [5].

Outros defeitos como os óxidos formam-se devido a reação do metal líquido com oxigênio do ar, essa reação forma finas camadas que podem ficar expostas na superfície ou serem retidas no interior do metal líquido, esses defeitos são extremamente prejudiciais ao produto fundido devido à rápida formação e propagação de trincas quando solicitado em cargas cíclicas [6].

As propriedades mecânicas de uma peça fundida podem ser otimizadas através de tratamento térmico, sendo o tratamento T6 um dos mais empregados em ligas A356 para o setor automotivo [7]. A etapa de solubilização difunde e homogeniza Mg e Si para o interior da matriz rica em alumínio, também reduz a razão de aspecto das partículas de Si aumentando o espaçamento entre elas [7]. O resfriamento rápido da peça fundida é realizado em água logo após a solubilização, e objetiva manter em solução sólida, à temperatura ambiente, os elementos difundidos para a matriz. Subsequentemente, a etapa de envelhecimento envolve a precipitação de partículas de Mg_2Si , que formam uma segunda fase, atuando como obstáculos ao movimento das discordâncias [8].

O não atendimento dos critérios especificados de resistência mecânica, alongamento percentual mínimo e padrão de refinamento microestrutural das rodas fundidas, implica em seu sucateamento e perdas financeiras à empresa; nesse caso, a correção do processo de fabricação para atendimento dos requisitos de qualidade faz-se necessária. Para um melhor ajuste do complexo processo de fabricação de rodas automotivas fundidas, é de suma importância conhecer as variações das propriedades mecânicas e microestruturais nas principais regiões do produto ao longo de cada operação de fabricação.

O presente trabalho visa a realização de um estudo exploratório de caracterização mecânica e microestrutural de diferentes regiões de rodas fundidas em baixa pressão em diferentes etapas do processo de fabricação. Com isso, será possível um melhor entendimento das alterações dessas propriedades ao longo de cada operação do processo permitindo ajustes mais assertivos.

A solubilização, como etapa fundamental no grau de modificação do Si, terá seu tempo de execução avaliado e variado, com objetivo de quantificar o nível

de transformação do Si no microconstituente eutético e seu impacto nas propriedades mecânicas

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Processo de fundição de rodas a baixa pressão

Devido a habilidade de produzir rodas com elevado nível de qualidade, com custos aceitáveis e alta produtividade, o processo dominante para se fundir uma roda de alumínio de liga leve é o de fundição a baixa pressão ou LPDC (low-pressure die casting). Uma típica injetora a baixa pressão é compreendida de modo a ter-se: um molde superior, um molde inferior, bem como os moldes laterais tipo gaveta, conforme Figura 2.1 [6].

Os moldes compostos de aço ferramenta estão situados logo acima de um forno elétrico de espera; o processo de fundição é cíclico e começa com a pressurização do forno; com o excesso de pressão na câmara, o metal líquido flui para cima de modo a preencher o molde com o formato da roda. O metal é solidificado direcionalmente devido a troca de calor deste com as paredes e sistema de resfriamento do molde (Ar + Água). Concluída a solidificação, o molde superior é erguido e as gavetas laterais abertas, a roda é removida para uma bandeja e, na sequência, os moldes são fechados e o processo reiniciado.

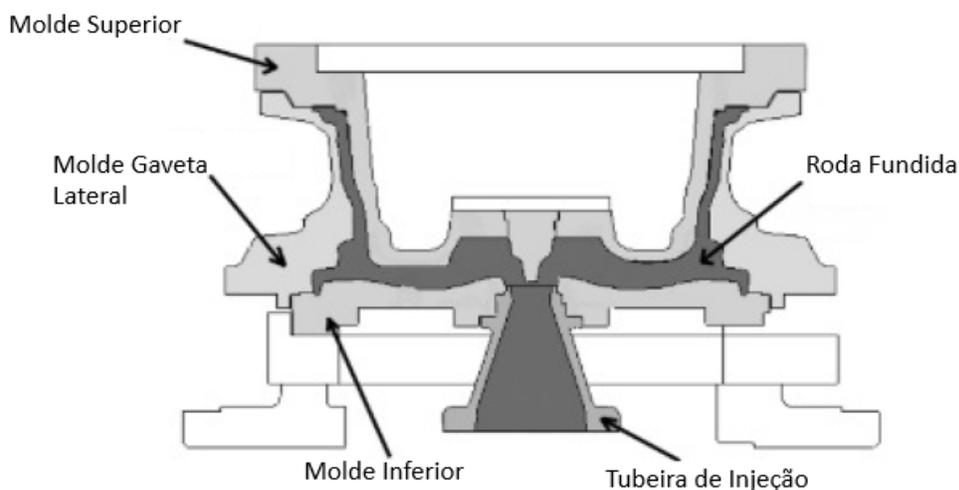


Figura 2.1 - Montagem molde típico em fundição a baixa pressão [6].

2.2 Liga de Fundição A356

As ligas de Al-Si são largamente utilizadas na indústria automotiva. Dentre as ligas comerciais a A356 é das mais importantes para fabricação de componentes como blocos, cilindros e rodas [9]. O Si é um dos elementos de liga mais comuns presentes no Al, proporcionando boa fluidez. Além disso, esse elemento reduz a expansão térmica com menor contração da liga na solidificação, reduzindo dessa forma a incidência de defeitos de preenchimento de molde. As propriedades das ligas Al-Si são bastante dependentes do processo de fundição utilizado. A presença de outros elementos de liga e o grau de refinamento microestrutural também exercem efeitos importantes nas propriedades obtidas. Essa classe de ligas tem baixo custo e boas propriedades mecânicas, porém, em alguns casos, sua aplicação em componentes estruturais fica limitada devido à falta de ductilidade, causada principalmente pela microestrutura eutética na forma de placas e intermetálicos grosseiros [10].

A liga A356 é hipoeutética, possui cerca de 7%p. Si, 0,3%p. Mg, além de Sr e Ti, que atuam como refinadores do microconstituente eutético e dos grãos, respectivamente. A composição especificada para a liga utilizada na manufatura de rodas desse estudo é dada pela Tabela 2.1 abaixo:

Tabela 2.1 – Composição química liga A356 [11].

Elemento	Composição (% em peso)
Si	6,5 - 7,5
Mg	0,20 - 0,28
Sr	0,020 - 0,030
Ti	0,10 - 0,15
Fe	0,12 (máximo)
Cu	0,02 (máximo)
Mn	0,05 (máximo)
Zn	0,07 (máximo)
Outros cada	0,05 (máximo)
Outros total	0,10 (máximo)
Al	restante

Os diagramas de fase binários mapeiam o relacionamento entre composição e ocorrência das fases em função da temperatura quando um

sistema está em equilíbrio. O sistema Al-Si forma um eutético a 12,5%p. Si na temperatura eutética de 577 °C. A solubilidade do Si em Al nessas condições é de 1,65%p. [12]; a Figura 2.2 ilustra a região hipoeutética do diagrama de fases Al-Si.

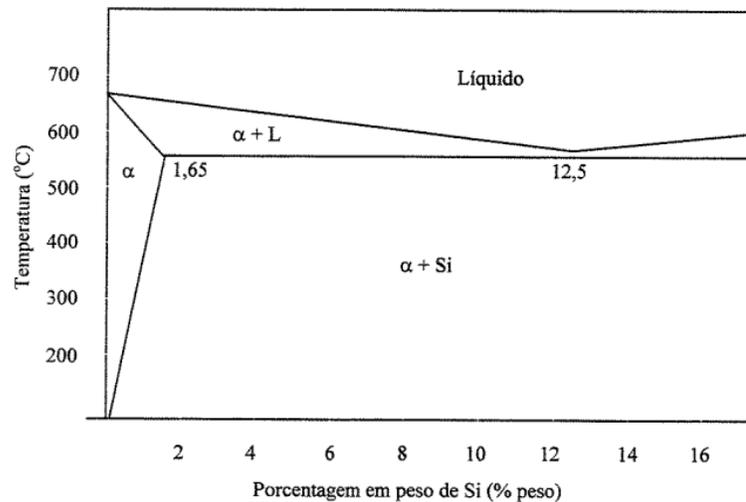


Figura 2.2 – Diagrama de fase Al-Si [12].

2.3 Microestrutura primária e secundária da liga A356

A microestrutura oriunda da solidificação de uma liga A356 é composta de uma fase primária α dendrítica rica em alumínio, de um microconstituente eutético composto de alumínio e Si, além de outros intermetálicos, cuja quantidade e espécie dependem principalmente do teor de ferro na composição [13].

A Figura 2.3 mostra a microestrutura típica da liga A356: dendritas primárias de fase α -alumínio envolvidas pelo microconstituente eutético composto pela fase α -alumínio e silício. Dependendo do processamento as partículas de Si podem se apresentar com baixa razão de aspecto: relação comprimento/largura, se aproximando de uma esfera [14].

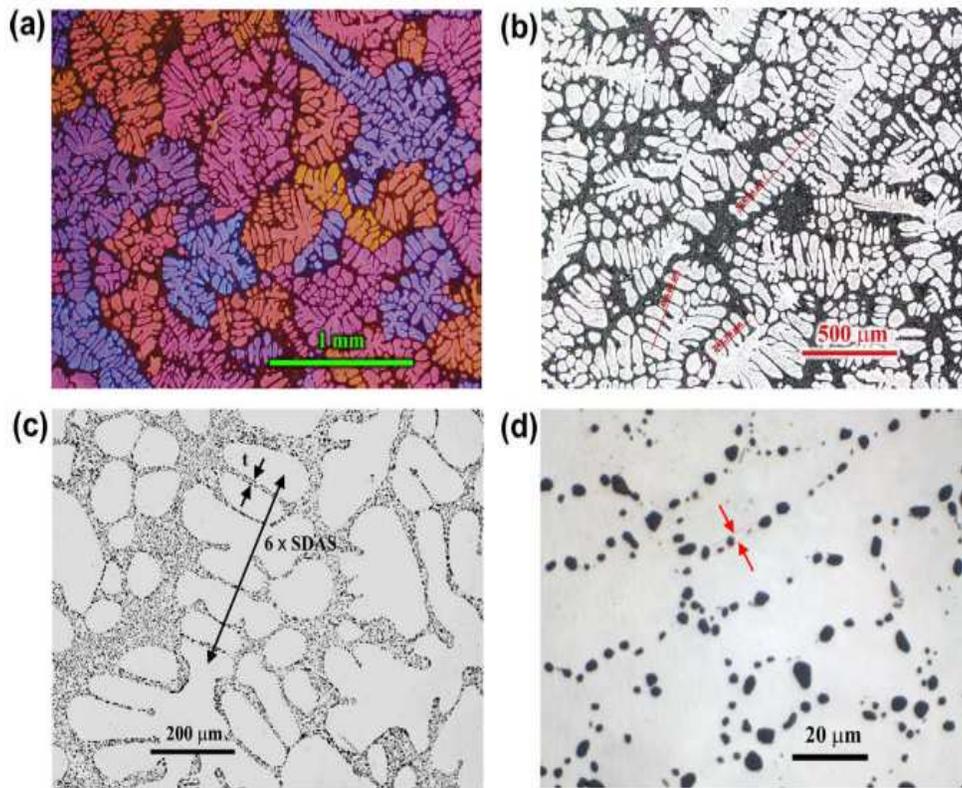


Figura 2.3 – Microestrutura liga A356, (a) grãos envoltos por envelope eutético; (b) idem (a), dendritas primárias envoltas por envelope eutético; (c) braços dendríticos secundários e (d) partículas modificadas de Si [15].

É sabido que a matriz é macia e dúctil, ao contrário das partículas de Si duras e frágeis. Danos mecânicos geralmente são oriundos de fratura das partículas de Si, falta de coesão interfacial entre partícula e matriz ou vazios presentes na matriz [16].

De modo geral, metais e ligas com microestruturas mais refinadas possuem melhores valores de limite de escoamento em comparação com as mais grosseiras. Para ligas de Al fundidas, um parâmetro fundamental que representa o grau de refinamento microestrutural é o espaçamento dos braços dendríticos secundários, muitas vezes representado pela sigla SDAS (secondary dendrite arm spacing); este parâmetro é função do tempo de solidificação do fundido [15].

Os valores de SDAS possuem efeitos consideráveis em ductilidade e porosidade da peça fundida, impactando dessa forma nos resultados de resistência a fadiga [17]. Sabe-se que com o decréscimo de SDAS as propriedades mecânicas melhoram; o tamanho de SDAS depende de modo geral de parâmetros obtidos da curva de resfriamento, entre esses a taxa de resfriamento e o tempo total de solidificação [18].

Além dessas influências, Aguirre de la Torre et al. [19] demonstraram que adições de até 0,13%p. de inoculante Al-5Ti-B provocaram diminuição nos valores de SDAS em rodas fundidas via LPDC, resultando em peças com maior alongamento na fratura e maior energia de impacto absorvida.

Com relação ao microconstituente eutético, sabe-se que esse possui morfologia grosseira, na forma de plaquetas, em ligas não modificadas. A modificação pode ser definida como a transformação da morfologia de plaquetas grosseiras para um formato fibroso em rede. Uma forma de melhorar propriedades como resistência mecânica e ductilidade é adicionar modificadores químicos que atuam refinando a microestrutura durante a solidificação [20]. Adições de Sr, Na, Ca e Ba modificam a morfologia do eutético [21], todavia, somente Na e Sr produzem uma forte modificação em baixas concentrações na faixa de 100 ppm [22].

De acordo com Paes [22], sódio como modificador pode reduzir a fluidez da liga em até 10%, podendo provocar problemas de preenchimento de molde. Evidências indicam que o Sr é tido como um modificador que não influencia na fluidez da liga [22], ele é usualmente adicionado ao banho na forma de liga Al-10%p.Sr; estrôncio puro é raramente utilizado devido a sua alta reatividade com o ar e vapor d'água, que leva a formação de filmes de óxido insolúveis [23].

A Figura 2.4 ilustra a diferença microestrutural proporcionada pela modificação de uma liga Al-10%p.Si com adição de 200 ppm de Sr. Verifica-se nas Figuras (a) e (b) a presença da fase primária mais clara e do microconstituente eutético mais escuro; nas Figuras (c) e (d) tem-se o efeito modificador do Sr claramente observado pela mudança na morfologia da fase mais escura do formato de agulhas para um formato refinado fino e fibroso.

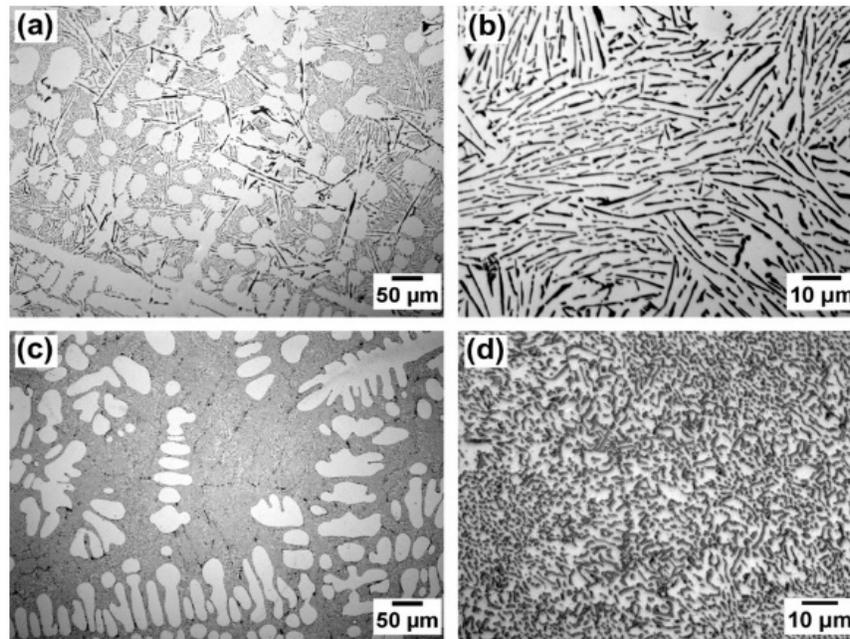


Figura 2.4 – Liga Al-10%p.Si não modificada (a, b) e modificada (c, d) [24].

Uma morfologia fibrosa é importante para garantir uma boa ductilidade, Qiu et al. [25] apontaram ganhos em alongamento percentual até a fratura de 3,65% para 7,82% quando comparado uma liga não modificada e uma modificada pela adição de 0,2%p. de liga Al-10%p.Sr. De acordo com Derin, Birol e Aybarc [26], não se observa aumento significativo no efeito modificador para teores de Sr acima de 0,02%p., ou seja, adicionar teor maior que esse não surtirá efeito modificador e ainda pode ser prejudicial ao fundido.

2.4 Efeito da adição de Mg

A adição de Mg em ligas de Al-Si melhora a resistência mecânica via precipitação de partículas endurecedoras de 2ª fase de Mg_2Si [27]. Faixas de 0,25% a 0,4% em peso de Mg permitem aumento no limite de escoamento e limite de resistência à tração, porém, com redução da ductilidade [28].

A Figura 2.5 apresenta os resultados do trabalho de Fortini et al. [9]. Neste trabalho estudou-se o efeito de diferentes teores adicionados de Mg em uma liga A356. As amostras fundidas foram tratadas termicamente em um tratamento do tipo T6 e ensaiadas em tração. Foi verificado queda no

alongamento e aumento nos limites de escoamento e de resistência a tração como consequência do aumento no teor de Mg de 0,25%p. para 0,4%p.

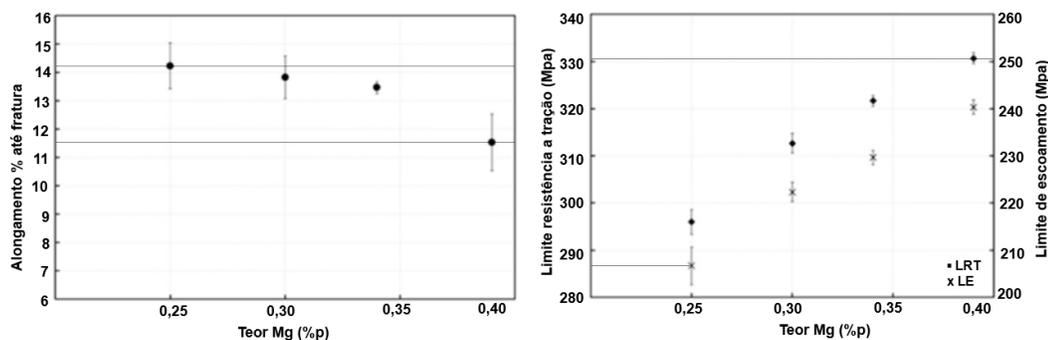


Figura 2.5 - Efeito da adição de diferentes teores de Mg nas propriedades mecânicas alongamento e limites escoamento e de resistência a tração [9].

Os resultados experimentais de microscopia óptica não indicaram variação de quantidade ou tamanho de intermetálicos de Fe na faixa estudada de teores de Mg, dessa forma, os autores concluíram que o incremento evidenciado na resistência mecânica deveu-se prioritariamente à precipitação das partículas de 2^a fase.

Yildirim e Özyurek [29] também estudaram os efeitos em propriedades mecânicas com diferentes teores de Mg (0,43%p.; 0,67%p. e 0,86%p.) adicionados em liga A356 solubilizada, temperada e envelhecida. Contrariamente ao estudo anterior, os autores observaram um aumento na quantidade de intermetálicos de Fe presentes (β -Fe e π -Fe) com o aumento nos teores de Mg, que provavelmente podem ter causado o aumento na porosidade de 1,75% para 2,91% observado. À parte dos efeitos negativos, foram detectados precipitados de Mg_2Si variando de 10 a 35 nm de tamanho. Os maiores teores de Mg proporcionaram aumento na dureza de 113 HV para 120 HV, bem como aumento no limite de resistência à tração de 179 Mpa para 210 Mpa.

2.5 Efeito da adição de Ti e B

Durante a solidificação de ligas de Al-Si formam-se de modo geral zonas de grãos alfa colunares e equiaxiais, a quantidade de cada zona depende de vários fatores [30]; uma microestrutura com grãos refinados equiaxiais resulta em propriedades mecânicas otimizadas e boa usinabilidade. Dessa forma a técnica de refino de grãos via adição ao metal líquido de ligas Al-5Ti-B é essencial na indústria contemporânea e tornou-se a mais difundida ao redor do mundo por seus bons resultados [31].

A nucleação heterogênea ocorre sob ação de um agente externo num meio líquido, esses agentes podem ser partículas sólidas em suspensão no líquido, paredes do molde ou os próprios refinadores de grão (inoculantes) que facilitam energeticamente a nucleação. A existência de substratos de TiB_2 e $TiAl_3$ no metal fundido permite a existência de pontos de nucleação, reprimindo o crescimento colunar objetivando uma estrutura equiaxial [22].

Nafisi e Ghomashchi [30] estudaram o efeito microestrutural da adição de Ti e B em diferentes quantidades numa liga A356; a Figura 2.6 ilustra o resultado encontrado, percebeu-se que a estrutura sem refinador de grão é totalmente colunar e vai se transformando em equiaxial à medida que os teores de Ti e B são aumentados. Segundo os autores, a presença de maiores quantidades de núcleos potenciais no sistema é a principal razão para a transformação observada. Adições ainda maiores podem reduzir ainda mais o tamanho de grão, porém, é preciso atentar que outras fases intermetálicas à base de Ti prejudiciais às propriedades mecânicas também poderão se formar, o que indica um sinal de sobre refinamento.

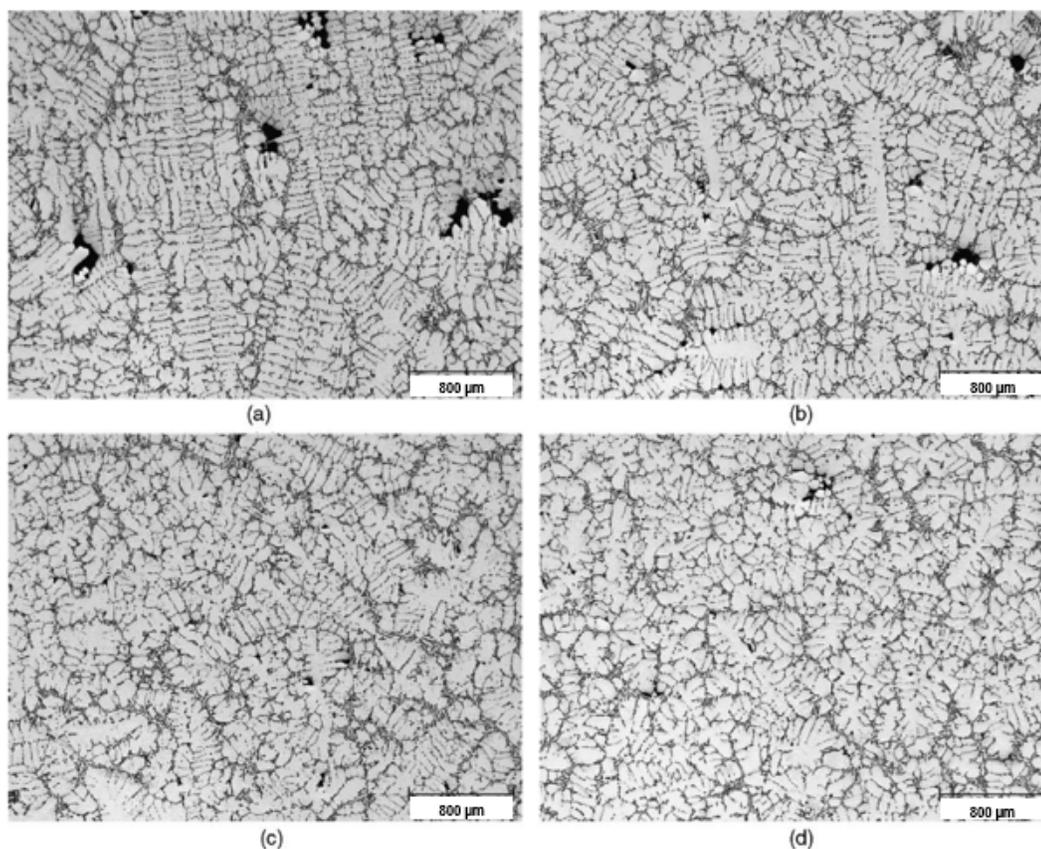


Figura 2.6 – Micrografia ótica mostrando o efeito da adição de Ti e B: (a) ausência de refinador de grão, (b) 210 ppm Ti, 27 ppm B, (c) 520 ppm Ti, 73 ppm B, (d) 820 ppm Ti, 100 ppm B [30].

Além da concentração desses elementos, um outro parâmetro importante que determina a eficiência de um refinador de grão é o tempo de contato após a adição do mesmo no banho [22]; se o tempo de contato for muito curto o maior potencial de refino de grão não será obtido, ao passo que se o tempo de contato for muito longo a efetividade do refinador de grão irá diminuir.

Kearns e Cooper [32] analisaram esse efeito para algumas ligas. Os autores apontaram a existência de um tempo ótimo de contato do refinador de grão com a liga para geração de um tamanho de grão menor, esse tempo varia entre 2 e 10 minutos dependendo da liga; após esse período o refinador de

grão começa a perder seu efeito, característica conhecida por efeito “fading”. De modo geral esse efeito pode ser representado pela Figura 2.7:

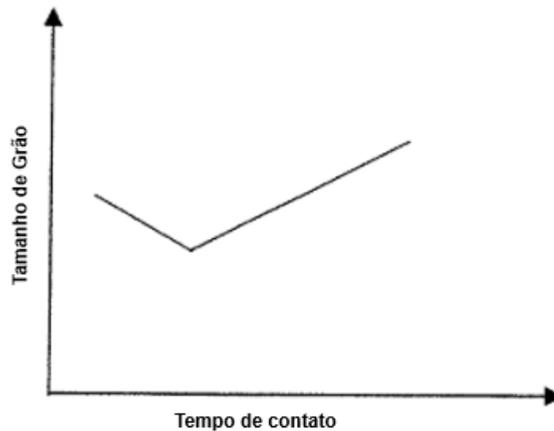


Figura 2.7 – Relação entre tamanho de grão e tempo de contato do refinador de grão com a liga, adaptado [32].

Inicialmente observa-se uma queda no tamanho de grão até valores mínimos onde houve tempo suficiente para dissolução e ação total do refinador. O efeito posterior de “fading”, onde o tamanho de grão aumenta, torna-se mais evidente após 20 ou 30 minutos, e é causado pela aglomeração das partículas de TiB_2 que tendem a formar colônias [22]. Kearns, Thistlethwaite e Cooper [33] supõem que o tempo de fading é resultado da maior densidade das partículas de TiB_2 e $TiAl_3$ comparado à condição do alumínio líquido; sendo assim, essas partículas decantariam para o fundo do forno de espera após longos períodos de contato perdendo-se o efeito esperado de refino de grão.

2.6 Efeito da contaminação por Fe

Ferro é uma impureza comum em ligas de Al-Si em especial na A356; é considerado impureza devido não ser intencionalmente adicionado e de estar relacionado a defeitos de fundição prejudiciais às propriedades mecânicas [34]. De acordo com Eisaabadi et al. [35], os intermetálicos de Fe exercem efeitos mais prejudiciais ao fundido que a porosidade por hidrogênio; diversos

parâmetros influenciam a formação de intermetálicos de Fe, que de modo geral possuem morfologia acicular, entre esses pode-se citar a composição da liga e teor de Fe presente, além da temperatura de superaquecimento e taxa de resfriamento [34].

Segundo V. Vander [36], no processo de solidificação de uma liga Al-Si formam-se intermetálicos do tipo β -Al₅FeSi, Al₈Mg₃FeSi₆ e Mg₂Si. A fase β atua como ponto de nucleação de trincas, promovendo caminhos para propagação das mesmas, e reduzindo a resistência do fundido ao impacto [37].

A solubilidade máxima do Fe em equilíbrio com alumínio é muito baixa, isso facilita a formação dos intermetálicos, que à medida que tornam-se mais grosseiros prejudicam ainda mais as propriedades mecânicas [38]. Sabe-se que elevados teores de Fe reduzem o limite de resistência à tração e ductilidade [39] e podem estar relacionados com menores valores de SDAS e elevada porosidade [40].

Em sua pesquisa, Tunçay e Bayoglu [41] avaliaram os efeitos da variação do teor de Fe em propriedades mecânicas e defeitos. Os resultados indicaram incremento considerável na largura e comprimento dos intermetálicos de Fe aciculares com o aumento do teor de Fe de 0,2%p. para 1,2%p., fato esse que pôde justificar os resultados encontrados.

Foi verificado para essa mesma faixa de teores de Fe aumento na área projetada de porosidade de 4,59% para 7,56% e respectiva redução no valor de SDAS de 17,98 μ m para 14,66 μ m. Por fim, os autores observaram redução no limite de resistência à tração de 189 MPa para 153 MPa e alongamento % de 9,14% para 7,36%. A Figura 2.8 abaixo ilustra a morfologia de um intermetálico de Fe.

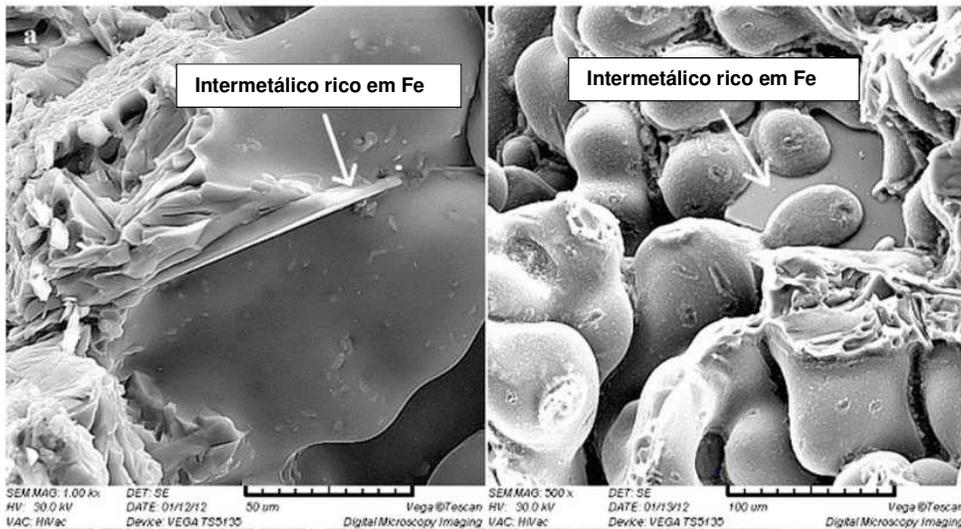


Figura 2.8 - Intermetálico rico em Fe formado entre braços dendríticos [29].

2.7 Efeito da presença de defeitos

Defeitos em peças fundidas de alumínio desafiam os especialistas em fundição à medida que maior ênfase é dada em qualidade e custo do produto. Os defeitos são dependentes dos diversos parâmetros do processo e um problema torna-se um defeito quando resulta na falha do produto ou no não atendimento a um requisito de qualidade [6]. Alguns defeitos caso não detectados podem colocar a segurança do equipamento e de seus usuários em risco.

Zhang et al. [6] afirmam que existem três principais razões para rejeição do produto num processo de fundição de rodas:

- i: não atendimento aos requisitos relacionados a aparência.
- ii: não atendimento aos requisitos de propriedades mecânicas (de modo geral resistência a fadiga e ao impacto).
- iii: não atendimento aos requisitos de pressurização (vazamento de ar através do aro da roda).

2.7.1 Macroposidade

A porosidade é comumente um dos defeitos que mais afeta a ductilidade de peças fundidas; alguma quantidade de porosidade é inevitável e a

preocupação reside nesse defeito levar a falhas prematuras no produto. As falhas ocorrem especialmente em peças de seção fina, onde um simples macroporo pode cobrir região considerável da seção transversal do produto [5].

Em uma liga A356, a contração associada à transformação de fase sólido-líquido chega a 4% em volume; a macroporosidade é formada em locais onde existe preenchimento insuficiente do molde, não existindo material sobressalente para compensar essa contração volumétrica [6].

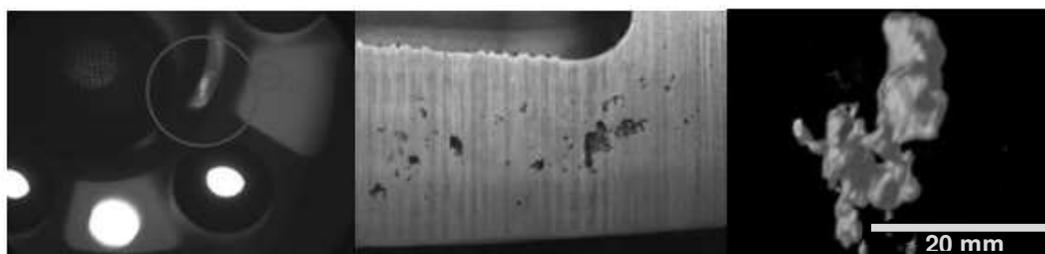


Figura 2.9 - Macroporosidade em seção do cubo de uma roda liga leve [6].

De acordo com Zhang et al. [6], o local mais comum para ocorrência de macroporosidade em uma roda é na região de interface entre aro e raio da roda. Segundo os autores, a porosidade ilustrada na Figura 2.9 acima é formada devido à perda da solidificação direcional no componente fundido, o que resulta no encapsulamento da fase líquida pelo sólido; quando esse líquido se resfria e contrai em volume o macroporo é formado.

Ensaando em tração um corpo de prova poroso como o da Figura 2.9, tem-se escoamento prioritário da região do poro, dado a menor área de seção transversal; nesse caso, com a menor área de assimilação de carga, existe concentração de deformação próximo aos vazios, isso acelera a produção de danos ao redor do poro causando fratura precoce do componente [5].

2.7.2 Microporosidade

A microporosidade está relacionada com poros de menor tamanho, em geral de até 300 μm em diâmetro. O mecanismo de formação da microporosidade é complexo, e está relacionado principalmente com a queda da solubilidade do hidrogênio em alumínio durante a solidificação [6]. A

solubilidade do hidrogênio no Al líquido é muito maior que no Al sólido, e pode ser verificada na Figura 2.10:

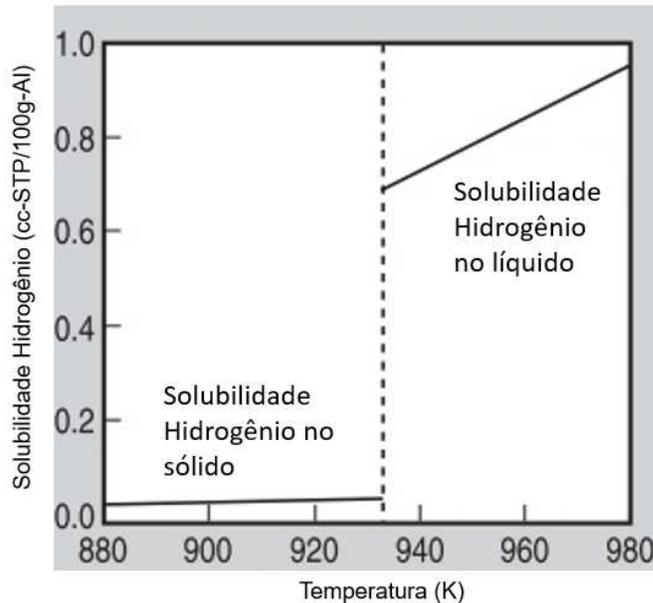


Figura 2.10 - Variação da solubilidade do hidrogênio com a temperatura em Al no estado líquido e sólido [42].

O Al possui enorme afinidade por oxigênio no estado líquido, dessa forma, é capaz de decompor vapor d'água presente na atmosfera de acordo com a equação abaixo:



O resultado dessa reação é uma absorção gradual do hidrogênio pelo líquido até o limite de solubilidade, de ~0,69 ccH₂/100g-Al, ser atingido; a solubilidade do hidrogênio no sólido é de ~0,036 ccH₂/100g-Al, muito baixa, e cerca de 20 vezes menor do que no líquido [6]. À medida que a solidificação prossegue, todo hidrogênio dentro do sólido que exceder a solubilidade de 0,036 ccH₂/100g-Al será rejeitado para o líquido, com isso, ter-se-á a formação de um microporo de H₂ quando a pressão parcial desse hidrogênio exceder a pressão local do líquido (Figura 2.11).

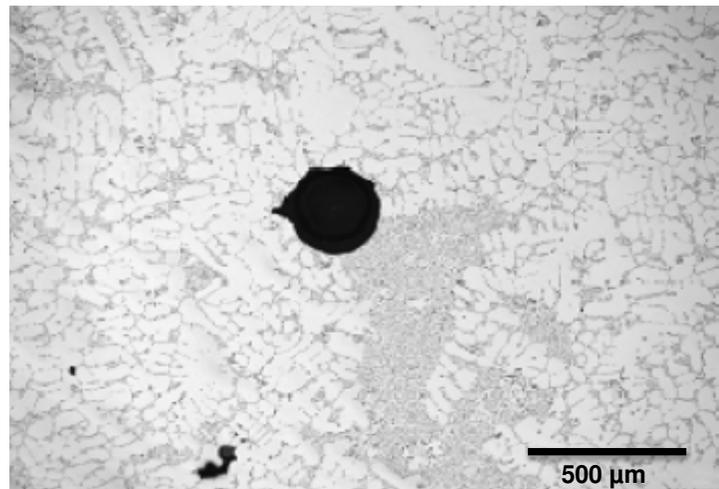


Figura 2.11 - Exemplo de microporosidade por hidrogênio em uma roda fundida em A356 [6].

A área, formato e distribuição dos microporos possuem efeitos nas propriedades mecânicas [43]. Lee [1] avaliou o impacto de diferentes valores de porosidade fractográfica nas propriedades mecânicas, vide Figura 2.12.

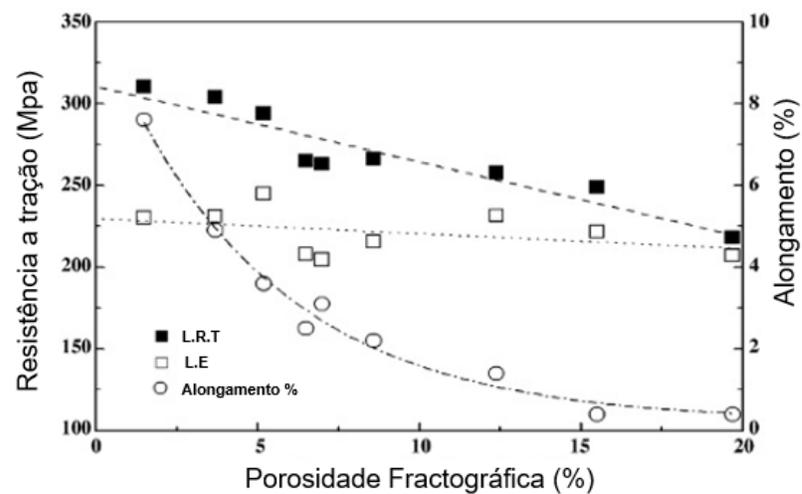


Figura 2.12 – Variação das propriedades mecânicas com a porosidade fractográfica [1].

Os resultados encontrados por Lee [1] indicaram com clareza a forte dependência das propriedades mecânicas com a porosidade fractográfica. Foi verificada uma relação de variação inversa linear do limite de resistência à

tração com a porosidade fractográfica, um resultado ainda pior foi a relação parabólica detectada entre o alongamento e porosidade fractográfica, o que faz com que um pequeno incremento na porosidade cause quedas abruptas na ductilidade.

2.7.3 Óxidos e bi filmes

Alumínio líquido é extremamente reativo e tende a formar uma camada de óxido em sua superfície quando em contato com o ar. Devido a turbulência essa camada pode ficar aprisionada dentro do banho, e com isso levar à ocorrência de uma série de outros defeitos. Filmes de óxido atuam como concentradores de tensão e sítios de nucleação de trincas de fadiga, as fendas presentes entre filmes dobrados atuam como pontos de nucleação de porosidade e trincas a quente [44]. A fractografia da Figura 2.13 ilustra um filme de óxido prejudicial identificado na superfície de fratura de um corpo de prova em tração.

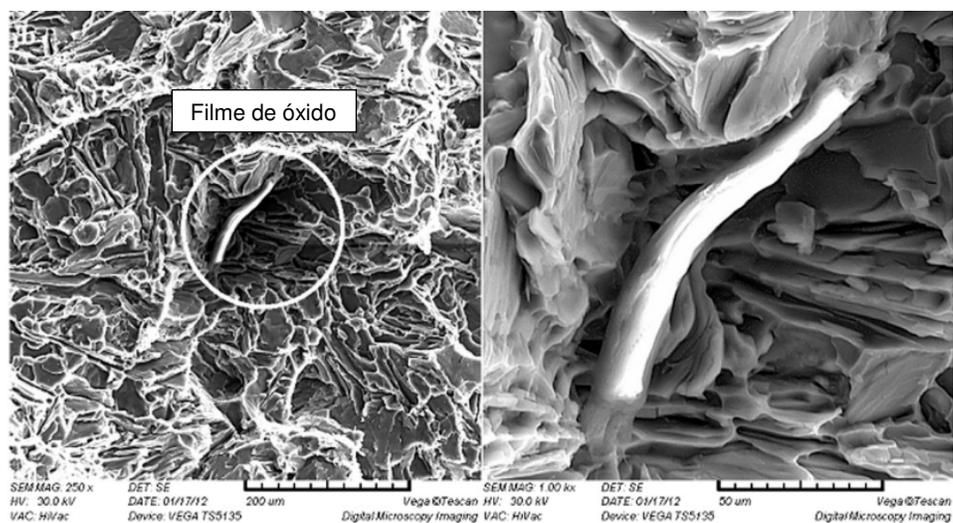


Figura 2.13 – Análise MEV da superfície de fratura em liga A356 [29].

Já os bi filmes são uma derivação dos filmes de óxido simples, surgem quando filmes de óxido dobram-se sobre si mesmos com aprisionamento de ar entre as camadas, vide Figura 2.14 [45].

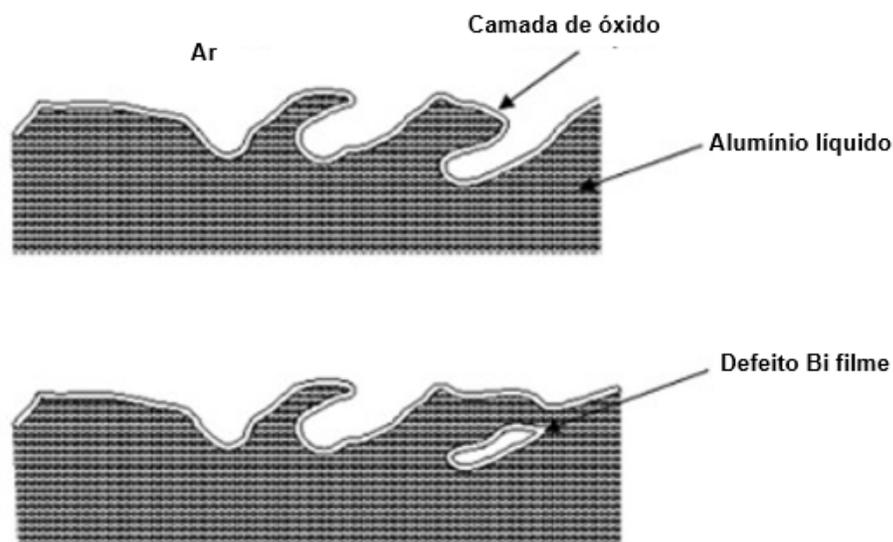


Figura 2.14 – Esboço ilustrando a formação de um bi filme de óxido [45].

2.8 Efeitos da taxa de resfriamento

A taxa de resfriamento é uma das variáveis mais importantes que afetam a microestrutura e propriedades mecânicas de peças fundidas, esse parâmetro afeta o gradiente de temperatura durante o resfriamento e a taxa de solidificação [46]. Elevadas taxas de resfriamento permitem a formação de maior número de dendritas de menor tamanho, a distribuição torna-se mais uniforme com menor tendência de formação de porosidade; outro fator positivo é o maior refinamento alcançado no microconstituente eutético [47].

Análises térmicas que envolvem monitoramento da temperatura durante a solidificação são meios convencionais de se investigar as taxas de resfriamento; das curvas temperatura versus tempo pode-se adquirir informações valiosas, como, transformações de fase e suas características, parâmetros de temperatura, calor latente de solidificação bem como a variação na fração de sólido [48].

Com as análises térmicas é possível determinar as principais transformações de fase durante a solidificação, sendo a primeira a nucleação em massa das dendritas de alumínio, e a segunda a reação eutética que é acompanhada de uma queda na taxa de resfriamento [2].

O impacto da taxa de resfriamento no refino microestrutural foi estudado por Chen et al. [2]; os autores observaram uma redução considerável no valor de SDAS de 60 μm até 20 μm para taxas de até 6,25 $^{\circ}\text{C/s}$. A Figura 2.15 ilustra claramente a forte dependência dos valores de SDAS com a taxa resfriamento.

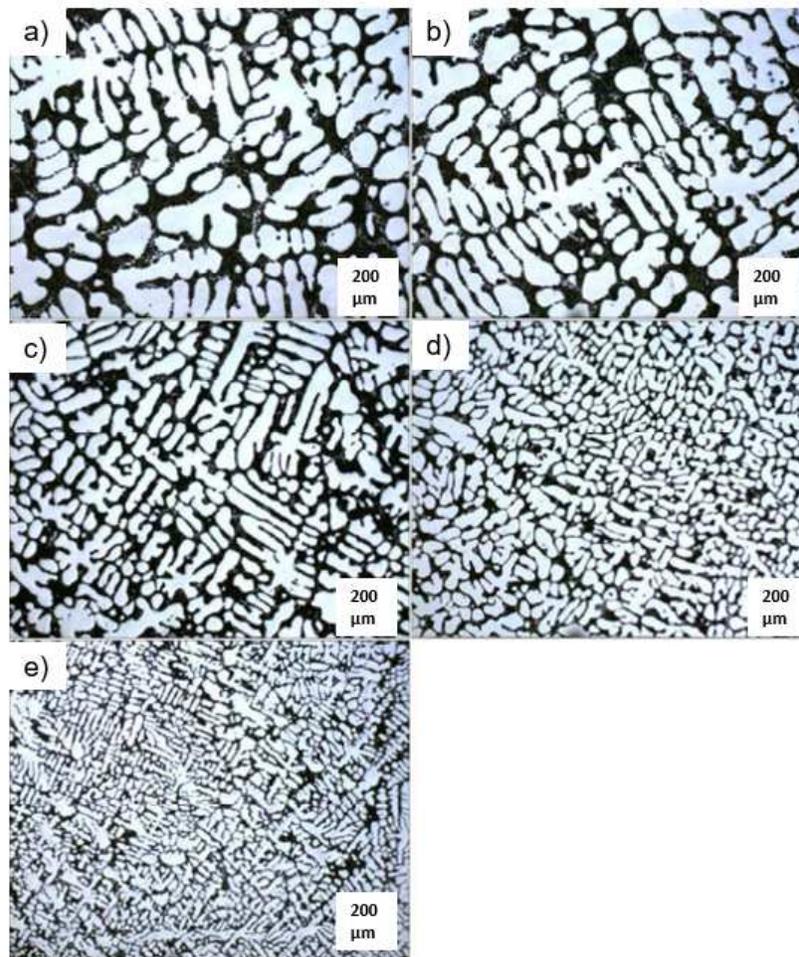


Figura 2.15 – Microscopia ótica de amostras A356 resfriadas em diferentes taxas (a) 0,19 $^{\circ}\text{C/s}$; (B) 0,31 $^{\circ}\text{C/s}$; (c) 0,65 $^{\circ}\text{C/s}$; (d) 1,75 $^{\circ}\text{C/s}$; (e) 6,25 $^{\circ}\text{C/s}$ [2].

Segundo Chen et al. [2] a diferença de tamanho entre os braços dendríticos secundários leva a uma variação na composição química ao redor dos mesmos; existe dessa forma difusão da região de alta solubilidade com braços mais grosseiros para região de baixa solubilidade com braços mais refinados; resultando na dissolução dos braços mais refinados e crescimento

dos mais grosseiros. Quando a taxa de resfriamento é aumentada não há tempo hábil para esse processo difusivo, refinando dessa forma a microestrutura e reduzindo o valor de SDAS.

Com relação ao impacto das taxas no microconstituente eutético, a análise morfológica indicou alguma morfologia bloqueada ou no formato de lamela para as taxas menores, o aumento da taxa possibilitou uma estrutura mais ramificada e, na maior taxa, praticamente somente a morfologia ramificada e fibrosa foi observada (Figura 2.16).

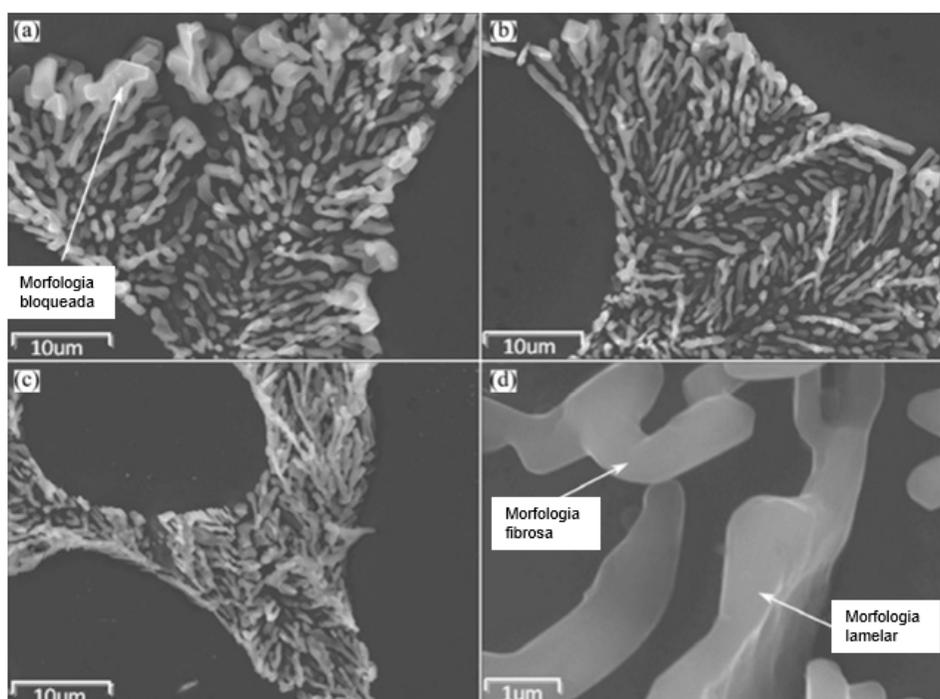


Figura 2.16 – Imagem MEV da variação da morfologia do microconstituente eutético em diferentes taxas de resfriamento (a) 0,19 °C/s; (b) 0,65 °C/s; (c) 6,25 °C/s; (d) maior ampliação [2].

A Figura 2.17 ilustra a evolução do comprimento das partículas de intermetálicos de Fe nas diferentes taxas de resfriamento estudadas.

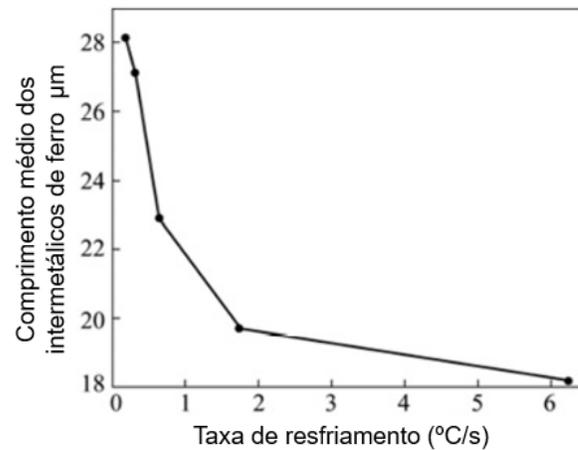


Figura 2.17 – Comprimento médio dos intermetálicos de Fe em diferentes taxas de resfriamento [2].

Uma estrutura mais refinada obtida com taxas de resfriamento maiores possui maior fronteira dendrítica, dessa forma, a área de líquido restante que originará o eutético torna-se mais fina e quebradiça, dispersando-se em diversos canais, isso previne os intermetálicos de se interconectarem e crescerem em tamanho.

Uma curva de resfriamento representa a queda de temperatura na peça em solidificação ao longo do processo de transformação de fase líquido – sólido. A Figura 2.18 ilustra a curva de resfriamento obtida por Chen et al. [2] em seus estudos; nela é possível observar o ponto A onde inicia-se a nucleação em massa das dendritas, o ponto E onde ocorre a reação eutética e o ponto D marcando o fim da transformação de fase representando o cruzamento da linha solidus. Cada ponto destacado na curva de resfriamento terá uma temperatura associada (T_A , T_E e T_D) e um tempo associado (t_a , t_e e t_d); de acordo com Chen et al. [2] a taxa média de resfriamento e o tempo local de solidificação podem ser dados por:

$$R_{AC} = \frac{T_A - T_E}{t_e - t_a} \quad (2.2)$$

$$t_{sl} = (t_e - t_a) \quad (2.3)$$

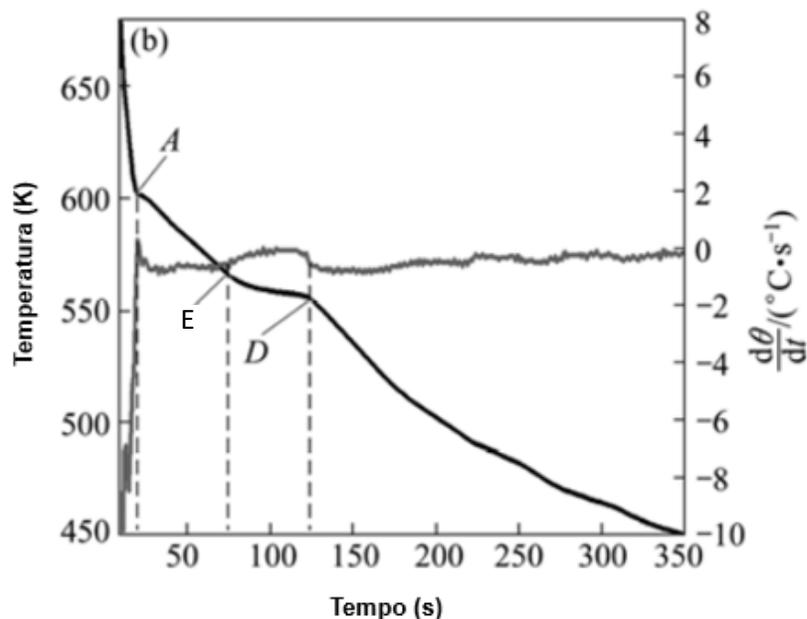


Figura 2.18 – Curva de resfriamento liga A356 (Adaptado) [2].

De acordo com os autores existem diversos modelos matemáticos que tentam descrever a correlação entre SDAS e taxa de resfriamento; em ligas de Al-Si, SDAS é usualmente expresso em termos da taxa média e tempo local, onde:

$$SDAS = A_{si} \cdot (t_{sl})^n \quad (2.4)$$

Ou

$$SDAS = K \cdot (R_{AC})^{-c} \quad (2.5)$$

Onde, K é uma constante, A_{si} também é uma constante que para uma determinada composição de liga varia inversamente com o teor de Si e vale 11,5 para 7,5 %p. Si; n e c são coeficientes que para este estudo valem 0,3 e 0,5.

A Figura 2.19 ilustra as curvas obtidas pelos autores no estudo realizado, onde obteve-se bom grau de correlação indicando boa confiabilidade dessas duas formulas empíricas na predição dos valores de SDAS.

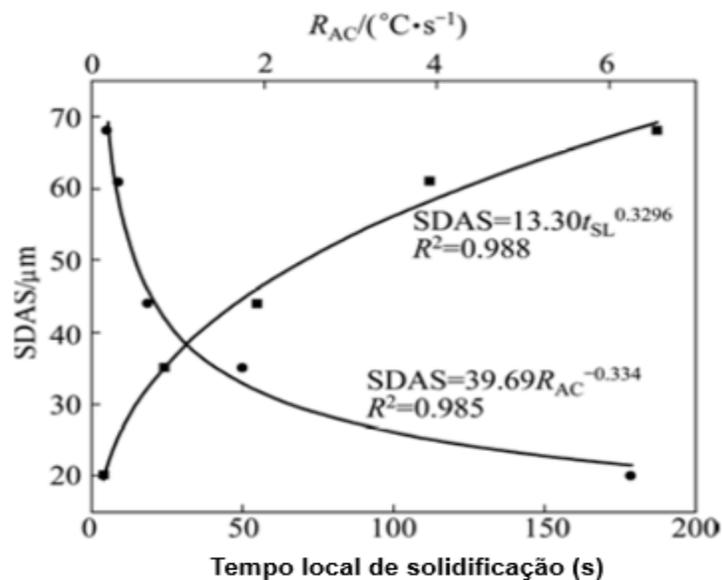


Figura 2.19 – Efeito da taxa de resfriamento e tempo local de solidificação nos valores de SDAS [2].

A taxa de resfriamento também tem efeitos no tempo de solubilização do tratamento térmico; A **Error! Reference source not found.** Figura 2.20 ilustra os graus de transformação obtidos por Yang et al. [49] no microconstituente eutético em diferentes tempos de solubilização a 540° C. Os autores concluíram que o tempo de solubilização para atingir-se um mesmo nível de modificação foi maior quando se utilizou um molde de aço inox com taxa de resfriamento de 3 K/s do que quando se utilizou um molde de cobre com taxa de resfriamento de 96K/s; as altas taxas de resfriamento proporcionadas pelo molde de cobre reduzem o tempo necessário de solubilização, entre outros, devido à menor distância de difusão presente numa microestrutura mais refinada.

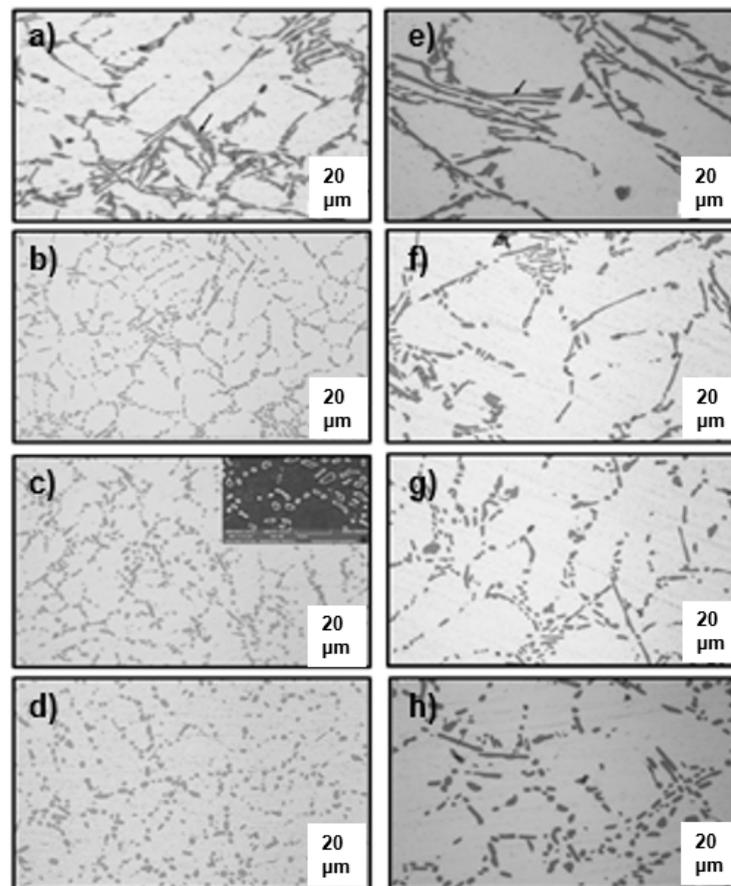


Figura 2.20 - Microscopias óticas da liga A356, coluna da esquerda amostras fundidas em molde de cobre (96 K/s), (a) bruta de fusão (b) solubilizada por 0,5h (c) 2h (d) 8h; coluna da direita amostras fundidas em molde aço inox (3K/s) (e) bruta de fusão, (f) solubilizada por 0,5h, (g) 2h, (h) 8h [49].

2.9 Variação das propriedades mecânicas com SDAS

Wang [13] estudou a variação das propriedades mecânicas em diferentes graus de refinamento microestrutural para ligas A356 modificadas e não modificadas com Sr. A preparação envolveu tratamento térmico T6 das amostras fundidas, com solubilização à 540 °C por 20 horas, seguido de têmpera em água à temperatura ambiente, envelhecimento natural à temperatura ambiente por 20 horas e por fim envelhecimento artificial por 6 horas à 170 °C. Os resultados obtidos em propriedades mecânicas desse estudo podem ser visualizados na Figura 2.21.

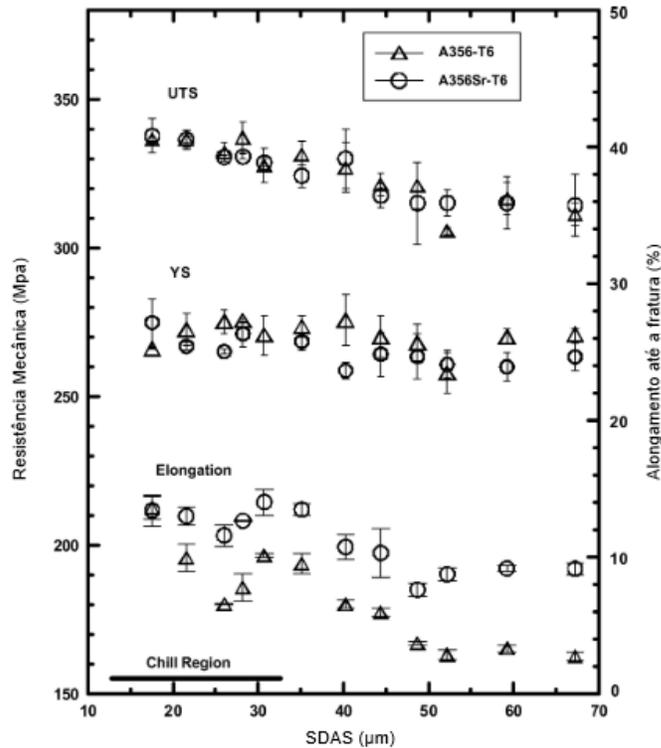


Figura 2.21 – Propriedades mecânicas A356 como função de SDAS. Barras de erro indicam $\pm 1\%$ desvio padrão para de 3 a 6 amostras por condição [13].

Pela análise dos resultados, o autor observou que o limite de escoamento não depende significativamente do grau de refinamento microestrutural dado por SDAS nesse estudo. O limite de resistência à tração e ductilidade diminuíram nas análises feitas para microestruturas mais grosseiras. O autor concluiu que em microestruturas mais grosseiras, a quebra das partículas de Si ocorre de maneira muito mais rápida levando a uma baixa ductilidade com fratura transgranular, ao passo que em microestruturas mais refinadas a evolução de quebra dessas partículas é mais gradual, permitindo dessa forma alcance de maiores valores de alongamento até a fratura. Como complemento, o autor concluiu que nas microestruturas com baixos valores de SDAS, a união das microtrincas é dada pela fratura dúctil do eutético presente entre essas microtrincas; ao passo que em microestruturas com elevados valores de SDAS, as microtrincas maiores

presentes nas fronteiras das células tendem a se unir umas nas outras via cisalhamento das dendritas de alumínio impactando em baixa ductilidade.

2.10 Tratamento térmico

O tratamento térmico tipo T6 é essencial ao processo produtivo de componentes estruturais fundidos em ligas Al-Si-Mg A356 e A357 [7]. O objetivo desse tratamento é transformar a microestrutura bruta de fusão, para otimizar as propriedades mecânicas e ampliar o campo de aplicação do material. O tratamento T6 é dividido em 3 etapas principais, sendo elas a solubilização, a têmpera e o envelhecimento.

2.10.1 Solubilização

O processo de solubilização consiste em encharcar a liga a uma temperatura suficientemente alta de modo a criar uma solução sólida supersaturada [8]; também é responsável por criar vacâncias no retículo cristalino que posteriormente serão importantes como sítios de precipitação das partículas endurecedoras de 2ª fase. De acordo com Sjolander e Seifeddine [50] a solubilização é conduzida a uma temperatura próxima à eutética com objetivo de:

- 1) Dissolver fases solúveis de Mg e Si formadas na solidificação.
- 2) Homogeneizar esses elementos na matriz.
- 3) Esferoidizar as partículas de Si no microconstituente eutético.

O controle da temperatura de solubilização é fundamental, temperaturas muito elevadas próximas da eutética podem causar início da fusão do microconstituente eutético, ocasionando defeitos e perdas em propriedades mecânicas [51]. Temperaturas muito baixas (500 °C) demandarão extensos períodos de solubilização, de até 17 horas para atingir o mesmo grau de esferoidização alcançado a 540 °C pelo tempo sugerido de 4 a 12 horas [8]; o que torna alto o custo do processo. A norma ASTM B917 recomenda um período de solubilização de 6 a 12 horas à 540 °C para uma liga A356 [52].

A dissolução é um processo controlado por difusão, no qual as fases solúveis e precipitados formados durante a solidificação se dissolvem na matriz [8]. Durante a solubilização das ligas alumínio-silício contendo magnésio, a dissolução do magnésio presente nos compostos intermetálicos ocorre em maior quantidade que a dissolução de outros elementos. Assim, no estado solubilizado, a concentração de magnésio nas dendritas de alumínio é bem maior do que na condição bruta de fusão. Para alcançar o potencial de envelhecimento da liga, é importante dissolver todo o Mg possível de dissolução; todavia, Mg ligado a fases insolúveis não estará disponível para aumentar o limite resistência a tração via endurecimento por precipitação [53].

A etapa de homogeneização consiste na difusão dos átomos dissolvidos através da matriz de modo a diminuir o gradiente de concentração, formando uma solução sólida mais homogênea; o tempo necessário para tal irá depender da natureza do elemento que está difundindo (taxa de difusão deste na matriz), da temperatura de solubilização, bem como da distância de difusão que é dada pelos valores de SDAS [53].

A morfologia das partículas de Si no microconstituente eutético possui papel importante na determinação das propriedades mecânicas de uma peça fundida; em elevadas temperaturas (durante a solubilização) a esferoidização e crescimento das partículas de Si ocorrem como consequência de uma tentativa de diminuição da energia interfacial presente [54]. De modo geral, a transformação do Si consiste em 3 etapas: fragmentação, esferoidização e crescimento.

Para uma liga A356 não modificada, primeiramente ocorre a fragmentação das plaquetas de Si, posteriormente ocorre a esferoidização e crescimento; já para uma liga modificada, as partículas de Si começam a se esferoidizar no início da solubilização e na sequência já crescem em tamanho, a Figura 2.22 ilustra esses fenômenos.

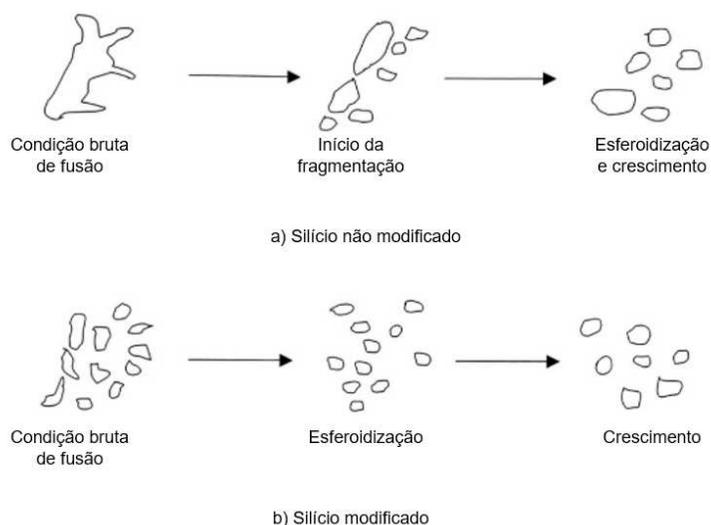


Figura 2.22 - Transformação da 2ª fase durante solubilização; para uma liga não modificada (a) e modificada (b) [8].

O crescimento e aglutinação das partículas são conhecidos como “ostwald ripening”, este é o crescimento das partículas maiores à custa das menores; dessa forma, o número médio de partículas de Si irá diminuir ao passo que seu tamanho irá aumentar. Este fenômeno envolve transferência de massa pela remoção de átomos de partículas menores e sua difusão pela matriz até ser agregado a partículas maiores [55].

Fibras grosseiras de Si são não desejáveis pois provocam baixa ductilidade, baixa resistência à ruptura e ao impacto, ao passo que as partículas refinadas de Si, globulares e dispersas, podem resultar em propriedades mecânicas excelentes [56].

2.10.2 Resfriamento rápido

Têmpera é o processo de resfriamento rápido que sucede a solubilização, com o principal objetivo de manter os elementos difundidos para o interior da matriz em solução sólida à temperatura ambiente. A têmpera executada em taxa de resfriamento adequada permite o nível máximo de supersaturação do soluto e também retém as vacâncias formadas na matriz [8].

Uma taxa de resfriamento muito baixa provoca precipitação heterogênea nos contornos de grão ou ao redor de discordâncias, isso resulta em redução da supersaturação, e por conseguinte, em menor limite de resistência à tração alcançado após envelhecimento [53].

A desvantagem de uma taxa de resfriamento alta reside no fato de que tensões térmicas são introduzidas no fundido, podendo causar distorções e empenamento na peça. Água é geralmente usada como um intermediário no processo de têmpera, outros materiais como óleo ou banhos salinos podem ser usados se taxas menores de têmpera forem necessárias.

A cinética de precipitação depende do grau de supersaturação e da taxa de difusão. Em elevadas temperaturas de têmpera (menores taxas resfriamento) tem-se altas taxas de difusão, porém, baixo grau de supersaturação; em baixas temperaturas de têmpera (maiores taxas resfriamento) tem-se baixas taxas de difusão, porém, elevadas taxas de supersaturação. De acordo com Sjolander e Seifeddine [53], para a maioria das ligas as taxas máximas de nucleação e crescimento ocorrem em uma faixa crítica de temperaturas entre 450 e 200 °C, dessa forma, o tempo de permanência do fundido nessa temperatura deve ser o menor possível para evitar precipitação nessa etapa.

2.10.3 Envelhecimento

Dependendo da liga o envelhecimento pode ocorrer naturalmente à temperatura ambiente ou artificialmente na faixa de 150 a 210 °C. Em ligas Al-Si-Mg o objetivo do envelhecimento é a precipitação de partículas nanométricas endurecedoras de Mg_2Si a partir dos elementos Mg e Si que se encontravam em solução sólida na matriz [8].

A difusão de átomos é estimulada pela temperatura no envelhecimento artificial, possibilitando formação de precipitados maiores em comparação com ligas que envelhecem naturalmente [53]; os nano precipitados formados, bem como as tensões ao redor dos mesmos, impedem o movimento das discordâncias aumentando a resistência da liga.

A temperatura e tempo de envelhecimento são os principais fatores que influenciam e controlam precipitação dessas partículas. Aumentar a temperatura resulta em maior dureza, limite de escoamento e limite resistência à tração, com respectiva queda em ductilidade [8]. Se o tempo ou temperatura de envelhecimento forem demasiadamente elevados, os precipitados formados serão substituídos por outros mais estáveis; esse fenômeno conhecido como super envelhecimento (“overaging”) faz com que a dispersão dos precipitados diminua e seu tamanho aumente; essa alteração microestrutural irá resultar na deterioração das propriedades mecânicas [57]. A norma ASTM B917 recomenda um período de envelhecimento de 2 a 5 horas à 155 °C para uma liga A356 [52].

2.10.4 Variações em propriedades mecânicas proporcionadas pelo T6

Um estudo abrangente realizado por Sjolander e Seifeddine [58] analisou os efeitos em propriedades mecânicas quando da variação do tempo de solubilização, grau de refinamento microestrutural e diferentes tempos e temperaturas de envelhecimento. No trabalho microestruturas brutas de fusão foram preparadas contendo valores de SDAS de 10, 28 e 51 μm . Essas amostras foram solubilizadas a 530 °C por 1h, 3h e 6h, respectivamente; segundo os autores para se conseguir uma completa dissolução e homogeneização dos elementos de liga. Na sequência, as amostras foram temperadas em água a 50 °C e envelhecidas por diferentes períodos a 170 °C e 210 °C. Os resultados encontrados podem ser verificados na Figura 2.23.

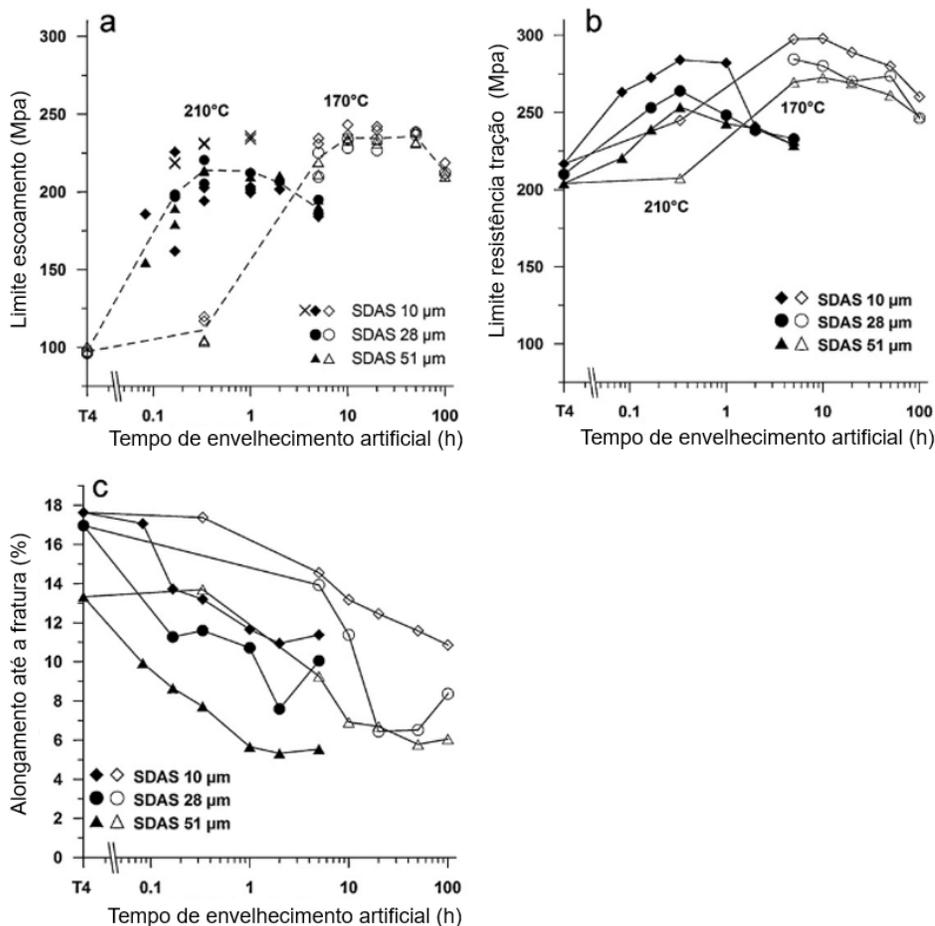


Figura 2.23 - Propriedades mecânicas da liga Al-7Si-0,3Mg envelhecida a 170 °C (símbolo aberto) e 210 °C (símbolo fechado) a) Limite escoamento; b) limite resistência tração; c) alongamento %; obs. as linhas foram adicionadas para guiar a visualização [58].

A Figura 2.23 (a) traz a variação do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento para diferentes graus de refinamento microestrutural nas temperaturas de 170 °C e 210 °C. Para os limites de escoamento obtidos após envelhecimento a 170 °C, os autores observaram concordância desses valores com os de literatura, não observando grandes variações desse com o grau de refinamento microestrutural. Para os limites de escoamento obtidos após envelhecimento a 210°C, os autores reportaram discrepâncias nos valores obtidos entre as microestruturas mais e menos refinadas; com isso, os ensaios foram repetidos para a microestrutura mais refinada (símbolo x no gráfico)

resultando em valores mais similares aos das microestruturas mais grosseiras.

O gráfico da Figura 2.23 (b) traz os valores obtidos de limite de resistência à tração para as mesmas condições experimentais; o que se percebe tanto na Figura (a) quanto na (b) é que a maior temperatura de envelhecimento propicia um aumento mais rápido na resistência do material; o tempo também mostrou efeito de aumento de resistência para ambas temperaturas até o aparecimento do fenômeno de super envelhecimento, onde as curvas atingiram um topo máximo, e com a continuação do envelhecimento passaram a perder resistência devido a esse fenômeno.

Na Figura 2.23 (c) é possível verificar que o alongamento percentual decresce com o tempo de envelhecimento; na temperatura maior de 210 °C observou-se quedas mais rápidas e acentuadas nessa propriedade.

Os autores concluíram que a resposta do envelhecimento não é tão dependente do grau de refinamento microestrutural se o tempo de solubilização estiver ajustado para alcançar completa dissolução e homogeneização da liga. Ficou claro nesse estudo, que o envelhecimento atuou aumentando a resistência mecânica da liga, diminuindo sua ductilidade. Ainda com relação a ductilidade, as microestruturas mais refinadas apresentaram maior resistência à queda no alongamento com o tempo de envelhecimento em comparação com as mais grosseiras; além disso, os valores finais de alongamento ao término do tratamento foram maiores para as microestruturas mais refinadas.

Existem inúmeros trabalhos na literatura, como o de Lu et al. [59], Moller, Govender, Stumpf [60] e Zhang, Zheng, STJohn [7], que trazem os efeitos positivos da manipulação de tempos e temperaturas tradicionais do T6 em ligas de Al-Si. Como uma das etapas mais custosas de um processo de fabricação de rodas de liga, reduzir tempo e ou temperatura do tratamento térmico, mantendo a qualidade microestrutural e mecânica, traz mais competitividade ao fabricante.

2.10.5 Morfologia do Si e ductilidade do fundido

A caracterização morfológica do Si presente no microconstituente eutético pode ser realizada de diversas formas, todas elas de modo geral

relacionadas ao tamanho, quão redondo e disperso essas partículas encontram-se na microestrutura. Conhecer a morfologia do Si, sua variação ao longo do processo produtivo e entender os fatores que influenciam essas variações são pontos importantes na otimização das propriedades mecânicas do produto, em especial a ductilidade, que depende em algum grau dessa morfologia.

SO et al. [61] analisaram o efeito da variação dos tempos de solubilização na morfologia do Si; amostras foram solubilizadas por 3, 6 e 12 horas e depois envelhecidas a 160 °C por 16h. Num primeiro momento conforme Figura 2.24, observou-se a queda dos valores máximos da razão comprimento/largura (razão de aspecto) das partículas de Si de um valor próximo de 7, na condição bruta de fusão da amostra, para um valor próximo de 5 na condição solubilizada por 3 horas, indicando a quebra das partículas de morfologia aciculares. Maiores tempos de solubilização de 6 e 12 horas não fizeram com que a razão de aspecto máxima continuasse a cair, talvez devido a partícula nesse momento já não estar mais numa condição acicular, o que tende a manter a razão constante.

Os valores do maior eixo da colônia de Si também se comportaram da mesma forma que a razão de aspecto máxima, indicando também fragmentação das partículas. Já os valores médios da razão de aspecto mantiveram-se constantes, nesse caso como são muitas partículas a média não é uma boa ferramenta de análise, sendo o histograma conforme Figura 2.25 uma alternativa melhor de avaliação do grau de modificação do Si. Nesse histograma, observa-se a razão de aspecto na abscissa e a frequência percentual de cada faixa de partículas na ordenada, pode-se perceber com clareza a fragmentação ocorrida, transformando partículas maiores aciculares em menores mais arredondadas após um período de solubilização de 3 horas.

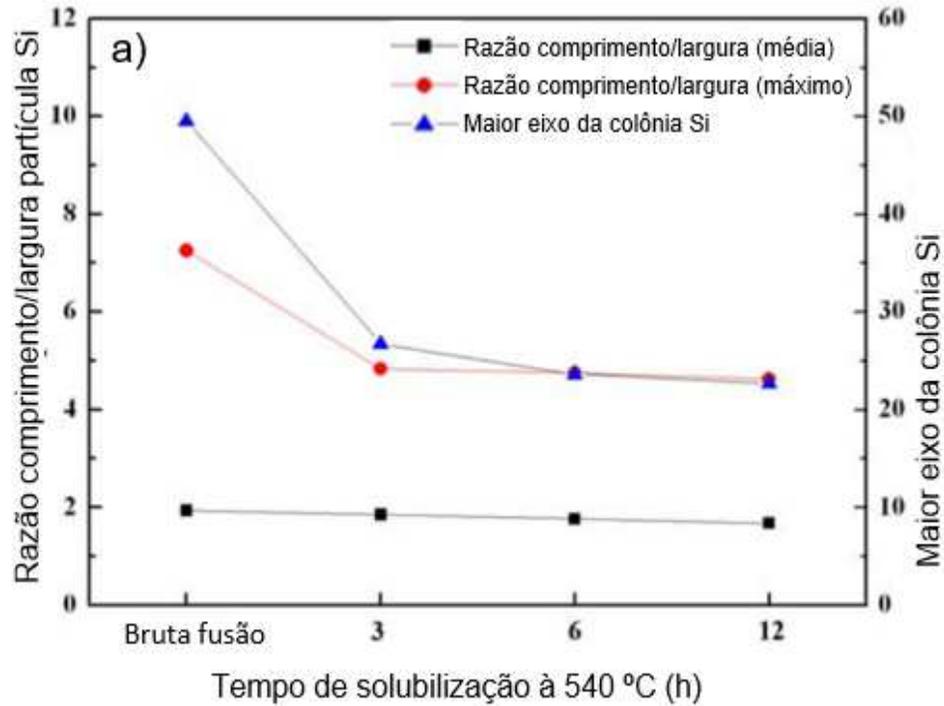


Figura 2.24 – Variação da razão de aspecto em uma peça solubilizada a diferentes períodos e posteriormente envelhecida a 160 °C por 16h [61].

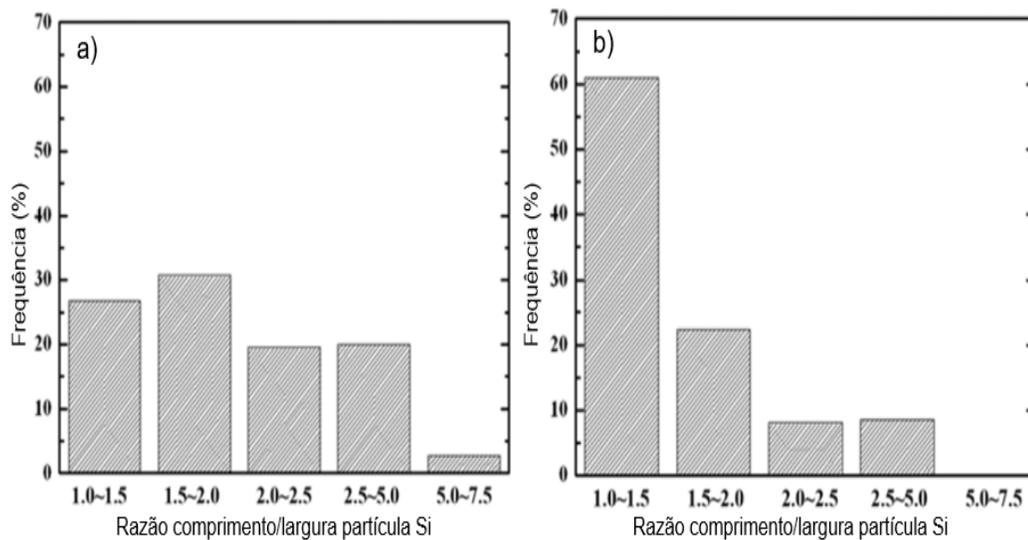


Figura 2.25 – Histograma razão de aspecto das partículas de Si (a) condição bruta de fusão; (b) condição solubilizada à 540 °C por 3 horas e envelhecida à 160 °C por 16 horas [61].

A transferência de carga para as partículas de Si depende de sua morfologia [62]; partículas grosseiras e alongadas são sabidamente fatores promotores de rápida evolução de dano, resultando em uma peça fundida com baixa ductilidade. A deformação plástica resulta na quebra gradual dessas partículas, que irão dar origem a vazios, esses vazios crescem e se interligam formando trincas na matriz; essas trincas eventualmente tornam-se instáveis e provocarão a fratura do material [5]; o alongamento percentual depende fortemente da interação das partículas de Si com as discordâncias em movimento [63].

Um bom tratamento térmico proporcionará uma microestrutura refinada de Si, nesse caso, as discordâncias podem ultrapassar essas partículas e se empilham nos contornos de grão, onde a fratura geralmente ocorre, resultando em um alongamento mais elevado [63].

Em uma microestrutura grosseira, as partículas de Si formam barreiras contínuas para as discordâncias que se empilham sobre o eutético de Al-Si, onde então a fratura passa a ocorrer, resultando num menor alongamento até a fratura [63].

Wang [64] ressalta que para uma microestrutura grosseira o valor crítico de dano acumulado é facilmente atingido, isso devido aos aglomerados largos e alongados das partículas de Si, que levam a uma fratura da liga antes mesmo do empescoçamento; logo, uma vez mais, microconstituente eutético mais refinado corresponde a maior ductilidade da liga.

A imensa maioria dos estudos envolve a utilização de corpos de prova obtidos em condições controladas. Nesse trabalho peças reais fabricadas na indústria serão utilizadas e corpos de prova serão retirados de diferentes posições, representando assim diferentes condições de resfriamento durante a solidificação.

Devido às restrições de se alterar o processo produtivo, o principal parâmetro a ser variado será o tempo de solubilização que, conforme mostrou-se na revisão realizada, tem grande influência no processo de solubilização dos elementos de liga e no de modificação da razão de aspecto das partículas de

Si do microconstituente eutético. Dessa forma ambos os aspectos terão influência decisiva nas propriedades mecânicas finais da peça.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

As principais matérias primas utilizadas na fabricação das rodas para uso neste trabalho consistiram de:

- Lingotes de liga A356 de aproximadamente 20 Kg.
- Varetas de ante-liga Al-10%p.Sr de 500 mm comprimento.
- Pequenos lingotes de ante-liga Mg-10%p.Al de 300 g.
- Varetas de ante-liga Al-5Ti-B (Tibal) de 1000 mm comprimento.

3.2 Metodologia

3.2.1 Processo de fabricação de rodas fundidas à baixa pressão

As principais operações do processo de fabricação de rodas utilizadas neste trabalho podem ser verificadas na Figura 3.1:

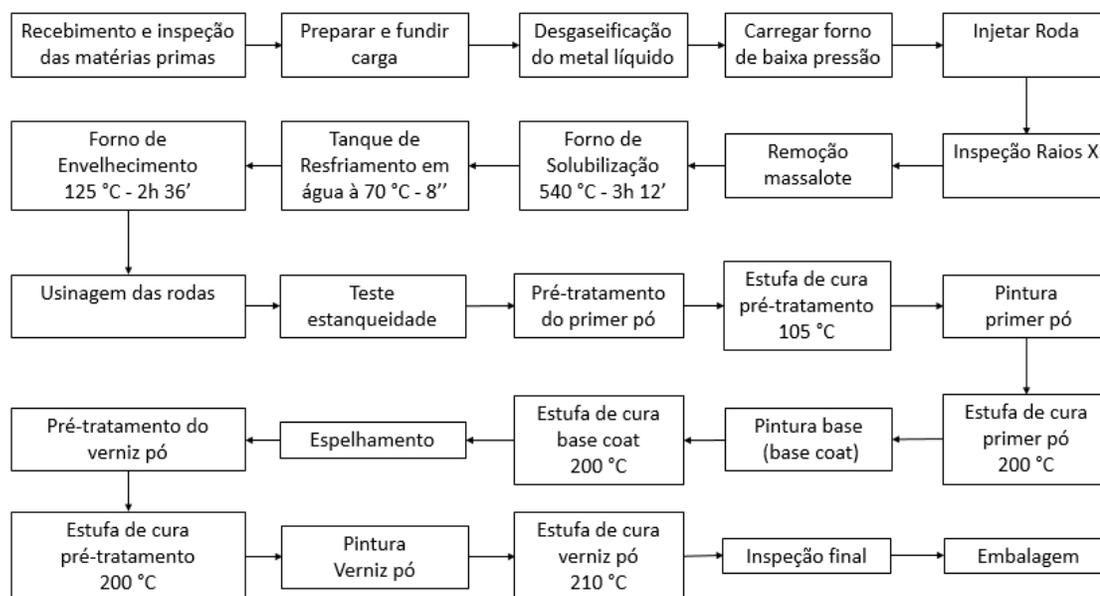


Figura 3.1 – Fluxograma do processo de fabricação de rodas.

Para este trabalho foram utilizadas rodas de diâmetro 17” de um mesmo modelo, todas fundidas em sequência no molde número 3 na injetora BP-12. A análise de composição química da corrida usada para fundir as peças deste

trabalho foi realizada em um espectrômetro de emissão óptica da marca spectro modelo spectromaxx.

3.2.2 Ensaios realizados.

Um perfil de roda de liga leve para veículo de passeio pode ser visualizado na Figura 3.2, as regiões destacadas são as que foram estudadas neste trabalho.

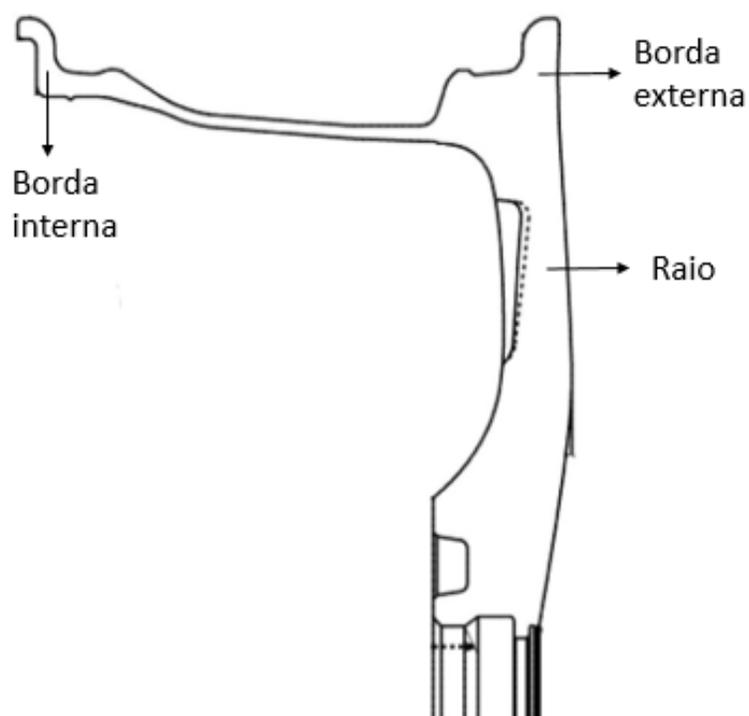


Figura 3.2 – Perfil de roda de liga leve, regiões de estudo [11].

Para cada roda analisada foram retiradas amostras das 3 regiões ilustradas na Figura 3.2, as mesmas foram cortadas das rodas com auxílio de uma serra de fita; os ensaios de tração, dureza e micrografia foram realizados.

Para os ensaios de tração foram preparados três corpos de prova brutos de dimensões aproximadas de 110x9x9 mm de cada região em cada roda analisada. Os corpos de prova cortados da roda foram posicionados em torno, conforme Figura 3.3, e posteriormente usinados no formato A 12x60, conforme

norma DIN 50125; a Figura 3.4 traz o desenho com as dimensões do corpo de prova.

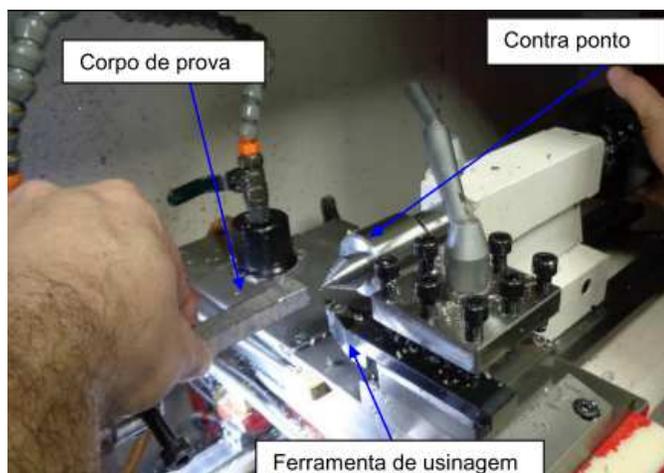


Figura 3.3 – Posicionamento do corpo de prova bruto de tração no torno de usinagem [11].

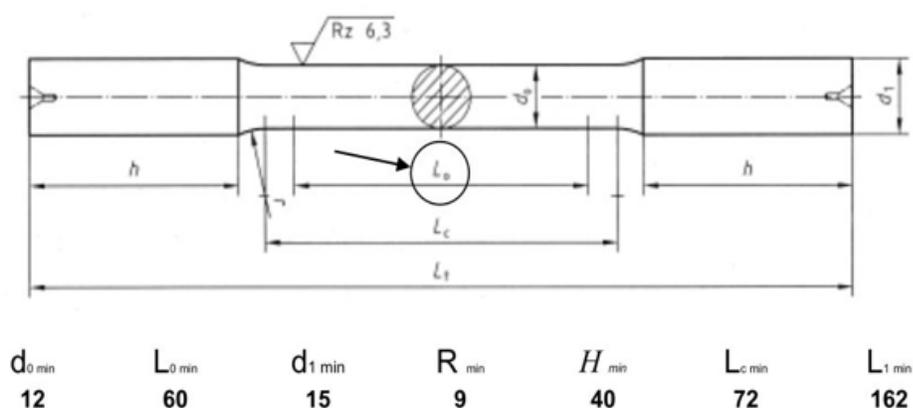


Figura 3.4 – Desenho corpo de prova para tração e seu dimensional [11].

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina de tração da marca Emic/Instron, equipada de extensômetro e dispositivo para fixação do corpo de prova. A velocidade da travessa foi fixada em 2,0 mm/minuto e o extensômetro atuou até 0,2% de deformação. A Figura 3.5 ilustra o posicionamento inicial do corpo de prova na máquina de ensaios.

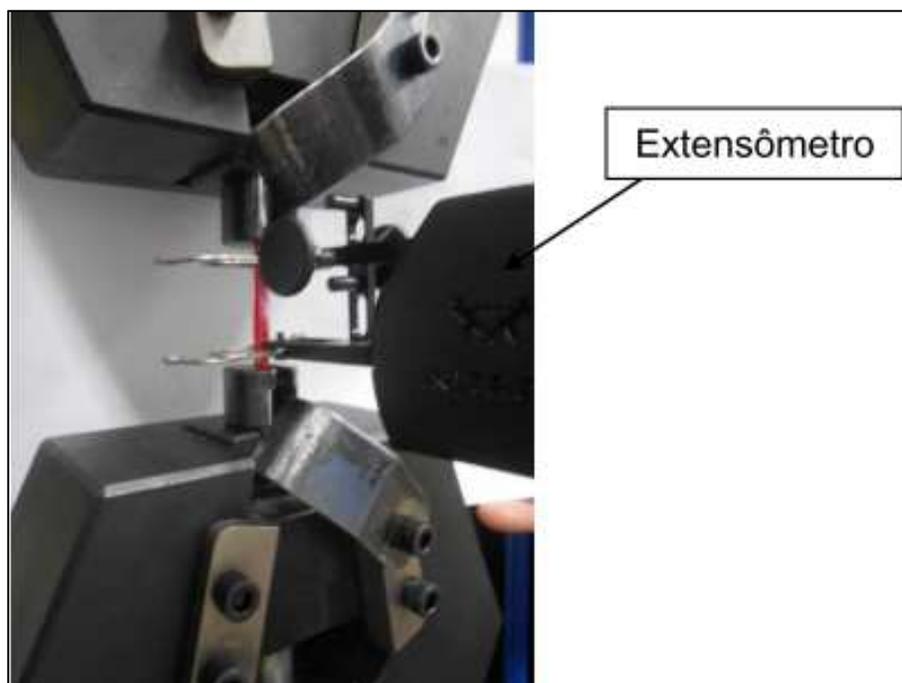


Figura 3.5 – Posicionamento do corpo de prova no início do ensaio tração [11].

Concluído o ensaio, as duas partes do corpo de prova foram recompostas para medição do comprimento final usando um paquímetro. O valor encontrado foi inserido no software do equipamento para cálculo do alongamento percentual, os valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração também foram obtidos em cada ensaio.

Com relação às análises de dureza, amostras foram cortadas das rodas na forma de seu perfil, na sequência foram lixadas com lixa de granulação 120 até atingirem paralelismo necessário para realização do ensaio. A Figura 3.6 ilustra o perfil de dureza preparado para ensaio.



Figura 3.6 – Perfil de roda preparado para ensaio de dureza [11].

Aferiu-se a dureza Brinell nas 3 regiões em estudo com um durômetro Otto Wolpert-Werke acoplado de bases de apoio para peças de superfície plana; utilizou-se de penetrador esférico com diâmetro de 5 mm e carga de 250 Kgf. A Figura 3.7 ilustra o durômetro utilizado nesse estudo.

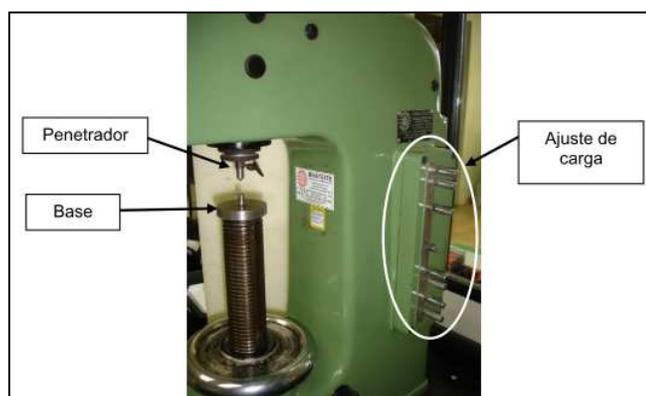


Figura 3.7 – Durômetro Otto Wolpert-Werke acoplado de base para aferição da dureza das rodas [11].

Dada a baixa variação observada nos resultados de dureza, uma impressão foi realizada em cada região de estudo; o diâmetro da impressão foi medido utilizando software LAS Leica com auxílio de microscópio óptico da marca Leica modelo 301-371.010 acoplado de uma câmera Leica DFC 295.

A Figura 3.8 ilustra a imagem obtida no software para medição do diâmetro da impressão.

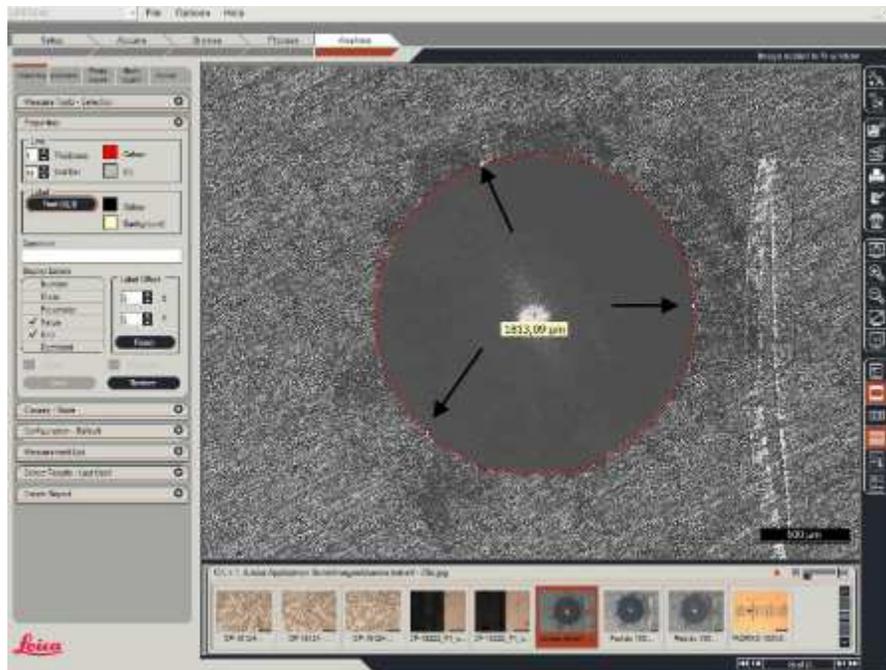


Figura 3.8 –Diâmetro de impressão obtido em ensaio de dureza [11].

As análises metalográficas envolveram diferentes micrografias realizadas nas 3 regiões em estudo da roda (Figura 3.9). Pequenas amostras foram retiradas dessas regiões e seguiram roteiro de preparação que envolveu:

- 1) Desbaste grosseiro com lixa grana 80.
- 2) Embutimento com resina de cura a frio.
- 3) Lixamento sequencial com lixas de grana 120, 220, 400, 600 e 1200.
- 4) Polimento em politriz rotativa com pano DP-MOL e abrasivo pasta de diamante de 3 μm e 1 μm , respectivamente.
- 5) Ataque químico com reagente de Keller para revelação dos microconstituintes.

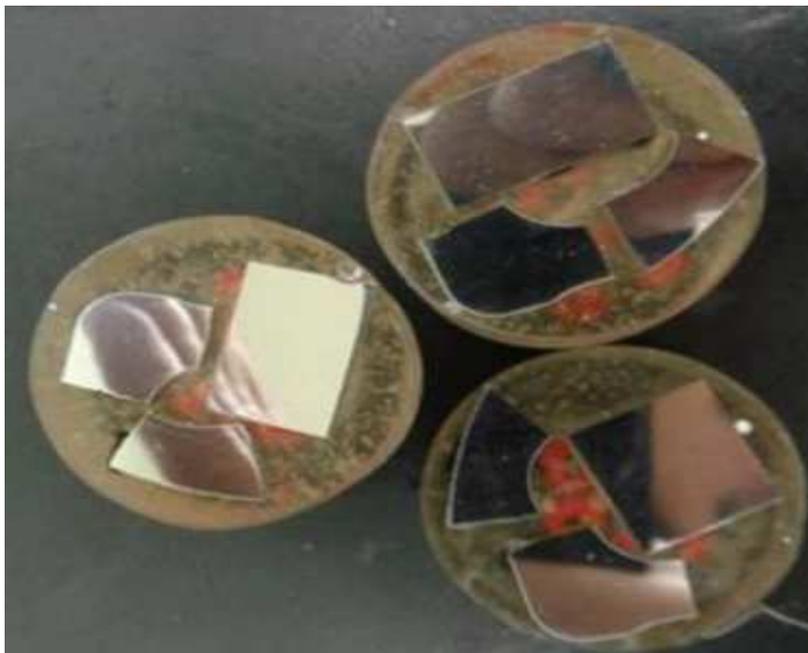


Figura 3.9 – Amostras de micrografias preparadas para análises de 3 condições experimentais diferentes [11].

Para as análises microestruturais utilizou-se do mesmo microscópio mencionado acima com capacidade de ampliação de até 1000x; as imagens obtidas foram analisadas com auxílio do software imageJ.

Para os cálculos de SDAS utilizaram-se imagens com ampliação de 25x e metodologia conforme método D do trabalho de Vanderluis e Ravindran [65]. Os parâmetros circularidade, razão comprimento/largura (razão de aspecto ou “aspect ratio”) e diâmetro equivalente de círculo (“circle equivalent diameter”) das partículas de Si foram calculados utilizando-se ampliações de 1000x.

3.2.3 Condições experimentais

De modo a avaliar a evolução das propriedades mecânicas, bem como as alterações na morfologia do Si, as rodas foram analisadas de diferentes formas em diferentes etapas do processo, a saber:

- 1) **Condição bruta de fusão:** realizou-se em uma roda bruta de fusão ensaios de tração, dureza e micrografia.

2) Condição solubilizada 1 x (tempo convencional de processo):

realizou-se em uma roda solubilizada pelo tempo normal de processo de 3h e 12', numa temperatura de 540 °C, os ensaios de tração, dureza e micrografia.

Observação: ao sair do forno de solubilização, a roda foi resfriada em água à 70 °C por 8" no tanque de resfriamento de processo, na sequência, os corpos de prova de tração e dureza foram preparados e ensaiados.

3) Condição envelhecida:

realizou-se em uma roda envelhecida por 2h 36', numa temperatura de 125 °C, os ensaios de tração, dureza e micrografia.

O processo de pintura das rodas de alumínio envolve uma ampla sequência de cabinas de pintura e estufas. As rodas do tipo "pintada", são inspecionadas e embaladas logo após estufa de cura do "base coat" (rever fluxograma na Figura 3.1), ao passo que as rodas do tipo "espelhada", após essa inspeção, passam por um processo de usinagem de sua face frontal que, ao término, requer a aplicação de um verniz em pó; processo que envolve mais duas estufas de cura.

Os efeitos da temperatura e do tempo de processo que as estufas de pintura exercem nas propriedades mecânicas das rodas são relevantes e possuem diferentes influências, dependendo da região em análise. Para quantificar o período de exposição da roda em cada estufa de cura, foram realizados ensaios termográficos utilizando-se termógrafo da marca DataPac, modelo XL2. Neste ensaio a roda foi instrumentada com sondas de temperatura fixadas em cada região de estudo da roda, e ao seu término, curvas de temperatura foram geradas para verificação do tempo permanecido pelas regiões em temperaturas maiores ou iguais a 155 °C, recomendada pela ASTM para um processo de envelhecimento. Com isso, propôs-se efetuar análises em mais 3 condições, a saber:

- 4) **Condição pintada:** realizou-se em uma roda pintada os ensaios de tração e dureza.
- 5) **Condição espelhada:** realizou-se em uma roda espelhada, pintada em verniz pó, os ensaios de tração e dureza.
- 6) **Condição retrabalhada:** realizou-se em uma roda retrabalhada, ou seja, processada duas vezes por completo no processo de pintura, até verniz pó, os ensaios de tração e dureza.

O tempo de solubilização no tratamento térmico foi variado com objetivo de eventual otimização e avaliação de seu impacto nas propriedades mecânicas/microestruturais. Dessa forma, propôs-se mais 2 cenários de estudo, a saber:

- 7) **Condição solubilizada $\frac{1}{2}$ x (metade do tempo convencional processo):** para essa condição, corpos de prova na condição bruta de fusão foram solubilizados a 540 °C, em forno elétrico a resistência no laboratório de fundição da UFSCar por 1h 36' e, na sequência, foram resfriados em água a 70 °C por 8".
Observação: O tempo de 1h 36' é referente à metade do tempo convencional de solubilização em linha de produção; após resfriamento, realizou-se a usinagem dos corpos de prova seguido dos ensaios de tração, dureza e micrografia.
- 8) **Condição solubilizada 2 x (dobro do tempo convencional de processo):** para essa condição, uma roda solubilizada uma vez no processo convencional Maxion teve corpos de prova extraídos para nova solubilização a 540 °C por mais 3h 12' em forno elétrico a resistência no laboratório de fundição da UFSCar; após cada solubilização houve resfriamento em água a 70 °C por 8".

Observação: para essa condição, o tempo de solubilização completou 6h 24', o dobro do tempo convencional em linha de produção; após o término do tratamento, os corpos de prova foram usinados e ensaiados em tração, dureza e micrografia.

Uma última condição de análise consistiu em processar uma roda solubilizada duas vezes até pintura verniz pó, a saber:

- 9) Condição solubilizada 2 x e espelhada:** para essa condição uma roda foi solubilizada por duas vezes no processo convencional Maxion, na 1ª solubilização a roda foi retirada após resfriamento em água, retornando para a carga do forno de solubilização para passar pela 2ª solubilização. Nesta 2ª vez, após o resfriamento em água, a roda seguiu adiante pelo processo de envelhecimento convencional. Concluído o tratamento térmico, a roda foi usinada e seguiu para o processo de pintura, até verniz pó, onde teve amostras retiradas e ensaiadas em tração e dureza.

A Tabela 3.1 traz um resumo dos ensaios e análises realizadas em cada condição experimental, um total de 81 ensaios de tração, 27 ensaios de dureza e 5 micrografias foram realizadas ao longo desse projeto de pesquisa.

Tabela 3.1 – Resumo de ensaios e análises realizadas em cada condição experimental.

Condição experimental	Ensaio de tração	Ensaio de dureza	Análise de micrografia
1. Condição bruta de fusão	x	x	x
2. Condição solubilizada 1 x	x	x	x
3. Condição envelhecida	x	x	x
4. Condição pintada	x	x	
5. Condição espelhada	x	x	
6. Condição retrabalhada	x	x	
7. Condição solubilizada 1/2 x	x	x	x
8. Condição solubilizada 2 x	x	x	x
9. Condição solubilizada 2 x e espelhada	x	x	

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Composição química

A composição química do metal líquido carregado na injetora logo antes de iniciar a fundição das rodas, usadas neste trabalho, pode ser visualizada na Tabela 4.1 abaixo:

Tabela 4.1 – Composição química da liga A356 na injetora BP-12.

Elemento	Composição (% em peso)
Si	7,340
Mg	0,275
Sr	0,021
Ti	0,127
Fe	0,110
Cu	0,002
Mn	0,002
Zn	< 0,001
Outros cada	< 0,050
Outros total	0,017
Al	restante

4.2 Condição bruta de fusão

4.2.1 Microestrutura primária

As Figura 4.1 à Figura 4.3 mostram as micrografias obtidas na condição bruta de fusão para cálculo de SDAS, nelas é possível observar a fase primária mais clara, além do microconstituente eutético, mais escuro, circundando a fase primária. Os valores médios encontrados de SDAS, seus máximos e mínimos, além do desvio padrão em um espaço amostral de 50 medições por região da roda podem ser verificados na Tabela 4.2.

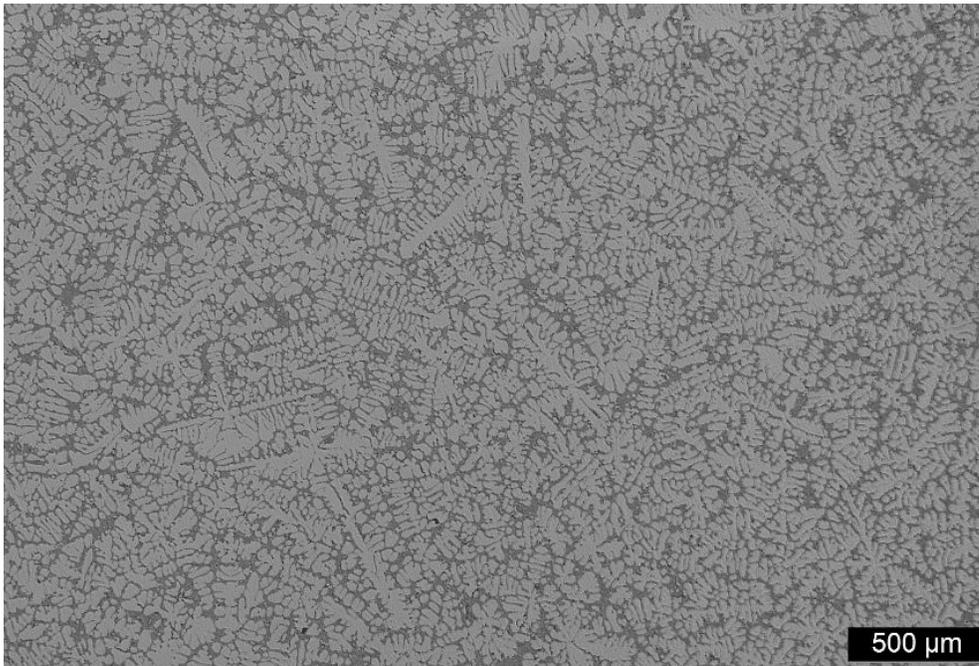


Figura 4.1 – Micrografia da borda externa, condição bruta de fusão (25x).

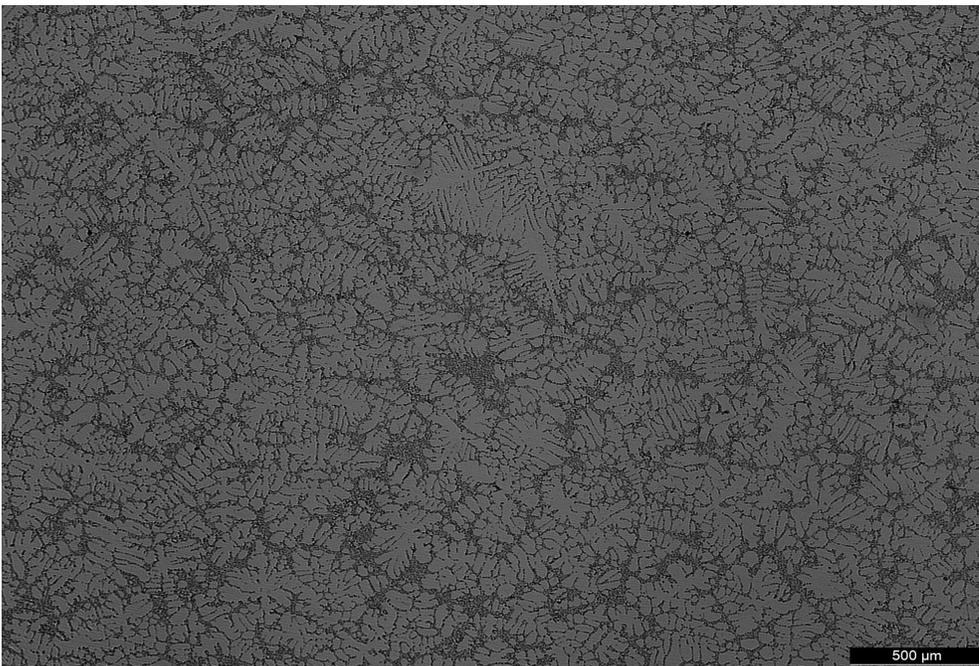


Figura 4.2 - Micrografia da borda interna, condição bruta de fusão (25x).

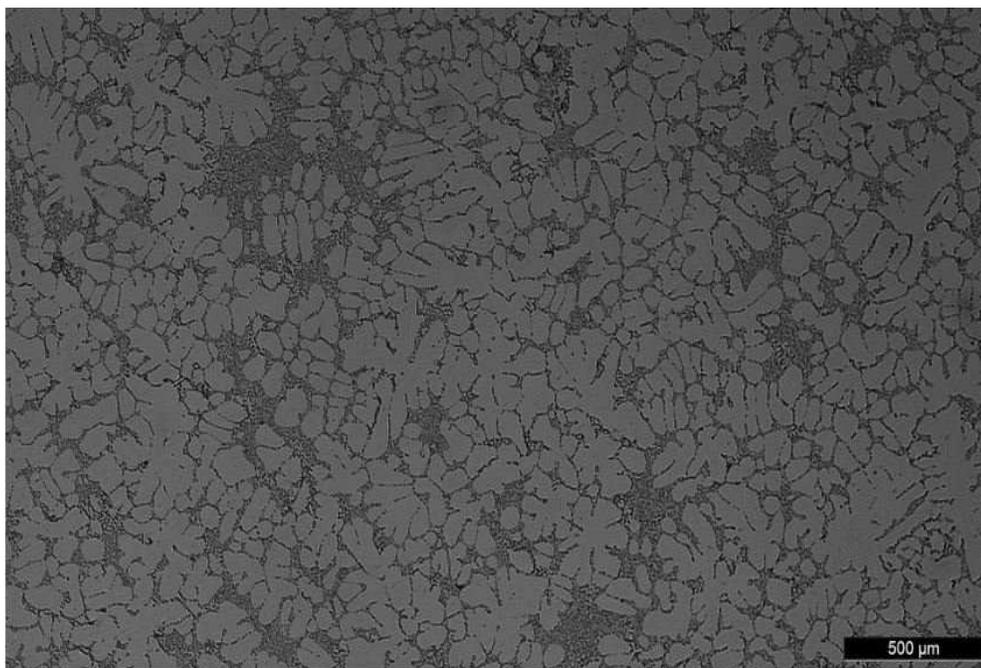


Figura 4.3 - Micrografia do raio, condição bruta de fusão (25x).

Tabela 4.2 – Valores de SDAS calculados em μm para cada região da roda

Parâmetro	Borda externa	Borda interna	Raio
Média	22,1	21,1	52,5
Desvio padrão	$\pm 2,6$	$\pm 2,9$	$\pm 9,4$
Máximo	26,8	27,8	70,2
Mínimo	18	15,8	35,1

De acordo com a Tabela 4.2, ambas as bordas apresentaram valores de SDAS muito próximos, um indicativo de taxas de resfriamento semelhantes, o que de fato é verdade, pois as bordas estão dispostas mais próximas à parede do molde possibilitando um resfriamento a taxas mais elevadas e similares.

Analisando-se os valores do raio, verificou-se uma microestrutura primária mais grosseira, com ramos dendríticos secundários mais espessos e mais distantes entre si quando em comparação com as bordas; o raio, como sendo uma das últimas regiões a se solidificar, possui taxa de resfriamento menor, o que impactou em valores de SDAS em média 2,4 vezes maiores em comparação ao das bordas.

Conforme observado na conclusão de Chen et al. [2], SDAS é muito sensível às taxas de resfriamento na solidificação; ao aplicar o modelo dos autores, verificaram-se taxas de resfriamento próximas de 6 °C/s para as bordas e 0,43 °C/s para o raio; essas regiões apresentaram microestruturas similares às das Figura 2.15 (e) e (c), respectivamente.

4.2.2 Microestrutura eutética

Micrografias de amostras da roda, preparadas na condição bruta de fusão, podem ser visualizadas nas Figura 4.4 à Figura 4.6 para cada região em estudo.

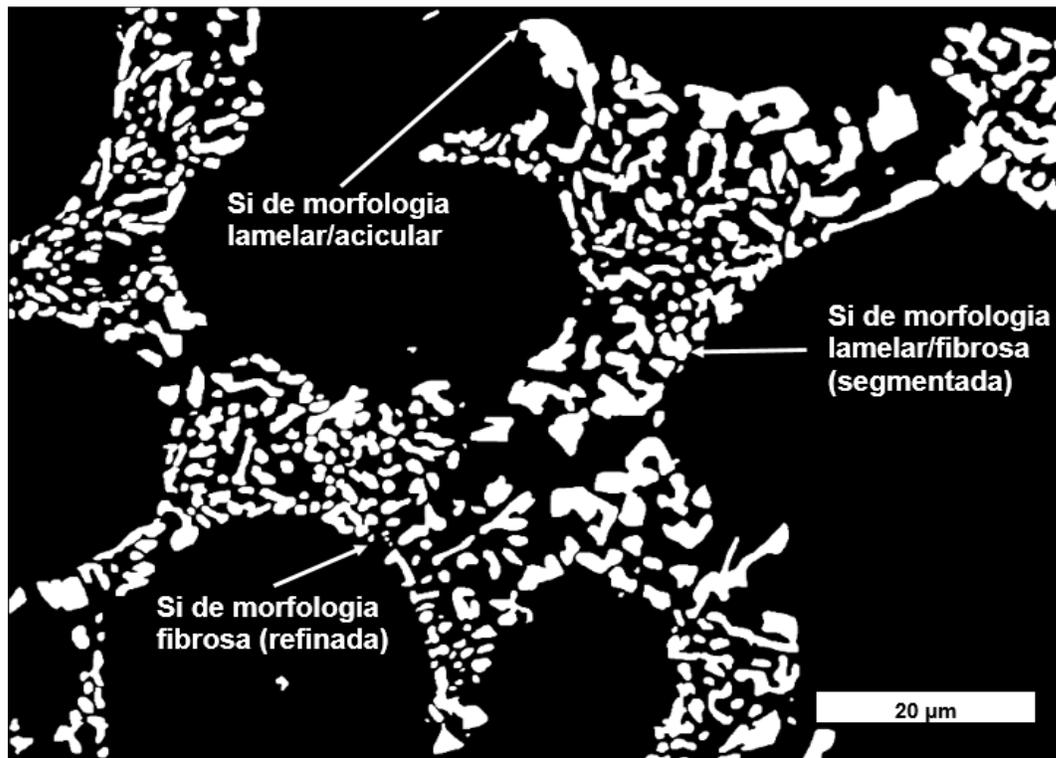


Figura 4.4 - Micrografia da borda externa, condição bruta de fusão (1000x).

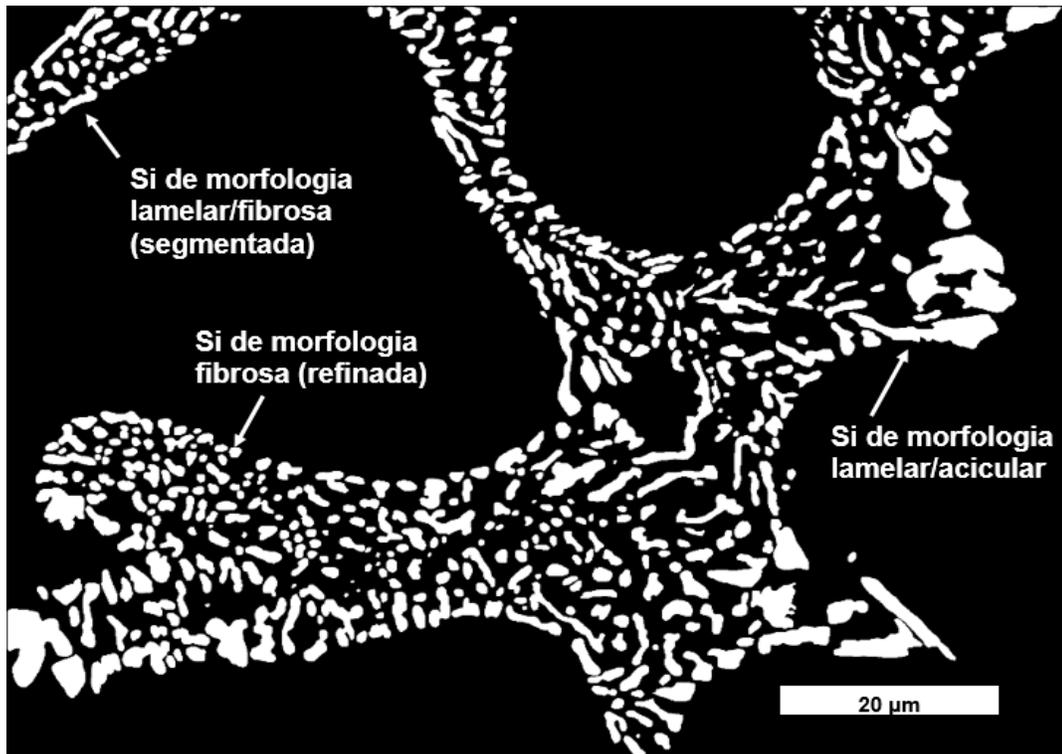


Figura 4.5 - Micrografia da borda interna, condição bruta de fusão (1000x).

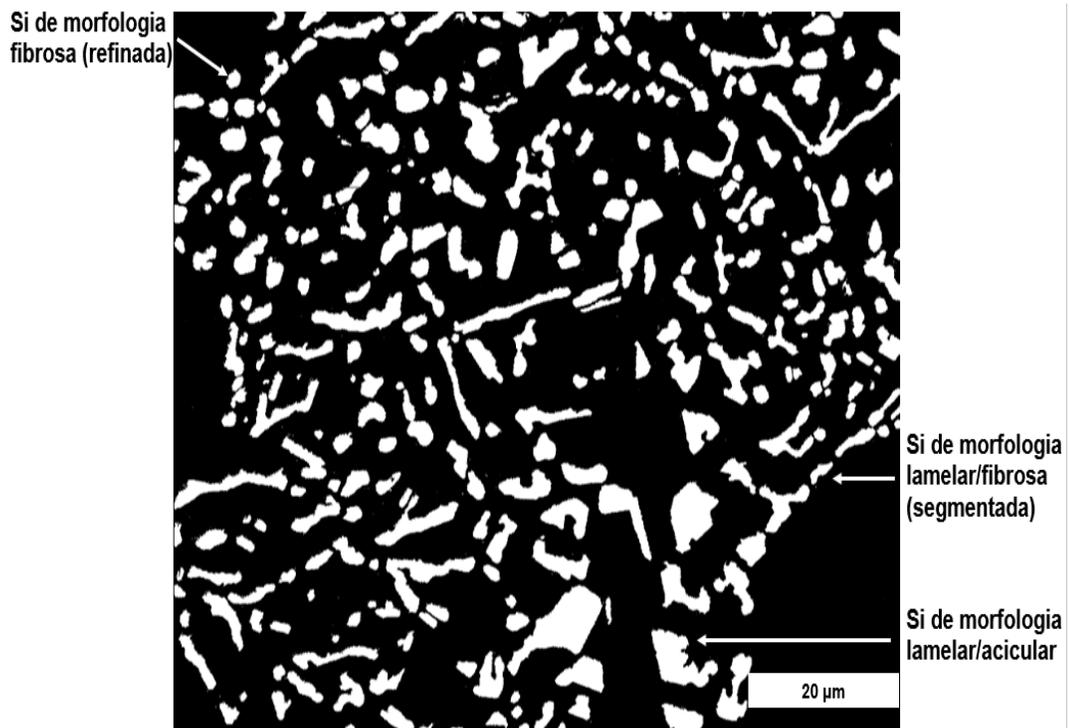


Figura 4.6 - Micrografia do raio, condição bruta de fusão (1000x).

Analisando-se as micrografias da roda na condição bruta de fusão, para as 3 regiões estudadas verificaram-se diferentes morfologias do Si no microconstituente eutético. As regiões das bordas por terem sido solidificadas à maiores taxas de resfriamento apresentaram predominância de partículas de Si de morfologia fibrosa refinada, ao passo que o raio, solidificado em taxas mais lentas, apresentou predominância de morfologia fibrosa/lamelar segmentada com algumas regiões lamelares/aciculares grosseiras; esses resultados se mostraram em linha com os resultados de Chen et al. [2] e com os de outros textos da literatura.

Com relação à análise referente ao tamanho e forma das partículas de Si, a Tabela 4.3 traz os percentuais de ocorrência de cada faixa determinada para os parâmetros razão comprimento/largura (razão de aspecto ou aspect ratio) e circularidade das partículas de Si; essa mesma Tabela deu origem aos gráficos de distribuição de frequência que estão compilados na Figura 4.7.

Tabela 4.3 – Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	34,5	29,2	22,4
1,5 - 2,0	29,8	29,6	25,8
2,0 - 2,5	12,3	17,5	17,5
2,5 - 3,0	10,8	8,2	14,3
3,0 - 5,0	10,0	12,1	15,0
> 5,0	2,6	3,4	5,1
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
0,0 - 0,1	0,2	0,0	3,2
0,1 - 0,2	2,1	1,6	12,0
0,2 - 0,3	5,3	4,8	15,7
0,3 - 0,4	8,4	8,0	15,6
0,4 - 0,5	10,2	7,7	20,0
0,5 - 0,6	9,5	12,8	15,0
0,6 - 0,7	14,0	15,9	10,8
0,7 - 0,8	15,5	16,2	2,5

0,8 - 0,9	22,7	23,0	3,8
0,9 - 1,0	12,1	10,0	1,4

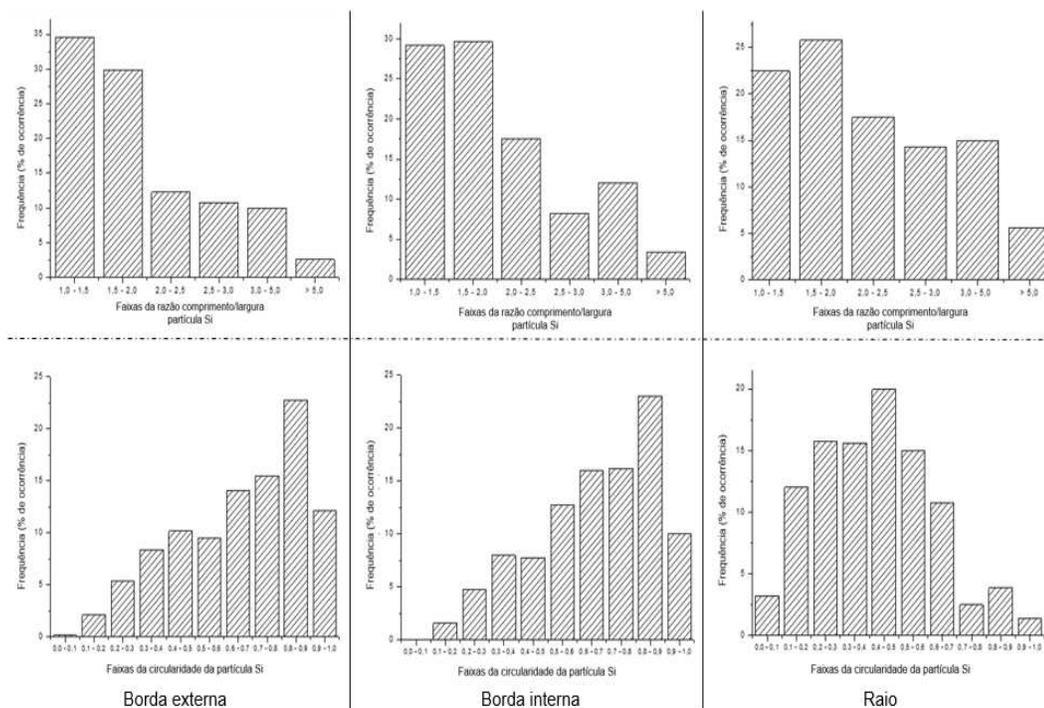


Figura 4.7 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição bruta de fusão, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

A distribuição da razão de aspecto das bordas mostrou um maior deslocamento para a esquerda, indicando maior presença de partículas menores quando em comparação com a mesma distribuição no raio, mais uniformemente distribuída em cada faixa. Com relação à circularidade das partículas de cada região, notou-se claramente que as distribuições das bordas estão mais deslocadas para a direita com maiores valores de circularidade, um indicativo de partículas mais redondas que as do raio, que apresentou distribuição bastante centralizada com presença de partículas mais grosseiras numa forma bastante distante de um círculo perfeito.

Com base na análise gráfica, foi possível uma vez mais verificar a similaridade do refino microestrutural das regiões das bordas e sua disparidade

com o raio. Dessa forma, novamente, reitera-se o efeito observado da taxa de resfriamento no grau de refinamento do Si. Pelas análises gráficas, foi possível, assim como no trabalho de Chen et al. [2], verificar que o aumento da taxa de resfriamento impactou em maior refino do Si no microconstituente eutético, proporcionando partículas de Si menores e mais redondas nas bordas.

Um fato que deve ser ressaltado, foi a observação da presença de Si no formato fibroso nas micrografias das 3 regiões, certamente que a presença desse Si refinado em regiões como o raio, solidificado a baixas taxas de resfriamento, está relacionada com o poder refinador do Sr, como observaram Timpel et al. [24].

4.3 Condições solubilizadas

4.3.1 Condição solubilizada $\frac{1}{2} \times$

Essa condição experimental objetivou avaliar os resultados de uma solubilização de menor tempo de 1h e 36' à 540°C; as Figura 4.8 à Figura 4.10 mostram as micrografias obtidas das regiões analisadas.

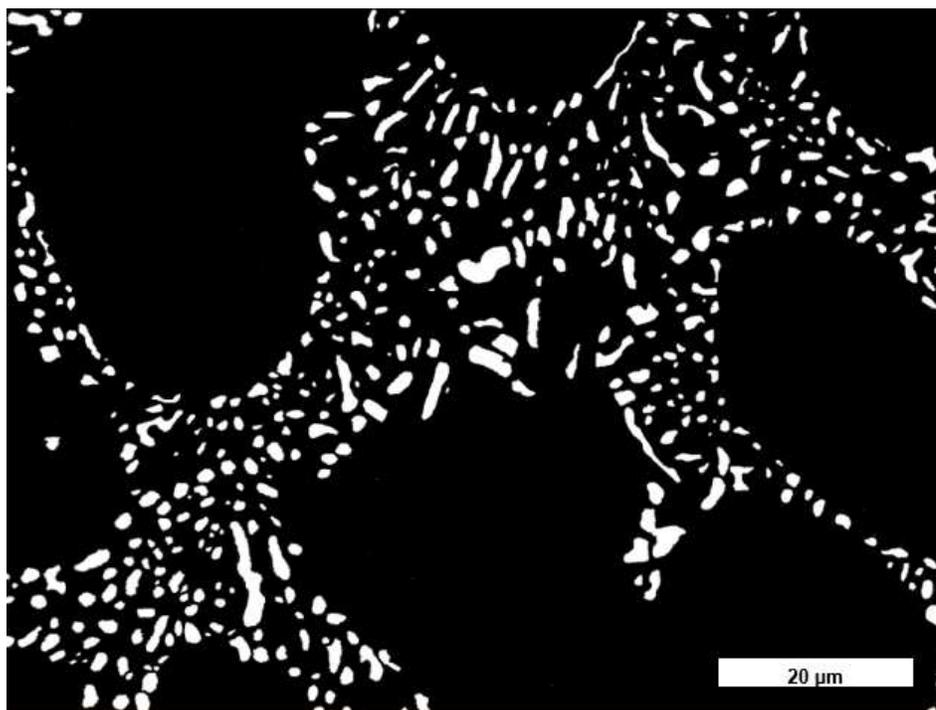


Figura 4.8 - Micrografia da borda externa, condição solubilizada $\frac{1}{2} \times$ (1000x).

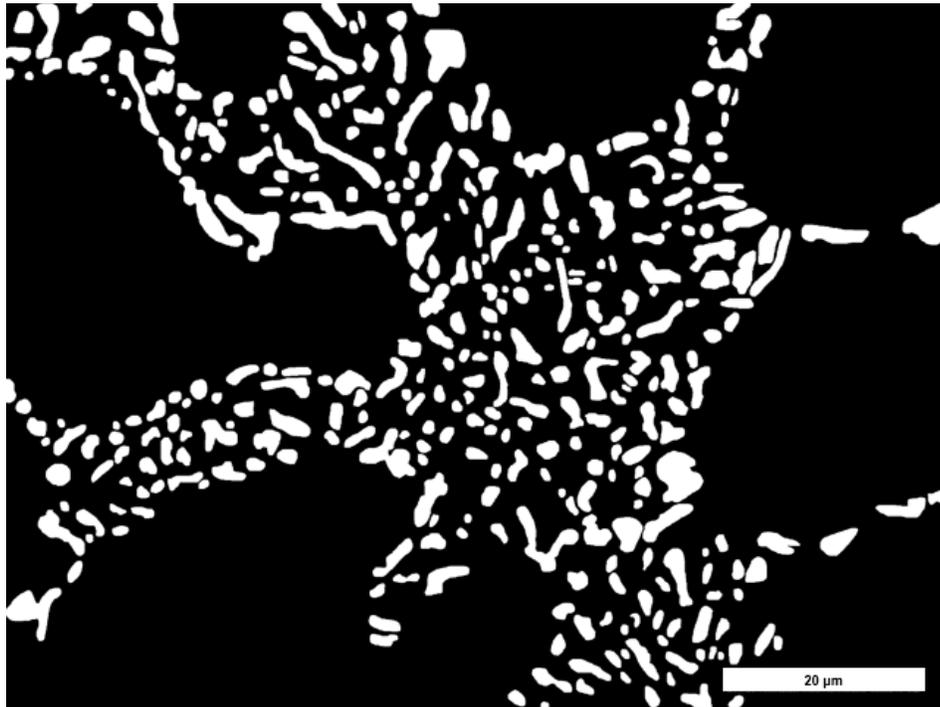


Figura 4.9 - Micrografia da borda interna, condição solubilizada $\frac{1}{2} x$ (1000x).

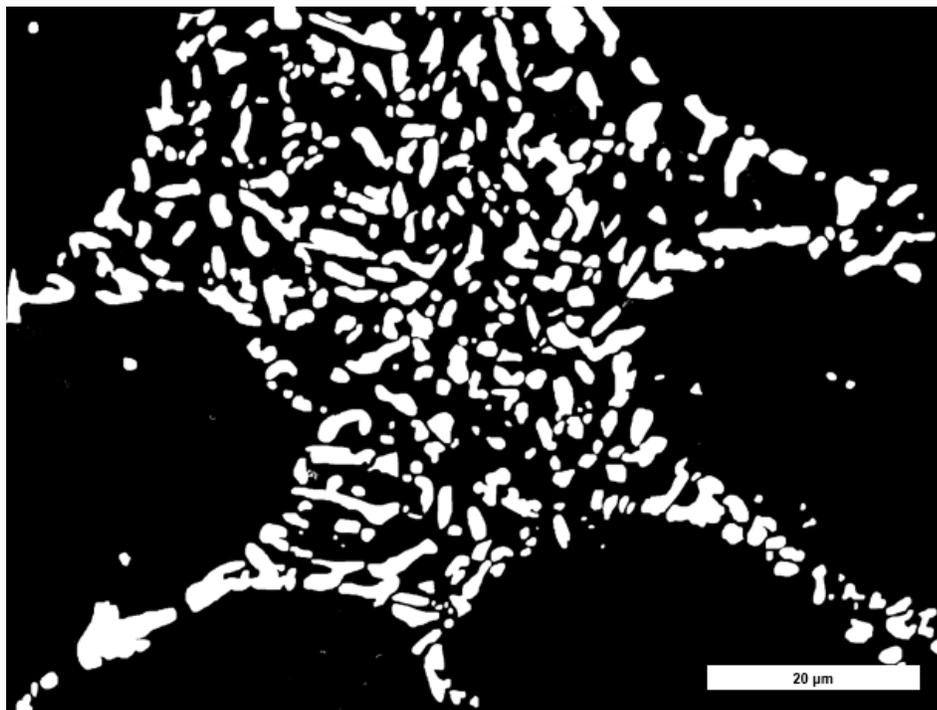


Figura 4.10 - - Micrografia do raio, condição solubilizada $\frac{1}{2} x$ (1000x).

A análise visual das micrografias mostrou para as 3 regiões uma fragmentação do Si ligeiramente superior à observada na condição bruta de fusão. Verificou-se que o tempo de solubilização não foi suficiente para fragmentação completa do Si; observou-se em todas as regiões, em especial no raio, a presença de quantidade considerável de Si no formato fibroso/lamelar segmentado, e, de acordo com a literatura, maior tempo de solubilização seria necessário para obtenção de maior quantidade de particulado refinado.

Com relação à análise referente ao tamanho e forma das partículas de Si, a Tabela 4.4 traz os percentuais de ocorrência de cada faixa determinada para os parâmetros razão aspecto e circularidade das partículas de Si, essa mesma Tabela deu origem aos gráficos de distribuição de frequência que estão compilados na Figura 4.11.

Tabela 4.4 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	40,0	28,7	34,9
1,5 - 2,0	33,2	26,7	30,0
2,0 - 2,5	11,2	16,5	17,7
2,5 - 3,0	6,8	11,1	6,4
3,0 - 5,0	7,9	14,5	9,7
> 5,0	1,0	2,5	1,3
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
0,0 - 0,1	0,1	0,3	2,3
0,1 - 0,2	3,6	4,1	5,2
0,2 - 0,3	14,5	19,2	28,2
0,3 - 0,4	22,6	26,3	23,4
0,4 - 0,5	19,0	13,4	21,5
0,5 - 0,6	11,4	13,5	9,3
0,6 - 0,7	11,9	10,9	4,5
0,7 - 0,8	10,5	8,1	3,0
0,8 - 0,9	5,6	2,3	1,8
0,9 - 1,0	0,8	1,9	0,8

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	40,0	28,7	34,9
1,5 - 2,0	33,2	26,7	30,0
2,0 - 2,5	11,2	16,5	17,7
2,5 - 3,0	6,8	11,1	6,4
3,0 - 5,0	7,9	14,5	9,7
> 5,0	1,0	2,5	1,3
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
0,0 - 0,1	0,1	0,3	2,3
0,1 - 0,2	3,6	4,1	5,2
0,2 - 0,3	14,5	19,2	28,2
0,3 - 0,4	22,6	26,3	23,4
0,4 - 0,5	19,0	13,4	21,5
0,5 - 0,6	11,4	13,5	9,3
0,6 - 0,7	11,9	10,9	4,5
0,7 - 0,8	10,5	8,1	3,0
0,8 - 0,9	5,6	2,3	1,8
0,9 - 1,0	0,8	1,9	0,8
Diâmetro equivalente de círculo	Borda externa	Borda Interna	Raio
0,0 - 1,0	55,2	45,6	24,1
1,0 - 1,5	29,9	31,8	22,1
1,5 - 2,0	9,8	14,9	19,1
2,0 - 3,0	4,5	6,9	18,5
> 3	0,6	0,8	16,3

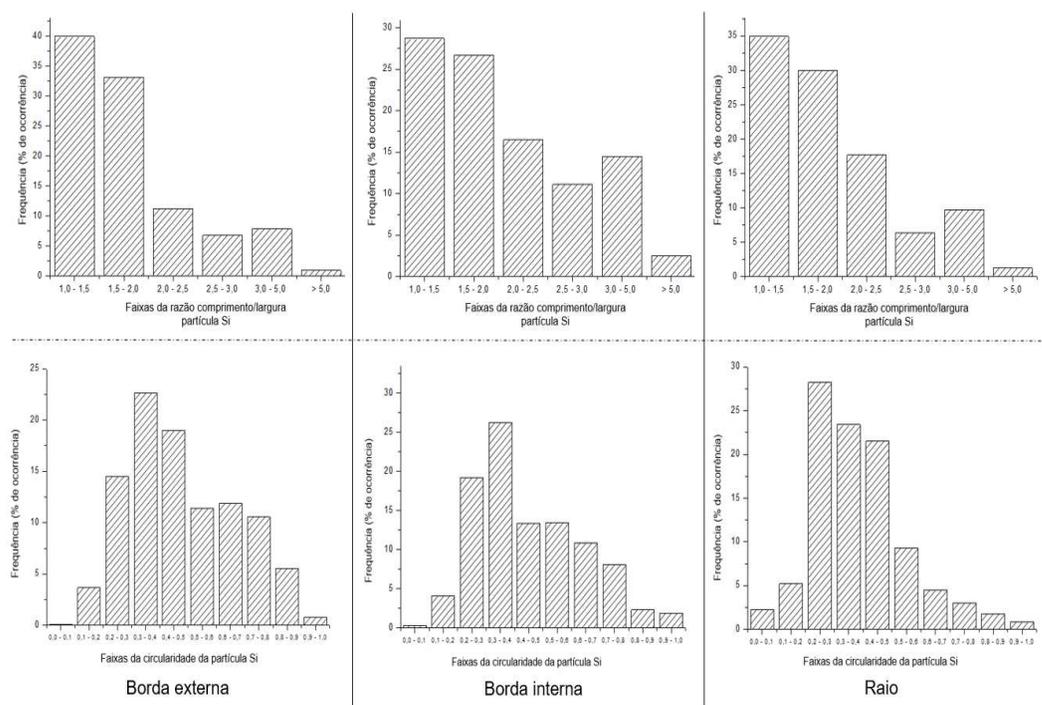


Figura 4.11 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição solubilizada $\frac{1}{2} x$, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

A análise gráfica não indicou grande evolução de fragmentação do Si representada pela distribuição da razão de aspecto das bordas; uma possível explicação seria a condição bruta dessa região inicialmente já fragmentada em certa extensão. Para o raio, talvez por este partir de uma condição bruta mais grosseira, observou-se um aumento de 16,8% na quantidade de particulado de Si com razão de aspecto inferior a 2, comparando-se com a condição bruta de fusão.

Com relação à circularidade das partículas, foi possível perceber que o tempo de solubilização experimentado não foi suficiente para proporcionar adequada esferoidização do particulado de Si; para todas as regiões verificou-se valores de circularidade tendendo para a esquerda da distribuição indicando morfologia diferente da circular para as partículas de Si.

4.3.2 Condição solubilizada 1x (tempo convencional de processo)

As micrografias mostradas nas Figura 4.12 à Figura 4.14 mostram as amostras obtidas após tratamento de solubilização realizado por 3h e 12' à 540 °C; essa análise objetivou avaliar os resultados da solubilização efetuado nas rodas em linha de produção pelo período convencional de processo.

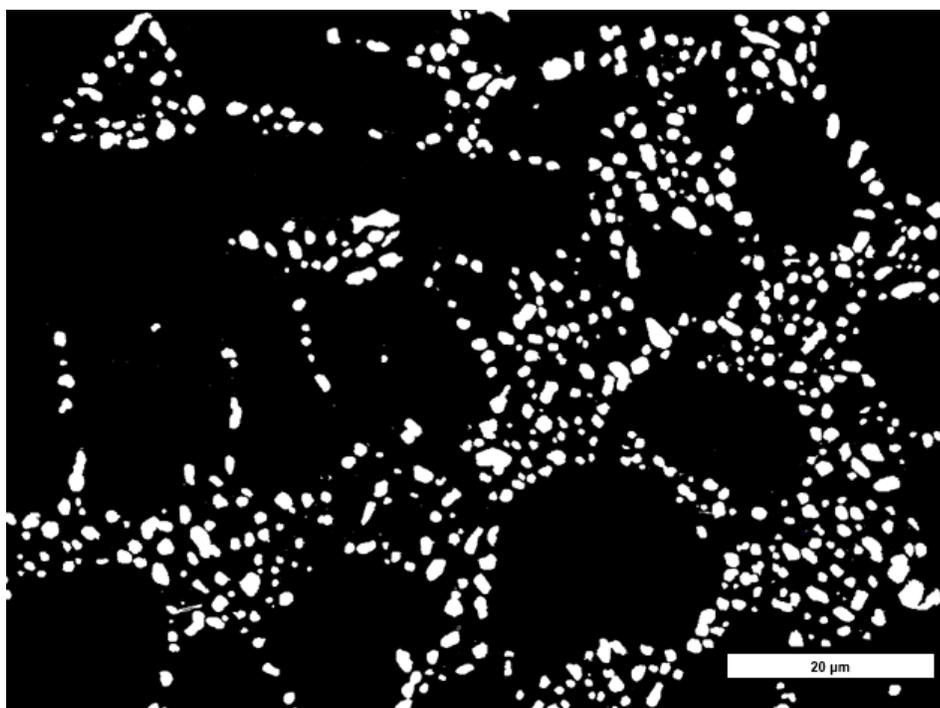


Figura 4.12 - Micrografia da borda externa, condição solubilizada 1x (1000x).

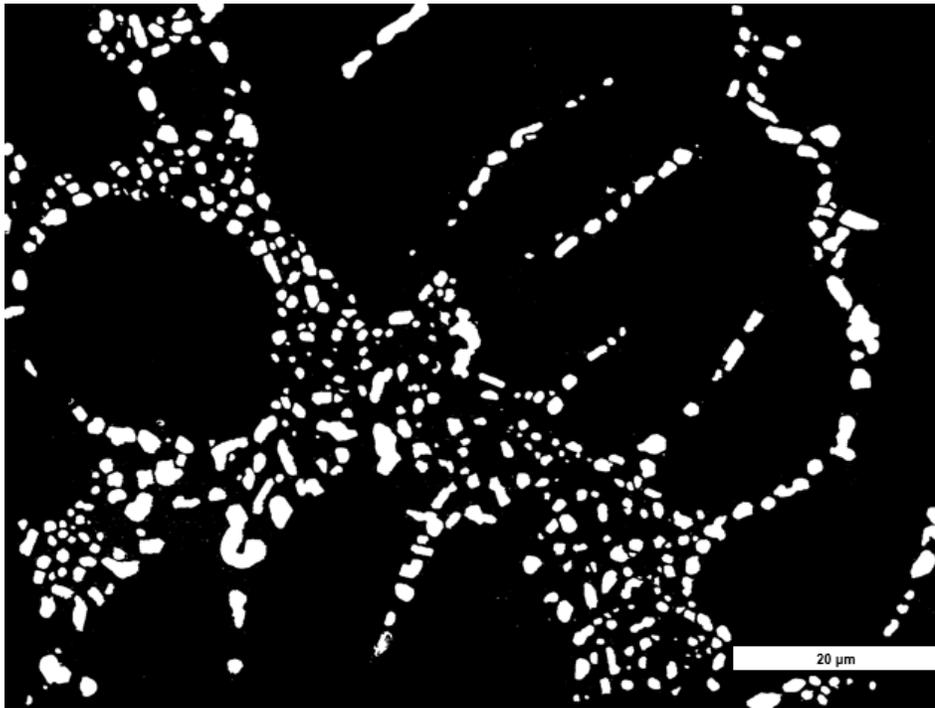


Figura 4.13 - Micrografia da borda interna, condição solubilizada 1x (1000x).

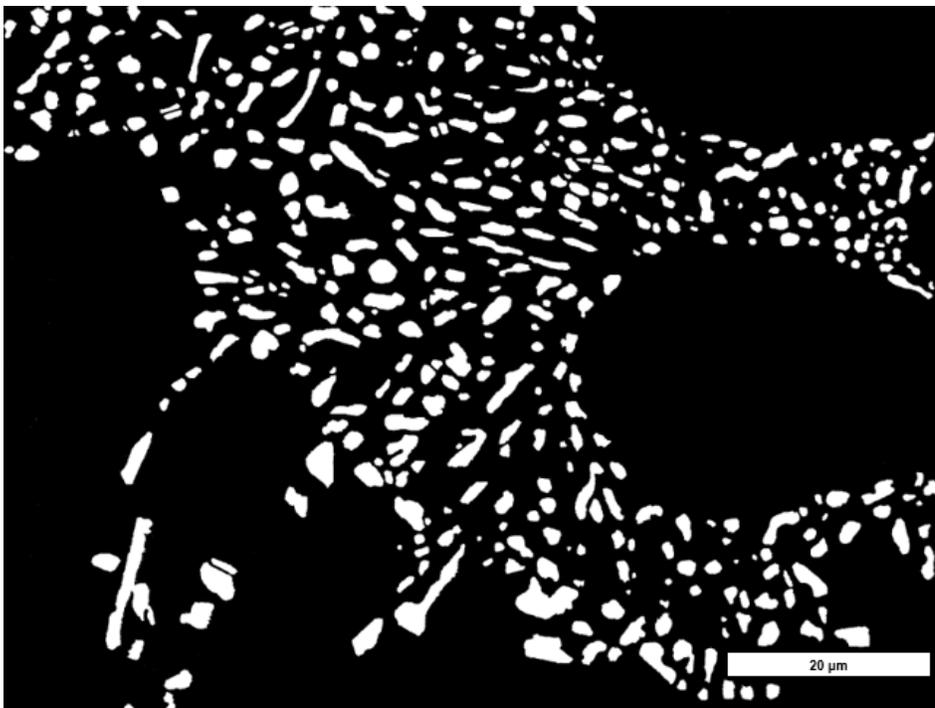


Figura 4.14 - Micrografia do raio, condição solubilizada 1x (1000x).

Comparando-se as micrografias dessa condição convencional de solubilização com as das condições bruta de fusão e solubilizada $\frac{1}{2}x$, pôde-se notar para todas as regiões em estudo uma grande melhoria tanto na fragmentação das partículas, com grande presença de partículas fibrosas pequenas, quanto na circularidade, onde percebeu-se uma gama ampla de partículas com bom nível de esferoidização, especialmente para as regiões das bordas. Conforme mencionado por Paz [8], a transformação do Si envolve 3 etapas, sendo elas a fragmentação, esferoidização e crescimento. Observando as micrografias das amostras solubilizadas por 3h e 12' fica evidente que o menor tempo de solubilização de 1h e 36' da condição experimental anterior não foi suficiente para dar escala à esferoidização do Si. Adicionalmente, Mulazimoglu [54] afirmou que as transformações de esferoidização e coalescimento do Si ocorrem com intenção de se diminuir a energia interfacial da partícula, e, de fato, percebeu-se que o tempo é fator preponderante para essa adequação energética.

Com relação à análise referente ao tamanho e forma das partículas de Si, a Tabela 4.5 Tabela 4.3traz os percentuais de ocorrência de cada faixa determinada para os parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si; essa mesma Tabela deu origem aos gráficos de distribuição de frequência que estão compilados na Figura 4.15.

Tabela 4.5 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	65,6	58,1	43,7
1,5 - 2,0	22,5	25,4	29,1
2,0 - 2,5	6,6	8,7	12,7
2,5 - 3,0	3,1	4,2	6,3
3,0 - 5,0	1,9	3,4	6,8
> 5,0	0,3	0,2	1,3
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %

0,0 - 0,1	0,0	0,1	1,3
0,1 - 0,2	0,3	0,8	3,5
0,2 - 0,3	1,0	1,6	4,5
0,3 - 0,4	1,7	3,4	8,1
0,4 - 0,5	4,1	7,2	12,7
0,5 - 0,6	8,7	12,4	23,3
0,6 - 0,7	16,0	20,5	24,3
0,7 - 0,8	22,7	25,8	17,7
0,8 - 0,9	32,0	18,8	4,0
0,9 - 1,0	13,5	9,4	0,4

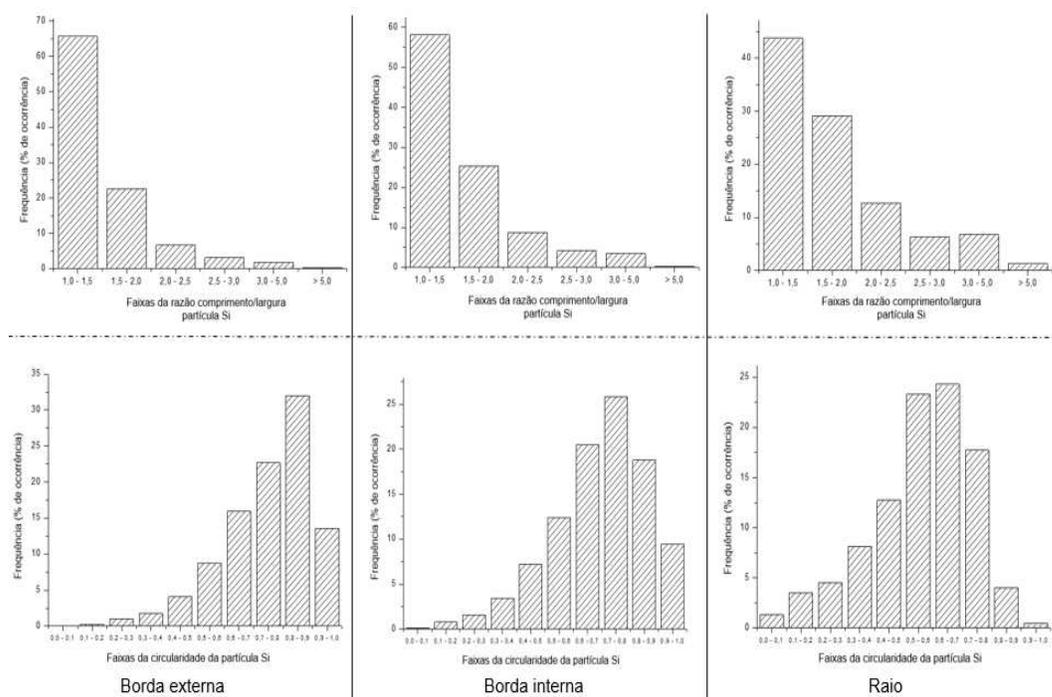


Figura 4.15 - Comparativo entre distribuições de frequência na condição solubilizada 1x, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

Analisando-se as distribuições oriundas da Tabela 4.5, percebeu-se um massivo deslocamento das distribuições de razão de aspecto para a esquerda, indicando grande fragmentação conseguida no tratamento térmico de solubilização para todas as regiões. Comparando-se com a condição anterior, verificou-se um aumento percentual de ocorrência na faixa mais fina de razão de aspecto de até 1,5 de 25,6% para borda externa, 29,4% para borda interna

e 8,8% para o raio; os valores obtidos para a razão de aspecto de ambas as bordas se mostraram bastante similares aos encontrados por So et al. [61].

Com relação à circularidade das partículas, verificou-se um deslocamento massivo nos gráficos para a direita, apontando melhora na esferoidização das partículas. Alcançou-se aumentos percentuais de ocorrência para as faixas mais altas acima de 0,7 de circularidade de 51,3% para a borda externa, 41,7% para a borda interna e 16,5% para o raio. Para o raio, esse deslocamento da distribuição de circularidade para a direita ficou evidente, porém não tão expressivo quanto para as bordas. De fato, analisando-se a micrografia do raio com apoio das distribuições de razão de aspecto e circularidade fica evidente a melhora na esferoidização e fragmentação, porém, algum tempo extra seria importante para terminar por completo essa transformação do Si.

Observando esses resultados fica mais fácil o entendimento do porquê de ASTM [52] e Paz [8] indicarem uma ampla faixa de tempo de solubilização como ideal; isso acontece devido aos tempos necessários para solubilizar estarem diretamente correlacionados com a microestrutura primária e secundária, ambas derivadas da taxa de resfriamento. Ficou claro nesta condição experimental, assim como nos trabalhos de Yang et al. [49] e de Chen et al. [2], que microestruturas primárias e secundárias mais refinadas como a das bordas, por exemplo, solidificadas à altas taxas de resfriamento, demandam menor tempo de solubilização para alcançar um bom nível de fragmentação e esferoidização; e que, microestruturas mais grosseiras como a do raio, irão demandar um tratamento de solubilização mais extenso para atingir o mesmo nível de transformação observado nas bordas.

4.3.3 Condição solubilizada 2x (dobro tempo convencional de processo)

De modo a verificar os efeitos obtidos por uma solubilização mais longa nas características microestruturais e mecânicas, optou-se por fazer o mesmo trabalho de análise em amostras solubilizadas por 6h e 24', ou seja, o dobro do tempo convencional do processo produtivo. As micrografias das Figura 4.16 à

Figura 4.18 mostram os resultados obtidos após tratamento de solubilização nessa condição experimental.

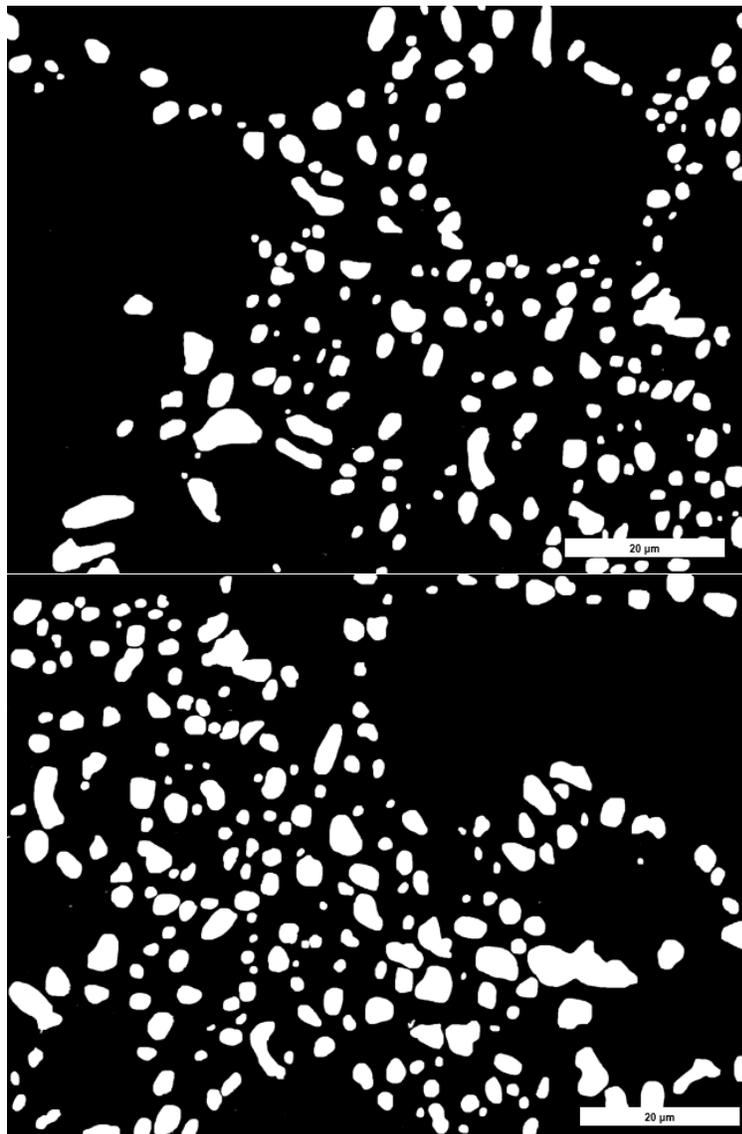


Figura 4.16 - Micrografias da borda externa, condição solubilizada 2x (1000x).

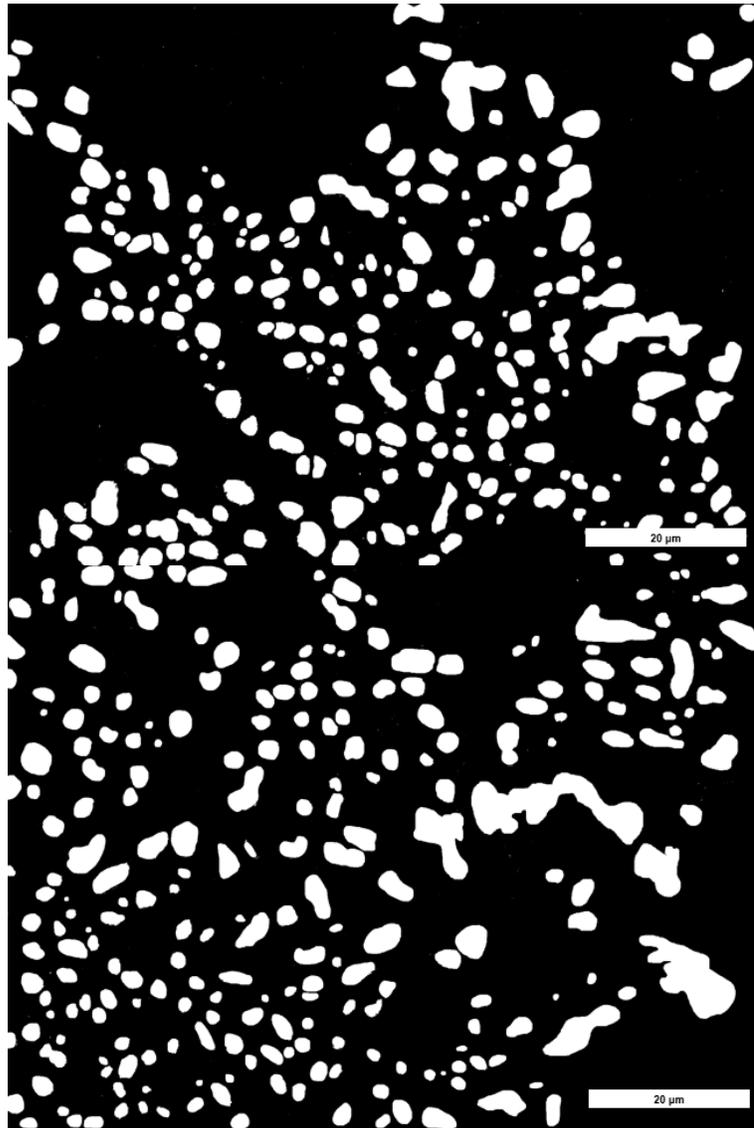


Figura 4.17 - Micrografias da borda interna, condição solubilizada 2x (1000x).

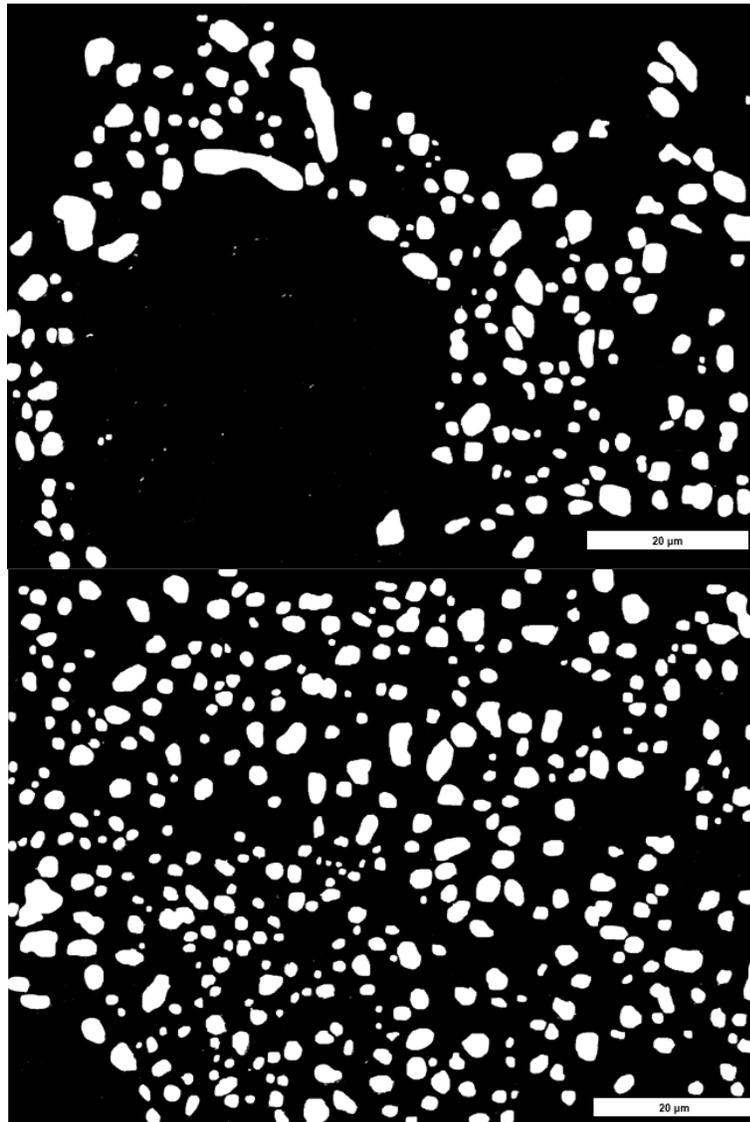


Figura 4.18 - Micrografias do raio, condição solubilizada 2x (1000x).

Os resultados das micrografias continuaram mostrando bom grau de fragmentação do Si para as bordas. Aparentemente, comparando-se esta condição com a solubilizada pelo tempo convencional de processo, não se verificou grandes avanços em termos de fragmentação. O que ficou evidente nesse maior tempo de solubilização foi um grau superior de esferoidização alcançado; percebeu-se que as partículas estão mais redondas, mais espaçadas entre si e maiores, indicando coalescimento das mesmas.

Para o raio, percebeu-se grande melhoria na fragmentação do Si. Comparando-se com a condição anterior, uma grande quantidade de Si fragmentada e com excelente grau de esferoidização foi encontrada. Também observou-se que as partículas do raio assim como as das bordas estão maiores e mais espaçadas, ou seja, o fenômeno de crescimento e aglutinação das partículas maiores às custas das menores como observado por Meyers [55] aconteceu e em larga escala para essa condição experimental.

Com relação à análise referente ao tamanho e forma das partículas de Si, a Tabela 4.6 Tabela 4.3 traz os percentuais de ocorrência de cada faixa determinada para os parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si; essa mesma Tabela deu origem aos gráficos de distribuição de frequência que estão compilados na Figura 4.19.

Tabela 4.6 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	65,0	61,8	77,4
1,5 - 2,0	27,7	26,9	18,6
2,0 - 2,5	4,0	7,4	2,6
2,5 - 3,0	2,6	2,8	0,9
3,0 - 5,0	0,7	1,1	0,5
> 5,0	0,0	0,0	0,0
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
0,0 - 0,1	0,0	0,0	0,0
0,1 - 0,2	0,0	0,0	0,0
0,2 - 0,3	0,2	0,2	0,0
0,3 - 0,4	0,0	0,9	0,2
0,4 - 0,5	1,6	2,0	0,3
0,5 - 0,6	1,9	5,4	2,3
0,6 - 0,7	5,6	13,7	4,3
0,7 - 0,8	12,1	24,5	16,5
0,8 - 0,9	55,0	44,0	53,6
0,9 - 1,0	23,5	9,3	22,7

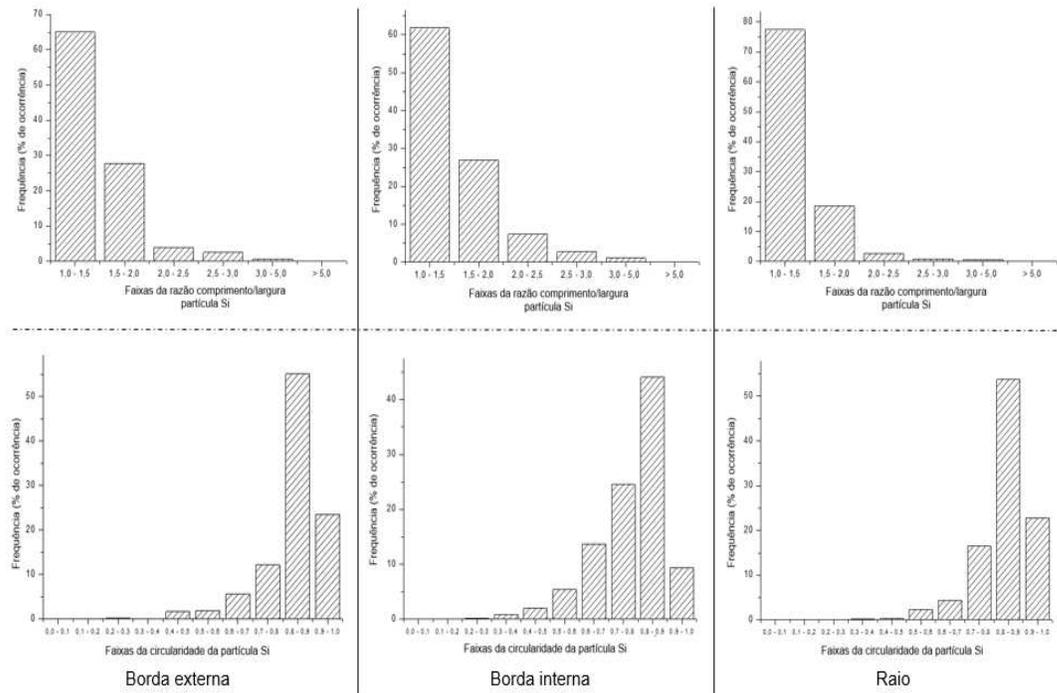


Figura 4.19 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição solubilizada 2x, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

Após análise das distribuições, foi possível confirmar a premissa citada anteriormente de que não houve grande avanço na fragmentação do particulado de Si das bordas da condição normal de processo para esta, o que se mostrou em acordo com os resultados obtidos por So et al. [61] para maiores tempos de solubilização. Também ficou evidente e chamou atenção o grande deslocamento das distribuições de circularidade para a direita, indicando uma esferoidização maciça do Si nessas regiões. Destacou-se o incremento de 33% na presença de partículas com circularidade superior a 0,8 para a borda externa e 25,2% para a borda interna; também é importante ressaltar a diminuição percentual da existência de partículas nas faixas mais baixas de circularidade, indicando que pouco ou quase nada sobrou de particulado grosseiro.

Com relação ao raio, observou-se grande deslocamento da distribuição da razão de aspecto para a esquerda, atingido um total de 77,4% de partículas na menor faixa da razão de aspecto de até 1,5; o que representou um aumento de 33,7% no número de partículas nessa faixa em relação à mesma faixa da condição anterior normal de processo. Em termos de fragmentação, percebeu-se que a solubilização mais longa do raio de 6h e 24' levou a microestrutura do raio a condições similares às das bordas se comparado com a solubilização dessas últimas pelo tempo normal de processo. A distribuição de circularidade do raio, assim como a das bordas, também apresentou grande deslocamento para a direita, indicando extenso processo de esferoidização do Si. Observou-se para o raio 76,4% de partículas com circularidade superior a 0,8, um incremento de 71,9% em relação à mesma faixa da condição anterior.

É importante destacar mais uma vez, assim como feito na seção anterior, a forte correlação observada entre tempo de solubilização (necessário para atingir determinado grau de transformação) em função do nível de refinamento microestrutural primário e secundário presente nas amostras.

4.3.4 Coalescimento das partículas de Si ao longo da solubilização

Em todas as condições experimentais solubilizadas deste trabalho, avaliou-se também as distribuições referentes ao diâmetro equivalente de círculo do particulado de Si, que representa o diâmetro de um círculo com a mesma área da partícula em análise. A Tabela 4.7 traz os valores percentuais de ocorrência das faixas estudadas do diâmetro equivalente de círculo das partículas de Si, essa mesma tabela deu origem às distribuições de frequência compiladas na Figura 4.20.

Tabela 4.7 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo do diâmetro equivalente de círculo das partículas de Si.

Condição solubilizada 1/2 x	Faixas do diâmetro equivalente de círculo em μm	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
	0,0 - 1,0	55,2	45,6	24,1
	1,0 - 1,5	29,9	31,8	22,1
	1,5 - 2,0	9,8	14,9	19,1

	2,0 - 3,0	4,5	6,9	18,5
	> 3	0,6	0,8	16,3
Condição solubilizada 1x	Faixas do diâmetro equivalente de círculo em μm	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
	0,0 - 1,0	23,9	23,9	16,6
	1,0 - 1,5	28,5	23,2	21,0
	1,5 - 2,0	17,4	17,8	22,4
	2,0 - 3,0	20,2	23,6	30,6
	> 3	9,9	11,5	9,4
Condição solubilizada 2x	Faixas do diâmetro equivalente de círculo em μm	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
	0,0 - 1,0	6,8	5,6	8,5
	1,0 - 1,5	15,6	16,5	18,5
	1,5 - 2,0	23,5	21,5	23,7
	2,0 - 3,0	35,0	36,4	36,0
	> 3	19,1	20,0	13,3

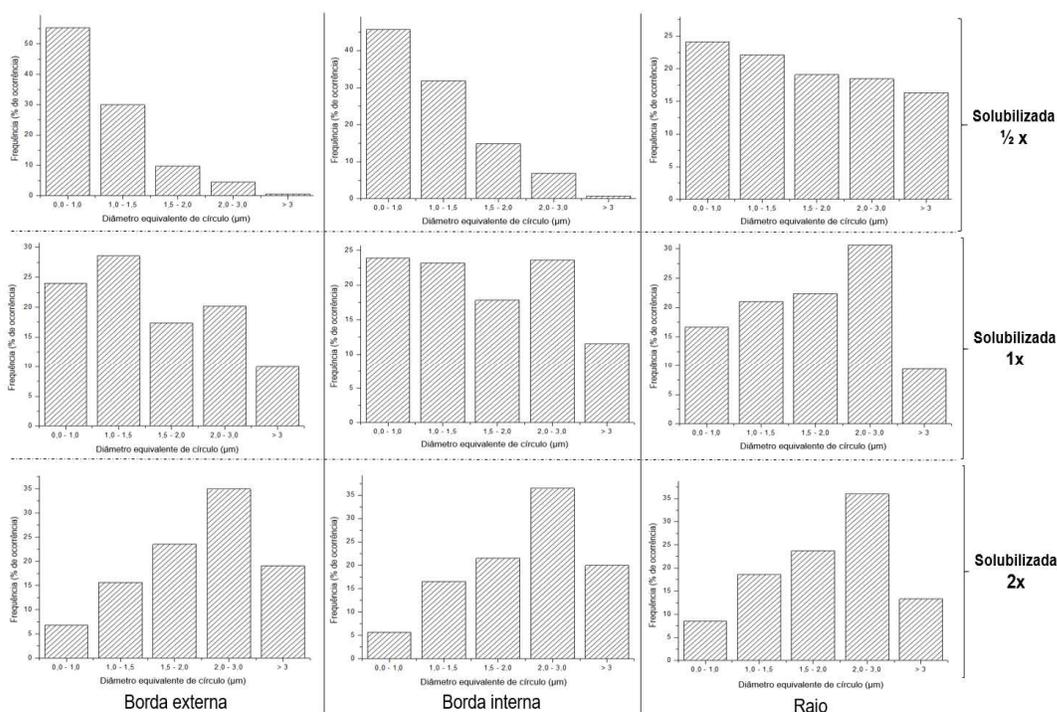


Figura 4.20 – Comparativo entre distribuições de frequência do diâmetro equivalente de círculo, nas condições solubilizada $\frac{1}{2}x$, $1x$ e $2x$ (identificadas à direita da Figura) das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

Comparando-se as distribuições de frequência de cada região mostrada na Figura 4.20, foi possível verificar um gradual deslocamento das mesmas para a direita, indicando coalescimento, à medida que aumentou-se o tempo de solubilização. Essa observação já havia sido feita na seção anterior com base nas micrografias daquela condição experimental; e, pela análise gráfica da Figura 4.20, ficou ainda mais claro o fenômeno de “ostwald ripening” conforme citado por Meyers [55] de coalescimento das partículas de Si.

4.4 Condição envelhecida

Análises microestruturais também foram realizadas para a condição envelhecida à 125°C por 2h e 36', isso com objetivo de avaliar eventuais influências desse tratamento nas microestruturas observadas na condição experimental solubilizada por 1x. As Figura 4.21 à Figura 4.23 mostram as micrografias obtidas para as regiões em estudo nessa condição experimental.

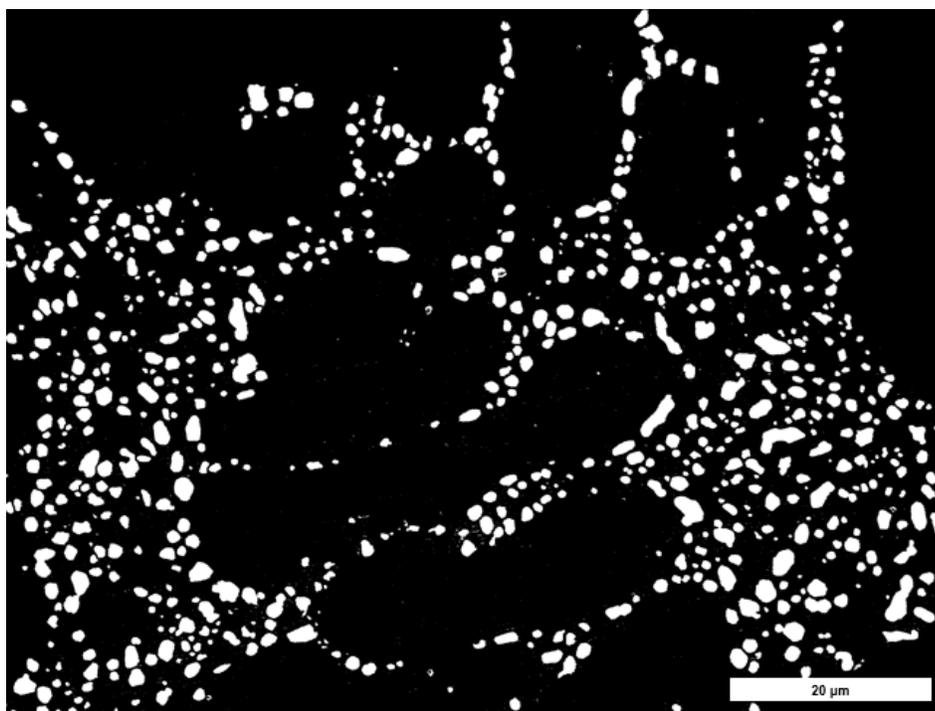


Figura 4.21 - Micrografia da borda externa, condição envelhecida (1000x)

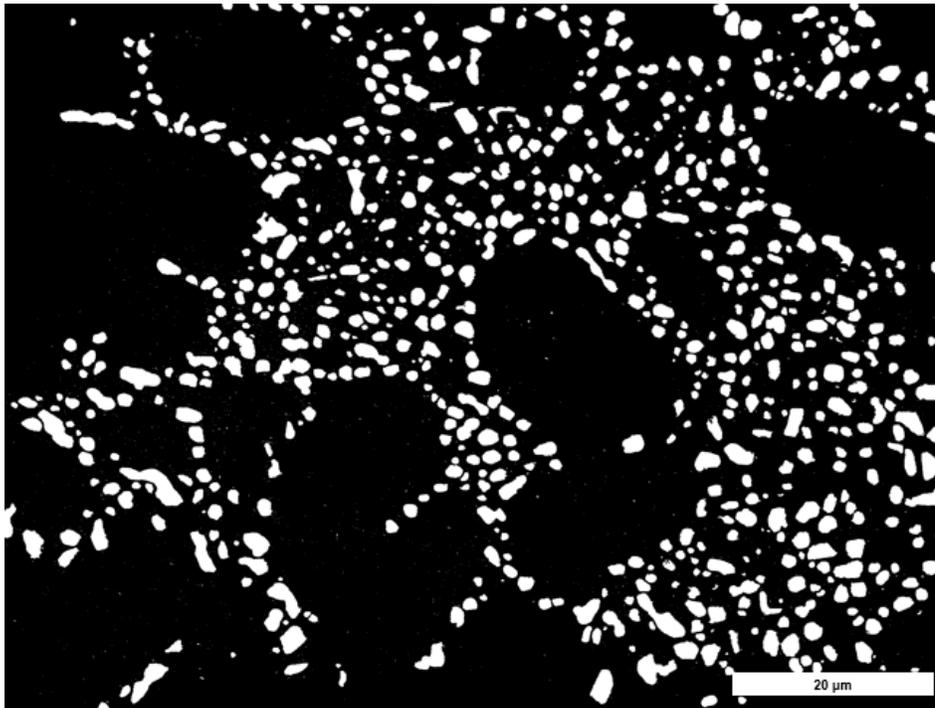


Figura 4.22 - Micrografia da borda interna, condição envelhecida (1000x).

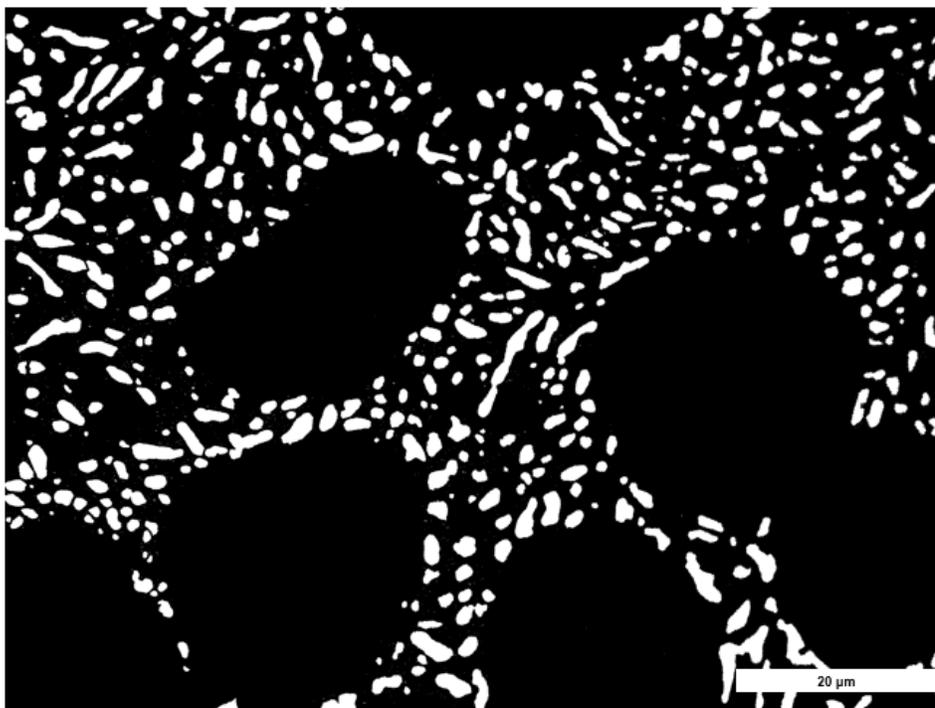


Figura 4.23 - Micrografia do raio, condição envelhecida (1000x).

Com relação à análise referente ao tamanho e forma das partículas de Si, a Tabela 4.8Tabela 4.3 traz os percentuais de ocorrência de cada faixa determinada para os parâmetros razão de aspecto e circularidade das partículas de Si; essa mesma Tabela deu origem aos gráficos de distribuição de frequência que estão compilados na Figura 4.24.

Tabela 4.8 - Valores percentuais de cada faixa determinada para estudo dos parâmetros da razão de aspecto e circularidade das partículas de Si.

Faixas da razão de aspecto	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
1,0 - 1,5	67,5	59,8	44,9
1,5 - 2,0	21,9	26,5	29,0
2,0 - 2,5	6,5	7,7	13,7
2,5 - 3,0	2,7	3,5	5,0
3,0 - 5,0	0,9	2,3	6,4
> 5,0	0,5	0,2	1,0
Faixas da circularidade	Borda externa %	Borda interna %	Raio %
0,0 - 0,1	0,0	0,0	0,1
0,1 - 0,2	0,2	0,3	1,5
0,2 - 0,3	1,1	1,9	6,5
0,3 - 0,4	3,8	4,9	11,5
0,4 - 0,5	9,8	11,1	19,1
0,5 - 0,6	21,6	17,2	26,0
0,6 - 0,7	28,2	26,4	22,2
0,7 - 0,8	26,8	26,9	11,1
0,8 - 0,9	7,6	9,7	1,3
0,9 - 1,0	0,8	1,5	0,7

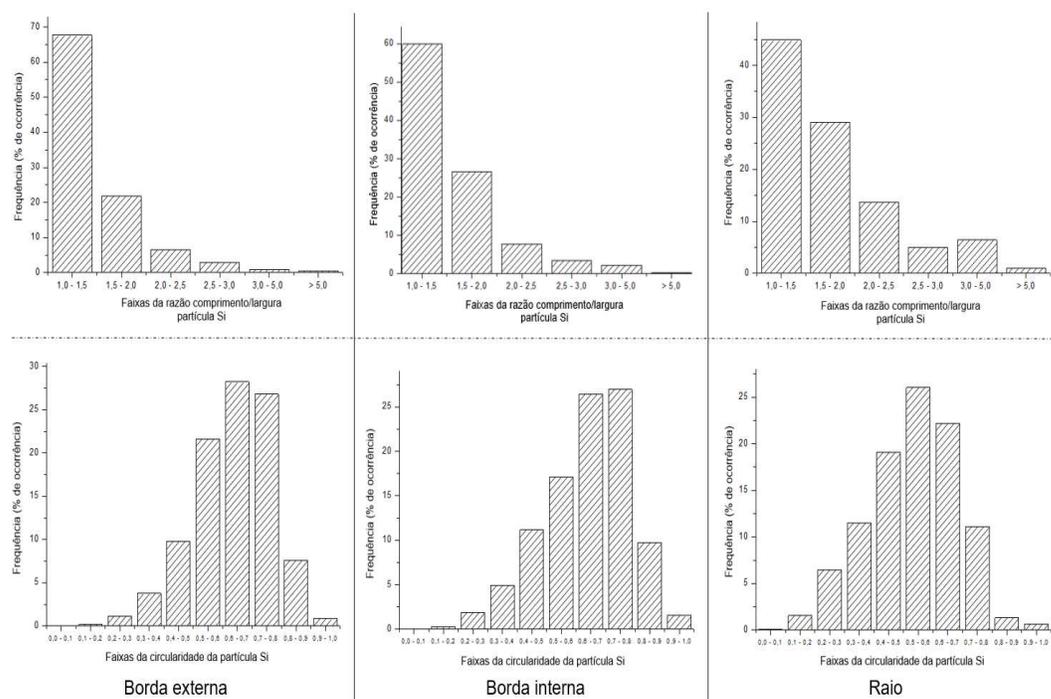


Figura 4.24 - Comparativo entre as distribuições de frequência da razão de aspecto (metade superior) e circularidade (metade inferior), na condição envelhecida, das regiões borda externa, interna e raio (identificadas na parte inferior da Figura).

Com relação à análise visual das micrografias, comparando-se aquelas da condição envelhecida com a solubilizada 1x, não se observou mudanças na fragmentação e circularidade do Si para as 3 regiões, continuou-se observando a maioria de Si no formato fibroso arredondado para as bordas e no formato fibroso/lamelar segmentado com pequena quantidade de Si acicular para o raio.

Essas observações ficam mais evidentes através da análise das distribuições de frequência; de fato, para as 3 regiões estudadas, não se observou mudanças nem no perfil de distribuição da razão de aspecto quanto no da circularidade do Si comparando-se esta condição envelhecida com a solubilizada 1x: os gráficos estão praticamente idênticos.

Observou-se dessa forma, assim como extensamente observado na literatura, que a temperatura de envelhecimento de 125 °C não foi suficiente para dar continuidade ao processo de transformação do Si.

4.5 Propriedades Mecânicas observadas.

4.5.1 Condições bruta de fusão e solubilizadas

Os resultados experimentais obtidos dos ensaios de tração e dureza realizados nas amostras das condições bruta de fusão e solubilizadas, podem ser verificados nas Tabela 4.9 à

Tabela 4.11, sendo que os valores médios foram plotados em gráficos de modo a facilitar a visualização da evolução das propriedades, conforme Figura 4.25 à Figura 4.30.

Tabela 4.9 – Resultados dos ensaios de tração e dureza da borda externa.

Parâmetro	Condição experimental	Bruta de fusão	Condição solubilizada 1/2x	Condição solubilizada 1x	Condição solubilizada 2x
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	97,0	75,0	100,9	68,0
	Amostra 2	96,0	74,0	101,7	80,0
	Amostra 3	97,0	76,0	101,6	69,0
	Média	96,7	75,0	101,4	72,3
	Desvio padrão	0,5	0,8	0,3	5,4
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	191,0	157,0	212,5	155,0
	Amostra 2	190,0	161,0	213,5	185,0
	Amostra 3	190,5	151,0	212,6	152,0
	Média	190,5	156,3	212,8	164,0
	Desvio padrão	0,4	4,1	0,5	14,9
Alongamento %	Amostra 1	10,5	15,7	17,7	21,7
	Amostra 2	9,0	15,5	18,3	23,0
	Amostra 3	9,8	10,3	18,4	19,9
	Média	9,8	13,8	18,1	21,5
	Desvio padrão	0,6	2,5	0,3	1,3
Dureza (HB)	Amostra única	60,0	58,0	66,0	53,0

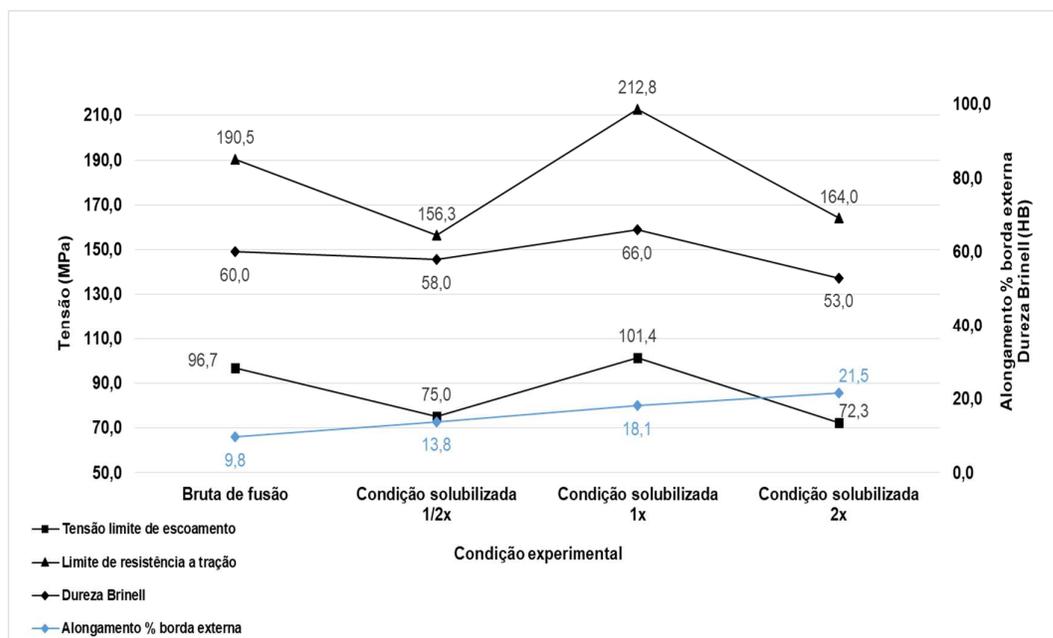


Figura 4.25 – Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza da borda externa (valores médios).

Tabela 4.10 - Resultados dos ensaios de tração e dureza da borda interna.

Parâmetro	Condição experimental	Bruta de fusão	Condição solubilizada 1/2x	Condição solubilizada 1x	Condição solubilizada 2x
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	97,0	77,0	100,3	74,0
	Amostra 2	95,0	78,0	100,7	77,0
	Amostra 3	95,0	75,0	99,9	80,0
	Média	95,7	76,7	100,3	77,0
	Desvio padrão	0,9	1,2	0,3	2,4
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	189,0	151,0	217,1	168,0
	Amostra 2	194,0	148,0	216,3	172,0
	Amostra 3	187,0	151,0	215,8	178,0
	Média	190,0	150,0	216,4	172,7
	Desvio padrão	2,9	1,4	0,5	4,1
Alongamento %	Amostra 1	9,8	12,0	18,0	19,6
	Amostra 2	11,2	11,9	18,8	19,6
	Amostra 3	9,2	13,1	20,0	19,1
	Média	10,1	12,3	18,9	19,4
	Desvio padrão	0,8	0,5	0,8	0,2
Dureza (HB)	Amostra única	60,0	56,0	66,8	54,0

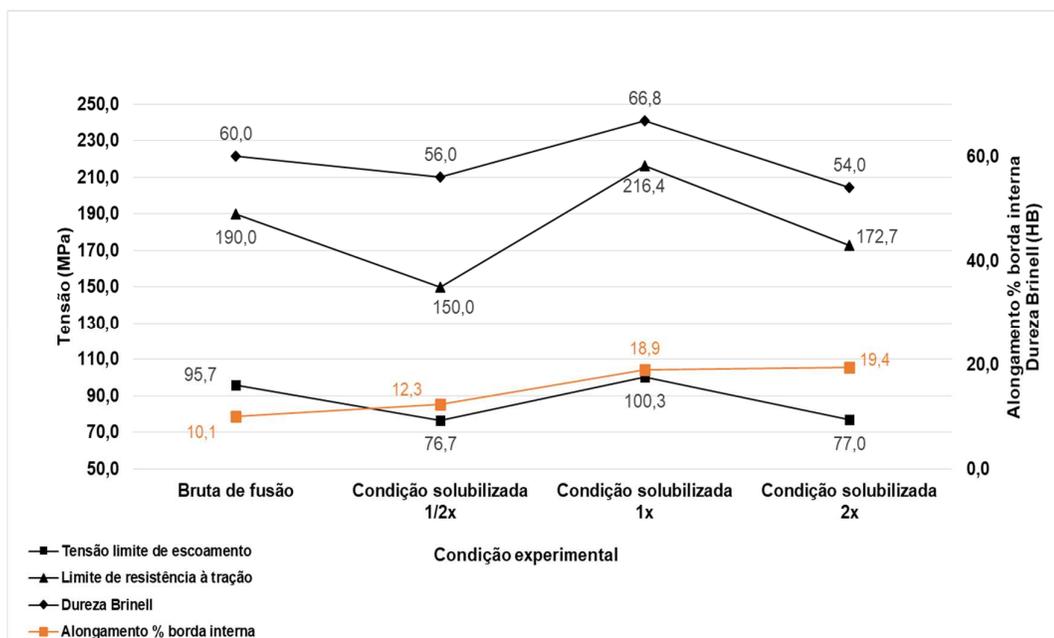


Figura 4.26 – Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza da borda externa (valores médios).

Tabela 4.11 - Resultados dos ensaios de tração e dureza do raio.

Parâmetro	Condição experimental	Bruta de fusão	Condição solubilizada 1/2x	Condição solubilizada 1x	Condição solubilizada 2x
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	101,0	81,0	104,3	69,0
	Amostra 2	99,0	84,0	105,9	70,0
	Amostra 3	101,0	77,0	107,2	68,0
	Média	100,3	80,7	105,8	69,0
	Desvio padrão	0,9	2,9	1,2	0,8
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	181,0	159,0	188,9	146,0
	Amostra 2	175,0	159,0	188,9	144,0
	Amostra 3	179,0	163,0	188,9	153,0
	Média	178,3	160,3	188,9	147,7
	Desvio padrão	2,5	1,9	0,0	3,9
Alongamento %	Amostra 1	6,7	6,5	8,7	16,4
	Amostra 2	6,0	8,0	8,0	15,1
	Amostra 3	6,2	7,0	8,1	16,7
	Média	6,3	7,2	8,2	16,1
	Desvio padrão	0,3	0,6	0,3	0,7
Dureza (HB)	Amostra única	62,0	57,5	67,2	54,5

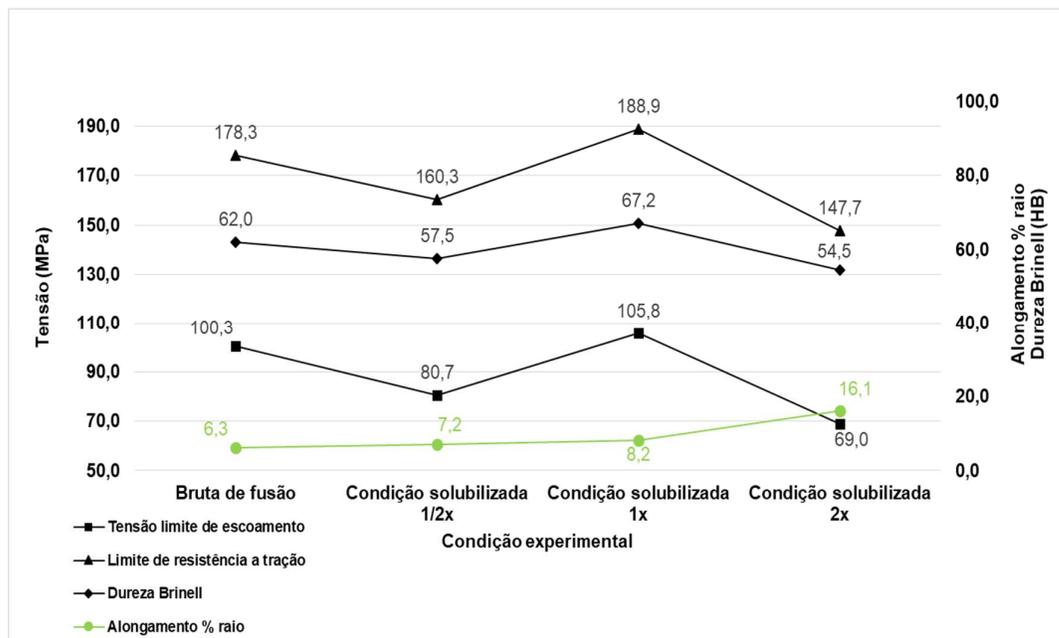


Figura 4.27 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza do raio (valores médios).

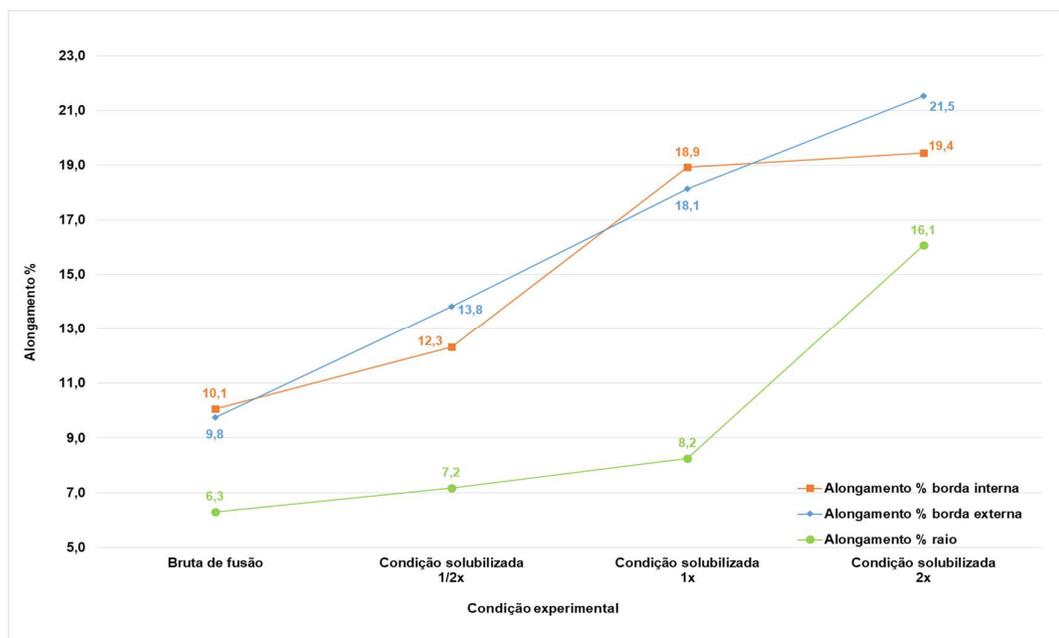


Figura 4.28 – Comparativo do alongamento percentual das regiões em cada condição experimental (valores médios).

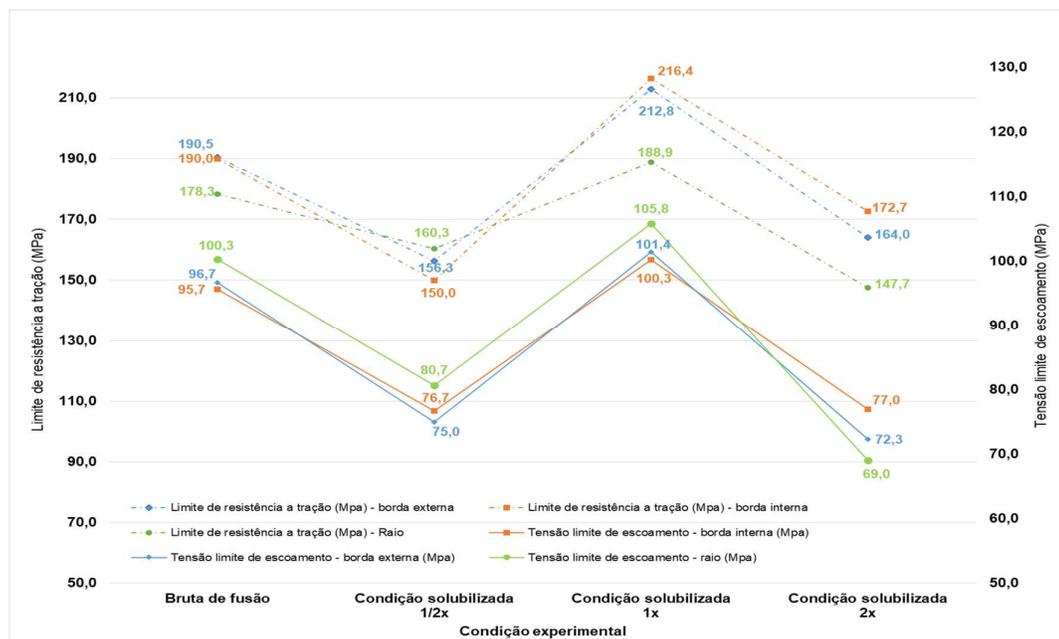


Figura 4.29 - Comparativo dos limites de escoamento e de resistência a tração de cada região em cada condição experimental (valores médios).

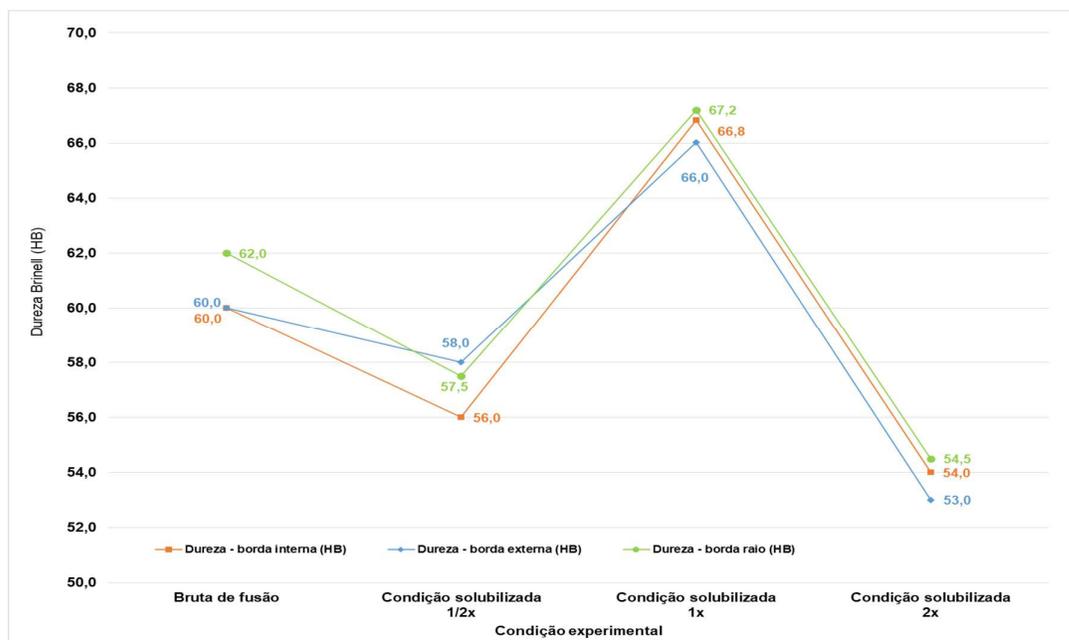


Figura 4.30 - Comparativo da dureza de cada região em cada condição experimental.

Analisando os gráficos e tabelas, observou-se grande similaridade entre os resultados experimentais das bordas, isso devido à semelhança microestrutural tanto primária quanto do Si presente na 2ª fase das mesmas.

Com relação ao alongamento percentual das bordas, teve-se na condição bruta de fusão, partida de valores bastante similares, com incrementos conforme foi-se aumentando o tempo de solubilização, até alcançar valores em torno de 20% de alongamento na condição solubilizada 2x. Esses incrementos certamente estão relacionados com a transformação observada para o Si, com forte relação com a fragmentação dada pela razão de aspecto e também, em alguma escala, com a circularidade; também, conforme observado anteriormente para as bordas, não se observou grandes incrementos na fragmentação do Si da condição solubilizada 1x para a 2x e, em acordo com a literatura, isso se refletiu praticamente na constância do alongamento das bordas nessas 2 condições experimentais.

Aqui ficou evidente o papel exercido pela fragmentação do Si no alongamento, o dobro do tempo de solubilização não se traduziu em ganhos proporcionais em alongamento dessa região; uma forma mais efetiva de

incrementar os ganhos em alongamento seria partir de uma condição bruta de fusão mais refinada.

Para o raio, observou-se um comportamento semelhante ao das bordas, os valores de alongamento tiveram incrementos com o aumento no tempo de solubilização, porém partiram de valores iniciais brutos de fusão mais baixos dado a microestrutura mais grosseira. Na condição solubilizada 1x o raio atingiu valores médios de cerca de 8,2% de alongamento, muito aquém dos valores das bordas nessa mesma condição. Todavia, na condição solubilizada 2x, onde o raio alcançou níveis de fragmentação do Si muito semelhantes aos das bordas quando solubilizadas 1x, percebeu-se um grande salto nos valores médios de alongamento que atingiram uma média de 16,1%.

A correlação dos resultados encontrados em cada condição experimental com a respectiva transformação do particulado de Si ao longo dos diferentes tempos de solubilização se mostrou bastante alta. Esses resultados podem ser explicados não somente através da análise das distribuições, mas também à luz de outros trabalhos como os de Caceres et al. [63], Joseph et al. [62] e Wang [64]. De fato, confirmou-se experimentalmente como mencionado pelos autores acima, que estruturas menos refinadas com menor nível de fragmentação de Si apresentaram menor alongamento até a fratura, possivelmente devido ao empilhamento de discordâncias sobre o Si não refinado; ao passo que, nas amostras com particulado de Si mais refinado, verificou-se bons resultados de alongamento, com maior liberdade para movimentação de discordâncias e empilhamento nos contornos de grão possibilitando maior alongamento até a fratura.

Com relação aos resultados de limite de escoamento, assim como observado no trabalho de Sjolander e Seifeddine [58], não se observou grande variação dessa propriedade com o grau de refinamento microestrutural, percebendo-se que numa mesma condição experimental ambas as bordas e o raio apresentaram valores de limite de escoamento similares entre si.

Com relação ao limite de resistência à tração e dureza, resultados semelhantes, e de valores menores que os obtidos na condição solubilizada 1x, foram observados para as condições solubilizadas $\frac{1}{2}$ x e 2x. O fato desses

menores valores estarem ocorrendo nessas duas condições experimentais, pode estar relacionado também com o tamanho das partículas de Si, que neste trabalho foi representado pelo diâmetro equivalente de círculo. Existem poucos trabalhos na literatura que ensaiaram em tração amostras somente solubilizadas não envelhecidas, desta forma, faltam estudos de comparação para com os resultados encontrados.

Para a condição solubilizada $\frac{1}{2}x$, foram observadas partículas de Si menos refinadas, com baixa fragmentação e menores valores de diâmetro equivalente de círculo, ou seja, tanto a fragmentação quanto o coalescimento ainda estavam em estágio inicial. Já na condição solubilizada $2x$, percebeu-se um bom refino microestrutural com Si fragmentado e circular, porém com diâmetro equivalente de círculo bastante superior, indicando grande coalescimento das partículas.

Em suma, encontrou-se na condição solubilizada $\frac{1}{2}x$ Si com menor diâmetro equivalente de círculo, porém mais grosseiro; e na condição solubilizada $2x$, Si mais refinado porém muito coalescido. Esses cenários parecem ter ditado o comportamento de menores valores de resistência mecânica e dureza observado para essas duas condições experimentais.

A condição solubilizada $1x$ por 3h e 12', pareceu ter chegado a um meio termo entre as duas anteriores, alcançando uma condição melhor de fragmentação e coalescimento que proporcionou propriedades de resistência e dureza mais elevadas com um alongamento satisfatório. Vale realçar, uma vez mais, que a condição solubilizada não é a condição final das rodas, essas ainda passarão por tratamentos de envelhecimento e pintura.

4.5.2 Condição envelhecida

A Tabela 4.12 e os gráficos das Figura 4.31 e Figura 4.33 trazem os resultados experimentais obtidos na condição envelhecida a 125°C por 2h e 36'.

Tabela 4.12 – Resultados dos ensaios de tração e dureza para as 3 regiões.

Parâmetro	Região	Borda externa	Borda interna	Raio
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	139,0	145,0	141,0
	Amostra 2	140,0	146,0	138,0
	Amostra 3	141,0	146,0	139,0
	Média	140,0	145,7	139,3
	Desvio padrão	0,8	0,5	1,2
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	244,0	250,0	214,0
	Amostra 2	246,0	251,0	217,0
	Amostra 3	246,0	253,0	221,0
	Média	245,3	251,3	217,3
	Desvio padrão	0,9	1,2	2,9
Alongamento %	Amostra 1	16,3	14,4	7,3
	Amostra 2	14,7	14,0	6,9
	Amostra 3	15,4	14,8	6,9
	Média	15,5	14,4	7,0
	Desvio padrão	0,7	0,3	0,2
Dureza (HB)	Amostra única	75,0	76,0	74,3

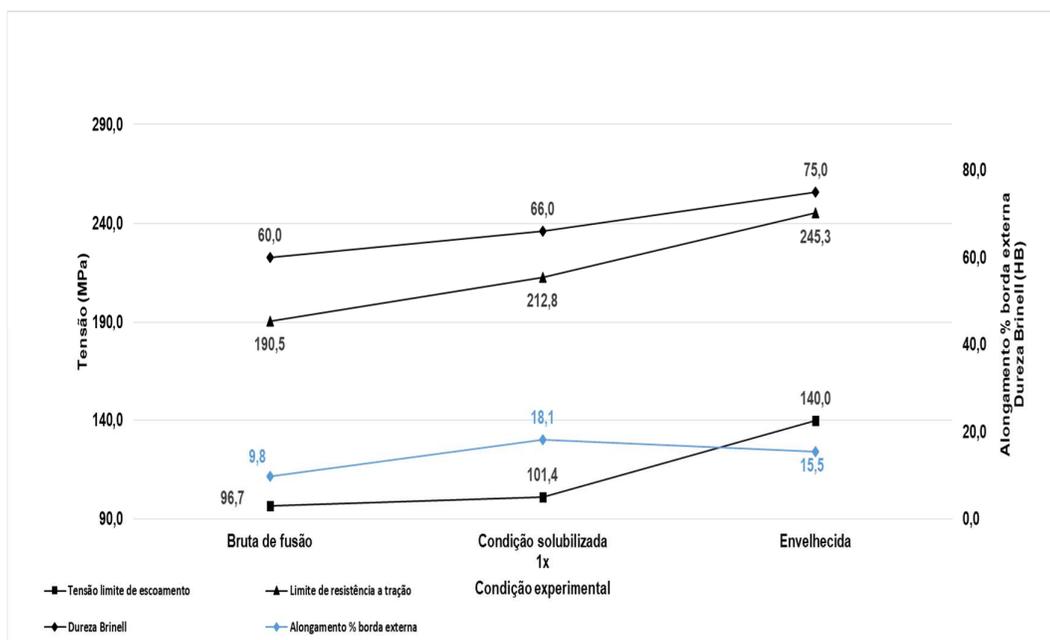


Figura 4.31 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza

da borda externa (valores médios).

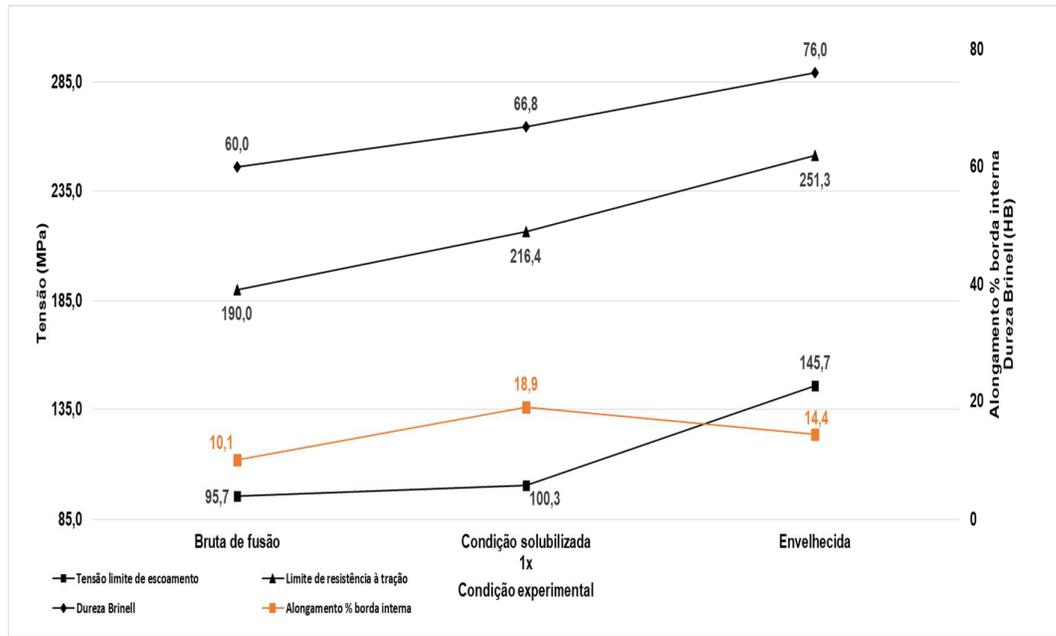


Figura 4.32 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza da borda interna (valores médios).

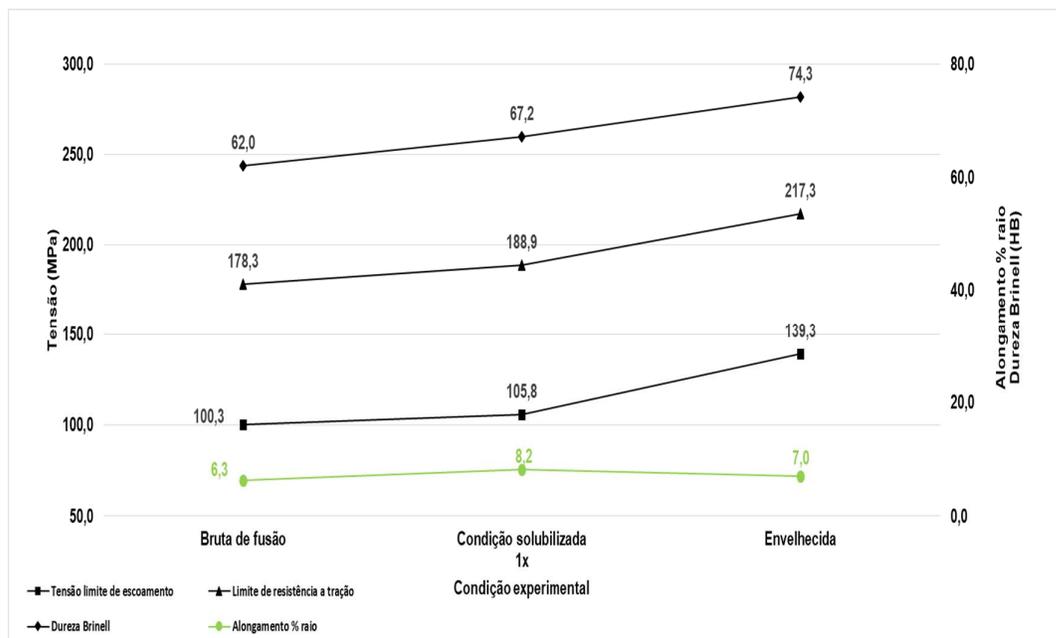


Figura 4.33 - Gráfico dos resultados dos ensaios de tração e dureza do raio (valores médios).

Conforme esperado, observou-se uma elevação nos valores de limite de escoamento, de resistência à tração e dureza para todas as regiões analisadas. Os valores de limite de escoamento e dureza se mantiveram em valores similares para as 3 regiões em estudo, aumentaram de valores ao redor de 100 MPa e 67 HB na condição solubilizada 1x para 140 MPa e 75 HB nessa condição envelhecida.

Os limites de resistência à tração das bordas, que também possuíam valores similares na condição solubilizada 1x, aumentaram cerca de 16% após o envelhecimento para valores de cerca de 245-250 MPa. Já para o raio, observou-se um aumento também de cerca de 16% no limite de resistência à tração, que alcançou um valor médio de 217 MPa cerca de 14% abaixo dos valores atingidos pelas bordas.

Com relação à ductilidade, observou-se queda no alongamento percentual das regiões, de cerca de 14% para borda externa e raio e 23% para a borda interna se comparado com a condição anterior. O comportamento de menor resistência e ductilidade do raio frente às bordas está mais uma vez relacionado a uma microestrutura mais grosseira, onde a evolução de dano das partículas de Si é mais rápida, provocando menor resistência e falha mais precoce [66].

Esses comportamentos experimentais já eram esperados e estão em linha com os de diversos outros trabalhos da literatura, bem como com os de Wang [13] e Sjolander e Seifeddine [58] apresentados na revisão bibliográfica deste trabalho. Sabe-se que os aumentos verificados na resistência mecânica e dureza estão relacionados com a precipitação na matriz de alumínio durante o envelhecimento, de nano partículas endurecedoras de 2ª fase de Mg_2Si que aumentam a resistência da liga.

Pelos resultados obtidos em comparação com outros da literatura, especialmente em textos relacionados à fabricação de rodas, fica evidente que as amostras não atingiram todo seu potencial de envelhecimento no pico de dureza; de fato, o processo de envelhecimento à 125°C atuou como um pré-envelhecimento, cujo intuito é o de se alcançar uma condição final de roda acabada que seja pintada, seja espelhada, possua dureza e alongamentos

adequados às especificações dos clientes. Os efeitos das estufas de pintura nas propriedades mecânicas serão abordados nas seções posteriores.

4.5.3 Condições pintadas

As especificações determinadas pelo cliente para a roda em estudo na condição de produto acabado podem ser visualizadas na Tabela 4.13.

Tabela 4.13 – Especificações da roda em estudo na condição de produto acabado.

Parâmetro	Borda externa	Borda interna	Raio
Limite de escoamento mín (Mpa)	150	150	150
Limite de resistência à tração mín (Mpa)	200	200	200
Alongamento \geq (%)	7	5	3
Dureza (HB)	70 - 94	70 - 94	70 - 94

Para avaliar a influência das estufas de cura da pintura nas propriedades mecânicas, primeiramente realizou-se ensaio de termografia nas rodas para avaliar o tempo de exposição de cada região numa temperatura igual ou superior à 155 °C, temperatura essa recomendada pela ASTM para o envelhecimento de ligas A356; a Tabela 4.14 mostra os resultados obtidos nesse ensaio.

Tabela 4.14 – Tempo de permanência das regiões em estudo da roda nas estufas de pintura numa temperatura acima de 155 °C.

Estufa	Tempo de permanência (minutos), sonda exposta ao Ar	Tempo de permanência (minutos), sonda fixada nas bordas	Tempo de permanência (minutos), sonda fixada no raio
1. Pré tratamento do primer pó	0	0	0
2. Primer pó	30,8	20,5	19,8
3. Base coat	24,3	20,2	19,7
4. Pré tratamento do verniz pó	7,9	2,4	1
5. Verniz pó	24,5	20,5	19,8
Tempo acumulado	1h e 30'	~ 1h e 4'	~ 1h e 1'

Os resultados dos ensaios mecânicos considerando as condições convencionais de pintura, ou seja, condição de roda pintada em base coat e roda espelhada pintada em verniz pó, bem como os resultados das condições extras ensaiadas, de roda espelhada solubilizada 2x e roda retrabalhada, podem ser vistos para cada região analisada nas Tabela 4.15 à Tabela 4.17. Essas mesmas Tabelas deram origem aos gráficos de valores médios das Figura 4.34 à Figura 4.36; apesar de as condições extras não serem condições convencionais do processo de fabricação, seus resultados foram postos juntamente nos mesmos gráficos das condições convencionais de pintura de modo a facilitar a comparação entre resultados.

Tabela 4.15 - Resultados dos ensaios de tração e dureza na borda externa.

Parâmetro	Condição experimental	Pintada (base coat)	Espelhada (verniz pó)	Espelhada (verniz pó com solubilização 2x)	Repintada (até verniz pó)
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	195,0	217,0	218,0	221,0
	Amostra 2	197,0	217,0	221,0	222,0
	Amostra 3	191,0	213,0	221,0	219,0
	Média	194,3	215,7	220,0	220,7
	Desvio padrão	2,5	1,9	1,4	1,2
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	276,0	287,0	293,0	284,0
	Amostra 2	263,0	282,0	288,0	285,0
	Amostra 3	275,0	285,0	288,0	284,0
	Média	271,3	284,7	289,7	284,3
	Desvio padrão	5,9	2,1	2,4	0,5
Alongamento %	Amostra 1	11,5	10,5	12,6	8,9
	Amostra 2	7,1	8,4	10,3	9,4
	Amostra 3	13,3	11,9	10,3	9,2
	Média	10,6	10,3	11,1	9,2
	Desvio padrão	2,6	1,4	1,1	0,2
Dureza (HB)	Amostra única	84,0	89,0	91,0	91,0

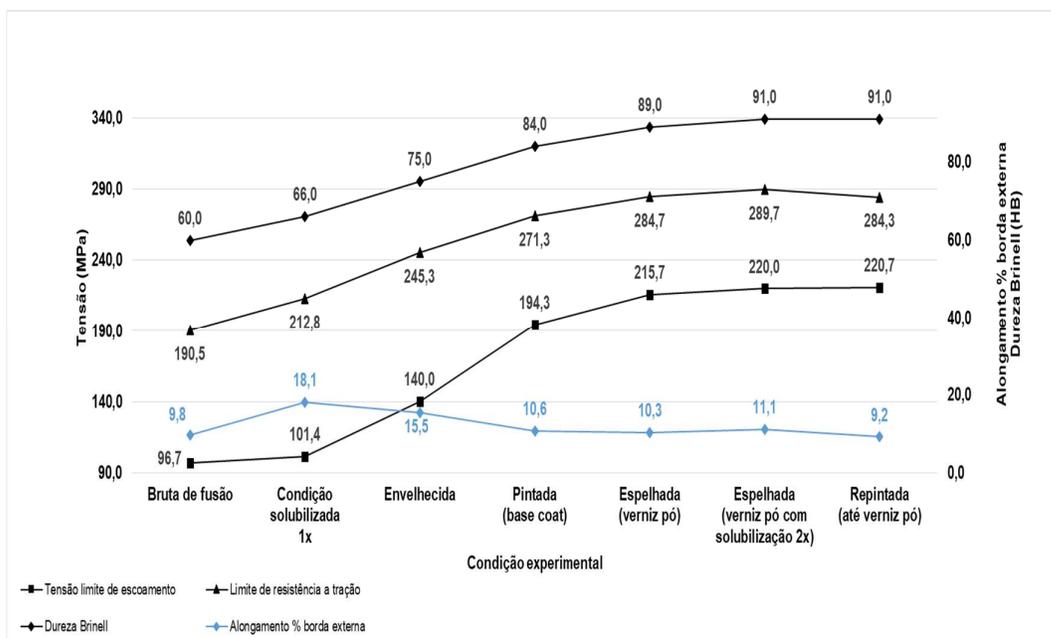


Figura 4.34 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura na borda externa.

Tabela 4.16 - Resultados dos ensaios de tração e dureza na borda interna.

Parâmetro	Condição experimental	Pintada (base coat)	Espelhada (verniz pó)	Espelhada (verniz pó com solubilização 2x)	Repintada (até verniz pó)
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	205,0	220,0	230,0	224,0
	Amostra 2	207,0	220,0	229,0	227,0
	Amostra 3	205,0	223,0	226,0	229,0
	Média	205,7	221,0	228,3	226,7
	Desvio padrão	0,9	1,4	1,7	2,1
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	282,0	290,0	297,0	288,0
	Amostra 2	284,0	287,0	296,0	287,0
	Amostra 3	283,0	287,0	292,0	288,0
	Média	283,0	288,0	295,0	287,7
	Desvio padrão	0,8	1,4	2,2	0,5
Alongamento %	Amostra 1	10,5	9,5	8,6	8,7
	Amostra 2	10,7	9,8	10,7	8,5
	Amostra 3	9,7	7,4	10,2	9,1
	Média	10,3	8,9	9,8	8,8
	Desvio padrão	0,4	1,1	0,9	0,2
Dureza (HB)	Amostra única	90,0	91,0	91,0	90,0

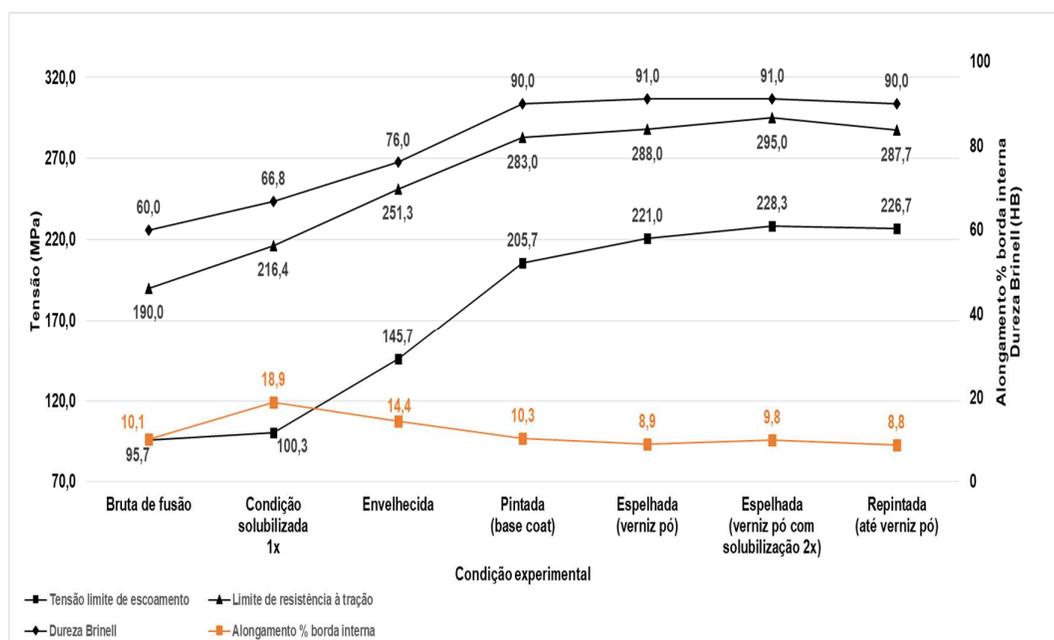


Figura 4.35 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura na borda interna.

Tabela 4.17 - Resultados dos ensaios de tração e dureza no raio.

Parâmetro	Condição experimental	Pintada (base coat)	Espelhada (verniz pó)	Espelhada (verniz pó com solubilização 2x)	Repintada (até verniz pó)
Limite de escoamento (Mpa)	Amostra 1	184,0	211,0	210,0	210,0
	Amostra 2	187,0	210,0	213,0	207,0
	Amostra 3	187,0	206,0	210,0	213,0
	Média	186,0	209,0	211,0	210,0
	Desvio padrão	1,4	2,2	1,4	2,4
Limite de resistência à tração (Mpa)	Amostra 1	247,0	264,0	274,0	263,0
	Amostra 2	246,0	265,0	273,0	257,0
	Amostra 3	251,0	259,0	267,0	263,0
	Média	248,0	262,7	271,3	261,0
	Desvio padrão	2,2	2,6	3,1	2,8
Alongamento %	Amostra 1	5,9	5,4	6,5	4,9
	Amostra 2	5,5	6,1	6,0	4,8
	Amostra 3	6,2	4,5	5,7	4,1
	Média	5,9	5,3	6,1	4,6
	Desvio padrão	0,3	0,7	0,3	0,4
Dureza (HB)	Amostra única	85,6	91,7	91,7	89,0

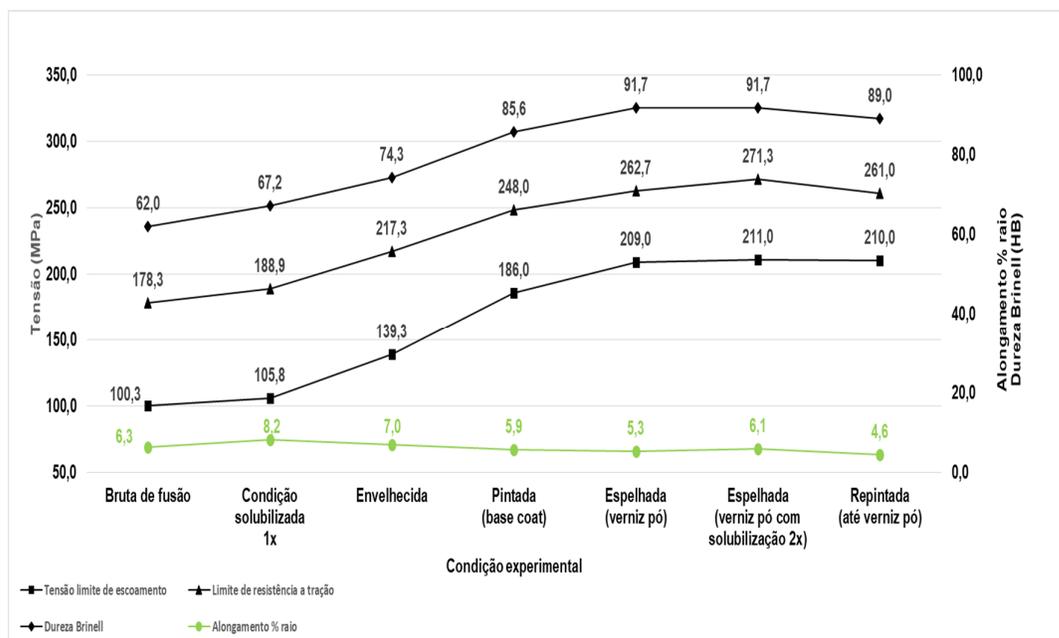


Figura 4.36 - Resultados experimentais compilados dos experimentos realizados na pintura do raio.

Os tempos de permanência observados nas estufas de pintura tanto para as bordas quanto para o raio se mostraram praticamente iguais, o que indicou para todas as regiões um tempo extra de cerca de 40' acima de 155 °C para uma roda do tipo pintada e 60' acima de 155 °C para uma roda espelhada.

Nas condições pintada e espelhada, verificaram-se para todas as regiões da roda, incrementos nos valores de resistência mecânica e dureza, isso devido à exposição extra de tempo da roda em temperaturas elevadas proporcionadas pelas estufas de cura, que fizeram com que houvesse continuidade o fenômeno do envelhecimento na roda. Pequenos incrementos em resistência mecânica foram observados para as regiões na condição espelhada em comparação com a condição pintada; isso nos leva a crer que, entre a condição pintada e a espelhada, a roda atinge seu pico de dureza com todo potencial de envelhecimento consumido, não tendo mais Mg disponível para formar nano precipitados.

Com relação ao alongamento, este veio caindo para todas as regiões após o forno de envelhecimento; alcançando patamares menores na condição pintada e ainda menores na espelhada. Isto está em linha com a literatura que

afirma que um incremento de resistência é acompanhado de queda no alongamento percentual.

De modo a verificar o impacto do retrabalho de pintura nas propriedades mecânicas da roda, uma roda espelhada retornou ao início do processo de pintura sendo processada novamente; totalizando duas horas acima de 155 °C nas estufas de pintura. Seus resultados em propriedades mecânicas se mostraram praticamente os mesmos da condição espelhada convencional de processo, não se observou aumento em resistência mecânica ou em dureza, e não se pode afirmar que os valores pouco menores do alongamento estão relacionados com este segundo processamento na pintura. Isso nos leva a crer que de fato não há mais potencial de envelhecimento para a roda após a condição espelhada e que este segundo processamento não teve grandes influências no alongamento da peça e também não pode ser considerado como um super envelhecimento.

Na última condição experimental, uma roda solubilizada 2x foi processada até a pintura verniz pó, esperava-se que com a dupla solubilização (vide seção 4.3.3) os maiores valores de alongamento percentual perdurassem até a condição final de produto acabado, porém os resultados dessa condição experimental se mostraram bastante similares aos de uma roda espelhada convencional de processo; com mesmos níveis de alongamento e apenas pequeno incremento no limite de resistência à tração de 5, 7 e 8,6 MPa para borda externa, interna e raio, respectivamente.

Tomando-se a média de dureza entre as 3 regiões da roda para essa condição espelhada com solubilização 2x, verificou-se um incremento de cerca de 38 pontos de dureza se comparado com a mesma média feita entre regiões na condição apenas solubilizada 2x ilustrada em 4.5.1; analogamente, a roda espelhada convencional de processo com solubilização 1x, apresentou incremento médio de dureza entre regiões de cerca de 24 pontos se comparado com a condição apenas solubilizada 1x também ilustrada em 4.5.1, a Figura 4.37 traz o gráfico comparativo ilustrando o incremento de dureza em cada condição experimental.

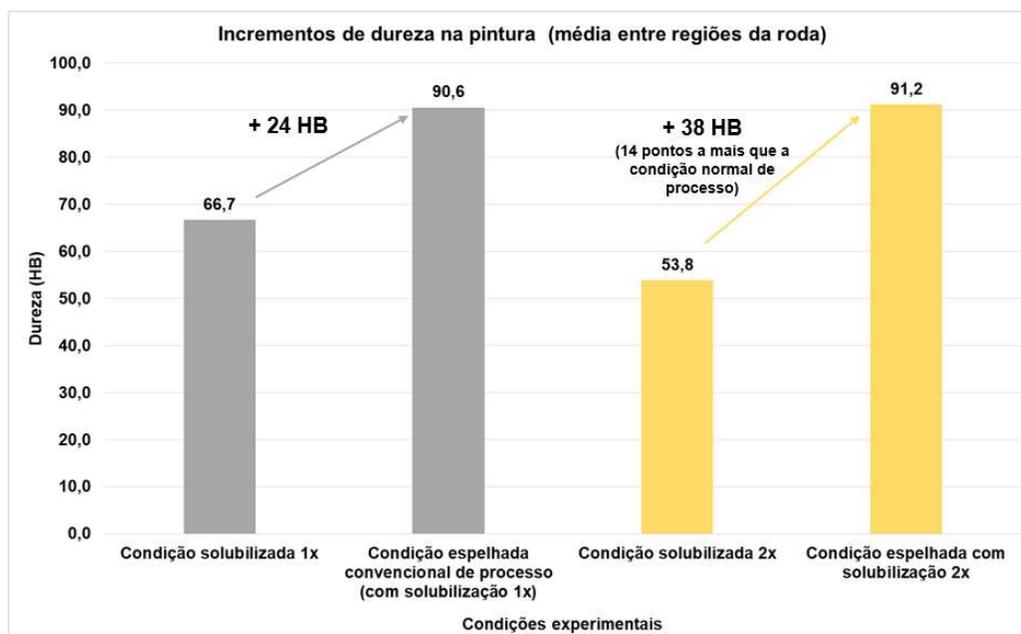


Figura 4.37 – Comparativo de incremento de dureza entre diferentes condições experimentais.

Aparentemente, o maior tempo de solubilização colocou mais Si em solução, o que possibilitou os 14 pontos a mais na amplitude da dureza observada; isso não necessariamente impactou em valores finais de dureza e resistência mecânica maiores. O maior range nos incrementos de dureza e resistência, atrelado ao coalescimento observado do Si na dupla solubilização pode ter sido responsável por derrubar o alongamento aos níveis convencionais observados nas rodas espelhadas solubilizadas 1x.

4.6 Observações gerais

Ao longo de toda a gama de análises realizadas, observou-se claramente os fenômenos que agem durante o processo de fabricação de uma roda de liga leve; os tempos de solubilização variados apresentaram diferentes resultados em propriedades na condição solubilizada, porém, esses não se traduziram em ganhos efetivos das mesmas para o produto acabado, o que de certa forma quebra alguns paradigmas internos relacionados ao tempo de solubilização do processo convencional não ser suficiente para um adequado

encharque da matriz e respectiva transformação do Si presente no microconstituente eutético.

A temperatura atual do forno de envelhecimento pareceu bastante adequada à fabricação das rodas considerando-se o término do mesmo nas estufas de pintura, os valores alcançados de resistência, dureza e alongamento das rodas nas condições pintada e espelhada se mostraram muito satisfatórios em relação à especificação do cliente.

Os bons e similares resultados experimentais encontrados entre as bordas, trazem a reflexão de que muito ainda se pode fazer em termos de intervenções no tratamento térmico e pintura, porém a condição microestrutural bruta de fusão fica aqui determinada como sine qua non para obtenção de excelente performance do produto.

5 CONCLUSÕES

A microestrutura bruta de fusão se mostrou fundamental para obtenção de bons resultados de resistência mecânica aliados a uma boa ductilidade do produto acabado, sendo possível concluir que uma microestrutura bruta mais refinada traz mais resultados positivos do que eventuais intervenções no tratamento térmico e é fundamental para se chegar em uma condição fim com valores de propriedades mecânicas dentro das especificações.

O menor tempo de solubilização não atingiu os mesmos níveis de transformação microestrutural observado na condição convencional de solubilização de processo, estando essa hipótese descartada como uma opção de melhoria de processo.

O maior tempo de solubilização de 6h e 24' trouxe ganhos momentâneos de alongamento percentual das amostras que não se traduziram em maiores valores de alongamento percentual no produto acabado, estando essa hipótese também descartada como uma opção de melhoria de processo.

A transformação do Si ocorrida ao longo do tratamento de solubilização, traduzida neste trabalho pelas análises da razão de aspecto e circularidade, foi responsável por melhorar a ductilidade final das rodas, o grau de refinamento microestrutural bruto de fusão determinou o tempo necessário de solubilização para atingimento de diferentes patamares de distribuição de razão de aspecto e circularidade.

O envelhecimento tanto em sua etapa no forno de envelhecimento quanto o proporcionado pelas estufas de pintura foi responsável pelo aumento de dureza e resistência mecânica observado na peça acabada, a operação de repintura da roda por sua vez não impactou em mudanças de propriedades e ou super envelhecimento da peça.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Assim como feito nesse trabalho, com experimentos em diferentes tempos de solubilização, dado que o término do envelhecimento das rodas acontece na pintura, sugere-se a execução de experimentos com variação do tempo e temperatura do forno de envelhecimento do processo convencional, podendo este novo trabalho trazer economia no custo de fabricação do produto.

Recomenda-se também atuar na fundição, seja implementando novos canais de resfriamento na solidificação, seja utilizando novos materiais para construção dos moldes, isso, com objetivo de alcançar maiores taxas de resfriamento e dessa forma conseguir uma microestrutura bruta de fusão mais refinada também para o raio das rodas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] C. Do Lee, "Effects of microporosity on tensile properties of A356 aluminum alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 464, no. 1–2, pp. 249–254, 2007.
- [2] R. Chen, Y. F. Shi, Q. Y. Xu, and B. C. Liu, "Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 6, pp. 1645–1652, 2014.
- [3] V. A. Hosseini, S. G. Shabestari, and R. Gholizadeh, "Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique," *Mater. Des.*, vol. 50, pp. 7–14, 2013.
- [4] L. Y. Zhang *et al.*, "Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 207, no. 1–3, pp. 107–111, 2008.
- [5] C. H. Cáceres, "On the effect of macroporosity on the tensile properties of the Al-7%Si-0.4%Mg casting alloy," *Scr. Metall. Mater.*, vol. 32, no. 11, pp. 1851–1856, 1995.
- [6] B. Zhang, S. L. Cockcroft, D. M. Maijer, J. D. Zhu, and A. B. Phillion, "Casting defects in low-pressure die-cast aluminum alloy wheels," *Jom*, vol. 57, no. 11, pp. 36–43, 2005.
- [7] D. Zhang, L. Zheng, and D. StJohn, "Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al-7wt.%Si-0.3wt.%Mg alloy," *J. Light Met.*, vol. 2, no. 1, pp. 27–36, 2002.
- [8] J. F. H. Paz, "Heat Treatment and Precipitation in A356 Aluminum Alloy," no. September, 2003.
- [9] A. Fortini, M. Merlin, E. Fabbri, S. Pirletti, and G. L. Garagnani, "On the influence of Mn and Mg additions on tensile properties, microstructure and quality index of the A356 aluminum foundry alloy," *Procedia Struct. Integr.*, vol. 2, pp. 2238–2245, 2016.
- [10] L. A. Bereta, C. F. Ferrarini, C. S. Kiminami, W. J. F. Botta, and C. Bolfarini, "Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded/heat treated hypoeutectic Al-Si alloy," *Mater. Sci. Eng. A*,

- vol. 449–451, pp. 850–853, 2007.
- [11] Maxion Wheels, “Especificação RF-21.03.1.004 ‘Liga AlSi7 para Rodas de Alumínio,’” 2017.
- [12] L. F. Mondolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties*. The Whitefriars Press Ltd, 1976.
- [13] Q. Wang, “Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356 / 357,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34, no. December, pp. 2887–2899, 2003.
- [14] G. J. Saunders DS, Parker BA, “Saunders DS, Parker BA, Griffiths JR. J Aust Inst Met 1975;20:33,” *J Aust Inst Met*, pp. 20–33, 1975.
- [15] Q. G. Wang *et al.*, “Size effects in aluminium alloy castings,” *Acta Mater.*, vol. 58, no. 8, pp. 3006–3013, 2010.
- [16] M. G. Mueller, G. Žagar, and A. Mortensen, “In-situ strength of individual silicon particles within an aluminium casting alloy,” *Acta Mater.*, vol. 143, pp. 67–76, 2018.
- [17] R. Spear and G. Gardner, “AFS Trans 1963,” *AFS Trans.*, pp. 71–209, 1963.
- [18] S. Boontin, N. Srisukhumbovornchai, J. Kajornchaiyakul, and C. Limmaneevichitr, “Reduction in secondary dendrite arm spacing in cast aluminium alloy A356 by Sb addition,” *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 24, p. 108, 2011.
- [19] E. Aguirre-De La Torre, U. Afeltra, C. D. Gómez-Esparza, J. Camarillo-Cisneros, R. Pérez-Bustamante, and R. Martínez-Sánchez, “Grain refiner effect on the microstructure and mechanical properties of the A356 automotive wheels,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 2, pp. 581–587, 2014.
- [20] G. K. Sigworth, “No Title,” *Int J Met.*, p. 2:19, 2008.
- [21] L. F. Mondolfo, “No Title,” *J Aust Inst Met.*, p. 10:169, 1965.
- [22] M. PAES, “Obtenção e caracterização de novas ligas Al-Si-Mg para tixotomografia.” 2004.
- [23] J. E. Closset and B. M. Gruzleski, “The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys,” *Am. Foundrymen’s Soc. Inc*, 1990.

- [24] M. Timpel *et al.*, "The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys," *Acta Mater.*, vol. 60, no. 9, pp. 3920–3928, 2012.
- [25] C. Qiu *et al.*, "Synergistic effect of Sr and La on the microstructure and mechanical properties of A356.2 alloy," *Mater. Des.*, vol. 114, pp. 563–571, 2017.
- [26] S. Derin, Y. Birol, and U. Aybarc, "Effect of strontium addition on microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg0.3 alloy," *Int. J. Met.*, vol. 11, no. 4, pp. 688–695, 2017.
- [27] E. A. Elsharkawi, E. Samuel, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, "Effects of Mg, Fe, Be additions and solution heat treatment on the π -AlMgFeSi iron intermetallic phase in Al-7Si-Mg alloys.," *J. Mater. Sci.*, vol. 45, p. 1528–1539., 2010.
- [28] Q. G. Wang and C. H. Cáceres, "Mg effects on the eutectic structure and tensile properties of Al-Si-Mg alloys.," *Mater. Sci. Forum*, vol. 242, p. 159–164., 1997.
- [29] M. Yildirim and D. Özyürek, "The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys," *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 767–774, 2013.
- [30] S. Nafisi and R. Ghomashchi, "Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 174, no. 1–3, pp. 371–383, 2006.
- [31] B. S. Murty, S. A. Kori, and M. Chakraborty, "Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying," *Int. Mater. Rev.*, vol. 47:1, pp. 3–29, 2002.
- [32] M. A. Kearns and P. S. Cooper, "Effects of solutes on grain refinement of selected wrought aluminium alloys," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 13:8, pp. 650–654, 1997.
- [33] M. A. Kearns, S. R. Thistlethwaite, and P. S. Cooper, "Recent Advances in Understanding the Mechanism of Aluminium Grain Refinement by TiBAl Master Alloys," *TMS Light Met.*, p. 713, 1996.
- [34] K. Chanyathunyaroj, U. Patakham, S. Kou, and C. Limmaneevichitr, "Microstructural evolution of iron-rich intermetallic compounds in

- scandium modified Al-7Si-0.3Mg alloys,” *J. Alloys Compd.*, vol. 692, pp. 865–875, 2017.
- [35] B. G. Eisaabadi, S. K. Davami, K. N. Varahram, Y. O. Yoon, and G. Y. Yeom., “No Title,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. A, p. 134–43., 2012.
- [36] F. G. V. Vander, *ASM Handbook, Volume 09 - Metallography and Microstructures - 57.2.3 Etching - Knovel*, 1 ed. OH: ASM International, Materials Park, 2004.
- [37] O. Elsebaie, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, “Effects of Sr-modification, iron-based intermetallics and aging treatment on the impact toughness of 356 AlSiMg alloy,” *J. Mater. Sci.*, vol. 46, p. 3027–3045., 2010.
- [38] L. Lu and A. Dahle, “Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al- Si alloys,” *Met. Mater. Trans*, vol. A 36, pp. 819–835, 2005.
- [39] Z. Ma, A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty, and S. Valtierra, “No Title,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. A, p. 36–51., 2008.
- [40] J. A. Taylor, D. H. St John, J. Barresi, and M. J. Couper, “No Title,” *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 12, pp. 419–30, 2000.
- [41] T. Tunçay and S. Bayoğlu, “The Effect of Iron Content on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Cast Alloy,” *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 48, no. 2, pp. 794–804, 2017.
- [42] M. C. Flemings, “Solidification processing,” *Metall. Trans.*, vol. 5, no. 10, pp. 2121–2134, 1974.
- [43] M. K. Surappa, E. Blank, and J. C. Januet, “No Title,” *Scr. Met.*, vol. 20, pp. 1281–1286, 1986.
- [44] J. Campbell, *Castings*, 2nd ed. Oxford, U.K Butterworth- Heinemann: Butterworth- Heinemann, 1991.
- [45] M. A. El-Sayed, H. Hassanin, and K. Essa, “Bifilm defects and porosity in Al cast alloys,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 86, no. 5–8, pp. 1173–1179, 2016.
- [46] L. Y. Zhang *et al.*, “Mechanical properties of cast A356 alloy, solidified at cooling rates enhanced by phase transition of a cooling medium,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 448, no. 1–2, pp. 361–365, 2007.

- [47] D. ESKIN, Q. DU, and D. RUVALCABA, "Experimental study of structure formation in binary Al–Cu alloys at different cooling rates," *[J]. Mater. Sci. Eng.*, p. 404: 1–10, 2005.
- [48] F. C. R. HERNANDEZ and G. H. SOKOLOWSKY, "Thermal analysis and microscopical characterization of Al–Si hypereutectic alloys," *J. Alloys Compd.*, vol. 419, p. 180–190., 2006.
- [49] C. L. Yang, Y. B. Li, B. Dang, H. Bin Lü, and F. Liu, "Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 25, no. 10, pp. 3189–3196, 2015.
- [50] E. Sjölander and S. Seifeddine, "Optimisation of solution treatment of cast Al-Si-Cu alloys," *Mater. Des.*, vol. 31, no. SUPPL. 1, pp. S44–S49, 2010.
- [51] A. M. A. Mohamed, F. H. Samuel, and S. Al kahtani, "Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 543, pp. 22–34, 2012.
- [52] I. ASTM, "ASTM B917 / B917M-01, Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes." West Conshohocken, PA, USA, 2012.
- [53] E. Sjölander and S. Seifeddine, "The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 10, pp. 1249–1259, 2010.
- [54] M. H. Mulazimoglu, "Electrical Conductivity Studies of Cast Al-Si and Al-Si- Mg alloys," McGill University, Montreal, PQ, Canada, 1988.
- [55] C. W. Meyers, "Solution Heat Treatment in A357 Alloys," *AFS Trans*, vol. 93, pp. 741–750, 1985.
- [56] E. H. Segundo, G. O. Verran, and G. de M. Batista, "Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356," *Rev. Mater.*, vol. 20, no. 4, pp. 936–945, 2015.
- [57] Q. Du, K. Tang, C. D. Marioara, S. J. Andersen, B. Holmedal, and R. Holmestad, "Modeling over-ageing in Al-Mg-Si alloys by a multi-phase CALPHAD-coupled Kampmann-Wagner Numerical model," *Acta Mater.*, vol. 122, pp. 178–186, 2017.

- [58] E. Sjölander and S. Seifeddine, "Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 24, pp. 7402–7409, 2011.
- [59] S. ping Lu, R. Du, J. ping Liu, L. can Chen, and S. sen Wu, "A new fast heat treatment process for cast A356 alloy motorcycle wheel hubs," *China Foundry*, vol. 15, no. 1, pp. 11–16, 2018.
- [60] H. MÖller, G. Govender, and W. E. Stumpf, "Application of shortened heat treatment cycles on A356 automotive brake calipers with respective globular and dendritic microstructures," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 20, no. 9, pp. 1780–1785, 2010.
- [61] T. Il So, H. C. Jung, C. Do Lee, and K. S. Shin, "Effects of T6-treatment on the defect susceptibility of tensile strength to microporosity variation in low pressure die-cast A356 alloy," *Met. Mater. Int.*, vol. 21, no. 5, pp. 842–849, 2015.
- [62] S. Joseph, S. Kumar, V. S. Bhadram, and C. Narayana, "Stress states in individual Si particles of a cast Al-Si alloy: Micro-Raman analysis and microstructure based modeling," *J. Alloys Compd.*, vol. 625, pp. 296–308, 2015.
- [63] C. H. Caceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths, and Q. G. Wang, "The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys," *Met. Mater. Trans*, vol. A 30, p. 2611–2618., 1999.
- [64] Q. G. Wang, "Plastic deformation behavior of aluminum casting alloys A356/357," *Metall. Mater. Trans. a-Physical Metall. Mater. Sci.*, vol. 35A, no. 9, pp. 2707–2718, 2004.
- [65] E. Vandersluis and C. Ravindran, "Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing," *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 6, no. 1, pp. 89–94, 2017.
- [66] J. Wang, S. He, B. Sun, Q. Guo, and M. Nishio, "Grain refinement of Al-Si alloy (A356) by melt thermal treatment," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 141, no. 1, pp. 29–34, 2003.