

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE ALUMINATO DE
COBALTO NA LAMA DE ZIRCONITA DO
PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Dissertação para Obtenção do Título de
Mestre em Engenharia

Ronaldo Cesar Tremarin

Porto Alegre, setembro 2011.

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE ALUMINATO DE
COBALTO NA LAMA DE ZIRCONITA DO
PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Ronaldo Cesar Tremarin
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós - Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre, setembro 2011.

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação e aprovada na sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Junior

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Mario Wolfart Júnior (IFRS)

Prof. Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira (DEMET/LAFUN)

Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS/NUCLEMAT)

Prof. Dr. Nestor Cezar Heck (PPGE3M/DEMET)

Prof. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M/UFRGS

Dedico este trabalho aos meus pais, Darci e Carmem, pelo amor e apoio que têm dado durante toda minha vida. Dedico à minha querida irmã, que sempre me ajudou a compreender os problemas existenciais.

“A vitória tem mais de uma centena de pais;

“A derrota, por outro lado, essa, é órfã.”

John F. Kennedy

AGRADECIMENTOS

Ao orientador e amigo Dr. Prof. Jaime Spim, pelo envolvimento, dedicação e valiosos ensinamentos, que contagiam e impulsionam a aprender cada vez mais, para nos tornarmos profissionais responsáveis e competentes.

Ao coorientador e amigo Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira, pela paciência, dedicação e principalmente pela compreensão com meus contra tempos.

Ao Sr. Maurício de Oliveira, Gerente Geral da Sulmaq Microfusão, que sempre demonstrou muito interesse e foi muito solidário para que este trabalho se concretizasse.

À Sulmaq Microfusão, pelo fornecimento de material e apoio financeiro.

Aos colaboradores e estagiários do LAFUN e LAMEF pelo incondicional auxílio para finalizar esta dissertação.

À UFRGS, ao curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, aos professores, por possibilitarem meu aperfeiçoamento acadêmico.

Em especial, aos meus pais, Darci e Carmem, que sempre me incentivaram a estudar e obter um título de mestre.

E, principalmente a Andréia Maria Slaghenaufi que apareceu na minha vida de uma forma tão intensa.

RESUMO

O aluminato de cobalto no processo de revestimento na fundição de precisão favorece a nucleação no metal líquido. Este fenômeno atua na superfície externa do componente. Neste estudo um componente e corpos de prova de ensaio de tração em aço inoxidável AISI 347 foram vazados em moldes cerâmicos, com e sem aluminato de cobalto. Para verificar a influência foram executados 24 ensaios de tração e analisados 48 componentes e os corpos de prova de tração utilizando a técnica de metalografia ótica. Os resultados experimentais mostram um acréscimo nos valores de resistência mecânica e percentual de alongamento e a redução no espaçamento dendrítico e ocorrência do modo de falha porosidade no componente.

ABSTRACT

The cobalt aluminate in the coating process in investment casting favors nucleation in liquid metal. This phenomenon acts on the outer surface of the component. In this study a component and test specimens for tensile testing of AISI 347 stainless steel were poured into ceramic molds with and without cobalt aluminate. To check the influence of 24 trials were performed and analyzed 48 traction components and tensile test specimens using the technique of optical metallography. The experimental results show an increase in the values of mechanical strength and percent elongation and reduction in dendrite spacing and the occurrence of the failure mode in porous component.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	iv
AGRADECIMENTOS	iv
RESUMO.....	vii
ABSTRACT	viii
SUMÁRIO.....	ix
LISTA DE FIGURAS	xiii
LISTA DE TABELAS	xx
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xxii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS GERAL.....	4
2. OBJETIVOS ESPECÍFICO.....	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1. Processo de Fundição de Precisão.....	5
3.2. Etapas do processo de Fundição de Precisão.....	6
3.3. Produção do modelo em cera.....	6
3.4.Montagem do cacho em cera.....	7
3.5.Os materiais utilizados nas etapas revestimento primário e secundário.....	7
3.6.Preparação da lama.....	10
3.7. Revestimento primário.....	10
3.8. Secagem.....	11
3.9. Revestimento secundário.....	11
3.10. Secagem.....	13
3.11. Deceragem	13
3.12. Calcinação.....	14
3.13. Fundição.....	15
3.14. Desmoldagem.....	16
3.15. Remoção dos canais.....	16
3.16.Acabamento e expedição.....	17
3.2. Solidificação.....	17
3.2.1. Solidificação dos metais puros.....	18
3.2.2. Transferência de calor na solidificação.....	19
3.2.3. Macroestrutura.....	20

3.2.4. A transição colunar-equiaxial (TCE).....	22
3.2.5. Agente nucleante.....	23
3.2.6. Dendritas.....	25
3.2.6.1. Crescimento dendrítico	27
3.2.6.2. Leis de crescimento celular e dendrítico.....	28
3.2.7. Modos de falha Porosidades.....	29
3.3. Aços inoxidáveis.....	33
3.3.1. Aços inoxidáveis austeníticos	34
3.3.2. Diagrama	36
3.3.2.1. Diagrama Fe-Cr.....	36
3.3.2.2. Diagrama Fe-Cr-Ni	37
3.3.3. Aços inoxidáveis fundidos.....	38
3.3.4. Aços inoxidáveis CF8C.....	38
3.3.5. Solidificação do AIA.....	39
3.3.6. Diagramas de solidificação	43
3.3.7. Solidificação dos aços CF8C.....	43
3.3.7.1. Microestrutura dos aços CF8C.....	44
3.3.7.1.1. Fase primária.....	44
3.3.7.1.2. Fase secundária.....	45
3.3.7.1.3. Carbonetos	45
3.3.7.1.4. Fase sigma.....	46
3.3.8. Tratamentos térmicos de solubilização	46
3.3.9. Propriedades mecânicas dos aços CF8C.....	47
3.4. Ensaio mecânicos de tração.....	47
3.4.1. Tensão de escoamento.....	50
3.4.2. Tensão máxima.....	51
3.4.3. Alongamento e redução de área.....	51
3.4.4. Tenacidade.....	52
3.4.5. Microestrutura e propriedades mecânicas.....	53
3.5. Análise microestrutural, metalografia quantitativa.....	53
3.5.1. Tamanho de grão versus Equação de Hall Petch.....	54
3.5.2. Método intercepto linear de Heyn.....	56
4. MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1. Injeção dos corpos de prova.....	60

4.2. Injeção das peças.....	60
4.3. Montagem dos corpos de prova e peças.....	61
4.4. Limpeza.....	62
4.5. Preparação da lama de revestimento primário	62
4.6. Pintura dos Corpos de Prova e Peças.....	62
4.7. Revestimento primário.....	64
4.8. Preparação da lama de revestimento secundário.....	65
4.9. Revestimentos secundário.....	66
4.10. Secagem.....	66
4.11. Deceragem.....	67
4.12. Calcinação.....	67
4.13. Fundição e vazamento.....	67
4.14. Desmoldagem e remoção dos canais.....	68
4.15. Metalografia dos corpos de prova.....	69
4.16. Espaçamento dentrítico.....	71
4.17. Análise do modo de falha porosidade.....	73
4.17.1. Análise visual.....	73
4.17.2. Teste de estanqueidade.....	74
4.17.3. Análise metalográfica das peças	75
4.18. Ensaio mecânicos.....	76
4.18.1. Ensaio de tração.....	76
4.18.2. Tenacidade.....	76
4.19. Tratamento térmico de solubilização.....	77
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	78
5.1. Espaçamento dentrítico.....	78
5.1.1. Caracterização do espaçamento dentrítico secundário (λ_2)	78
5.1.2. Caracterização do espaçamento dendrítico primário (λ_1).....	79
5.2. Porosidade.....	82
5.2.1. Análise visual.....	82
5.2.2. Teste de estanqueidade.....	84
5.2.3. Análise microscópica.....	85
5.3. Ensaio mecânicos de tração – bruto de fusão.....	88
5.4. Ensaio de tração estado, tratado termicamente.....	92
5.5. Análise comparativa das propriedades mecânicas, estado bruto de fusão e tratado	

termicamente.....	95
6. CONCLUSÕES.....	98
7. Sugestões para trabalhos futuros.....	99
Bibliografia.....	100

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-(a) Imagem de alguns canais em cera do processo de fundição de precisão e (b) imagem de um cacho em cera (cacho e peças) prontas para o revestimento primário ¹³	7
Figura 2-(a) Processo de banho na lama no revestimento primário e (b) exposição á chuva de areia ¹⁹	11
Figura 3-Representação esquemática do corte perpendicular da casca cerâmica, demonstrando as camadas de cera, revestimento primário, secundário e último banho ²⁰	12
Figura 4-Molde do processo de fundição de precisão com último banho, pronto para decerragem ¹⁹	13
Figura 5-(a)Interior da autoclave ²² (b) de vista geral da autoclave e cachos evidenciando o processo de carregamento ⁶⁴	14
Figura 6-Molde cerâmico dentro do forno de calcinação à temperatura de 1050 °C durante o processo de calcinação ⁸	15
Figura 7-Imagem de cachos de processo de fundição de precisão na caixa de areia após o processo de fundição ⁶	16
Figura 8-Ilustração esquemática das principais etapas do processo de fundição de precisão ²⁴	17
Figura 9-Representação esquemática da solidificação do metal no molde, indicando com as setas externas o sentido de extração de calor e com as setas internas o sentido da evolução do processo de solidificação ²⁵	20
Figura 10-Representação esquemática das três macroestruturas encontradas nos metais fundidos, o molde e o sentido do fluxo de calor ²⁵	22
Figura 11-Representações esquemáticas do sentido de crescimento dos fatores e a respectiva influência na alteração das estruturas durante a solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; GL – gradiente térmico à frente da interface; VL – velocidade da isoterma <i>liquidus</i> e C_0 – concentração nominal ²⁵	26
Figura 12-Representação esquemática de dendrita e as respectivas indicações de espaçamento primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário(λ_3) ³⁴	27
Figura 13-Ilustração esquemática dos elementos porosidade intergranular, contorno de grão, segunda fase intergranular, porosidade interdendrítica, segunda fase	

interdentritica e braços dentriticos primários secundários e terciários da microestrutura de fundidos ³⁶⁻³⁹	28
Figura 14-Ilustração esquemática das contrações envolvidas no processo de solidificação de um componente ²⁵	30
Figura 15-Micrografia de uma porosidade no interior de um componente fundido ⁷ evidenciando a ausência de matéria numa região do componente.....	31
Figura 16-(a) Ilustração de um componente com formação de porosidade; (b) ilustração da solidificação de um componente com ausência o modo de porosidade ⁷ , instante, para as duas situações instante $t_2 > t_1$	32
Figura 17-Ilustração das etapas de solidificação apresentando a formação de porosidades abertas, (a) no início da solidificação, (b) durante a solidificação e (c) no final da solidificação ³¹	32
Figura 18-Ilustração das etapas de solidificação apresentando a formação de porosidades fechadas (a) no início da solidificação, (b) durante a solidificação e (c) no final da solidificação ³¹	33
Figura 19-Diagrama ferro-cromo, indicando nos eixo das coordenadas da esquerda para a direita o aumento do percentual de carbono, nos eixos das abscissas à esquerda de cima para baixo o sentido de redução da temperatura em graus celcius e à direita em graus Fahrenheit ⁴⁹	37
Figura 20-Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% (em peso) de ferro, indicando no eixo das coordenado da esquerda para a direita o aumento do percentual de níquel e redução do percentual de cromo, no eixo das abscissas no sentido de baixo para cima a redução da temperatura em graus Celsius ²¹⁻⁵²	38
Figura 21-Representação da ACI para aços fundidos resistentes ao calor e à corrosão, no eixo das ordenadas o percentual em peso de níquel e no eixo das abscissas o percentual de cromo em peso ⁵³	39
Figura 22-Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% (em peso) de ferro, indicando os quatro modos de solidificação, no qual o eixo das coordenadas da direita para a esquerda representa a redução do percentual de níquel e aumento do percentual de cromo e no eixo das abscissas no sentido de baixo para cima a redução de temperatura ⁵⁷	41
Figura 23-Esquema proposto para os cinco tipos de microestruturas que representam aos modos de solidificação: a) A - austenítico; b) AF - austenítico-ferrítico; c) FA -	

ferrítico-austenítico; d) FA - ferrítico-austenítico e F- ferrítico ⁵²⁻⁵⁶	42
Figura 24-Diagrama dos modos de solidificação ⁵⁷	42
Figura 25-Diagrama de Schaeffler para relações de cromo e níquel equivalentes, indicando as fases formadas e os respectivos percentuais de cada fase na composição química analisada ⁵⁸	43
Figura 26-Ilustração das duas principais geometrias dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração: (a) circular e (b) retangular nas vistas laterais e frontal.....	48
Figura 27-Ilustração dos principais componentes da máquina de ensaio de tração.....	48
Figura 28-Ilustração das principais etapas no ensaio de tração, indicando o comprimento inicial L_0 , a variação do comprimento ΔL , Área (inicial) e o sentido da aplicação da força.....	49
Figura 29-Gráfico tensão-deformação de engenharia, indicando a tensão de escoamento (A), tensão máxima (D') e deformação total (G).	50
Figura 30-Ilustração esquematizada da diferença de tenacidade entre materiais dúcteis e frágeis ⁴²	52
Figura 31-Ilustração da movimentação da discordância no plano de deslizamento e a interface com o grão adjacente com diferentes ângulos de deslizamento da discordância.....	54
Figura 32-Representação esquemática do tamanho médio dos grãos e a tensão de escoamento.....	54
Figura 33-Figura representativa de grãos e uma linha de comprimento conhecido cruzando os contornos de grão, representação do método de Heyn.....	56
Figura 34 -Tipos de interseção: tangente (+0,5), intersecção de dois grãos (+1)..	57
Figura 35 - Apresentação do fluxo de atividades realizadas.....	59
Figura 36-Ilustração geométrica do corpo de prova utilizado neste trabalho (a) vista frontal e (b) vista lateral.	60
Figura 37-Fotografia da sala de injeção de peças em cera da empresa Sulmaq Microfusão ¹⁹	61
Figura 38-Imagens dos cachos do processo de fundição de precisão, (a), corpos de prova para ensaio de tração (b) peças do teste.....	61

Figura 39-Imagem do processo de pintura dos corpos de prova para o ensaio de tração com lama contendo aluminato de cobalto.....	63
Figura 40-Peça com pintura de lama contendo aluminato de cobalto região de ocorrência do modo de falha porosidade.....	64
Figura 41-Imagem do operador aplicando à primeira lama no tanque de lama de zirconita ¹⁹	65
Figura 42-Fotografia dos cachos durante a secagem após o processo de revestimento primário ¹⁹	65
Figura 43-Fotografia de cachos do processo de fundição de precisão após a 7 ^o camada de revestimento secundário ¹⁹	66
Figura 44-Fotografia dos cachos do processo de fundição de precisão após o vazamento do metal líquido ¹⁹	67
Figura 45-Representação dos corpos de prova (a) vista frontal, (b) vista lateral.....	69
Figura 46-Representação da amostra após o embutimento, (a) vista superior (b) corte B-B e (c) perspectiva isométrica.....	70
Figura 47-Imagem do microscópio Olympus BX 051.....	70
Figura 48-Imagem representativa dos quadrantes da secção paralela ao eixo principal na calota cilíndrica.....	71
Figura 49-Imagem representativa dos quadrantes da secção perpendicular ao eixo principal da secção circular.....	71
Figura 50-Ilustração esquemática de uma dendrita com eixo principal e braços secundários, ilustrando a metodologia utilizada para medir os espaçamentos dendríticos primário (λ_1) e secundário (λ_2) ⁴¹	72
Figura 51-Representa (a) secção circular e (b) retangular dos corpos de prova, as regiões C e D são representadas pelos contornos em vermelho, as regiões A e B contemplam os contornos e as regiões centrais dos corpos de prova.....	73
Figura 52-Medidas dos espaçamentos dendríticos primário (λ_1), representado pelos traços pretos e secundário (λ_2) representados pelos traços vermelhos.....	73
Figura 53- Vista perpendicular do equipamento do teste de estanqueidade.....	74
Figura 54-(a) Micrografia da peça com nódulos de grafite, (b) Micrografia evidenciando a área ocupada pelos nódulos de grafite da imagem anterior.....	75
Figura 55-Fotografia da máquina de ensaio de tração ³⁰	76
Figura 56 -Ciclo do processo de tratamento térmico de solubilização efetuado.....	77

Figura 57-Gráfico demonstrando a variação do espaçamento médio dentrítico secundário das amostras, no eixo das abscissas o valor do espaçamento dentrítico em função da presença ou ausência de pintura nos corpos de prova no eixo das coordenadas.....	78
Figura 58 -Gráfico demonstrando a variação do espaçamento dentrítico primário obsevado nas amostras, à esquerda resultado dos corpos de prova sem pintura de lama e à direita com pintura.....	79
Figura 59-Metalografias transversais dos corpos de prova, ataque eletrolítico com ácido oxálico a 10% de concentração.....	82
Figura 60-Metalografias transversais dos corpos de prova, (a) corpo de prova com pintura, seção circular, ataque eletrolítico com ácido oxálico a 10% de concentração.....	82
Figura 61-Fotografia da aresta entre o cilindro e a face frontal da peça com ausência de porosidades abertas na região crítica.....	83
Figura 62-Fotografia da aresta da peça um demonstrando a presença de porosidades abertas indicada pela seta em cor vermelha.....	83
Figura 63-Fotografia da aresta da peça um demonstrando a presença de porosidades abertas indicada pelas setas em cor vermelha.....	84
Figura 64-Gráfico demonstrando a expressiva redução do percentual de peças reprovadas na análise visual e teste de estanqueidade.....	84
Figura 65-Metalografia 100 X de aumento de uma peça com porosidade em cor preta.....	85
Figura 66-Metalografia 100 X de aumento de uma peça com porosidades em cor vermelha após tratamento de imagem.....	86
Figura 67-Metalografia 100 X de aumento de uma peça sem porosidade em grandes ou abertas.....	86
Figura 68-Metalografia 100 X de aumento de uma peça sem quantidade expressiva de porosidade em cor vermelha após tratamento de imagem.....	87
Figura 69-Gráfico demonstrando o percentual médio de porosidade das amostras analisadas, no eixo das coordenadas á esquerda peças com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e à direita peças sem pintura, no eixo das abscissas o percentual médio de porosidade observado.....	87
Figura 70-Gráfico tensão - deformação de engenharia dos corpos de prova com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e sem pintura de lama, no eixo das abscissas o	

valor de tensão em função do valor de deformação no eixo das coordenadas.....	89
Figura 71-Gráfico dos valores médios de percentual de alongamento indicado no eixo das abscissas em função da adição da operação de pintura com lama contendo aluminato de cobalto nos corpos de prova ou ausência da operação indicado no eixo da coordenadas.....	89
Figura 72-Gráfico dos valores médios da resistência mecânica, indicado no eixo das abscissas em função da adição da operação de pintura com lama contendo aluminato de cobalto nos corpos de prova ou ausência da operação indicado no eixo da coordenadas.....	90
Figura 73-Gráfico dos valores médios de tenacidade indicado no eixo das abscissas o valor de tenacidade médio calculado e no eixo da coordenadas os corpos de prova que foram ou não submetidos ao processo de pintura com lama.....	91
Figura 74-Gráfico comparativos dos valores médios de alongamento no eixo das abscissas á esquerda e tensão máxima à direita dos dois experimentos em função da adição da operação de pintura de lama com agente nucleante nos corpos de prova.....	92
Figura 75-Gráfico comparativo da evolução do espaçamento dentrítico secundário no eixo das abscissas á esquerda e os valores médios da tensão máxima à direita dos experimentos.....	92
Figura 76-Gráfico dos valores médios de percentual de alongamento no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura.....	96
Figura 77-Gráfico dos valores médios de resistência mecânica eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura.....	94
Figura 78-Gráfico dos valores médios da tenacidade no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura.....	95
Figura 79-Gráfico dos valores médios de resistência mecânica eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura.....	96
Figura 80-Gráfico dos valores médios do alongamento bruto de fusão e pós-tratamento térmico no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas as situações testadas.....	97

LISTA DE TABELAS

Tabela 1-Apresentação da precisão dimensional do processo de fundição de precisão ¹¹	5
Tabela 2-Apresentação da variação de composição química do aluminato de cobalto utilizado na indústria de fundição de precisão ¹³	9
Tabela 3-Relação entre metais, ponto de fusão e percentual de contração na etapa de solidificação.....	31
Tabela 4- Composição química, microestrutura dos principais aços inoxidáveis ⁷	36
Tabela 5 - Especificação de composição química, microestrutura e aço similar para a liga CF8C, % em peso ¹⁰	39
Tabela 6- Apresentação dos tipos de carbonetos encontrados nos aços inoxidáveis, indicando a faixa de temperatura de precipitação e tipo de célula cristalina ⁶²⁻¹⁹	45
Tabela 7-Apresentação dos valores das principais propriedades mecânicas do aço CF8C ⁶⁵	46
Tabela 8- Apresentação da sequência do processo de revestimento primário e revestimento secundário do cacho cerâmico e a respectiva granulometria dos refratários.....	65
Tabela 9- Composição química verificada no espectrômetro da empresa Sulmaq Microfusão.....	67
Tabela 10-Valores de espaçamento dentrítico secundário de cada conjunto das amostras e o respectivos desvios padrões em relação a média observadas.....	78
Tabela 11-Valores de espaçamento dentrítico primário de cada conjunto das amostras e o respectivos desvios padrões em relação a média observadas.....	79
Tabela 12-Valores dos percentuais de aprovação e reprovação em cada teste executado.....	84
Tabela 13 – Apresentação dos valores médios da tensão de escoamento, resistência mecânica, percentual de alongamento, tenacidade e os respectivos desvios padrões no estado bruto de fusão.....	88
Tabela 14 – Apresentação dos valores médios da tensão de escoamento, resistência mecânica, percentual, alongamento e tenacidade e respectivos desvios padrões dos corpos de prova bruto de fusão e tratado termicamente.....	93

LISTA DE SÍMBOLOS

Δ = intervalo

λ = espaçamento interdendrítico

λ_1 = espaçamento interdendrítico primário

λ_2 = espaçamento interdendrítico secundário

λ_3 = espaçamento interdendrítico terciário

σ = tensão

σ_e = limite de escoamento

σ_u = Limite de resistência à tração

SRC = super resfriamento cosntitucional

pH = potencial hidrogeniônico

°C =Graus Celsius

ppm = particular por milhões

Lafun = Laboratório de Fundição

Lamef = Laboratório de Metalurgia Física

US\$ = Dólar

S/L = fronteira sólido liquido

CFC = cúbico de face centrada

CCC = cúbico de corpo centrado

Å = Angstroms

Nº = Número

ASTM = *American Society for Testing and Material*

k = 1000

psi = Libra-força por polegada quadrada

Cr_{equi} = cromo equivalente

Ni_{equi} = níquel equivalente

t₁ = instante 1

t₂ = instante 2

AIA = aço inoxidável austenítico

HRC = Dureza Rockwell C

HRB = Dureza Rockwell B

/ = divisão

SFSA = Steel Founders Society of America

x = vezes

L = líquido

ACI = Alloy Casting Institute

m²/g = metros quadrados por grama

μm = micrometro

h = horas

TCE = transição colunar equiaxial

VL = Velocidade de crescimento

EVA = etileno vinil acetato

\dot{T} = taxa de resfriamento

γ = austenita

δ = ferrita delta

α = ferrita alfa

T_v = temperatura de vazamento

T_t = temperatura de solidificação

1.INTRODUÇÃO

O processo de fundição é considerado o primeiro dentre os processos de fabricação envolvendo a transformação de fase de metais. Uma análise dos acontecimentos históricos permite concluir que esse processo era utilizado na Europa, na Ásia, na África e, possivelmente, em partes da América Latina há mais de 5000 anos A.C¹ durante a idade do Cobre e do Bronze.

Apesar dos processos de fundição serem variados, todos eles consistem, basicamente, na obtenção de peças por meio da solidificação de um metal ou liga metálica no interior de um molde com a configuração desejada da peça a obter. Praticamente, quase todos os tipos de metais e ligas metálicas podem ser vazados em moldes adequados. A técnica da fundição consiste essencialmente na aplicação, pura e simples do princípio de Arquimedes²:

“O líquido toma a forma do vaso que o contém”.

A indústria de fundição tem a sua disposição diferentes métodos para a produção de peças metálicas, sendo alguns mais apropriados do que outros para a fabricação de determinada peça. Para efetuar a seleção do processo fatores como o tamanho da peça, forma, custo, complexidade, quantidade, acabamento superficial e precisão dimensional são analisados.

Fundição de precisão é um processo de fundição que produz peças de metal com detalhes e tolerâncias de usinagem por isso, geralmente as peças com geometria complexa são produzidas nesse processo⁶.

Dependendo das particularidades do processo de fabricação por fundição, este pode ser denominado como: fundição sob pressão, fundição de precisão, fundição em areia, fundição em caixa fria, fundição em molde permanente etc.

Microfusão é um processo de fundição que reproduz uma peça originariamente em cera (modelo), revestida com material cerâmico, formando um molde que, após a retirada da cera, fica oco e serve para o preenchimento com metal líquido. Após a solidificação, a peça metálica é removida do restante do molde cerâmico e inspecionada de acordo com especificações do cliente ou norma técnica aplicável.

Atualmente inúmeros componentes, como por exemplo, tacos de golfe, próteses dentárias, implantes, maçanetas, calços, guias de portas, dobradiças, travas, corpos de válvulas, componentes de usinas nucleares, esferas de válvulas, rotores, suportes, luvas, presilhas de motores de combustão interna, joias e palhetas de turbina para motor a jato apresentam em comum o processo de produção, que é a fundição por cera perdida, às vezes

denominada microfusão ou fundição de precisão ou internacionalmente conhecida como *Investment Casting* ou *Precision Casting*.

Estimativas mostram que peças para aeronaves e material bélico representam cerca de cinquenta por cento do valor total de US\$1,6 bilhão de fundidos produzidos por cera perdida nos Estados Unidos³. O mercado de microfundidos no Brasil ainda é pequeno e apresenta oportunidades de crescimento, principalmente para o setor automobilístico⁴. O número de microfusões praticamente dobrou nos últimos cinco anos, estimando-se atualmente um número acima de 30 empresas, das quais 23 constam no Guia de Fundições e todas estão situadas nas regiões Sul e Sudeste do Brasil⁵.

No período da Segunda Guerra Mundial, esse processo foi utilizado de forma massiva na fabricação de peças para armamentos, pois a precisão dimensional obtida pelo processo de microfusão é muito superior à fundição convencional. Possibilita a redução de utilização de metal base e diminui custos operacionais quando o metal de trabalho possui elevado preço de mercado, como por exemplo, aços inoxidáveis, aços refratários, aço ferramenta, ligas de níquel e ligas de cobalto.

Reduzidas tolerâncias dimensionais, ótimo acabamento superficial e formatos complexos podem ser obtidos devido à capacidade da cera em copiar detalhes e à reprodução destes pela casca cerâmica.

A casca cerâmica é produzida com sucessivas etapas de mergulho da árvore do processo de fundição de precisão na lama cerâmica e com a lama ainda úmida exposta a uma chuva de areia, formando assim uma casca cerâmica.

Assim, o conhecimento da relação processo-microestrutura-propriedade do aço AISI 347 microfundido é de fundamental importância para o desenvolvimento e a adequação dos materiais e processo de fabricação, para as diferentes situações. Um dos atuais desafios das microfusões é a otimização das propriedades mecânicas das peças metálicas de modo a permitir o reprojeto dos componentes com o intuito de aumentar a segurança do usuário final ou reduzir o peso dos componentes.

Outro desafio está relacionado ao constante aumento de complexidade das geometrias dos componentes fundidos e esse fato, às vezes, resulta na necessidade de complexos sistemas de canais de alimentação do aço fundido ou o surgimento do modo de falha porosidade em algumas regiões específicas dos componentes.

Além disso, há fortes desafios no entendimento da interação da microestrutura e casca cerâmica, que por ventura poderão apresentar significativa redução de custo com a utilização de casca cerâmicas mais adequadas ao processo de fundição de precisão.

Este trabalho propõe a adição de aluminato de cobalto na lama cerâmica de zirconita, com o objetivo de alterar a dinâmica de solidificação do metal líquido. Dessa forma alterar as variáveis do processo de solidificação, a microestrutura e as propriedades mecânicas dos componentes em aço no estado bruto de fusão e após os tratamentos térmicos.

Aspectos microestruturais e propriedades mecânicas do aço AISI 347 (CF8C) produzido em fundição de precisão contendo aluminato de cobalto foram investigados neste trabalho.

1. OBJETIVO GERAL

- Analisar a influência da adição de aluminato de cobalto na lama de zirconita do processo de fundição de precisão através de ensaios mecânicos de tração e análise de espaçamento dendrítico.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Efetuar comparações dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos de tração e análises metalográficas realizados nos corpos de prova fundidos em casca cerâmica, com e sem a adição de aluminato de cobalto, no aço AISI 347 (CF8C) em estado bruto de fusão e após o tratamento térmico de solubilização;
- Correlacionar às alterações das propriedades mecânicas verificadas nos corpos de prova fundidos em casca cerâmica produzida com a adição de 8% de aluminato de cobalto, com as devidas alterações microestruturais no estado bruto de fusão.
- Analisar os efeitos da alteração na dinâmica de solidificação do componente automotivo com redução da ocorrência do modo de falha porosidade.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Processo de fundição de precisão

Há registros históricos da utilização do processo de fundição de precisão há 3000 anos A.C., quando os homens fabricavam ferramentas rudimentares e algumas joias⁸. Na Segunda Guerra Mundial este processo foi amplamente utilizado na produção de armamento e peças para aeronaves entre outros componentes.

O processo de fundição de precisão é uma alternativa para os processos de forja e usinagem, uma vez que a produção de resíduos é mínima⁸. É um processo que se caracteriza, principalmente pelo alto grau de reprodutibilidade de formas complexas e relativo baixo custo para itens idênticos⁹.

A cera é o material preferido para produção do modelo, pois apresenta baixo ponto de fusão, baixo coeficiente de dilatação térmica e baixa viscosidade. Essas características auxiliam a reproduzir fielmente a geometria da cavidade da matriz da injeção.

No processo de fundição de precisão, a casca cerâmica, o molde é confeccionado em torno do modelo em cera. Existem dois métodos distintos: molde sólido e molde em casca cerâmica. Atualmente os moldes sólidos são mais comuns para a área odontológica e de joias, sendo os moldes em cascas cerâmicas mais utilizados industrialmente¹⁰.

Devido aos avanços tecnológicos e às maiores exigências para o mercado de fundidos, são requeridas às fundições lotes de peças com constante otimização de qualidade, maior precisão dimensional, melhor acabamento superficial, melhores propriedades mecânicas e otimização da sanidade metalúrgica.

Para fins ilustrativos na Tabela 1 apresenta-se a precisão dimensional do processo de fundição de precisão.

Tabela 1-Apresentação da precisão dimensional do processo de fundição de precisão¹¹.

Fundição de precisão	
Fundição de precisão	Tolerância (μm)
Dimensão (mm)	± 75
0 a 12,7	± 125
12,7 a 25,4	± 175
25,4 a 38,1	± 500
maior 50,8	± 500

3.2. Etapas do processo de fundição de precisão

O processo de fundição de precisão pode ser dividido nas seguintes etapas:

- produção do modelo em cera;
- montagem do cacho de modelos;
- revestimento primário;
- secagem;
- revestimento secundário;
- secagem;
- deceragem;
- calcinação;
- fusão e vazamento;
- desmoldagem;
- remoção dos canais;
- acabamento e expedição.

3.3. Produção do modelo em cera

No processo de fundição de precisão o modelo é produzido a partir da injeção de cera na cavidade da matriz, a qual deve apresentar ótimo acabamento superficial, pois, a cera irá copiar fielmente todos os detalhes da cavidade da matriz¹².

As ceras são produzidas geralmente a partir da mistura de parafina macro e microcristalina, cera de carnaúba, breu e EVA.

Dentre algumas características importantes das ceras utilizadas nos processo de fundição de precisão citam-se

- adequada fluidez, durante a injeção na matriz metálica;
- ponto de fusão entre 60 °C e 80 °C;
- solidificação uniforme;
- adequadas propriedades mecânicas.

Neste processo a cera tem papel fundamental, pois com o modelo em cera será produzido o molde cerâmico o qual transmitirá a forma ao metal. É de fundamental

importância o conhecimento sobre a reologia da cera para a manutenção da precisão dimensional e o ótimo acabamento superficial.

3.4. Montagem do cacho em cera

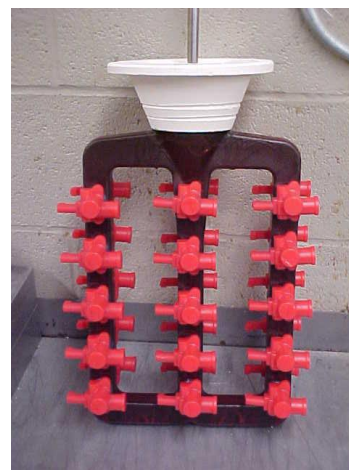
Antes de iniciar a montagem das peças injetadas em cera, é necessária a injeção do canal, o qual também é produzido a partir de cera, geralmente reciclada. Normalmente, trata-se de uma peça cilíndrica, triangular ou quadrada, em que numa das extremidades esta acoplada um gancho, conforme Figura 1 a.

No corpo do canal são colados os modelos, um a um, deixando espaços equidistantes entre os modelos, formando assim um cacho, conforme Figura 1 b.

Após todas as peças em cera serem coladas no canal, deve-se deixar todo o conjunto em repouso para que haja estabilização térmica entre as peças e o canal, eliminando assim todas as tensões originárias da colagem das peças no canal. O tempo para que essa estabilização seja eficaz não deve ser inferior a uma hora a uma temperatura de sala de 22 ° C.



(a)



(b)

Figura 1-(a) Imagem de alguns canais em cera do processo de fundição de precisão e (b) imagem de um cacho em cera (cachos e peças) prontos para o revestimento primário¹³.

3.5. Os materiais utilizados nas etapas revestimento primário e secundário

Nas etapas de revestimento primário e secundário são utilizados vários materiais entre eles sílico-aluminosos, alumina, sílica eletrofundida, zirconita, sílica coloidal, agente de molhamento e aluminato de cobalto.

Sílico-Aluminosos – O teor de alumina varia normalmente de 42% a 73% e a refratariedade aumenta com o teor. Os refratários sílico-aluminosos apresentam características moderadas de expansão térmica. Encontram-se disponíveis em várias faixas de tamanhos, de grânulos, sendo comum os tamanhos de 100 a 600 *meshs*¹. São geralmente usados na indústria de fundição de precisão como materiais da lama ou no chamote, para a produção de casca cerâmica. Geralmente são compostos por uma mistura de sílica amorfa e alumina ou uma mistura de sílica cristalina na forma de cristobalita e alumina¹⁴.

Alumina - É altamente refratária, com um ponto de fusão de 2038 °C. Possui baixa reatividade com ligas à base de níquel e cobalto, sendo utilizada na produção de superligas. O uso de alumina geralmente proporcionará uma camada de revestimento com alta condutividade térmica¹.

Sílica eletrofundida – apresenta baixa expansão térmica se comparada a outros refratários. Possui baixos valores de condutividade térmica e densidade, é principalmente utilizada como componente de lama tanto para peças ferrosas como também para não ferrosas. Moldes cerâmicos nos quais a sílica eletrofundida é incorporada são autodestrutivos quando são mergulhados em água e apresentam solubilidade em soda cáustica, facilitando a remoção da casca cerâmica numa eventual limpeza química.

Zirconita – a expansão térmica é intermediária entre a alumina e a sílica eletrofundida. Contém geralmente em torno de 67% ZrO₂ e 33% SiO₂. Os principais contaminantes são Fe₂O₃ e TiO₂. Devido à sua alta densidade, o estuco de zircônio é normalmente aplicado com chuveiro ou na forma de pós em suspensão na lama cerâmica. Os pós de zirconita estão disponíveis em várias distribuições de tamanho de partícula e são usados em lamas primárias e secundárias. É o refratário mais usado em lamas primárias por apresentar baixa reatividade com a maioria dos metais e ligas ferrosas¹.

Sílica coloidal – trata-se de uma dispersão de partículas esféricas de sílica amorfa em água. O tamanho da partícula da sílica encontra-se dentro da variação de 5 a 10 nm e este tamanho resulta em uma partícula com alta razão área de superfície/volume. A partícula carrega uma carga iônica negativa, a qual, juntamente com a elevada área de superfície e a alcalinidade entre pH de 9,6 a 10,0¹⁴ mantém as partículas em dispersão permanente na água. O teor de sílica varia de 20% a 30% em peso é empregada como agente aglutinante⁸. Sob as condições normais, a sílica coloidal é muito estável. Entretanto é sensível a várias condições que conduzem à gelificação, como temperatura elevada e alguns compostos químicos, tais como ácidos e sais os quais reduzem a habilidade de aglomeração da sílica coloidal, resultando em cascas cerâmicas frágeis⁴.

Agente de molhamento - reduz a tensão superficial da lama, permitindo que esta “molhe” os cachos de cera com maior facilidade. Esses agentes são selecionados segundo a compatibilidade com o aglomerante e a tendência de formação de espumas na superfície da lama.

Aluminato de cobalto – material de alta pureza, com teor de 32,5% a 36,0% de cobalto é facilmente integrado na lama do revestimento primário por meio da agitação mecânica.

A quantidade de aluminato de cobalto, na lama é altamente variável, (de 1% a 10%) depende da especificação de requisitos, como composição da liga fundida, seção de espessura da parede de metal do componente e outros fatores¹⁵. Geralmente as adições de aluminato de cobalto são de 6 % a 8% em peso⁶.

Em estudos realizados constatou-se que maiores concentração de aluminato de cobalto não altera significativamente o tamanho de grão e não melhora as propriedades mecânicas das peças fundidas¹⁵.

Na Tabela 2 constam informações adicionais sobre a composição química do aluminato de cobalto.

Tabela 2 - Apresentação da variação de composição química do aluminato de cobalto utilizado na indústria de fundição de precisão¹⁸.

Descrição	Valores
Co	32,5 a 36%
Al ₂ O ₃	28,0 a 31,0%
outros	33,0 a 39,0%
Pb	26 ppm
Sb	< 10 ppm
Zn	< 21 ppm
Fe	980 ppm
pH	8,6 a 9,6
área específica	2,25 a 3,25 m ² /g

O aluminato de cobalto é produzido por meio da reação de óxido de cobalto (Co₃O₄) e hidróxido de alumínio Al(OH)₃, à temperatura de 1200-1300 °C. A reação entre os óxidos resulta numa estrutura denominada de espinélio de aluminato de cobalto CoAl₂O₄¹⁵.

Novos materiais – nos últimos anos foram desenvolvidos novos materiais com o intuito de redução de custos de fundição de precisão; materiais refratários a base de FeAlSiO₂.

E por meio dos testes realizados, verificou-se a possibilidade de substituição dos materiais à base de sílico-aluminosos ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$) na lamas de revestimento⁸.

3.6. Preparação da lama

As suspensões são preparadas pela adição do pó refratário -farinha de zirconita- ao líquido aglutinante -sílica coloidal-, com agitação mecânica suficiente para dissolver o aglomerado. A viscosidade inicialmente é elevada por causa do arrastamento de ar e falta de molhamento das partículas e, portanto, a agitação é continua até que a viscosidade reduza ao seu nível adequado. Após o ajuste da viscosidade, a agitação mecânica também é necessária, porém de uma forma menos intensa para manter o pó em suspensão.

Os procedimentos de controle das suspensões variam consideravelmente entre as fundições, refletindo em parte a ampla gama de especificações. Dependendo da linha de produtos, os métodos de controles mais utilizados são medição do tempo de completo escoamento da lama no copo Zahn número 4 ou 5⁷.

Outros parâmetros que são frequentemente controlados incluem temperatura, densidade e pH.

3.7. Revestimento primário

Antes de iniciar o processo de revestimento primário, o cacho é limpo por meio da imersão e agitação em tanque contendo uma solução diluída, a base de água com pequenas adições de soda cáustica com pH variando entre 7,6 e 8. Após o processo de limpeza todos os cachos são lavados em água corrente para remoção da contaminação e expostos para secagem.

Após o cacho é mergulhado por completo em lama constituída por farinha de zircônio e sílica coloidal conforme Figura 2 a. Na sequência é exposta a uma chuva de areia de farinha de zirconita, conforme Figura 2 b, construindo uma camada de lama e refratários em pó seco⁸.

A lama deve permanecer em constante agitação, para evitar a gelificação da sílica e manter em suspensão a farinha de zircônita.

A produção da casca cerâmica é crucial para o processo de fundição de precisão⁸. Por esse motivo, geralmente há um controle de umidade, temperatura e composição química dos refratários.

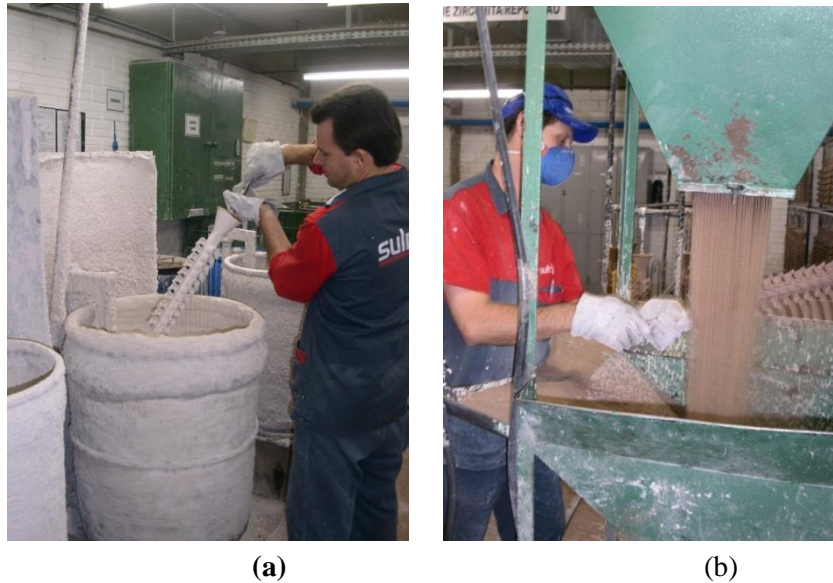


Figura 2-(a) Processo de banho na lama no revestimento primário e (b) exposição á chuva de areia¹⁹.

3.8. Secagem

O cacho de cera com a primeira camada deve permanecer em repouso por no mínimo cinco horas a temperatura de 20 a 22 °C. Após repete-se o processo-revestimento primário e secagem-novamente para proporcionar maior resistência mecânica. Nessa etapa do processo é fundamental o completo e homogêneo revestimento do cacho em cera, pois no processo de fundição de precisão, essas camadas de materiais refratários são expostas aos maiores choques mecânicos e térmicos em comparação a outras camadas da casca cerâmica.

3.9. Revestimento secundário

Após a secagem da última camada de material refratário do revestimento primário, inicia-se outra sequencia de banhos. A lama nesta nova etapa geralmente é constituída por sílica coloidal e farinha sílico-aluminosa ou uma mistura de farinhas de sílica eletrofundida e sílico-aluminosa.

Após a etapa de mergulho na lama, o cacho é submetido a uma chuva de chamote-rocha moída - um material mais grosseiro oriundo da calcinação e moagem de rochas sílico-aluminosas, e exposição à secagem⁷⁻¹⁵ em ambientes com temperatura e umidade controlada.

Essas operações de mergulho na lama, posterior exposição à chuva de chamote e secagem (coagulação química ou secagem, ou uma combinação destes da sílica coloidal)⁷ são repetidas, com intervalo de 4 a 10 horas, até a obtenção de uma camada com espessura adequada para suportar as tensões mecânicas dos próximos processos.

O tamanho das partículas do chamote é aumentado em função das adições de novas camadas⁷⁻¹⁵ de revestimento secundário, para manter a máxima permeabilidade do molde, proporcionando a saída do ar durante o preenchimento com metal líquido⁸. Assim, um molde de fundição de precisão consiste em camadas de material refratário granular mantido unido por um agente aglutinante⁸⁻⁷.

Após a finalização do processo de adição de camadas de refratários, mergulha-se o cacho num banho constituído por farinha de sílica eletrofundida e sílica coloidal, com o intuito de evitar os eventuais desprendimentos dos grânulos de refratário.

A Figura 3 traz uma representação da micrografia, em vista perpendicular, da cera, lamas do revestimento primário, lamas de revestimento secundário e último banho. Nela percebe-se nitidamente que a espessura da casca produzida na etapa de revestimento secundário é maior que a espessura da casca produzida na etapa de revestimento primário.

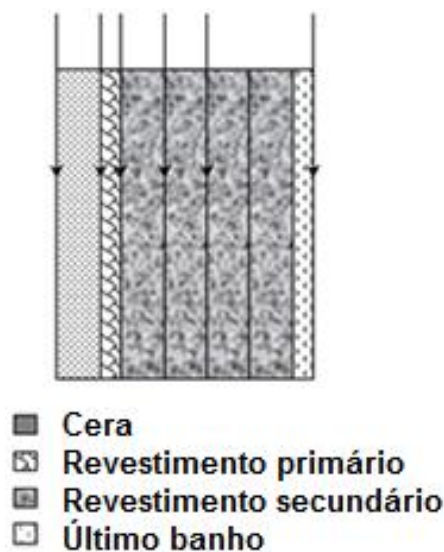


Figura 3-Representação esquemática do corte perpendicular da casca cerâmica, demonstrando as camadas de cera, revestimento primário, secundário e último banho²⁰.

A Figura 4 reproduz a imagem de um cacho do processo de fundição de precisão após a execução de todas as etapas dos processos de revestimento primário, revestimento secundário e último banho.



Figura 4-Molde do processo de fundição de precisão com último banho, pronto para deceragem¹⁹.

3.10. Secagem

Para a finalização da etapa de revestimento secundário, o cacho cerâmico permanece na sala de revestimento por mais 72 horas a temperatura de 20 a 22 °C para remoção do excesso de umidade.

3.11. Deceragem

Há três diferentes métodos para efetuar deceragem:

- *Flash fire* (aquecimento rápido)
- Microndas
- Autoclave

Até a década de 60 o processo de deceragem predominante nas fundições de precisão era o processo de *flash fire*, o qual consiste em retirar a cera através do aquecimento dos cachos de fundição de precisão a aproximadamente uma temperatura de 1050 °C e desse

cacho a cera é retirada por gravidade. Importante salientar que esse processo é executado simultaneamente ao processo de calcinação.

Na década de 80, o processo de deceragem por autoclave foi desenvolvido e amplamente utilizado pelas empresas de fundição de precisão.

Nele o cacho é posicionado na vertical dentro da autoclave, conforme Figura 5 a e b. Na autoclave ocorre um aumento de pressão e temperatura simultaneamente, proporcionando o fusão da cera, permitindo que esta escoe do cacho cerâmico.

O tempo para efetuar o aumento de temperatura e pressão na autoclave deve ser curto, para efetuar a rápida transformação da cera do estado sólido para o estado líquido, reduzindo dessa forma, as eventuais tensões internas oriundas desta transformação⁸⁻¹⁵.

A cera fundida poderá ser reciclada por meio da filtragem, para retirar as impurezas sólidas, sendo necessárias operações adicionais como remoção da água residual. Posteriormente essa cera provavelmente será utilizada na produção de canais para colagem de peças.

O processo de microndas consiste em efetuar ao derretimento da cera a partir da emissão de ondas eletromagnéticas, apresentando principal ponto positivo a estabilidade dimensional da casca cerâmica em comparação com o processo de autoclave⁴⁰.



(a)



(b)

Figura 5-(a)Interior da autoclave²²(b) de vista geral da autoclave e cachos evidenciando o processo de carregamento⁶⁴.

3.12. Calcinação

Nesta etapa do processo de fundição de precisão, o cacho é calcinado em um forno mufla a uma temperatura de aproximadamente 1050 °C por no mínimo uma hora e meia, conforme. Durante essa etapa, haverá a extração de umidade, queima dos compostos orgânicos, aumento da permeabilidade da casca cerâmica e resistência mecânica.

No final do processo de calcinação o cacho apresentará uma coloração alaranjada conforme Figura 6, estando pronto para receber o metal líquido fundido em seu interior.

O processo de calcinação apresenta a maior fonte de variabilidade dimensional do produto, pois nele ocorre a dilatação volumétrica e eventualmente poderá ocorrer transformação de fase da estrutura cristalina do material refratário¹². Por esse motivo não é recomendada a utilização de refratário com elevado fator de expansão térmica ou a utilização de materiais que efetuem transformações alotrópicas com expressiva variação de volume⁶, pois as alterações alotrópicas poderiam aumentar ou diminuir a dimensão final do componente metálico.



Figura 6- Molde cerâmico dentro do forno de calcinação à temperatura de 1050 °C durante o processo de calcinação⁸.

3.13. Fundição

Nesta etapa do processo de fundição de precisão, há poucas diferenças em relação à fundição convencional. O sistema de canais do molde define a trajetória que o metal líquido seguirá no processo de vazamento. O cacho terá um ponto de entrada, geralmente um funil cerâmico e posterior corredor, para que o metal líquido possa preencher as peças; Além do completo preenchimento das peças, como requisito do processo, o projeto do cacho será dimensionado para propiciar a solidificação das peças antes da solidificação dos canais, permitindo a manutenção de alimentação de metal líquido durante a solidificação das peças, evitando a formação de porosidade¹³.

O aço líquido tende a reagir com o ar da atmosfera formando óxidos e escórias; Na interface metal líquido/atmosfera em um sistema de enchimento ideal o ar atmosférico é expulso durante o enchimento do molde. Esse preenchimento deve ser feito de modo suave,

sem turbulência, a qual poderia aprisionar ar no metal líquido, resultante na formação de bolhas de gás no metal solidificado.

Na Figura 7 consta a imagem de cachos preenchidos com metal líquido pelo processo de fundição de precisão.



Figura 7 - Imagem de cachos de processo de fundição de precisão na caixa de areia após o processo de fundição⁶.

3.14. Desmoldagem

O cacho cerâmico preenchido com o metal será submetido à vibração mecânica para a retirada da casca cerâmica, a qual é descartada em aterro sanitário, utilizada com pavimento de estradas vicinais ou reciclada. O cacho de metal consiste na cópia fiel do cacho em cera oriundo do processo de montagem.

3.15. Remoção dos canais

Nesta etapa do processo as peças são separadas do canal de alimentação - antigo canal em cera. Normalmente esse corte é feito com disco de corte ou serra automática. Dependendo da montagem do cacho também é possível utilizar dispositivos de quebra de canal manual para facilitar a operação.

Na Figura 8 são ilustradas as etapas do processo de fundição de precisão.

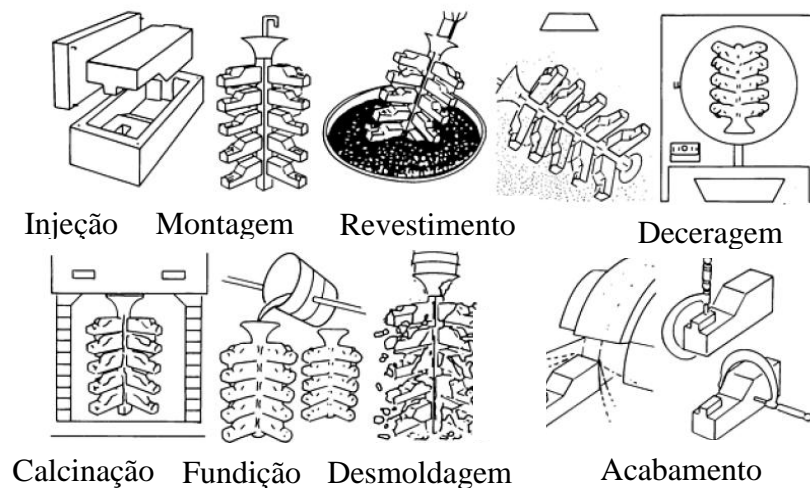


Figura 8- Ilustração esquemática das principais etapas do processo de fundição de precisão²⁴.

3.16. Acabamento e expedição

No processo de acabamento as peças são submetidas ao processo de limpeza com soda cáustica fundida a 700 °C, e se necessário, são lixadas para remoção dos canais, jateadas e inspecionadas por análise visual.

Em função da solicitação do cliente algumas peças são usinadas, eletropolidas, polidas, revestidas com camadas protetoras ou marcadas com o número da ordem de fabricação e reinspecionadas.

Depois de finalizada a etapa de acabamento as peças são expedidas em embalagens conforme solicitação do cliente ou meio de transporte.

3.2. Solidificação

A solidificação é entendida como a transformação da fase líquida para o sólido, na qual os parâmetros de processo - temperatura de vazamento, forma e velocidade de extração de calor do metal líquido e composições químicas da liga, estão relacionadas com os parâmetros de solidificação - velocidade de solidificação, gradiente térmico, taxa de avanço da frente de solidificação.

3.2.1. Solidificação dos metais puros

Uma substância pura na temperatura T_f pode coexistir em equilíbrio termodinâmico nas fases sólida e líquida. Essa temperatura é definida como ponto T_f de fusão da substância e é o único ponto em que esses dois estados podem coexistir em equilíbrio. Acima dessa temperatura o material é líquido e abaixo é sólido.

A solidificação dos metais é dividida em duas etapas:

- nucleação: a qual pode ser homogênea ou heterogênea;
- crescimento: que pode apresentar interface sólido-líquido difuso ou facetado.

A temperatura de fusão pode ser denominada de temperatura na qual a energia de Gibbs das duas fases é igual, portanto, nessa temperatura o líquido e o sólido possuem a mesma energia Gibbs, conforme Equação 1.

$$G_L = G_S \quad (1)$$

Na qual, G_L e G_S são, respectivamente, as energias de Gibbs do estado líquido e do sólido.

A energia Gibbs de uma fase pode ser definida pela Equação 2.

$$G = E - T.S + p.V_{ol} \quad (2)$$

Na qual: G = energia Gibbs, E = energia interna da fase, T = temperatura absoluta, S = entropia, p = pressão [Pa] e V_{ol} = volume.

A entalpia (H) de uma fase pode ser definida, Equação 3.

$$H = E + p.V_{ol} \quad (3)$$

na qual, H = entalpia e substituindo na Equação 2 tem-se:

$$G = H - (T.S) \quad (4)$$

Na temperatura de fusão (T_f), a energia livre do líquido se iguala à energia livre do sólido, logo, obtêm a Equação 5.

$$H_L - T_L \cdot S_L = H_S - T_S \cdot S_S \quad (5)$$

E como a variação da entalpia corresponde ao calor latente de mudança de fase, tem-se as Equações 6 e 7.

$$H_L - H_S = L \cdot \rho \quad (6)$$

$$\Delta S = \frac{L \cdot \rho}{T_f} \quad (7)$$

Na qual: L = calor latente de transformação, ΔS = variação da entropia e ρ = massa específica.

A Equação 7 mostra que a variação em entropia que ocorre devido à transformação de um líquido em sólido pode ser quantificada pela relação entre o calor latente (L) e a temperatura de fusão (T_f). Tendo em vista que a diferença de estrutura cristalina e, conseqüentemente, a diferença em ordenação de um sólido em relação a outro são muito menores do que aquela existente entre um sólido e um líquido, a variação em entropia (ΔS) não deve ser fortemente dependente da estrutura cristalina do sólido por ocasião da transformação líquido/sólido.

Resultados experimentais demonstraram que o valor a T_f é proporcional ao L -calor latente- para uma determinada estrutura cristalina, variando pouco de uma estrutura para outra²⁵.

3.2.2. Transferência de calor na solidificação

A solidificação de materiais está intimamente ligada à transferência de calor do metal a ser solidificado para o molde e para o ambiente. Para a transformação da fase líquida para a fase sólida é necessário à transferência de energia térmica (calor) do metal para o molde.

Na Figura 9 consta a representação esquemática da solidificação do metal no interior do molde.

Na prática industrial, em fundições de areia, fundição de precisão e outras são realizados vazamentos de metal líquido em moldes ou lingoteira a uma temperatura um pouco

acima da temperatura de transformação sólido-líquido (T_f).

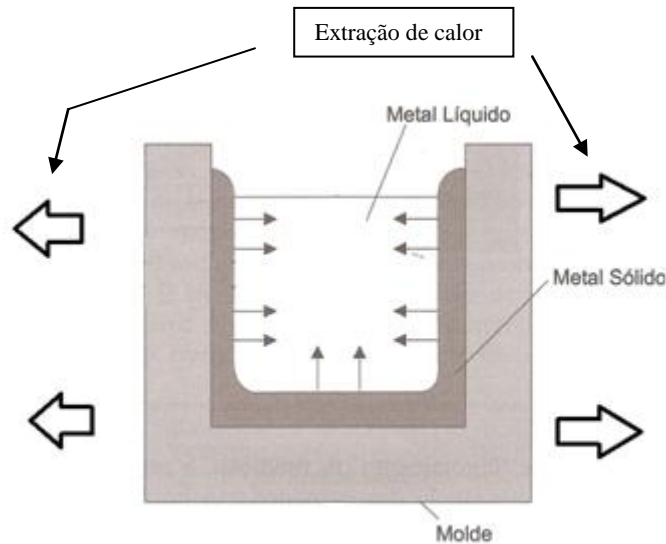


Figura 9-Representação esquemática da solidificação do metal no molde, indicando com as setas externas o sentido de extração de calor e com as setas internas o sentido da evolução do processo de solidificação²⁵.

Essa prática é necessária para compensar a perda de energia térmica durante o transporte, trocas térmicas com o ambiente, equalização da temperatura do metal com o refratário do meio de transporte do metal líquido e principalmente para que o metal possa completar a geometria do molde antes do início da solidificação.

Essa diferença de temperaturas (ΔT) entre temperatura de vazamento (T_v) e temperatura de solidificação (T_f) é conhecida como superaquecimento, conforme Equação 8.

$$\Delta T = T_v - T_f \quad (8)^{25}$$

Em especial no processo de fundição de precisão o molde é aquecido a aproximadamente 1050 °C para remover a umidade proveniente do processo de confecção da casca cerâmica, aumentar a resistência mecânica da casca, aumentar a porosidade da casca e diminuir a transferência de energia térmica entre o metal líquido e o molde, de modo que ocorra a menor perda de calor (energia) do metal líquido para o ambiente e para o molde durante o processo de preenchimento da cavidade, permitindo o melhor e mais rápido preenchimento do molde.

3.2.3. Macroestrutura

No estado líquido os átomos não estão ordenados, pois há um alto nível de energia, apresentando uma estrutura atômica amorfa. No instante em que ocorrer uma extração forçada de energia ou uma dissipação térmica oriunda do contato do metal líquido com o molde, inicia o processo de solidificação, o qual tenderá a posicionar os átomos numa estrutura cristalina tridimensional.

A continuação da solidificação só é possível devido à ocorrência do processo de nucleação e crescimento dos núcleos formados, originando os núcleos cristalinos. A nucleação só ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal líquido atinge um valor suficientemente baixo que permite que eles ocupem posições de equilíbrio na rede cristalina.

O núcleo continua crescendo em função da extração de calor, contudo, a variação total de energia Gibbs deve apresentar condições energéticas para a continuidade do crescimento. Em caso contrário o núcleo se dissolve no líquido.

As estruturas de solidificação são subdivididas em: macroestruturas e microestruturas. É importante salientar que se denominam macroestruturas as estruturas morfológicas observadas e avaliadas a olho nu ou com ajuda de aumento óptico de até 10 vezes. As microestruturas, no entanto, são efetivamente observadas por intermédio de aumentos ópticos no mínimo na ordem de 10 vezes e métodos eletrônicos na observação nanométrica com o auxílio da microscopia eletrônica.

A macroestrutura é caracterizada pelos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientação, forma e distribuição. De maneira geral, podem-se identificar três regiões macroestruturais distintas, conforme Figura 10.

Zona coquilhada: composta por grãos de orientações aleatórias, geralmente de pequenas dimensões e próximos à parede do molde. É o local do primeiro contato do metal líquido com o molde e nela encontra-se uma intensa taxa de resfriamento localizada, fato que propicia uma intensa nucleação de grãos. Em particular, no processo de fundição de precisão não há um forte gradiente térmico entre o metal líquido e o molde, dificultando a formação da zona coquilhada²⁵.

Zona colunar: iniciada pelo crescimento de grãos a partir dos núcleos originados do rápido resfriamento do líquido nos primeiros instantes do processo de solidificação e que apresentam direção cristalográfica adequada para o crescimento em direção paralela à direção de extração de calor, formando grãos cristalinos alongados e paralelos ao fluxo de calor.

Zona equiaxial: é constituída por uma região central de grãos cristalinos, grandes, se comparados com a zona equiaxiais, e sem orientação preferencial. Diferente do crescimento

da zona colunar, a zona equiaxial central é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias.

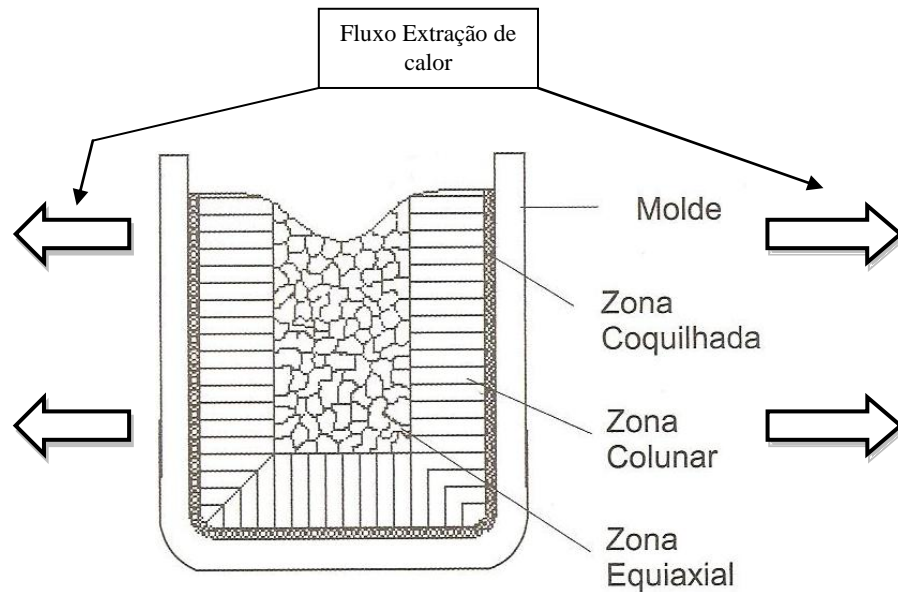


Figura 10 -Representação esquemática das três macroestruturas encontradas nos metais fundidos, o molde e o sentido do fluxo de calor²⁵.

3.2.4. A transição colunar-equiaxial (TCE)

Em função dos parâmetros de processo alguns componentes podem apresentar macroestruturas completamente equiaxiais ou colunares. Na maioria dos processos de fabricação encontram-se macroestruturas contendo as zonas equiaxiais e colunares, as quais são divididas pela zona de transição colunar-equiaxial.

Essa zona macro estrutural mista, forma-se, pois a nucleação e o crescimento de grãos ocorrem em frente à interface colunar de crescimento. O crescimento dos grãos equiaxiais compete com o crescimento colunar, de tal forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são absorvidos pela frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica. Entretanto, se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos equiaxiais podem formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar.

3.2.5. Agente nucleante

Os principais motivos da constante pesquisa com intuito de redução do tamanho de grão de um material é o fato de que um tamanho de grão fino em peças fundidas garante as seguintes características: i) propriedades mecânicas uniformes em todo o material; ii) melhor distribuição da segunda fase e microporosidade; iii) melhor usinabilidade; iv) melhora da capacidade de obter uma superfície uniforme; v) melhor resistência mecânica, tenacidade e vida de fadiga e vi) maior resistência à corrosão²⁶.

Existem três métodos de refinamento de grãos durante a solidificação: mecânico, químico e térmico. O método mecânico o qual consiste na aplicação de vibrações mecânicas durante a solidificação, o método químico promove a nucleação de grãos através de uma reação química do agente nucleante e por fim o método térmico a promoção de fluxo de calor localizado²⁷.

A adição de agente nucleante é a abordagem mais comum para refinamento de grãos e envolve a introdução de agentes nucleante no metal líquido na solidificação, externamente, sob a forma de uma dispersão fina, por meio de meios internos ou reações químicas que resultam na formação de um produto sólido que serve como base para a nucleação de um novo grão²⁷.

Os agentes nucleantes modificam as características iniciais de solidificação e fornecem um meio de controle efetivo do tamanho de grão e morfologia²⁷⁻²⁸ e normalmente apresentam as seguintes características básicas para uma ótima eficiência e eficácia: i) alto ponto de fusão e estabilidade térmica, ii) boa dispersão de partículas e iii) não promover considerável alteração de composição química²⁹.

À medida que a solidificação ocorre e a temperatura ultrapassa a linha *liquidus*, dois processos ocorrem simultaneamente. O sólido nucleia no substrato disponível a uma taxa que aumenta exponencialmente com o super-resfriamento SRC, também provocado pela adição do agente nucleante, e quando a temperatura decresce abaixo de certo limite, as partículas nucleadas começam a crescer e evoluir.

A taxa local de resfriamento diminui com a nucleação e o crescimento acelera até a temperatura atingir um nível mínimo começando a recalescência. A taxa de nucleação sobe rapidamente até um máximo, a uma temperatura um pouco antes do mínimo na curva de resfriamento. Posteriormente, o número de eventos de nucleação diminui rapidamente, pois as partículas disponíveis estão esgotadas.

Para ilustrar as principais características da inoculação e os mecanismos físicos que têm sido desenvolvidos na inoculação de agentes, algumas das experiências com ligas de alumínio serão utilizadas como base para discussão.

Os inoculantes para refino de grãos utilizados na indústria do alumínio empregam Ti, B e C. O atual estado da arte indica que os elementos Ti, B ou C quando são adicionados ao liga de alumínio para inoculação dissolvem-se e reagem formando nitretos, carbonetos ou compostos de alumínio, como por exemplo, Al_3Ti e outros na matriz líquida, agindo como agentes nucleantes heterogêneos e no aumento da taxa de SRC³⁰.

Alguns autores indicam que, além da compatibilidade cristalográfica e do elevado grau de molhabilidade o SRC localizado no entorno do agente nucleante auxilia na promoção de formação de novos grãos. É interessante notar que o superesfriamento (SRC) necessário para ativar a solidificação é geralmente inferior a cerca de $5\text{ }^\circ\text{C}$ ²⁵.

Outros aditivos, tais como o sódio em ligas de alumínio-silício, são utilizados para modificar a morfologia de crescimento. Além disso, existe uma grande diversidade de experiências sobre o refino de grão em ligas de alumínio por titânio.

Para as ligas de alumínio, magnésio, alumínio-silício, a adição de um refinador de grão para a fusão metal antes do vazamento é uma das maneiras mais importantes para reduzir o tamanho de grão. Apesar de limitada eficiência promovida pela adição TiB_2 e Al_3Ti como agente nucleante nas ligas de alumínio, estes produtos são utilizados com frequência³¹.

Nos últimos dois anos tem havido um aumento significativo no número de publicações sobre refinadores de grão das ligas e Mg-Al pela adição de Al-C e outros compostos

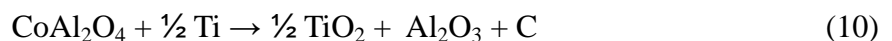
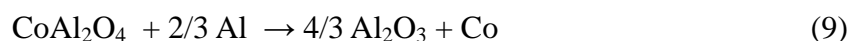
Da mesma forma, as terras raras, como Ce e Y, têm sido utilizadas para refinar grão de ligas à base de Mg-Al²⁸. Nestes estudos obtendo redução do tamanho médio de grãos nas ligas de Mg-3Al de $82\text{ }\mu\text{m}$ para $50\text{ }\mu\text{m}$ ³².

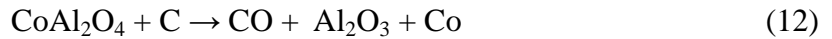
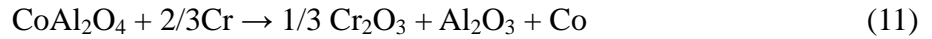
No processo de fundição de precisão o aluminato de cobalto é amplamente utilizado na produção de ligas à base de níquel, monel e inconel. Nessas ligas os estudos apresentam resultados satisfatórios na otimização das propriedades mecânicas.

O aluminato de cobalto tem ponto de fusão de $1628\text{ }^\circ\text{C}$, portanto é interessante, manter em sólido durante a fundição.

O composto tem a estrutura cristalina idêntica a do aço inoxidável austenítico (CFC) e parâmetro de rede similar servido de substrato para início da solidificação.

Conforme as Equações 9, 10, 11 e 12.





A adição de aluminato de cobalto reduz a atividade dos elementos, Al, Ti, Cr e C e resulta na formação cobalto puro apto a servir de substrato para a nucleação¹⁵.

Ao serem molhados pela liga de líquido que ela constitui um excelente substrato para o início de grãos, como efeito é limitado a uma profundidade de cerca de 1,25 mm³¹.

Além do requisito básico da compatibilidade cristalográfica, o líquido deve interagir com o nucleante com alta molhabilidade e, para um refinamento uniforme, o nucleante deve permanecer disperso.

Numa outra análise paralela a ação agente nucleante pode inferir que a redução localizada de carbono disponível poderá reduzir a formação de carbonetos metálicos nos contornos de grãos autênticos, dessa forma aumentando o percentual médio de alojamento, fato observado na fundição de precisão de ligas de níquel³³.

3.2.6. Dendritas

A formação da microestrutura no sólido é fortemente relacionada com a interface sólida e líquida (S/L) durante o processo de solidificação. É possível alterar a forma de solidificação planar dos metais de elevada pureza para estruturas dendríticas em função da alteração dos parâmetros de processo. Por exemplo, se o solvente ou soluto for segregado na fronteira sólido-líquido, provoca uma distribuição heterogênea da composição química do líquido provocando essa alteração.

O acúmulo pontual na frente da fronteira sólido-líquido em movimento propicia o surgimento de um fenômeno conhecido como super-resfriamento constitucional - SRC. Em função do valor de SRC a instabilidade causada à frente da fronteira sólido-líquido origina diferentes morfologias denominadas por: planar, celular e dendrítica. A Figura 11 apresenta a ilustração da influência do SRC, do GL – gradiente térmico à frente da interface, do VL – velocidade da isoterma *liquidus* e da Co – concentração nominal.

Quando uma liga é submetida ao processo de solidificação na presença de uma pequena quantidade super-resfriamento constitucional, a interface sólido-líquido usualmente produz morfologia celular; esse fato deve-se a esse super-resfriamento ser suficiente para começar o processo de instabilização da interface sólido-líquido, resultando na construção de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado até um ponto

em que o super-resfriamento seja apenas suficiente para manter a força motriz do crescimento.

Ao desenvolver-se essa protuberância, expulsa-se o soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessa situação, a protuberância apresenta uma forma instável por toda a interface, alterando de uma morfologia planar para uma morfologia celular. O desenvolvimento de células regulares ocorre, portanto, a baixa velocidade, perpendicular à linha em movimento S/L e paralela à direção de extração do fluxo de calor, sendo independente da orientação cristalográfica.

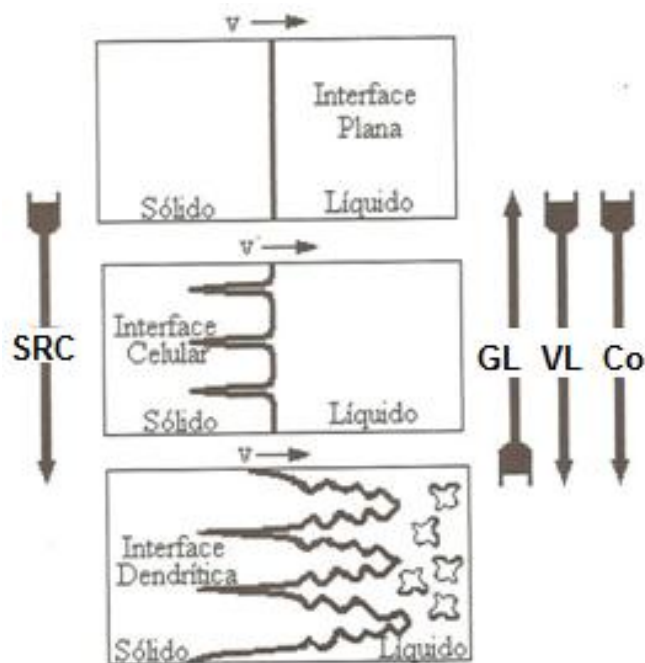


Figura 11 - Representações esquemáticas do sentido de crescimento dos fatores e a respectiva influência na alteração das estruturas durante a solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; GL – gradiente térmico à frente da interface; VL – velocidade da isoterma *liquidus* e C_0 – concentração nominal²⁵.

Com o aporte de um grau maior de super-resfriamento constitucional, ocorrerão instabilidades de maior grandeza e a estrutura celular será transformada da forma celular para a dendrítica, na forma de cruz de malta, com os ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próximas à direção do fluxo de calor e, com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções perpendiculares aos ramos primários²⁵.

As distâncias entre centros das dendritas e de ramificações ou braços dendrítico são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, conforme ilustra a Figura 12.

Esses parâmetros microestruturais quantitativos são utilizados para determinar os efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada.

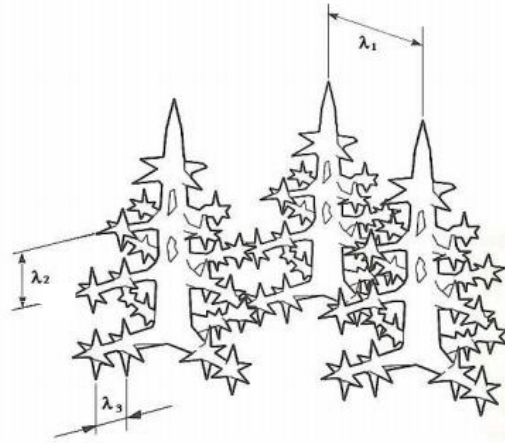


Figura 12 -Representação esquemática de dendrita e as respectivas indicações de espaçamento primário (λ_1), secundário (λ_2) e terciário(λ_3)³⁴.

3.2.6.1. Crescimento dendrítico

O crescimento dendrítico é a forma mais encontrada em materiais fundidos, e o grau de refinamento das dendritas influencia diretamente as propriedades mecânicas pré e pós-tratamento térmico dos produtos fundidos³⁵.

Para os casos das ligas metálicas que apresenta estrutura dendrítica, as propriedades dos produtos fundidos dependem dos espaçamentos primários e secundários³⁵.

De modo geral, os materiais sólidos são compostos por dois ou mais elementos químicos que, durante o processo de solidificação, são redistribuídos internamente a partir da evolução da frente Sólido/Líquido – S/L. Nesse processo a termodinâmica define se a rejeição é do soluto ou do solvente, a qual dependerá da configuração do diagrama de fases, tendo como consequência a movimentação de elementos químicos aliados à transferência de calor que atua paralelamente à evolução da fronteira S/L.

A redistribuição de soluto é efetuada na fronteira de solidificação, que pode ser considerada planar quando se trata de ligas diluídas, material com pequeno percentual de impurezas, formadas por uma região confinada entre as isoterma *solidus* e *liquidus* ou quando se trata da solidificação de ligas mais concentradas. Em ambos os casos, a forma pela qual o soluto e as impurezas são distribuídos é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação²⁵.

A microsegregação é a variação de composição química plausível de ser encontrada nos limites dos contornos de grão ou entre as ramificações dendríticas. Dentre os fatores que

mais dificultam a quantificação da microsegregação estão: a complexidade da forma das ramificações dendríticas, a forma de solidificação colunar ou equiaxial, a consequência de diferentes solutos, o movimento de soluto no líquido, o engrossamento de ramos dendríticos e a dependência do coeficiente de difusão com a concentração e a temperatura.

Para analisar os gradientes de concentração de soluto após a solidificação e consequentemente permitir a determinação do índice de microsegregação, faz-se uma varredura com uso de microsonda entre dois braços dendríticos primários adjacentes, passando por toda a região interdendrítica ou por meio de um braço secundário para uma avaliação mais localizada²⁵.

Em componentes com microestruturas totalmente dendríticas, encontra-se espaçamentos interdendríticos primários e secundários, porosidades e segregados que caracterizam a estrutura responsável pela definição das propriedades mecânicas. Na Figura 13, apresenta-se a ilustração dos elementos responsáveis pelas propriedades mecânicas.

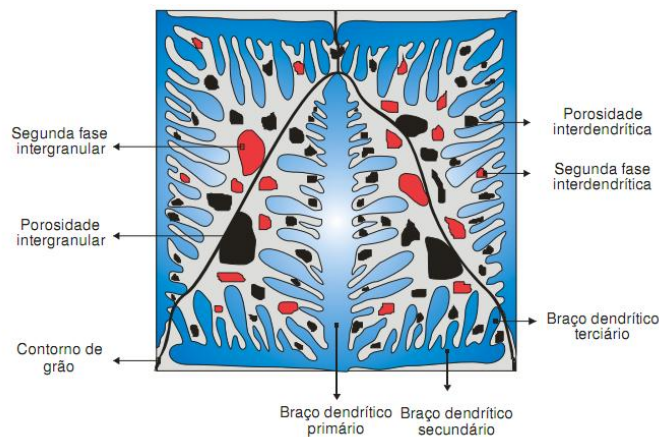


Figura 13-Ilustração esquemática dos elementos porosidade intergranular, contorno de grão, segunda fase intergranular, porosidade interdendrítica, segunda fase interdendrítica e braços dendríticos primários secundários e terciários da microestrutura de fundidos³⁶⁻³⁹.

Os espaçamentos dendríticos são definidos em função das condições térmicas no processo de solidificação. Logo, entende-se a importância de compreender as correlações quantitativas que permite expressar essa interdependência.

3.2.6.2. Leis de crescimento celular e dendrítico

O espaçamento dendrítico é resultado das condições térmicas durante o processo de solidificação. A taxa de resfriamento está correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação, como a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e o gradiente

térmico (G_L), que, estão relacionados com parâmetros operacionais como temperatura de vazamento (T_v) e coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h_i) e molde/ambiente (h_{amb}). Uma forma de estudar a evolução das células e dendritas consiste na análise de estruturas a partir de sistema unidirecional de solidificação. Modelos teóricos [Okamoto–Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz – Fisher, 1984/1986/1989/1992; Trivedi, 1984; Hunt – Lu, 1996; Bouchard – Kirkaldy, 1997], fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência dos parâmetros térmicos da solidificação sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários.

A seguir é detalhado o modelo matemático de cálculo de espaçamento dendrítico Hunt, 1979.

O modelo de Hunt (H) - [Hunt, 1979] descreve a variação da temperatura na dendrita ou na ponta da célula com a velocidade de crescimento (V_L) e taxa de resfriamento (\dot{T}).

Diversas simplificações de natureza física e matemática são efetuadas durante a elaboração do modelo. Por exemplo: a solidificação ocorre em regime de extração de calor estacionário, as dendritas crescem com a morfologia regular lisa no formato de uma elipse e a composição no líquido é homogênea.

A Equação 13 abaixo apresenta o modelo matemático de Hunt:

$$\lambda_c \text{ ou } \lambda_1 = 2,83 [\Gamma m_L C_0 (1-K_0) D_L]^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (13)^{25}$$

Para a qual, λ_c ou λ_1 = o espaçamento dendrítico primário, m_L = inclinação da linha *liquidus*, D_L = difusividade de soluto no líquido, C_0 = composição de soluto da liga, k_0 = coeficiente de partição de soluto, V_L = velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, G_L = gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* e Γ = coeficiente de Gibb - Thomsom .

3.2.7. Modo de falha Porosidade

Porosidade é um modo de falha especialmente difícil de ser percebido quando se trata de um componente fundido, porém quando é identificado, o componente contém uma série de vazios de cerca de 1 milímetro de tamanho ou maiores. Para algumas aplicações, principalmente para a indústria automobilística, a peça é sucateada na presença deste modo de falha.

O metal fundido no forno ocupa volume consideravelmente maior do que quando

solidificado, possibilitando a origem a uma série de problemas para o fundidor. Nessa situação há três contrações bem diferentes para serem compreendidas, conforme ilustra a Figura 14.

Contração do líquido: à medida que a temperatura diminui, a primeira contração percebida é no estado líquido. Esta contração é análoga à observada quando se resfria o mercúrio do termômetro. Geralmente não é problemática, pois metal líquido extra é adicionado para compensar essa pequena redução do volume sem dificuldade.

Contração na solidificação: esta contração ocorre na temperatura de solidificação, porque (em geral) o sólido tem maior densidade em relação ao líquido. Percentuais de contrações associadas à solidificação de número de metais são apresentadas na Tabela 3. Para a grande maioria dos materiais fundidos, a porosidade de contração é um dos mais importantes modos de falha em fundição²⁶.

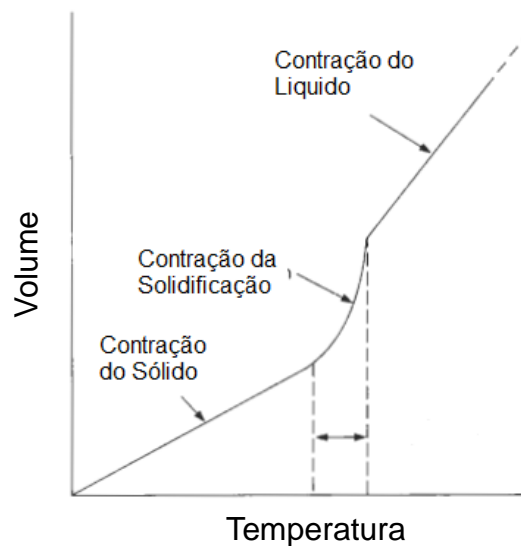


Figura 14-Ilustração esquemática das contrações envolvidas no processo de solidificação de um componente²⁵.

Contração do sólido: nos estágios finais da solidificação pode surgir uma série de problemas. Com a redução de temperatura do componente automaticamente ocorre a redução dimensional, e geralmente há um contato do molde com o sólido em solidificação, o que restringe de certa forma o tamanho final do componente, provocando a formação do modo de falha trincas.

Tabela 3-Relação entre metais, ponto de fusão e percentual de contração na etapa de solidificação⁴.

Metal	Ponto de fusão (°C)	Percentual de contração (%)
Al	660	7,14
Au	1063	5,47
Fe	1536	3,16
Ni	1453	5,11

A contração na solidificação provoca uma série de problemas, os quais incluem: (a) a exigência de “alimentação”, que é aqui definida como qualquer processo que permita a compensação da contração de solidificação pelo movimento de líquido ou sólido, e (b) "a porosidade da contração", que é o resultado de interrupção de manutenção da continuidade de fornecimento de metal líquido durante o processo de solidificação.

A formação de porosidade durante a solidificação afeta negativamente a integridade do metal fundido e em alguns casos limita a aplicação estrutural³⁷, conforme ilustrado na Figura 15, na qual se percebe uma nítida ausência de material na macroestrutura do componente.



Figura 15-Micrografia de uma porosidade no interior de um componente fundido evidenciando a ausência de matéria numa região do componente⁷.

Na Figura 16 é ilustrado na forma esquemática a evolução da formação do modo de falha porosidade do componente e a influência da posição do canal de alimentação para a redução da ocorrência do modo de falha porosidade.

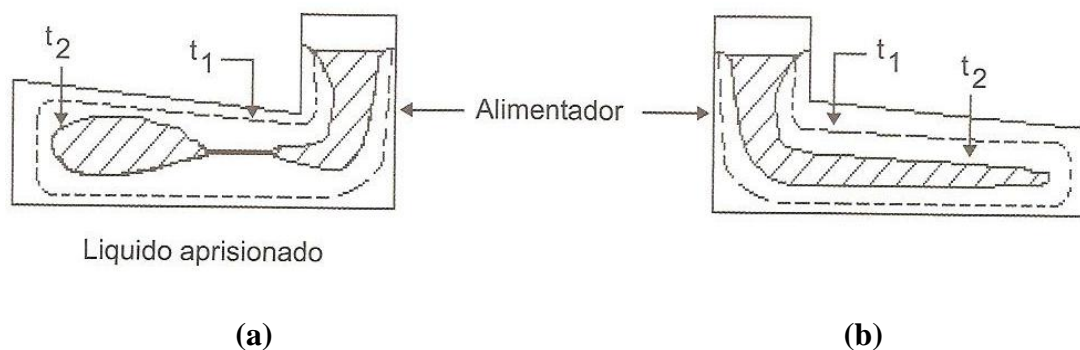


Figura 16-(a) Ilustração de um componente com formação de porosidade; (b) ilustração da solidificação de um componente com ausência do modo de porosidade⁷, instante, para as duas situações instante $t_2 > t_1$.

Quando o alimentador é posicionado na extremidade de menor espessura na peça, conforme Figura 16 a, as frentes de solidificação se encontram no instante t_2 , isolando um volume de líquido do contato, do líquido proveniente do alimentador. Quando a solidificação desse volume se completa, surge à formação de porosidade por causa da contração volumétrica da solidificação. Entretanto, a colocação do alimentador na extremidade oposta, conforme mostrado na Figura 16 b, não provocará o bloqueio de líquido proveniente do alimentador e, por fim, não formará a porosidade.

Na Figura 17 ilustra-se de forma detalhada as etapas de formação de porosidades abertas durante a solidificação.

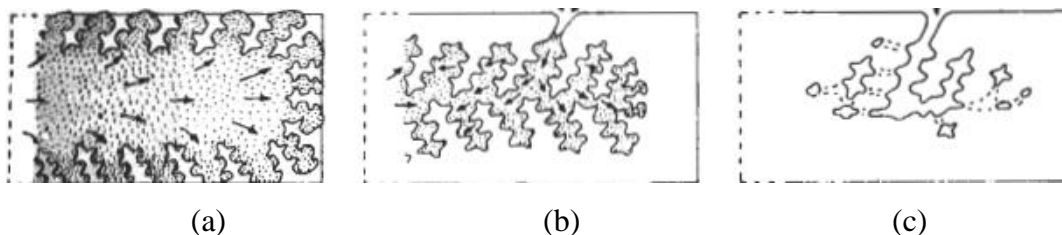


Figura 17-Ilustração das etapas de solidificação apresentando a formação de porosidades abertas, (a) no início da solidificação, (b) durante a solidificação e (c) no final da solidificação³¹.

Na Figura 18 ilustra-se, de forma detalhada, as etapas de formação de porosidades fechadas durante a solidificação.

Na solidificação de ligas com microestrutura dendrítica, falhas na alimentação de metal líquido entre as ramificações pode provocar a formação de porosidades, como mostrado na Figura 17 e 18, quando a porosidade é formada somente pela contração volumétrica da solidificação.

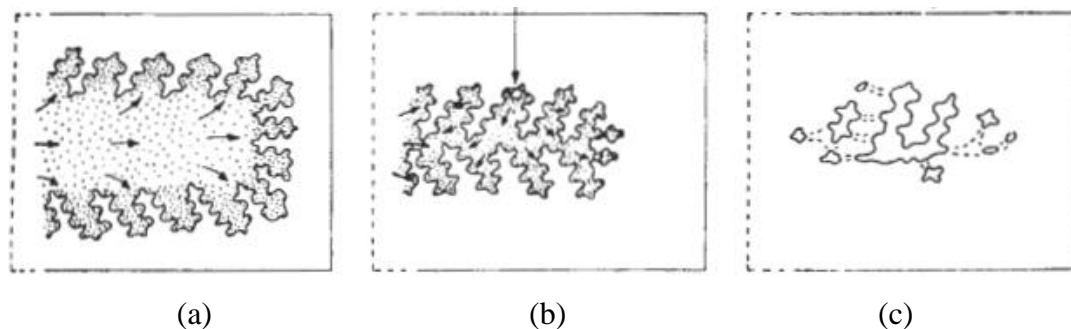


Figura 18-Ilustração das etapas de solidificação apresentando a formação de porosidades fechadas (a) no início da solidificação, (b) durante a solidificação e (c) no final da solidificação³¹.

A porosidade constitui um resultado inerente à solidificação de estruturas dendríticas e seu surgimento é favorecido nos casos de ligas que apresentem elevada contração volumétrica na solidificação e zonas pastosas maiores, já que o comprimento dendrítico implica em canais interdendríticos mais longos e com maior tortuosidade. Por meio de estudos realizados em ligas de alumínio é possível detectar que a adição de agente nucleante além de alterar o espaçamento dendrítico, reduz e otimiza a distribuição das porosidades³⁸.

Eventualmente a presença de gases no metal líquido, a qual não está diretamente relacionada com a composição química do líquido, mas por ventura esses gases podem surgir em função de alguma reação química desencadeada durante o processo. E em função da diferença de solubilidade desses gases nas fases líquida e sólida, eles podem também provocar a formação de porosidades⁷.

O presente trabalho não tem, no entanto por objetivo estudar estas causa do modo de falha porosidade.

Outros pesquisadores definem a formação de vazios durante o processo de solidificação como rechupes, nesse trabalho foi utilizado à nomenclatura amplamente utilizada no meio industrial o qual, define rechupe como ausência de metal formando um vazio no canal de alimentação.

3.3. Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas com no mínimo 12 % em massa de cromo, que geralmente também contém níquel e em alguns casos outros elementos de liga.

O cromo em solução sólida na matriz tem a capacidade de formar uma camada superficial protetiva de Cr_2O_3 , autorregenerativa, chamada de película passiva⁴⁰ altamente

estável e resistente a muitos meios corrosivos⁶⁶.

A camada passiva é uma camada extremamente fina, contínua, estável, resistente e formada instantaneamente sobre a superfície do aço inoxidável pela combinação do oxigênio do ar atmosférico com o cromo do aço.

Além do cromo, existem outros elementos que podem aumentar ainda mais a resistência à corrosão. São eles: o níquel, o nitrogênio, silício e o molibdênio. Em alguns casos especiais é adicionado nióbio ou titânio.

Ainda, para a manutenção dos índices de resistência à corrosão em algumas aplicações específicas, devem-se reduzir os teores de carbono para valores menores de 0,03% em peso.

Não há dúvida que os aços inoxidáveis austeníticos são a classe mais importantes dos metais. Esses aços têm sido amplamente usados em construções de equipamentos de processamento químico, geração de energia em ambientes que conjugam corrosão em meio aquoso ou vapor líquido, em geral em temperaturas inferiores a 315 °C⁴¹.

Podem-se classificar os aços inoxidáveis em função de composição química associada à microestrutura em que predomina a temperatura ambiente: martensíticos, ferríticos e austeníticos⁴².

3.3.1. Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) formam o maior grupo e são os mais utilizados dentre os aços inoxidáveis em todo o mundo. Apresentam teores de cromo entre 16% e 30%, níquel entre 6% e 22% e valores menores de 0,3% de carbono. Embora possuam alta resistência mecânica e elevada ductilidade à temperatura ambiente, possuem baixo limite de escoamento⁴³⁻⁴⁴⁻⁴⁵⁻³⁰.

OS AIAs não são endurecidos por meio das operações de tratamento térmico, embora sua resistência mecânica e dureza possam ser aumentadas por encruamento durante a deformação a frio⁴⁶. Apresentam também a característica de não serem ferromagnéticos e terem boa soldabilidade.

São diversas as aplicações nas indústrias: química, alimentícia, refino de petróleo e de papel, especialmente quando se necessitam de boa resistência à corrosão e oxidação, facilidade de limpeza e ótimas características de fabricação⁴³.

O aço inoxidável mais utilizado é o aço AISI 304 ou CF8, que contém basicamente 18% de cromo e 8% de níquel, com um teor de carbono limitado ao valor máximo de 0,08%

em peso. Em meios contendo íons de cloreto, o AISI 304 ou CF8 apresenta a tendência acentuada de formação da corrosão por pites. Esse tipo de corrosão é extraordinariamente localizado, em determinados pontos da superfície do material, o meio agressivo consegue quebrar o filme passivo para depois progredir em profundidade.

O molibdênio ou titânio é adicionado como elemento de liga nos AIAs para a formação de uma camada passiva mais resistente. Nos casos em que o AISI 304 ou CF8 não resiste ao ácido clorídrico, ácido sulfúrico diluído aos meios de cloretos e haletos, como, por exemplo, a água do mar⁴⁷, os aços inox AISI 316 ou CF8M e AISI 317 são uma excelente solução.

Quando expostos às temperaturas entre 450 °C e 850 °C por um período longo de tempo, os AIAs poderão apresentar à precipitação de carbonetos de cromo em seus contornos de grãos, tornando-os sensitizados.

A sensitização promove a diminuição do percentual de cromo nas regiões vizinhas aos contornos de grão. Essas regiões apresentam uma queda da resistência à corrosão tornando o material suscetível à corrosão intergranular.

A utilização de estabilizadores tem o objetivo de reduzir a incidência da sensitização. O titânio e o nióbio, por exemplo, são adicionados como elementos de liga para inibir a formação de carboneto de cromo, pois por terem uma afinidade química maior com carbono em relação ao cromo, formando carbonetos de titânio ou nióbio estáveis, reduzem a disponibilidade de átomos de carbono para a formação de carbonetos de cromo, formando respectivamente, os aços - AISI 321 e o AISI 347 ou CF8C⁴⁸.

Na análise das normas técnicas existentes percebe-se que os percentuais mínimos de nióbio no aço AISI 347 ou CF8C estão matematicamente relacionados ao percentual de carbono presente na liga. A relação indicada pelas normas sugere um mínimo de oito vezes o percentual de nióbio para o percentual de carbono em peso.

Com o advento da técnica de refino secundário, nas aciarias é possível obter aços AIA com percentuais próximos a 0,03 % de carbono. Deste modo a utilização de nióbio como elemento estabilizador perdeu importância. No entanto, em alguns segmentos industriais, como por exemplo, no processo de fundição de precisão, o processo de refino secundário não está desenvolvido, fato que impossibilita a extração de carbono do aço líquido via injeção de oxigênio. Nesse caso, em função da crescente exigência da resistência à corrosão, a adição de nióbio na liga torna-se necessária.

Na Tabela 4 são apresentados os aços, a microestrutura predominante, aços similares e as composições químicas dos aços inoxidáveis.

Tabela 4- Composição química, microestrutura dos principais aços inoxidáveis⁷.

Aço	Similar	Microestrutura		Cr	Ni	Mo	Si	Mn	P	S	C	Outros	
CA-6NM		Martensita	Min	11,50	3,50	0,40							
			Máx	14,00	4,50	1,00	1,00	1,00	0,04	0,03	0,06		
CB-7Cu	17-4PH	Austenita	Min	15,50	3,60								Cu 2,3 a 3,3
			Máx	17,00	4,60		1,50	1,00	0,04	0,04	0,07		
CD-4Mcu		Austenita	Min	25,00	4,75	1,75							Cu 2,75 a 3,25
			Máx	26,50	6,00	2,25	1,00	1,00	0,04	0,04	0,04		
CE-30		Ferrita na Austenita	Min	26,00	8,00								
			Máx	30,00	11,00		2,00	1,50	0,04	0,04	0,30		
CF-3	304L	Ferrita na Austenita	Min	17,00	8,00								
			Máx	21,00	12,00		2,00	1,50	0,04	0,04	0,03		
CF-8	304	Ferrita na Austenita	Min	18,00	8,00								
			Máx	21,00	11,00		2,00	1,50	0,04	0,04	0,08		
CF-20	302	Austenita	Min	18,00	8,00								
			Máx	21,00	11,00		2,00	1,50	0,04	0,04	0,20		
CF-3M	316 L	Ferrita na Austenita	Min	17,00	9,00	2,00							
			Máx	21,00	13,00	3,00	1,50	1,50	0,04	0,04	0,03		
CF-8M	316	Ferrita na Austenita	Min	18,00	9,00	2,00							
			Máx	21,00	12,00	3,00	1,50	1,50	0,40	0,04	0,08		
CF-12M		Ferrita na Austenita	Min	18,00	9,00	2,00							
			Máx	21,00	12,00	3,00	2,00	1,50	0,04	0,04	0,01		
CF-8C	347	Ferrita na Austenita	Min	18,00	9,00								Nb=8x C, 1,0 Máx
			Máx	21,00	12,00		2,00	1,50	0,04	0,04	0,08		
CF-16F	303	Austenita	Min	18,00	9,00								
			Máx	21,00	12,00	1,50	2,00	1,50	0,17	0,04	0,16		

3.3.2. Diagrama

3.3.2.1. Diagrama Fe-Cr

O cromo tem um papel especial no comportamento dos aços inoxidáveis. Quando se analisa o processo de solidificação, com o auxílio do diagrama Fe-Cr da Figura 19, no início do processo de solidificação forma-se a fase cúbica de corpo centrado denominada de ferrita delta (δ), na qual o cromo tem máxima solubilidade, compreendida no gráfico na região superior acima de 1500 °C.

O cromo apresenta um efeito ferritizante, sendo denominado de alfacênico, por reduzir o campo de formação da austenita (γ), automaticamente estabilizando a ferrita (α) para teores maiores que 13%. O cromo é o principal responsável pela família dos aços inoxidáveis ferríticos. Assim, o campo de existência da austenita (γ) fica restrito a uma faixa de

temperatura entre 850 °C e 1400 °C e para teores inferiores a 12% de cromo. Além dessa faixa de composição, em qualquer temperatura haverá a presença de ferrita delta.

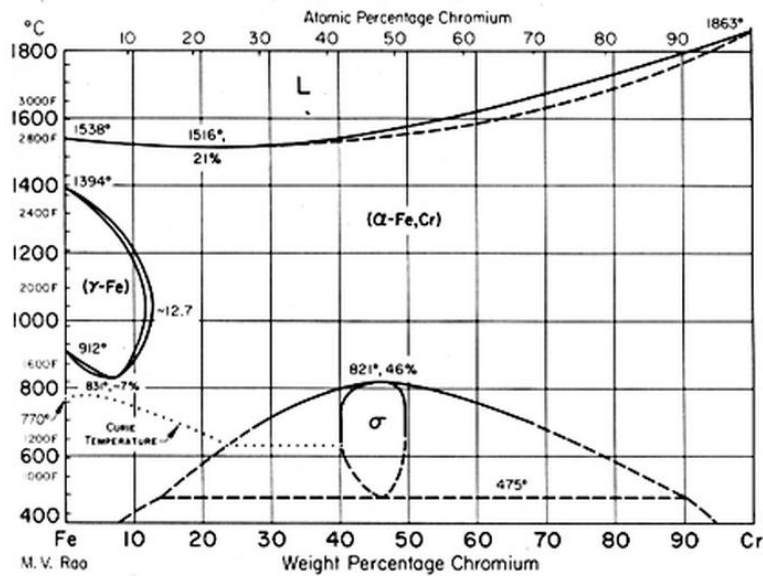


Figura 19-Diagrama ferro-cromo, indicando nos eixos das coordenadas da esquerda para a direita o aumento do percentual de carbono, nos eixos das abscissas à esquerda de cima para baixo o sentido de redução da temperatura em graus Celcius e à direita em graus Fahrenheit ⁴⁹.

3.3.2.2. Diagrama Fe-Cr-Ni

Quando-se adiciona níquel ao sistema Fe-Cr, tem-se os AIAs, já que esse elemento apresenta solubilidade total na austenita. Contudo, estas ligas podem apresentar na matriz austenítica regiões de ferrítica. A influência do teor de níquel nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser compreendida com o auxílio do diagrama Fe-Cr-Ni da Figura 20.

Verifica-se em temperaturas acima de 800 °C a existência de uma faixa de temperaturas em que a liga é bifásica, com a presença de austenita (γ) e ferrita delta (δ), e que esta faixa se amplia com o aumento do teor desse elemento (sentido direita para esquerda). Para percentuais de níquel maior que 8% é possível manter a estrutura austenítica à temperatura ambiente com estrutura cristalina cúbica de face centrada ⁵⁰⁻⁵¹⁻⁷.

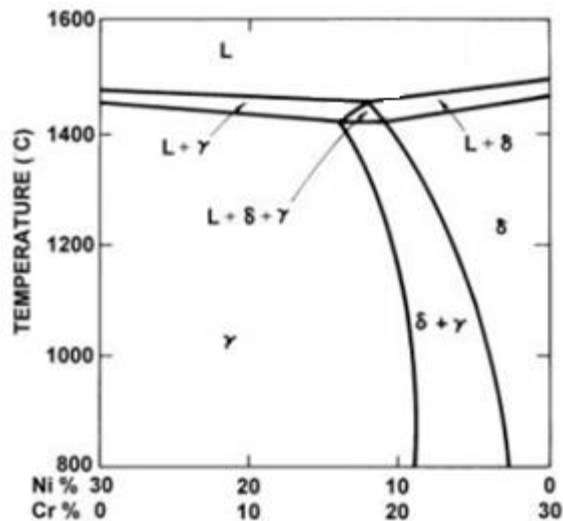


Figura 20–Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% (em peso) de ferro, indicando no eixo das coordenado da esquerda para a direita o aumento do percentual de níquel e redução do percentual de cromo, no eixo das abscissas no sentido de baixo para cima a redução da temperatura em graus Celsius²¹⁻⁵².

3.3.3. Aços inoxidáveis fundidos

Os aços inoxidáveis fundidos são normatizados pela *Steel Founders Society of America* (SFSA), que seguiu a classificação da *Alloy Casting Institute* (ACI) como aços fundidos de alta liga.

A primeira letra da nomenclatura indica que a liga foi idealizada para operações em altas temperaturas (H) ou operações em meios corrosivos (C). A segunda letra indica os percentuais típicos de cromo e níquel da liga, que são exemplificados segundo a Figura 21, podendo ir de A até Z. O algarismo numérico após as letras indica o percentual máximo de carbono ao ser dividido por 100. Por último, se qualquer outro elemento químico estiver presente, este será indicado pela adição de uma ou mais letras, como por exemplo, CF8M – Molibdênio ou CF8C – Nióbio na antiga denominação *columbium*¹⁴.

3.3.4. Aços inoxidáveis CF8C

As ligas CF8C são aços inoxidáveis austeníticos fundidos, de composição química similar à classe AISI 347, contendo cromo, níquel, silício, manganês e nióbio como principais elementos de liga. A microestrutura bruta de fusão é tipicamente austenítica, com frações volumétricas de ferrita delta (δ) variando normalmente entre 5 e 20%.

A proporção entre fases na microestrutura é função da composição química, do balanço dos elementos de liga, dos parâmetros do processo de fabricação, tais como

velocidade de resfriamento, temperatura de vazamento e tratamentos térmicos subsequentes.

A classificação da liga CF8C, segundo a ACI (Figura 21), indica que esse aço é utilizado em ambientes onde se exige alta resistência à corrosão (C). A letra (F) resulta dos valores de cromo e níquel, respectivamente, 19%Cr-9%Ni; o número 8 indica que esta liga contém no máximo 0,08% de carbono, e a letra C revela a presença de nióbio, conforme Tabela 5.

A combinação de alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e reduzida tendência de ocorrência de sensitização⁵⁰⁻⁵⁴ explica os motivos do aço CF8C ser extensivamente utilizado nas indústrias químicas, nucleares e de processamento de papel e celulose e também em componentes como carcaças de bombas e válvulas, juntas, adaptadores, anéis e tubos de resfriamento primário de equipamentos que trabalham com meios líquidos agressivos.

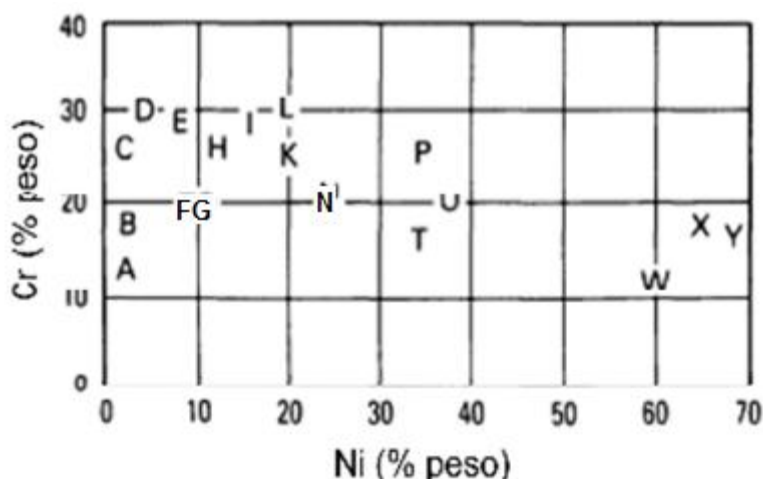


Figura 21-Representação da ACI para aços fundidos resistentes ao calor e à corrosão, no eixo das ordenadas o percentual em peso de níquel e no eixo das abscissas o percentual de cromo em peso⁵³.

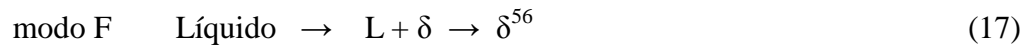
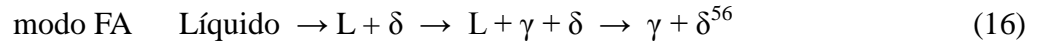
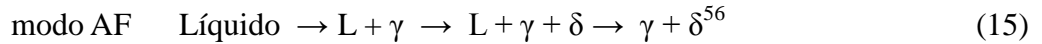
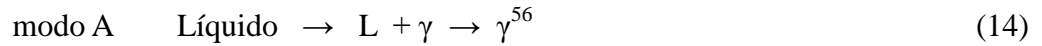
Tabela 5 - Especificação de composição química, microestrutura e aço similar para a liga CF8C, % em peso⁵⁵.

Aço	Si- milar	Microes- trutura	Carb- ono	Silí- cio	Manga- nês	Fósfo- -ro	Enxo- fre	Ní- quel	Cromo	Molibdê- nio	Nióbio
CF- 8c	347	Austenita na Ferrita	0 - 0,08	0 - 2,00	0 -1,50	0 - 0,04	0 - 0,04	9,0 - 12,0	18,0 - 21,0	0 - 0,30	(*) - 1,0

(*) Valor mínimo oito vezes a % de carbono

3.3.5. Solidificação dos AIA

A solidificação do AIA pode iniciar com a formação de ferrita ou austenita, dependendo da composição química. Abaixo se identifica quatro possíveis modos de solidificação, conforme Equações 14, 15, 16 e 17⁵²⁻⁵⁶.



Modo A - o início da solidificação ocorre com a formação de dendritas de austenita (γ), completando-se com a formação apenas desta fase, Equação 14.

Modo AF - a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita (γ), ocorrendo em seguida à formação de ferrita (δ) entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita, Equação 15.

Modo FA - a ferrita (δ) delta é a primeira fase a solidificar, em dendritas. A austenita (γ) forma-se posteriormente na interface ferrita-líquido, por intermédio de uma reação ($\text{L} + \delta \rightarrow \text{L} + \gamma + \delta$). Após a nucleação, a austenita cresce em direção à ferrita e para o líquido, com a consequente segregação de elementos que promovem a ferrita, tanto em direção ao interior da dendrita como para o líquido. Pode, dessa forma, estabilizar a austenita no eixo da dendrita e, ainda, causar sua formação nos espaços interdendríticos conforme Equação 16.

Modo F - a ferrita (δ) é a única fase formada na solidificação, permitindo a formação posterior de austenita (γ), somente no estado sólido conforme Equação 17.

Esses modos de solidificação são esquematicamente apresentados por meio das seções verticais do diagrama Fe-Ni-Cr da Figura 22 respectivamente A, AF, FA e F.

Na Figura 23 apresenta-se uma ilustração das sequências da evolução de solidificação e das subsequentes etapas de transformação definidas pelos níveis de segregação de elementos de liga e pela distribuição de ferrita delta na microestrutura.

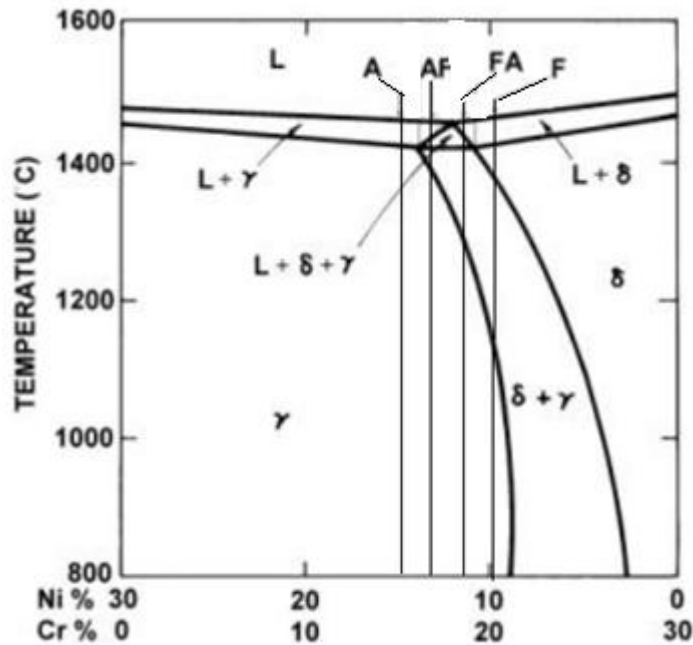


Figura 22 - Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% (em peso) de ferro, indicando os quatro modos de solidificação, no qual o eixo das coordenadas da direita para a esquerda representa a redução do percentual de níquel e aumento do percentual de cromo e no eixo das abscissas no sentido de baixo para cima a redução de temperatura ⁵⁷.

As previsões dos modos de solidificação definidos para os aços inoxidáveis austenítico e a sequência de transformação para o estado sólido podem ser simplificadas por meio sistemas ternários Fe-Ni-Cr, utilizando-se para tanto níquel equivalente (Nieq) e cromo equivalente (Creq)⁴⁰⁻⁴³. Esse processo consiste em classificar os elementos químicos em dois grandes grupos alfa-gênicos - elementos ferritizantes e gama-gênicos - elementos austenitizantes, representados por valores de cromo equivalente (Creq) e níquel equivalente (Nieq), respectivamente.

Utilizando-se das Equações 18 e 19 para o cálculo dos valores de Creq e Nieq²¹⁻⁵³ encontram-se relações entre os modos previstos de solidificação e os valores determinados experimentalmente para a solidificação de ligas de aços inoxidáveis fundidas, com destaque para a proposta por Schaeffler⁴³⁻⁴⁰.

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + 1,5.(\% \text{Si}) + (\% \text{Mo}) + 0,5.(\% \text{Nb}) \quad (18)$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30.(\% \text{C}) + 0,5.(\% \text{Mn}) \quad (19)$$

A Figura 24 apresenta a ilustração dos modos de solidificação de aços inoxidáveis

austeníticos. Nela verifica-se que os modos de solidificação variam de A, AF, FA a F. Calculando a composição química equivalente do AISI 347 (CF8C), percebe-se que solidifica pelo modo FA, com formação de ferrita primária.

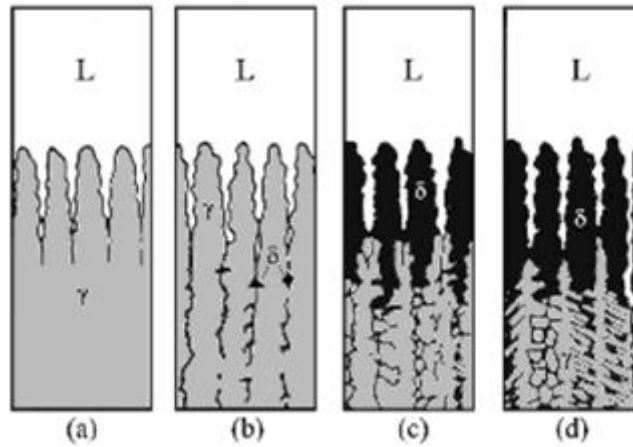


Figura 23 - Esquema proposto para os cinco tipos de microestruturas que representam os modos de solidificação: a) A - austenítico; b) AF - austenítico-ferrítico; c) FA - ferrítico-austenítico e d) F- ferrítico⁵²⁻⁵⁶.

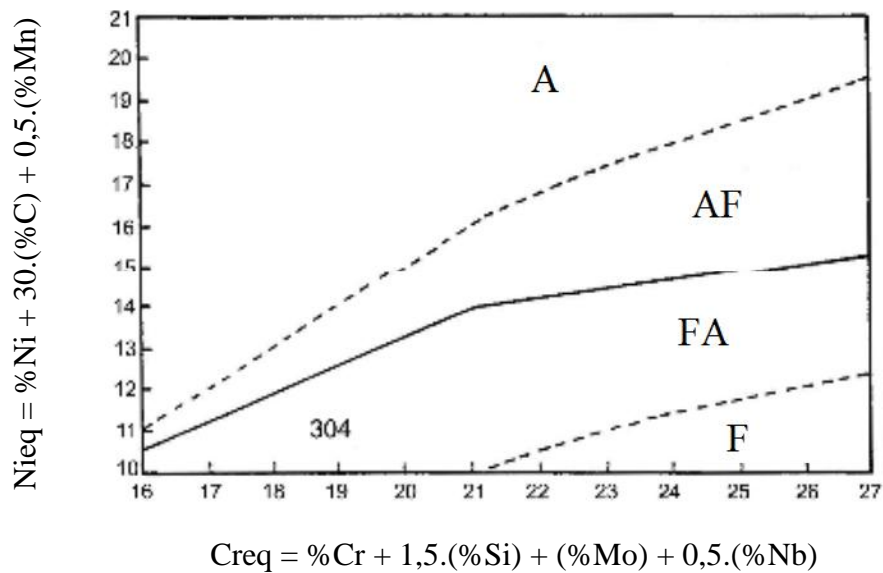


Figura 24- Diagrama dos modos de solidificação⁵⁷.

Analisando o diagrama da Figura 24 percebe-se que os aços com teores de cromo superiores a 21%, nos quais há a relação de $Creq/Nieq = 1,5$ são usados para delimitar o limite dos modos de solidificação primária ferrítica (modos F e FA), e a solidificação primária austenítica, referente aos modos A e AF.

3.3.6. Diagramas de solidificação

Para verificar as alterações de microestrutura encontradas nos aços inoxidáveis em função da composição química, Schaeffler⁵³ desenvolveu-se um diagrama apresentado na Figura 25, para materiais soldados, com a qual se prevê as microestruturas após a solidificação das ligas fundidas.

3.3.7. Solidificação dos aços CF8C

As relações de C_{req}/N_{ieq} , calculadas com as Equações 18 e 19, identificam fase a ser formada no processo de solidificação dos aços inoxidáveis. Logo o CF8C, cujas relações de C_{req}/N_{ieq} , são calculadas por meio das Equações 18 e 19 (Schaeffler), usualmente variam de 1,6 a 1,9 apresentando a possibilidade da solidificação com formação de ferrita ou austenita⁵⁶.

Aços com relações de C_{req}/N_{ieq} menor que 1,2 formam austenita na primeira fase do processo de solidificação. Por outro lado, aços com relação maior que 1,6 iniciam o processo de solidificação com a formação de ferrita.

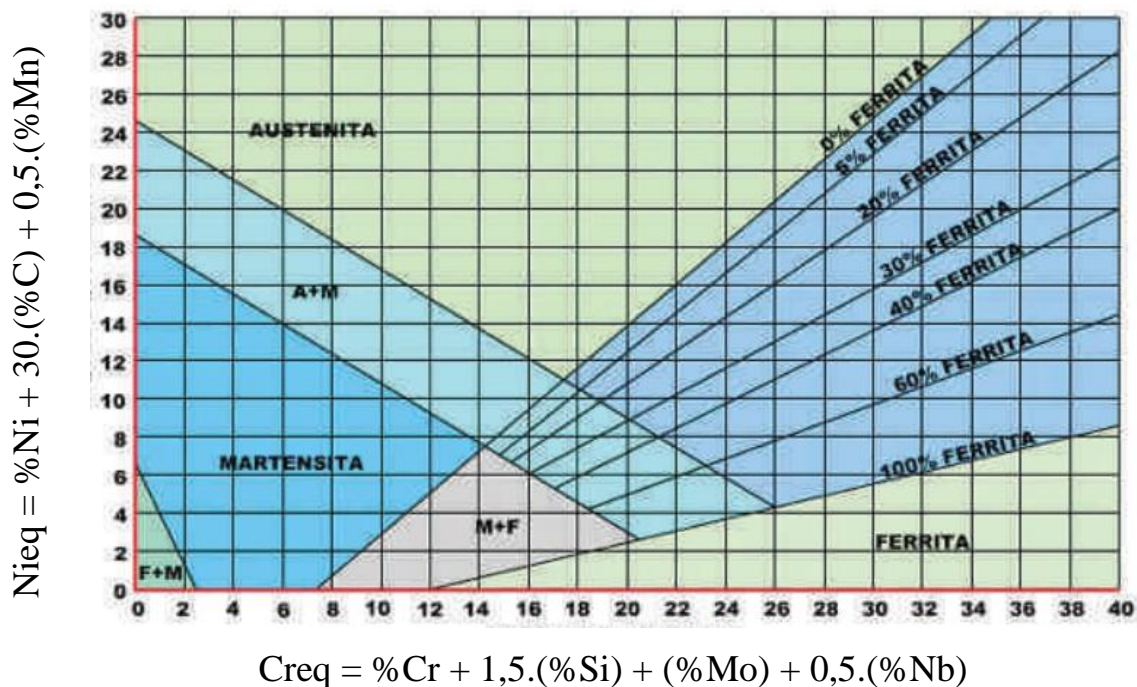


Figura 25 - Diagrama de Schaeffler para relações de cromo e níquel equivalentes, indicando as fases formadas e os respectivos percentuais de cada fase na composição química analisada⁵⁸.

3.3.7.1. Microestrutura dos aços CF8C

3.3.7.1.1. Fase primária

Nos aços inoxidáveis fundidos encontra-se a microestrutura austenítica com certa quantidade de ferrita, podendo em alguns casos ocorrer à formação de carbonetos. A formação da austenita é favorecida pela presença dos elementos gamangênicos, níquel, nitrogênio, carbono e manganês⁴³⁻³⁰. A presença de austenita garante aos aços a elevada tenacidade e resistência à corrosão⁴³⁻³⁰. Em função dos parâmetros do processo de fundição poderá haver uma variação do percentual de ferrita na matriz austenítica de 5% a 20%.

A ferrita formada é magnética à temperatura ambiente, susceptível à corrosão e apresenta estrutura CCC cúbica de corpo centrado.

A presença da fase ferrita pode atuar de duas formas antagônicas:

- benéfica: reduz a ocorrência de trincas a quente, na solidificação da área fundida dos processos de solda e dificulta a propagação de trincas no processo de corrosão sob tensão
- prejudicial: redução da tenacidade em baixas temperaturas.

3.3.7.1.2. Fase secundária

Nos aços inoxidáveis austeníticos a presença do elemento carbono apresenta do efeitos:

- contribuição para a estabilização da austenita;
- formação de carbonetos.

O primeiro efeito, via de regra, é positivo, no entanto quando ocorre a saturação de carbono na fase metálica, os átomos excedentes tendem a formar carbonetos de cromo, por exemplo (Cr_{23}C_6). Esse composto pode se originar durante a solidificação ou por precipitação no estado sólido⁴³⁻³⁰.

3.3.7.1.3. Carbonetos

Os carbonetos podem localizar-se em regiões interdendríticas ou em filmes contornando a estrutura dendrítica. A formação de redes de carbonetos pode ocorrer em ligas com teores de carbono mais elevados, preferencialmente em regiões interdendríticas, devido à

segregação de carbono e elementos formadores de carbonetos para essas regiões. Na Tabela 6 são apresentados os tipos de carbonetos tipicamente encontrados em aços inoxidáveis⁶³. Especial atenção deve ser dada aos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, que contêm em sua estrutura cristalina (CFC) 92 átomos metálicos e 24 átomos de carbono e parâmetro de rede de 10,638 Å⁵⁹.

Estes carbonetos geralmente precipitam preferencialmente nos contornos de grãos da austenita e da ferrita, mas ocorrem também nas interfaces ferrita-austenita, reduzindo consideravelmente as propriedades mecânicas como alongamento e redução de área.

Tabela 6- Apresentação dos tipos de carbonetos encontrados nos aços inoxidáveis, indicando a faixa de temperatura de precipitação e tipo de célula cristalina⁵⁷⁻³⁰.

Tipo	Fórmula	Faixa de temperatura - ° C	Célula unitária
M_7C_3	$(Cr, Fe, Mo)_7 C_3$	950-1050	Pseudo-hexagonal
$M_{23}C_6$	$(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$	600-950	CFC
M_6C	$(Cr, Fe, Mo)_6 C$	100-950	CFC

3.3.7.1.4. Fase sigma

A primeira observação desta fase nessas ligas foi feita em 1927, sendo chamada de constituinte frágil e registrada como corindo duro⁴⁴. O nome sigma surgiu num trabalho de 1936 e apresenta estrutura tetragonal com 30 átomos por célula unitária.

Apresenta elevada dureza, aproximadamente 68 HRC e devido à baixa tenacidade, geralmente quebra durante as operações de preparação metalográfica. À temperatura ambiente não é magnética e seus efeitos de fragilização são maiores nesta temperatura⁴⁴.

Vários estudos⁴³ foram executados com o objetivo de observar em quais faixas de temperaturas a fase sigma se formaria. Geralmente, essa fase se origina na faixa de temperatura compreendida entre 565 °C a 980 °C. A fase sigma pode formar-se em todos os aços inoxidáveis e é a fase que tem maior impacto sobre as propriedades mecânicas e de corrosão⁵⁷⁻³⁰.

3.3.8. Tratamentos térmicos de solubilização

No tratamento térmico de solubilização todos os átomos de soluto são dissolvidos formando solução sólida monofásica. O tratamento térmico de solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura elevada em um campo monofásico, de tal modo que nesta temperatura, seja possível a migração desses átomos, proporcionando a dissolução

completa⁴².

As operações de tratamento térmico de solubilização resultam na alteração das propriedades mecânicas, alívio de tensões residuais e otimização da resistência à corrosão⁵⁵. O tratamento térmico é realizado com o aquecimento entre 955 °C a 1120 °C e posterior resfriamento rápido em água. Esse processo dissolve os carbonetos de cromo presentes nos contornos de grão na matriz austenítica, bem como dissolve a fase sigma e a ferrita. O tempo de permanência a essa temperatura é definido em função da espessura das peças⁵⁵.

Ligas austeníticas, estabilizadas, como por exemplo: 321 ou 347 contêm quantidades normatizadas de titânio ou de nióbio, tornam o aço quase imune à corrosão intergranular devido à redução da precipitação de carboneto de cromo e conseqüentemente seus efeitos negativos sobre a corrosão e resistência. No entanto, essas ligas podem exigir tratamento térmico para aliviar tensões, aumentar a tenacidade e a maleabilidade. Para obter a máxima maciez e maleabilidade, os aços estabilizados são recozidos. Ao contrário das séries não estabilizadas, esses aços não exigem solubilização para evitar posterior corrosão intergranular, sendo o resfriamento ao ar geralmente adequado.

Para aplicação da peça em análise o cliente solicitou a produção das peças conforme norma técnica ASTM 744 A 744M -0665 a qual especifica tratamento térmico de solubilização a temperatura mínima de 1040 °C.

3.3.9. Propriedades mecânicas dos aços CF8C

As propriedades dos aços podem ser alteradas por diversos mecanismos de endurecimento. Os mais comuns são endurecimento via solução sólida, encruamento e por redução do tamanho médio dos grãos.

Na Tabela 7 apresentam-se as principais propriedades mecânicas do aço CF8C:

Tabela 7-Apresentação dos valores das principais propriedades mecânicas do aço CF8C⁶⁵.

Aço CF8-C /347	Tensão Máxima (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
Mín	485	205	30

3.4. Ensaios mecânicos de tração

Ensaios mecânicos de tração são utilizados para determinação das propriedades mecânicas dos materiais utilizados nas construções mecânicas, componentes de veículos, aplicações industriais e nas mais diversas aplicações estruturais.

As propriedades mecânicas dos materiais, incluindo a curva tensão-deformação, são indispensáveis para atuação dos engenheiros de projeto e engenheiros de processo, pois, as decisões técnicas dependem principalmente das propriedades mecânicas dos materiais utilizados⁶⁰.

As principais dimensões dos corpos de prova, parâmetros do ensaio de tração e metodologia de interpretação dos resultados do ensaio são padronizados pela norma técnica ASTM A370 - 2007 A. Neste ensaio, uma barra metálica (corpo-de-prova) é submetida a um esforço crescente no sentido axial, de modo que o corpo de prova sofra uma mudança progressiva de extensão.

Na Figura 26 tem-se a representação das duas principais geometrias dos corpos de prova: circular (a) e retangular (b). A escolha da geometria normatizada é realizada em função do material e da geometria do componente utilizado na construção mecânica.

Na Figura 27, apresenta-se de forma esquemática a ilustração dos principais componentes do ensaio de tração: célula de carga, barramento, parafuso sem-fim, corpo de prova e base da máquina.

Durante a execução do ensaio a parte denominada de barramento é deslocada pelos parafusos de rosca sem-fim no sentido de baixo para cima, efetuando uma força de tração no corpo de prova.

Na condição inicial, a parte central do corpo de prova, região A da Figura 28, tem um comprimento $L_{(inicial)}$ e a área transversal $\text{Área}_{(inicial)}$. A deformação verificada na curva tensão-deformação de engenharia é a deformação linear média, que é obtida por meio da divisão da variação do alongamento instantâneo pelo comprimento original da amostra $L_{(inicial)}$, conforme Equação 20.

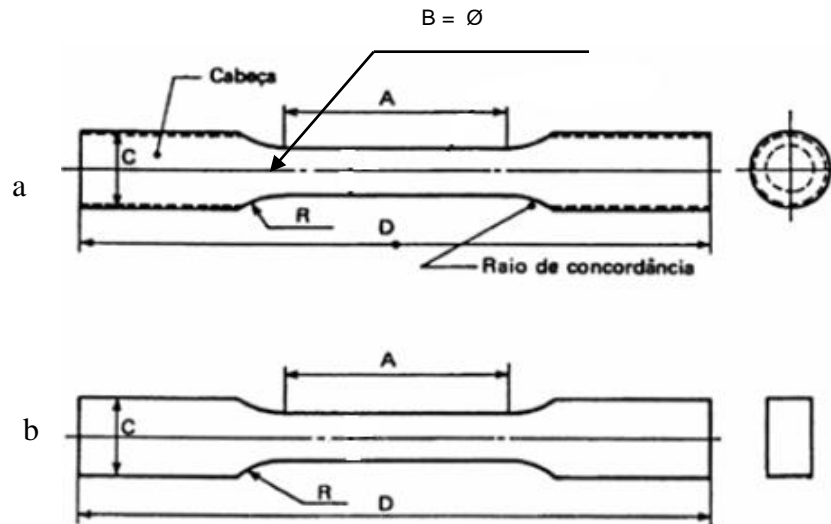


Figura 26-Ilustração das duas principais geometrias dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração: (a) circular e (b) retangular nas vistas laterais e frontal

Na qual, A = comprimento da secção útil, B = diâmetro da secção útil, C = diâmetro da secção de fixação; R = raio de concordância e D = comprimento total.

A magnitude das tensões e das deformações de um metal dependerão da composição química, processos anteriores, tratamento térmico, história prévia de deformação plástica, taxa de deformação e temperatura.

O equipamento de ensaio aplica gradativamente a partir do zero uma força de tração no corpo de prova que apresenta uma deformação. Assim, de forma genérica, pode-se dizer que, a cada valor de força F aplicada corresponde a um alongamento L do corpo de prova, construindo assim curva tensão-deformação da Figura 29.

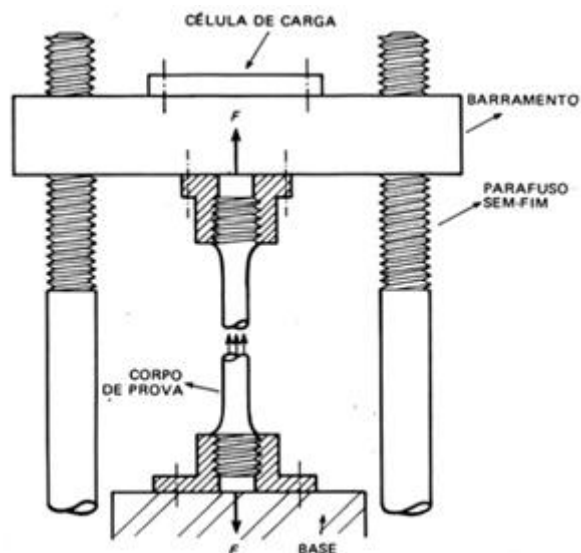


Figura 27-Ilustração dos principais componentes da máquina de ensaio de tração.

$$\varepsilon = \frac{(\Delta L)}{L_{(inicial)}} 100 \quad (20)$$

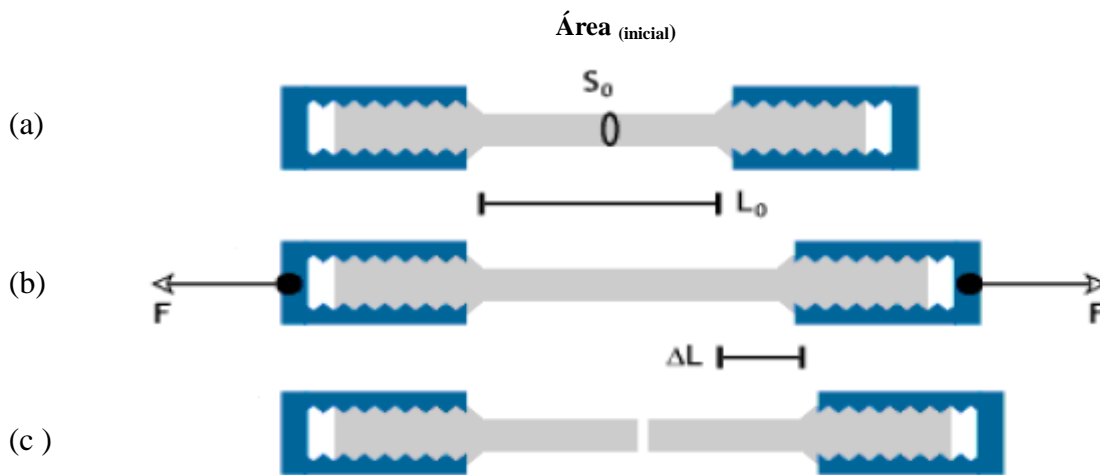


Figura 28-Ilustração das principais etapas no ensaio de tração, indicando o comprimento inicial L_0 , a variação do comprimento ΔL , Área (inicial) e o sentido da aplicação da força.

A tensão é obtida dividindo a carga instantânea pela área inicial Área (inicial) do corpo de prova, conforme Equação 21.

$$\sigma = \frac{F}{Área_{(inicial)}} \quad (21)$$

Os deslocamentos do corpo de prova são medidos na seção útil sobre um comprimento inicial $L_{(inicial)}$, conforme parte (b) da Figura 28. O comprimento final $L + \Delta L$ é medido com extensômetro ou paquímetro conforme Figura 28 (c). Importante salientar que apenas a área inicial do corpo de prova (independentemente do material) é utilizada na Equação 21, pois se trata de uma curva tensão deformação de Engenharia.

Com a manutenção da taxa de aumento da força obtém-se a ilustração (c) na Figura 28, no ponto de ruptura do material, finalizando o ensaio.

Os parâmetros, que são usados para descrever a curva tensão-deformação de um metal, são: tensão máxima, tensão de escoamento, alongamento e redução de área. Os dois primeiros são os parâmetros de resistência e os dois últimos indicam ductilidade.

Verificando a Figura 29 curva, tensão-deformação de engenharia, a mesma pode ser separada em duas regiões distintas:

- 1ª) região: a relação entre tensão-deformação é linear;
- 2ª) região: a relação entre tensão-deformação não é linear.

A 1ª região denominada de região elástica corresponde à deformação elástica e não é permanente. Quando a carga excede um valor correspondente à tensão de escoamento, a amostra sofre uma deformação plástica permanente, iniciando a 2ª região, ponto (A), da Figura 29.

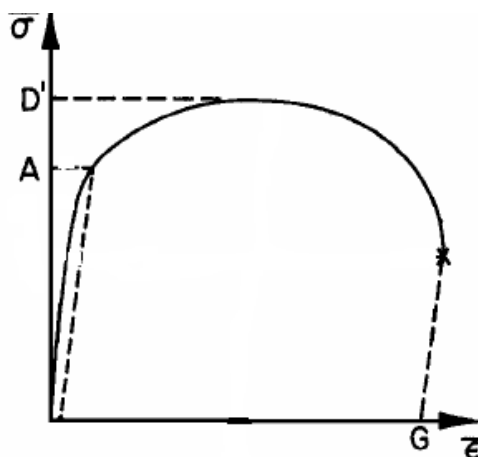


Figura 29-Gráfico tensão-deformação de engenharia, indicando a tensão de escoamento (A), tensão máxima (D') e deformação total (G).

3.4.1. Tensão de escoamento

A tensão de escoamento é determinada pela transição entre o regime elástico e o regime plástico. Influenciam na tensão de escoamento: composição química, estrutura cristalina, grau de encruamento, temperatura e velocidade de deformação.

Se a determinação da tensão de escoamento não for tão clara, define-se, neste caso, o limite de escoamento convencional, que corresponde à tensão em que ocorre uma deformação plástica permanente de 0,2 % ponto A da Figura 29, ou 0,05% dependendo do material em teste.

O ponto A marca o início do escoamento, isto é, a região plástica onde ocorre aumento relativamente grande da deformação com pequena variação de tensão.

3.4.2. Tensão máxima

A tensão máxima é um ponto de instabilidade mecânica. Até a atingir a tensão de máxima a carga aplicada gera uma dada deformação e, mantida a carga, a deformação não aumenta (ponto D' da Figura 29). Após atingir a tensão máxima, a aplicação de cargas iguais

ou inferiores ao limite de resistência resulta numa deformação plástica, fato que não é observado antes de atingir a tensão máxima.

Fisicamente, a tensão máxima coincide com o aparecimento da estricção, uma região onde a deformação se concentra, deixa de ser uniforme e surge o estado de triaxialidade de tensões.

Como cada seção transversal está submetida a uma tensão diferente. A estricção sempre aumenta, pois reduz a área na seção de sua ocorrência, reduzindo a força necessária para deformar o corpo de prova na região em que ocorre a estricção.

3.4.3. Alongamento e redução de área

As medidas convencionais de ductilidade são obtidas a partir do teste de tensão e deformação de engenharia após a fratura. Geralmente o alongamento é calculado com a Equação 22 e redução de área na fratura e Equação 23.

O $L_{(final)}$ é obtido com a montagem do corpo de prova rompido e efetuada respectiva medida da seção útil, com esse valor e comprimento $L_{(inicial)}$ obtido no início do ensaio, pode-se calcular pela Equação 22 o valor do alongamento.

$$\varepsilon = \frac{L_{(final)} - L_{(inicial)}}{L_{(inicial)}} \quad (22)$$

$$q = \frac{\text{Área}_{(final)} - \text{Área}_{(inicial)}}{\text{Área}_{(inicial)}} \quad (23)$$

A redução de área é obtida por meio do cálculo da $\text{Área}_{(final)}$ na região de ruptura do corpo de prova e cálculo da $\text{Área}_{(inicial)}$ obtida no início do teste, conforme Equação 23.

De modo geral essas propriedades estão intimamente ligas a qualidade metalúrgica do metal sofrendo fortes reduções na ocorrência de carbonetos e porosidades internas.

3.4.4. Tenacidade

Tenacidade é um termo mecânico usado em vários contextos. De uma forma geral corresponde à capacidade do material de absorver energia até a fratura.

No ensaio de tração corresponde à área embaixo da curva tensão-deformação. Frequentemente os materiais dúcteis são mais tenazes do que os materiais frágeis, fato que pode ser visualizado na Figura 30,

O valor de tenacidade é calculado com a Equação 24 para materiais dúcteis.

$$U = \left(\frac{\text{Tensão}_{(\text{máxima})} + \text{Tensão}_{(\text{escoamento})}}{2} \right) \varepsilon \quad (24)^{61}$$

Na Figura 30 percebe-se nitidamente que, apesar de o material frágil apresentar limite de escoamento e limite de resistência máximo maior que o material dúctil, o valor nominal da tenacidade é muito maior devido à enorme diferença entre os percentuais de alongamento.

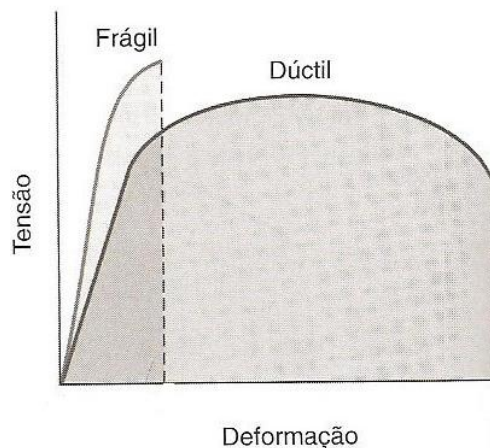


Figura 30-Ilustração esquematizada da diferença de tenacidade entre materiais dúcteis e frágeis⁴².

3.4.5. Microestrutura e propriedades mecânicas

Em função das variáveis do processo de solidificação dos produtos metálicos e dos processos de fabricação subsequentes à solidificação, as propriedades mecânicas podem ser profundamente alteradas.

Dentre principais fatores que influenciam as propriedades mecânicas citam-se: porosidade, presença de uma segunda fase, histórico dos processos de fabricação, tamanho de grão, grau de encruamento e espaçamentos dendríticos primário e secundário.

3.5. Análise microestrutural, metalografia quantitativa

A metalografia quantitativa, aplicada às Ciências e Tecnologia dos Materiais, trata-se

de técnica utilizada para determinar a relação simples entre as propriedades mecânicas de um material e a sua microestrutura, de modo que apresentem em termos precisos determinados fatores ou características microestruturais. Sem tal possibilidade de correlação, a avaliação das características microestruturais não pode ser senão qualitativa e, conseqüentemente, de interesse limitado.

Nesse contexto, a metalografia quantitativa fornece meios de quantificar a microestrutura, cujo objetivo é determinar a quantidade, a forma, o tamanho e a distribuição dos constituintes, fases e defeitos. As medidas de metalografia quantitativa são obtidas em superfícies opacas e dessas medidas devem ser obtidas relações que caracterizem tridimensionalmente a microestrutura. Muitos dos parâmetros em terceira dimensão podem ser obtidos de maneira exata, por meio de medidas em duas dimensões, mas essas relações exatas não estão disponíveis em todos os casos. Algumas vezes, a metalografia quantitativa utiliza parâmetros que não representam os valores reais em terceira dimensão, mas que caracterizam a microestrutura.

A metalografia quantitativa tem sua utilização na avaliação de parâmetros estruturais não só para a interpretação de mecanismos nos fenômenos metalúrgicos, mas também nas determinações de rotina para controle de qualidade ou estudo de suas imagens.

Por outro lado, há determinações especiais que só esporadicamente são efetuadas quando necessárias em pesquisas específicas, como a orientação de cristais ou a análise de linhas de escorregamento ou, ainda, relações angulares²⁷. A classificação e a quantificação de microestruturas são importantes para o estudo e a caracterização de metais, bem como para a otimização do seu processo de fabricação dos mesmos.

3.5.1. Tamanho de grão *versus* Equação de Hall Petch

As propriedades mecânicas dos metais e ligas, como o limite de escoamento, tensão máxima, alongamento e dureza, dependem do tamanho médio de grão⁵¹⁻³⁰⁻³.

Os contornos de grão de um material policristalino são limites entre duas regiões cristalinas com orientações cristalográficas diferentes, perturbadas apenas por uma distância de alguns diâmetros atômicos. Os contornos de grão atuam como barreiras ao movimento das discordâncias, aumentando desta forma a resistência máxima e o limite de escoamento. A efetividade dos contornos de grão como barreira ao movimento das discordâncias depende da temperatura. De uma maneira mais geral, em temperaturas

superiores à temperatura equicoesiva, equivalente à metade da temperatura de fusão, a região do contorno de grão é mais fraca que o interior e a resistência tende a aumentar com o aumento do tamanho de grão. Abaixo dessa temperatura, a região do contorno de grão é mais resistente que o interior deste e a resistência aumenta na razão inversa do tamanho de grão¹⁶.

A resistência máxima está relacionado com o tamanho médio dos grãos conforme Equação 25, estabelecida empiricamente por Hall e Petch em 1951 e 1953 respectivamente⁵¹:

$$\sigma_u = \sigma_o + k \cdot d^{-1/2} \quad (25)$$

Na qual, k, constante do material, σ_u , resistência máxima, σ_o , tensão para deslocamento e d, diâmetro médio dos grãos.

A equação de Hall-Petch expressa a dependência da tensão máxima com o tamanho de grão em qualquer deformação plástica até a fratura. Pode-se também dizer que exprime a variação da tensão de fratura frágil com o tamanho de grão ou ainda a dependência da resistência à fadiga com o tamanho de grão⁵¹. O diâmetro médio de grão, d, na equação de Hall-Petch é medido pela observação da microestrutura em microscopia óptica, para qual existe três diferentes técnicas: contagem do número de grãos contidos em uma determinada área, comparação com padrões de tamanho de grão ou a contagem do número de grãos que interceptam uma linha aleatória com um dado comprimento, este último método, é conhecido por intercepto linear de Heyn.

Dois modelos foram propostos para explicar a dependência da resistência à deformação plástica com o contorno de grão. O primeiro é baseado no conceito de que o contorno de grão atua como barreira para o movimento das discordâncias, conforme Figura 31. Nesse caso, a concentração de tensões no contorno de grão, ou nas suas vizinhanças, deve ser suficiente para iniciar o deslizamento no grão vizinho e acomodar plasticamente o cisalhamento resultante das discordâncias empilhadas e bloqueadas no contorno⁵¹. O segundo modelo para a influência do tamanho de grão na tensão de escoamento não requer a presença de empilhamento de discordâncias nos contornos de grão. Esse modelo é baseado na influência do tamanho de grão na densidade de discordâncias e, portanto, nas tensões de escoamento. Isso evita o enfoque de tensões nos contornos de grão, o que levaria a uma análise mais complicada:

Tecnicamente quanto menor o tamanho médio dos grãos maiores são as áreas de descontinuidade de grão e, conseqüentemente, maior a dificuldade para movimentar uma discordância de um grão para outro.

Na Figura 32 apresenta-se a representação geométrica da correlação do tamanho médio dos grãos e a tensão máxima.

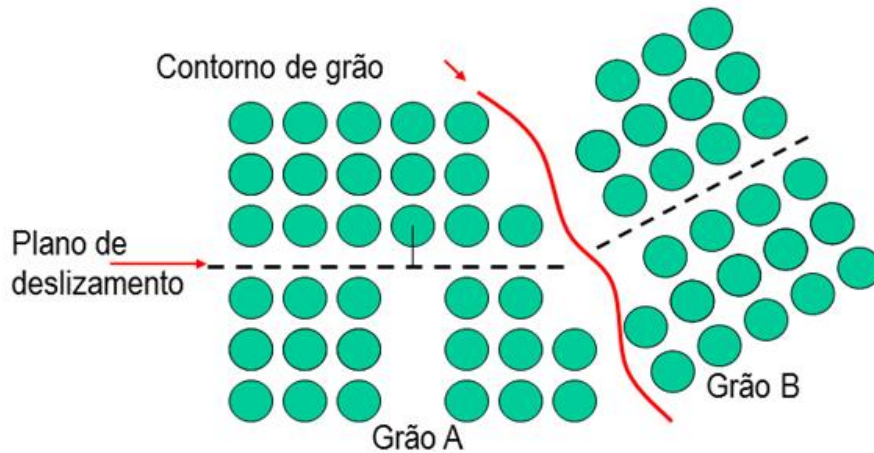


Figura 31- Ilustração da movimentação da discordância no plano de deslizamento e a interface com o grão adjacente com diferentes ângulos de deslizamento da discordância.

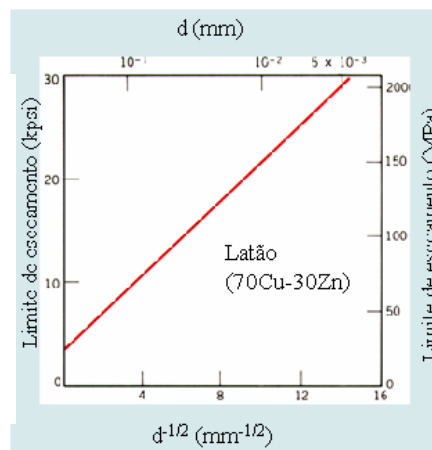


Figura 32 - Representação esquemática do tamanho médio dos grãos e a tensão de escoamento.

Além disso, na escala macroscópica, distribuição, orientação, ou seja, a relação de orientação entre os grãos e seus vizinhos também influencia no comportamento mecânico. Portanto, a natureza da microestrutura a reflete sobre as propriedades mecânicas dos materiais.

De forma análoga as análises da influência da redução do tamanho médio de grãos nas propriedades mecânicas diversos trabalhos foram publicados demonstrando que a redução do espaçamento dendrítico primário e secundário influenciam nas propriedades mecânicas de forma similar a representada pela Equação 25³⁻¹³.

3.5.2. Método intercepto linear de Heyn

Este método determina o tamanho de grão médio analisando o número de interseções existentes com contornos de grãos e linhas retas com comprimento bem conhecido previamente traçadas sobre a imagem, conforme demonstrado na Figura 33.

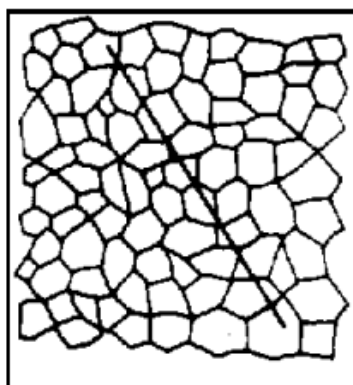


Figura 33- Figura representativa de grãos e uma linha de comprimento conhecido cruzando os contornos de grão, representação do método de Heyn.

A precisão da medida de tamanho médio de grãos é relacionada com a quantidade de interseções encontradas entre a linha e os contornos de grão. A contagem do número de interseções e do tipo de interseção é relacionada com o tamanho de grão médio.

Quando se utiliza o método de Heyn e por ventura o pedaço do final da linha de teste não atravessar completamente o grão é contada somente meia (0,5) intersecção, quando o final da linha de teste toca o contorno de grão, mas não cruza, adiciona-se meia (0,5) intersecção à contagem, se intersecção tangenciar o contorno de grão também é contada como meia (0,5), uma intersecção que visualmente coincide com o contorno de grão na intersecção de três grãos conta-se um e meio (1,5) a contagem e por fim se intersecção com um contorno de dois grãos vizinhos conta-se (1) intersecção. A representação de algumas diferentes intersecções bem como seus valores de contagem podem ser vistos na Figura 34.

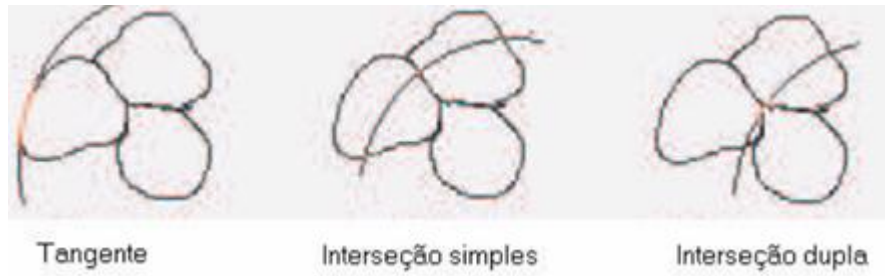


Figura 34 - Tipos de interseção: tangente (+0,5), intersecção de dois grãos (+1),

Ao segmentar a imagem na análise metalográfica não existe a necessidade de se definir com precisão os limites do grão que por ventura não estejam visíveis, basta conseguir segmentar a maior parte do contorno de grão sem a necessidade de fechá-lo completamente.

Após a contagem das interseções, aplica-se a Equação 26.

$$L_L = \frac{mL}{NM} \quad (26)$$

Na qual, m, número de linhas do teste L, comprimento da linha, N, quantidade de intersecções e M, amplificação.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A necessidade de discernimento da influência da adição de aluminato de cobalto na lama de zirconita do processo de fundição de precisão foi evidenciada na literatura, na qual foram verificados diversos ensaios padronizados para determinação das propriedades mecânicas e características microestruturais do aço CF8C/347.

A metodologia usada no estudo experimental efetuado neste trabalho envolveu, basicamente, as seguintes etapas do processo de fundição de precisão por cera perdida: i) injeção dos corpos de prova e componentes mecânicos em cera – diariamente chamados de peças; ii) montagem dos corpos de prova e peças no cacho; iii) pintura dos corpos de prova e peças; iv) revestimento primário; v) revestimento secundário; vi) secagem; vii) decerragem; viii) calcinação; ix) fundição e vazamento; x) desmoldagem; xi) remoção dos canais; xii) acabamento; xiii) ensaio de tração dos corpos de prova; xiv) metalografia dos corpos de prova e peças; xv) tratamento térmico dos corpos de prova; xvi) metalografia dos corpos de prova; xvii) ensaio de tração dos corpos de prova; xviii) análise visual das peças; xix) teste de estanqueidade das peças e xx) análise dos resultados.

A Figura 35 apresenta um fluxograma que ilustra a metodologia utilizada para a produção e execução dos ensaios nas peças e corpos de prova.

Foram produzidos 36 corpos de prova para o ensaio tração e 48 componentes mecânicos no processo de fundição de precisão. A produção do material para análise foi executada em equipamentos industriais da empresa Sulmaq Microfusão, juntamente com peças da produção.

A peça escolhida para este teste é parte do sistema de refrigeração do motor a diesel Euro IV desenvolvido pela empresa MWM - International Motors, em fase de teste na Europa.

As peças são produzidas em aço CF8C, espessura de parede 3 mm e fornecidas para o cliente após processos de tratamento térmico de solubilização e usinagem. Para certificação de qualidade as peças são submetidas ao teste de estanqueidade o qual consista na submersão em água dos componentes submetidos ao ar pressurizado de 4 bar.

Em função da existência de porosidade na aresta de contato entre o cilindro a face frontal, 96 % das peças eram reprovadas nos testes inviabilizando tecnicamente e financeiramente o produto.

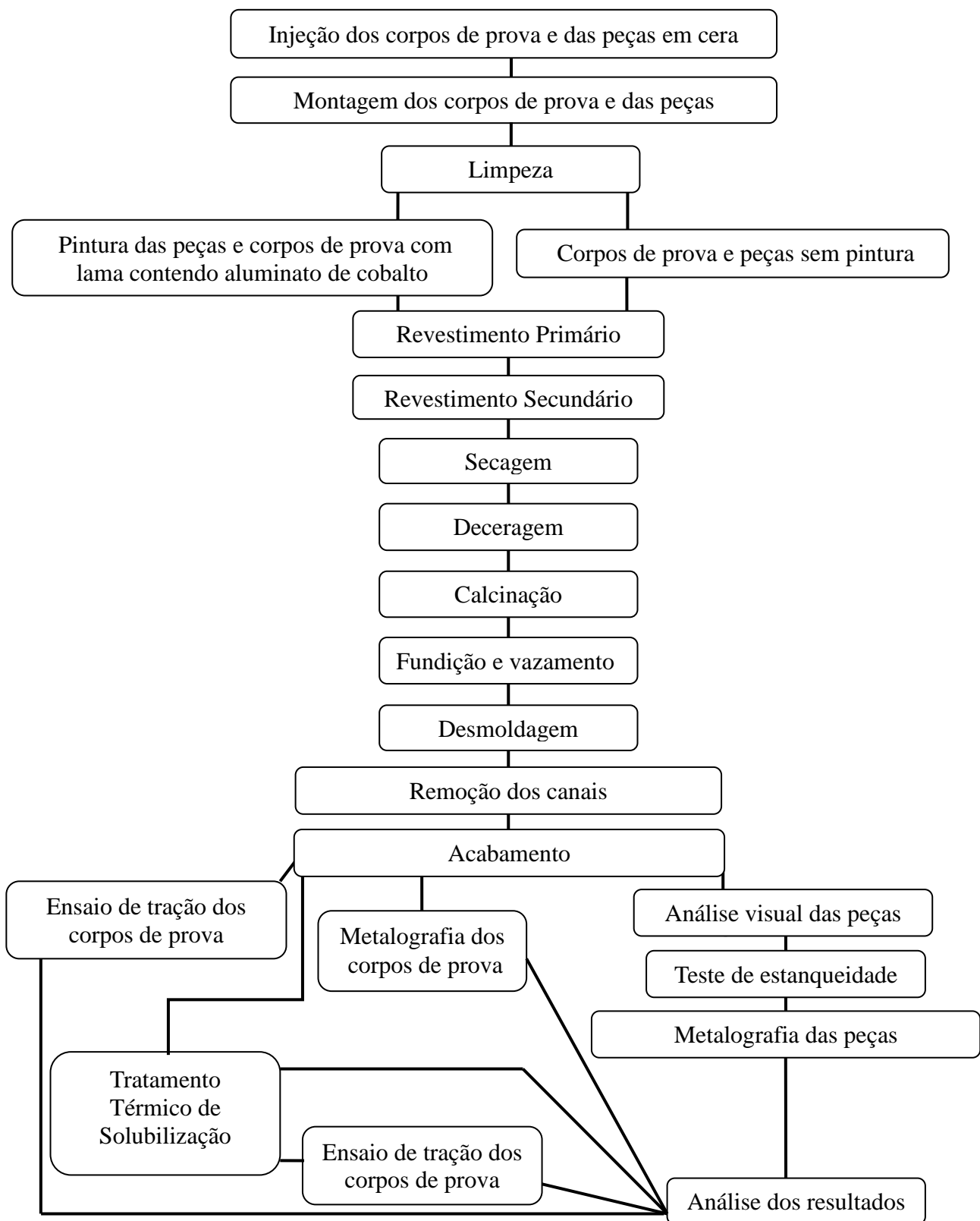


Figura 35-Apresentação do fluxo de atividades realizadas.

4.1. Injeção dos corpos de prova de tração

Os modelos em cera dos corpos de prova foram produzidos pelo processo de injeção de cera em matriz de alumínio, sem refrigeração forçada, pressão de injeção de 17,23 bar, tempo de injeção 10 segundos, tempo de espera 2 segundos e temperatura da cera 60 °C.

A geometria dos modelos em cera dos corpos de prova é ilustrada na Figura 36, conforme norma técnica ASTM A370 - 2007 A.

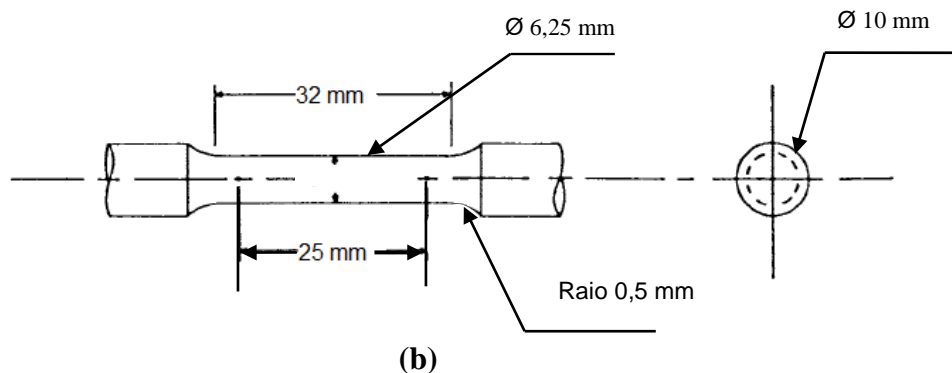


Figura 36- Ilustração geométrica do corpo de prova utilizado neste trabalho (a) vista frontal e (b) vista lateral.

4.2. Injeção dos componentes em cera

Os modelos dos componentes mecânicos diariamente denominado de peças foram produzidas através do processo de injeção de cera na matriz de aço, com refrigeração forçada com água à temperatura de 15 °C, pressão de injeção de 17,23 bar, tempo de injeção 30 segundos, tempo de espera 10 segundos e temperatura da cera 60 °C.

A Figura 37 apresenta a imagem das injetoras, dos operadores e bancadas de estabilização térmica das peças com o ambiente da empresa Sulmaq Microfusão.

A cera utilizada na injeção dos modelos foi fabricada com parafina macrocristalina e microcristalina, cera de carnaúba e breu, segundo o processo de fabricação desenvolvido pela empresa.



Figura 37- Fotografia da sala de injeção de peças em cera da empresa Sulmaq Microfusão¹⁹.

4.3. Montagem dos corpos de prova e peças

Após a estabilização da temperatura dos modelos em cera dos corpos de prova e dos modelos em cera peças com a temperatura ambiente, foram montados no canal principal, também em cera, conforme Figura 38 a e b, formando o cacho do processo de fundição de precisão.

O processo de montagem foi efetuado com o auxílio de uma lâmina de aço aquecida a qual, derrete a cera do canal de ataque do corpo de prova e peças e este é pressionado ao canal de alimentação efetuando a colagem do canal da peça no canal principal.



Figura 38-Imagens dos cachos do processo de fundição de precisão, (a), corpos de prova para ensaio de tração (b) peças do teste.

4.4. Limpeza

Antes de iniciar o processo de pintura todos os cachos são submetidos ao processo de mergulho na solução líquida de água e solda cáustica para remoção de eventuais contaminações de silicone líquido utilizado na lubrificação das matrizes no processo de injeção.

4.5. Preparação da lama de revestimento primário

Antes de iniciar o processo de revestimento primário, a lama de zirconita foi preparada segundo os passos descritos abaixo:

- adição de sílica coloidal;
- adição de farinha de zirconita, granulométrica 325 *mesh*;
- manutenção sob agitação da mistura por 48 horas;
- adição de antiespumante;
- adição de agente de molhamento;
- manutenção sob agitação da mistura por 2 horas.

As lamas foram produzidas na sala de revestimento da Empresa Sulmaq Microfusão, sob condições controladas de temperatura, de 18 °C a 22 °C e umidade de 50% a 70%, nos tanques de lama com capacidades para 300 litros.

Após a finalização do processo de preparação a viscosidade é ajustada através de pequenas adições de sílica coloidal e as conferências de viscosidade são executadas através das medidas do tempo total de escoamento da lama através do orifício da parte inferior do copo Zanh N° 4.

4.6. Pintura dos Corpos de Prova e Peças

Foram coletados 2 kg de lama de revestimento primário, adicionado 160 g de aluminato de cobalto na forma de pó e mantido sob agitação no minitanque, especialmente construído para este teste, durante 24 horas, para obter o máximo de homogeneização do aluminato de cobalto e lama cerâmica.

Antes de iniciar o processo de pintura das peças e corpos de prova, foi efetuado o ajuste da viscosidade da lama adicionando sílica coloidal. Para alcançar o efeito de alteração na microestrutura e nas propriedades mecânicas, os corpos de prova foram pintados nas regiões de menor diâmetro -região de maior tensão- e as peças no de local formação do modo de falha porosidade.

Com o intuito de minimizar a influência das variáveis do processo de fundição de precisão, por exemplo, ordem de vazamento dos corpos de prova durante o processo de fundição, eventuais diferenças de composição química entre os cachos e diferentes localizações dos corpos de prova nos cachos de montagem, optou-se em pintar com um pincel de ½ polegada, apenas quatro corpos de prova de cada cacho, dois da parte superior e dois na parte inferior, conforme Figura 39, totalizando uma amostragem de 50 % de corpos de prova fundidos de cada cacho.

Nas peças foi efetuada a pintura de 24 peças na região de ocorrência do modo falha porosidade, conforme apresentada pela Figura 40.



Figura 39 - Imagem do processo de pintura dos corpos de prova para o ensaio de tração com lama contendo aluminato de cobalto.

Na Tabela 2, é apresentada a composição química do aluminato de cobalto da empresa Remet® utilizado no teste, nesse experimento foi utilizado oito por cento em massa de aluminato de cobalto na lama de zirconita, conforme especificação do fabricante e, indicado como percentual ideal pela revisão bibliográfica efetuada.



Figura 40-Peça com pintura de lama contendo aluminato de cobalto região de ocorrência do modo de falha porosidade.

4.7. Revestimento primário

A Figura 41 apresenta a fotografia do tanque contendo a lama primária a qual é adicionada sobre a camada de lama contendo aluminato de cobalto nas regiões pintadas e diretamente sob a superfície da peça em cera nas regiões não pintadas.



Figura 41 -Imagem do operador aplicando à primeira lama no tanque de lama de zirconita¹⁹.

As cascas cerâmicas foram produzidas através do processo de imersão do cacho na lama cerâmico e estucagem em chuveiro com farinha de zirconita com granulometria de 140 *mesh*, conforme 1º e 2º linhas da Tabela 8. Entre as etapas -1º e 2º linha da Tabela 8 de mergulho na lama de zirconita e exposição na chuva de zircônio efetuamos o processo de secagem posicionando os cachos em prateleiras na sala de revestimento primário sob condição de temperatura e umidade controladas.

A Figura 42 apresenta a imagem dos cachos do processo de fundição de precisão após o processo de revestimento primário, na etapa de secagem.



Figura 42-Fotografia dos cachos durante a secagem após o processo de revestimento primário¹⁹.

4.8. Preparação da lama de revestimento secundário

Antes da execução da etapa de revestimento secundário é necessária à produção da lama nesta etapa, a lama é fabricada segundo as etapas descritas abaixo.

- adição de sílica coloidal;
- adição de farinha de sílica eletrofundida, granulometria 200 *mesh*;
- manutenção sob agitação por 8 horas;
- adição de antiespumante;
- adição de agente de molhamento;
- manutenção sob agitação por 2 horas.

4.9. Revestimentos secundário

Ao final do processo de preparação da lama iniciamos a sequência de banhos de formação do revestimento secundário, o qual é construído através dos mergulhos dos cachos e estucagem com chamote com granulométrica crescente conforme demonstrado na 3º, 4º, 5º, 6º, 7º e 8º linha da Tabela 8. O tempo mínimo de secagem nas prateleiras entre cada banho de revestimento secundário foi 8 horas, permitido a completa extração da umidade da camada anterior.

4.10. Secagem

Ao finalizar da etapa de revestimento secundário, os cachos cerâmicos são posicionados nas prateleiras na sala de revestimento por mais 72 horas a qual tem controle de temperatura variando entre 18 °C a 22 °C e umidade entre 50 % a 70%.

Na Figura 43 é ilustrada a fotografia dos cachos em processo de secagem após a última camada de chamote.



Figura 43-Fotografia dos cachos do processo de fundição de precisão após a 7ª camada de revestimento secundário¹⁹.

Tabela 8- Apresentação da sequência do processo de revestimento primário e revestimento secundário do cacho cerâmico e a respectiva granulometria dos refratários.

	Linha	Camada	Lama	Refratário para estucagem
Revestimento primário	1	1º	Primária	Farinha de zirconita 140 mesh
	2	2º	Primária	Farinha de zirconita 140 mesh
Revestimento secundário	3	3º	Secundária	Chamote de granulometria de 0,1 a 0,3 mm
	4	4º	Secundária	Chamote de granulometria de 0,1 a 0,3 mm
	5	5º	Secundária	Chamote de granulometria de 0,1 a 0,3 mm
	6	6º	Secundária	Chamote de granulometria de 0,1 a 0,3 mm
	7	7º	Secundária	Chamote de granulometria de 0,3 a 0,5 mm
	8	vedação	Secundária	-----

4.11. Deceragem

Os cachos cerâmicos foram decerados pelo processo de autoclave da empresa Sulmaq Microfusão.

4.12. Calcinação

A calcinação foi executada em forno a gás liquefeito de petróleo, temperatura de trabalho 1050 °C a 1100 °C, durante 1 hora e 30 minutos.

4.13. Fundição e vazamento

A matéria-prima utilizada na fusão foi composta basicamente de sucata de aço inoxidável CF8/304 e com a utilização de ferro liga e níquel eletrolítico 99% de pureza. A desoxidação foi realizada com a adição 0,15% de CaSi sob a massa de aço, no momento da transferência do metal líquido do forno para a panela de vazamento.

O aço foi fundido no forno de indução de 150 kW, marca Inductherm, a composição química da liga foi determinada através da técnica de análise de espectrometria de emissão óptica no espectrômetro marca SpectroLab de 17 canais da Empresa Sulmaq – Microfusão.

As panelas de vazamento foram pré-aquecidas a 1000 °C antes do vazamento, a transferência do aço líquido do forno de indução para a casca cerâmica dos corpos de prova e das peças ocorreu à temperatura de 1570 °C do metal líquido sem interrupção de vazamento e sem adição de pó exotérmico.

Os corpos de prova e peças foram fundidos com composição química conforme Tabela 9, atendendo as especificações da norma técnica aço CF8C.

Tabela 9-Composição química verificada no espectrômetro da empresa Sulmaq Microfusão.

Corpos de prova e peças								
	Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Níquel	Cromo	Nióbio
Percentual em peso	0,060	1,200	1,240	0,003	0,003	9,800	18,920	0,610

Na Figura 44 apresentamos uma fotografia de cachos do processo de fundição de precisão após o vazamento.



Figura 44-Fotografia dos cachos do processo de fundição de precisão após o vazamento do metal líquido¹⁹.

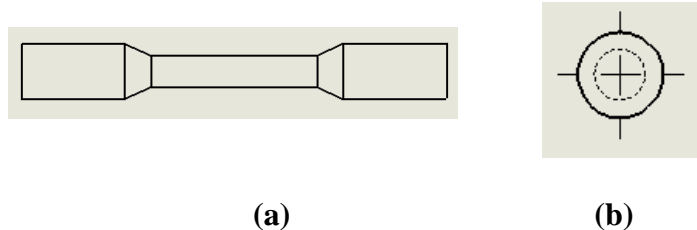
4.14. Desmoldagem e remoção dos canais

As peças e os corpos de prova foram desmoldados através da vibração mecânica com martelo pneumático fixo, operando com pressão de ar de quatro bar e tempo de vibração de 30 segundos.

4.15. Metalografia dos corpos de prova

Dois corpos de prova produzidos com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e outros dois sem pintura de lama, nas condições, antes e depois do tratamento térmico, foram cortados na policorte no Laboratório de Fundição - LAFUN – UFRGS no centro da região de menor diâmetro, duas metades foram retiradas formando dois cilindros de 10 mm de comprimento e 6,25 mm de diâmetro.

Na Figura 45 apresentamos a imagem ilustrativa dos corpos de prova, as microestruturas são apresentadas em ampliações ópticas de 50x e 100x e a caracterização das microestrutural foi executada no sentido transversal e longitudinal, conforme ilustrado na Figura 46 permitindo investigar os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2).



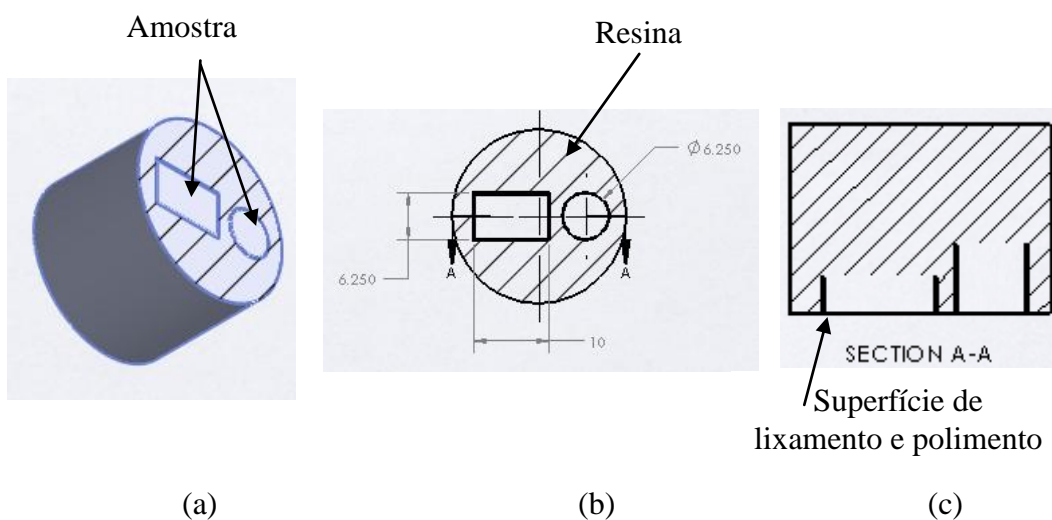
(a) (b)
Figura 45-Representação dos corpos de prova (a) vista frontal, (b) vista lateral.

O primeiro cilindro foi cortado novamente ao centro na seção paralela ao eixo principal formando duas calotas cilíndricas.

Uma calota cilíndrica e um segundo cilindro de cada corpo de prova foram embutidos respectivamente na posição longitudinal e transversal conforme esquematizado na Figura 46 a, b e c. Em ambos os casos permitindo a visualização das dendritas no sentido perpendicular ao sentido de crescimento

As amostras foram lixadas sequencialmente com lixas de granulometria 80, 120, 320, 600, 800 e 1200 em lixadeiras rotativas ou fixas. Na troca de lixa, o sentido de lixamento foi rotacionado em 90° em relação aos riscos deixados pela lixa anterior.

Após processo de segmentação efetuamos os polimentos com alumina 0,3 μm , pó de diamante de 0,3 μm e 0,1 μm e por fim o ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico a 10% de concentração, por 30 segundos com voltagem de 6 a 8 Volts e amperagem de 0,8 A no LAMEF - UFRGS.



(a) (b) (c)
Figura 46-Representação da amostra após o embutimento, (a) perspectiva isométrica, (b) vista superior, e (c) corte A-A.

As imagens metalográficas foram obtidas a partir da câmara acoplada no microscópio marca Olympus, demonstrado na Figura 47.

As imagens obtidas com aumentos ópticos, capturadas em regiões definidas e delimitadas por quadrantes de 90 ° cada, conforme representado nas Figuras 48 para a calota cilíndrica e Figura 49 para a secção circular.



Figura 47-Imagem do microscópio Olympus BX 051.

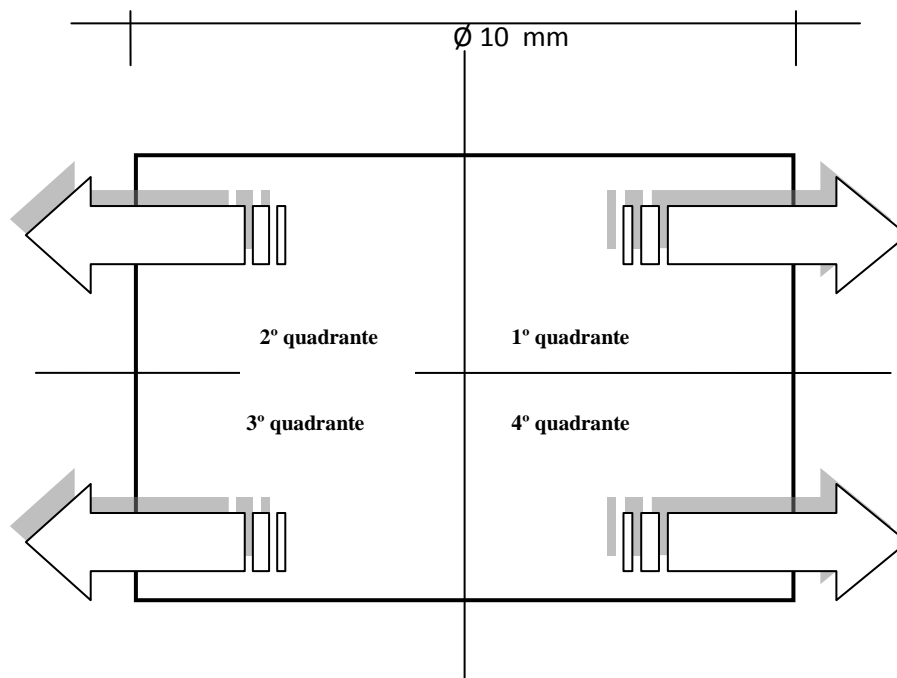


Figura 48- Imagem representativa dos quadrantes da secção longitudinal da calota cilíndrica.

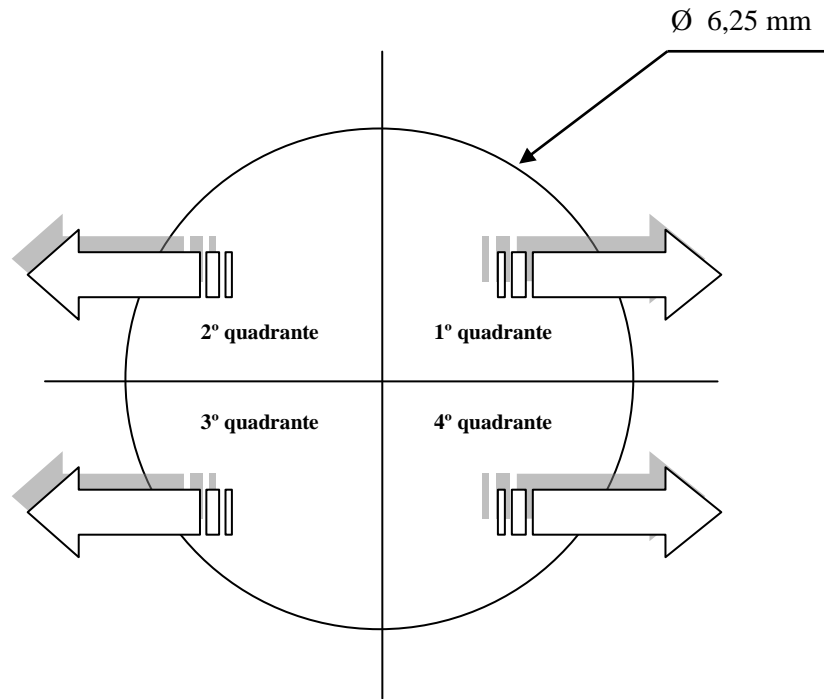


Figura 49-Imagem representativa dos quadrantes da seção transversal da calota cilíndrica.

4.16. Espaçamento dendrítico

As medidas dos espaçamentos dendríticos primário (λ_1) e secundários (λ_2) foram realizadas utilizando-se o software Imagem Tool 3.00 Versão alpha 4. Os valores dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e secundários (λ_2) foram medidos sobre a seção transversal e longitudinal nos quatro quadrantes nas seções circular e retangular das amostras.

O espaçamento dendrítico primário foi determinado através das observações das distâncias entre os eixos centrais das dendritas. Ao passo que os espaçamentos dendríticos secundários foi utilizada a técnica das intersecções entre os braços adjacentes de uma dendrita primária, esses métodos de medição estão ilustrados nas Figuras 50 e 52.

O método para determinação do valor de λ_2 está baseado no cálculo da média das distâncias entre os braços adjacentes de uma dendrita secundária, na qual n é numero de braços secundários e L o comprimento em microns do traço iniciado no centro de um braço e finalizado no centro de outro braço em análise, similar ao método de Heyn citado na Equação 26.

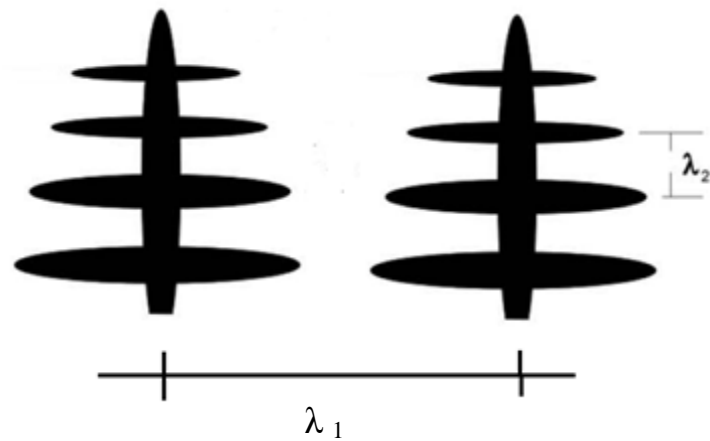


Figura 50- Ilustração esquemática de uma dendrita com eixo principal e braços secundários, ilustrando a metodologia utilizada para medir os espaçamentos dendríticos primário (λ_1) e secundário (λ_2)⁴¹.

O espaçamento médio dendrítico expressa matematicamente a razão entre a dimensão total e a distância centro a centro dos braços primários ou secundários das dendritas.

A fim de comparação foram executadas aproximadamente 15 medidas em cada uma das regiões A, B, C e D da Figura 51 para cada amostra, ao final, obteve-se a média dos valores e os desvios padrões.

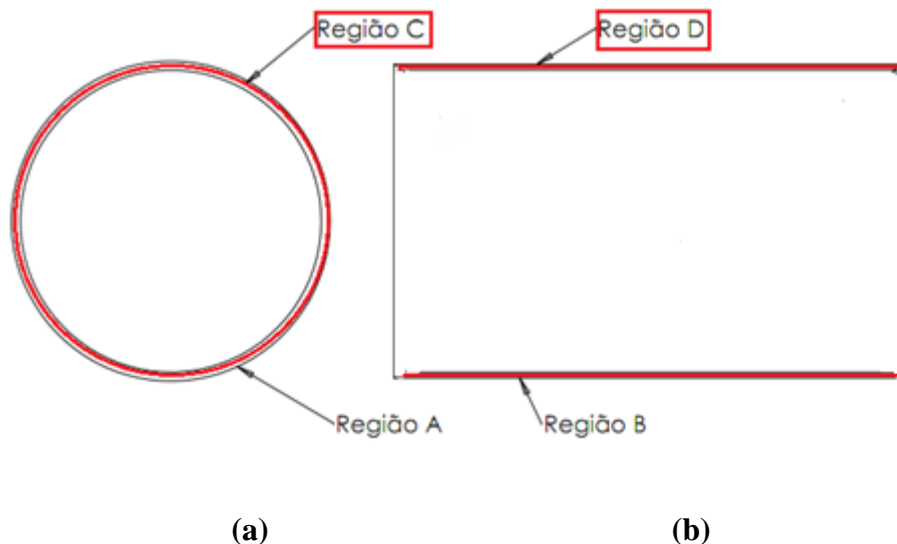


Figura 51- Ilustra (a) seção circular e (b) retangular dos corpos de prova, as regiões C e D contemplam os contornos em vermelho e as regiões centrais dos corpos de prova A e B.

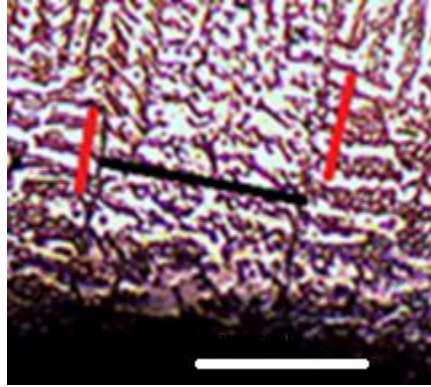


Figura 52-Medidas dos espaçamentos dendríticos primário (λ_1), representado pelos traços pretos e secundário (λ_2) representados pelos traços vermelhos.

4.17. Análise do modo de falha porosidade

A análise do modo de falha de porosidade foi dividida em três linhas: análise visual, análise da microestrutural e teste de estanqueidade.

4.17.1. Análise visual

A análise visual consistiu basicamente na dupla inspeção visual efetuada nas 48 peças produzidas para esta dissertação, o analista de qualidade efetuou a enumeração de todas as peças, executou a inspeção visual e registrou o número das peças rejeitadas, após esta etapa, outro analista de qualidade repetiu o processo e registrou o número das peças refugadas; Todas as peças que foram duplamente rejeitas são descartadas pela presença de porosidades, as peça que apenas um inspetor rejeitasse, são reanalisadas pelo supervisor de qualidade com os dois analistas de qualidade a fim de discernir eventuais dúvidas.

4.17.2. Teste de estanqueidade

A peça em análise faz parte do sistema de condução de fluidos de refrigeração de motores diesel – Euro IV, a eventual existência de um vazamento deste fluído certamente comprometeria a eficiência e confiabilidade do motor. Com intuito de reduzir os riscos de envio de peças rejeitadas ao cliente, foi especialmente desenvolvido para execução do teste de estanqueidade o equipamento apresentado na Figura 53. Neste equipamento o tanque é

preenchido com água, a peça é posicionada e fixada no sistema, efetuamos a injeção de ar comprimido na peça e esta é mergulhada na água para verificação de formação de bolhas de ar.

Importante salientar que o teste de estanqueidade detecta apenas na presença do modo de falha porosidades com porosidades abertas e conectadas, as quais formam um canal contínuo entre a parte interna e externa da peça. Eventualmente poderão existir peças aprovadas da inspeção visual e com reduzidíssimo valor de percentual do modo de falha porosidade, no entanto não aptas à montagem nos motores.



Figura 53 - Vista superior do equipamento do teste de estanqueidade.

4.17.3. Análise metalográfica das peças

Para efetuar a análise metalográfica efetuamos a segmentação das peças na região crítica, somente das peças com porosidades abertas, reprovadas pelos analistas de qualidade e no teste de estanqueidade.

Este mesmos segmentos foram seccionados no centro na aresta de interface da face frontal o tubo, não foram embutidos, lixados com lixas de granulometria 80, 120, 320, 600, 800 e 1200 em lixadeiras rotativas ou fixas. Na troca de lixa, o sentido de lixamento foi rotacionado em 90° em relação aos riscos deixados pela lixa anterior após, efetuamos o polimento com alumina 0,3 µm, pó de diamante de 0,3 µm e 0,1 µm.

A análise da quantidade de porosidade foi efetuada comparando os percentuais de área

ocupados pelos vazios formados durante a solidificação com as áreas contínuas de metal solidificado conforme Equação 27.

$$\frac{(\text{Área de porosidade na micrografia})}{\text{Área total da micrografia}} \times 100 = \% \text{ porosidade} \quad (27)$$

Na Figura 54 apresentamos um exemplo de tratamento de imagens para determinação do percentual de porosidade, efetuados pelos softwares comerciais.

É apresentado na Figura 54 duas imagens uma antes e outras depois do tratamento de imagens efetuado pelos softwares comerciais, de modo sejam possíveis ilustrar a imagem de ponto de partida Figura 54 a, e o resultado do tratamento de imagem Figura 54 b. Neste caso o software evidenciou na figura 54 b os nódulos de grafite do ferro fundido nodular.

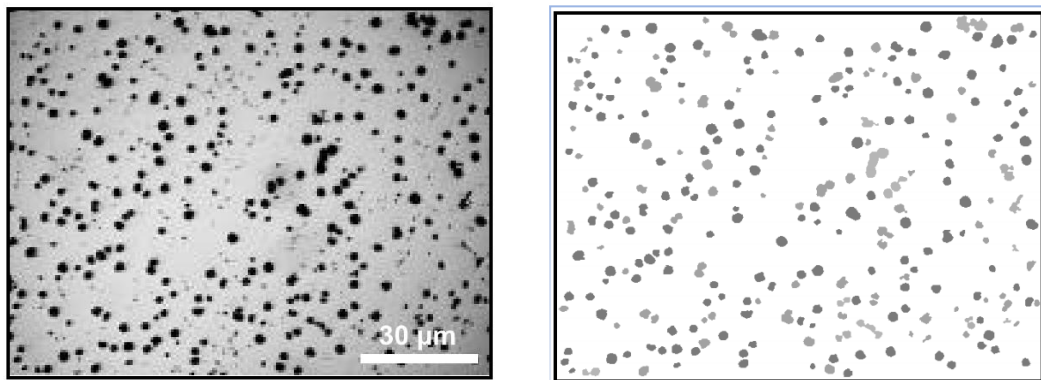


Figura 54-(a) Micrografia da peça com nódulos de grafite, (b) Micrografia evidenciando a área ocupada pelos nódulos de grafite da imagem anterior.

4.18. Ensaios mecânicos

4.18.1. Ensaios mecânicos de tração

Com o objetivo de estabelecer correlações entre a adição de uma camada de lama com aluminato de cobalto na casca cerâmica e alteração das propriedades mecânicas foram efetuados ensaios mecânicos de tração em seis corpos de prova referentes a cada condição no estado bruto de fusão e cinco corpos de prova após o tratamento térmico de solubilização. Os corpos de prova de tração não foram usinados, pois a execução de usinagem certamente removeria a fina camada de metal sob influência do agente nucleante. Os corpos de prova apresentavam geometria conforme requisitos da norma ASTM A 370-07 e foram testados a uma taxa de 1 mm por minuto à temperatura ambiente, para determinação das propriedades mecânicas; tensão de escoamento, tensão máxima e percentual de

alongamento.

O equipamento utilizado para efetuar os ensaios de tração foi a máquina de ensaios Instron – 5585H capacidade 250kN do LAMEF – UFRGS, apresentada na Figura 55.



Figura 55 - Fotografia da máquina de ensaio de tração²⁹.

4.18.2. Tenacidade

Neste estudo, efetuamos o cálculo dos valores de tenacidade com os resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova testados no estado bruto de fusão e depois do tratamento térmico com o auxílio da Equação 24.

4.19. Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização dos corpos de prova foi realizado a temperatura de 1040 °C por 1,5 horas. O processo foi realizado na Empresa Metalúrgica Metaltécnica, no forno industrial T1C2, vertical, sem atmosfera de proteção, com termopar posicionado no centro do forno. Após o término do tratamento as amostras foram resfriadas em água com soda barrilha a aproximadamente 10% de concentração, para estabilização de sua microestrutura. Na Figura 56 apresentamos o ciclo da evolução da temperatura em função do tempo durante o processo de tratamento térmico.

Na Figura 56 é possível visualizar que o tratamento térmico inicia às 0 h e 20 minutos, com uma rampa crescente de temperatura até atingir a temperatura de 1040 ° C às 1h e 55 min, obteve a estabilização da temperatura às 1h e 50 minutos, a partir deste ponto os corpos

de prova permaneceram por 1 h e 30 minutos a temperatura de 1040 ° C, finalizando o ciclo às 3 h em 20 minutos com o mergulho dos corpos de prova na água com barrilha.

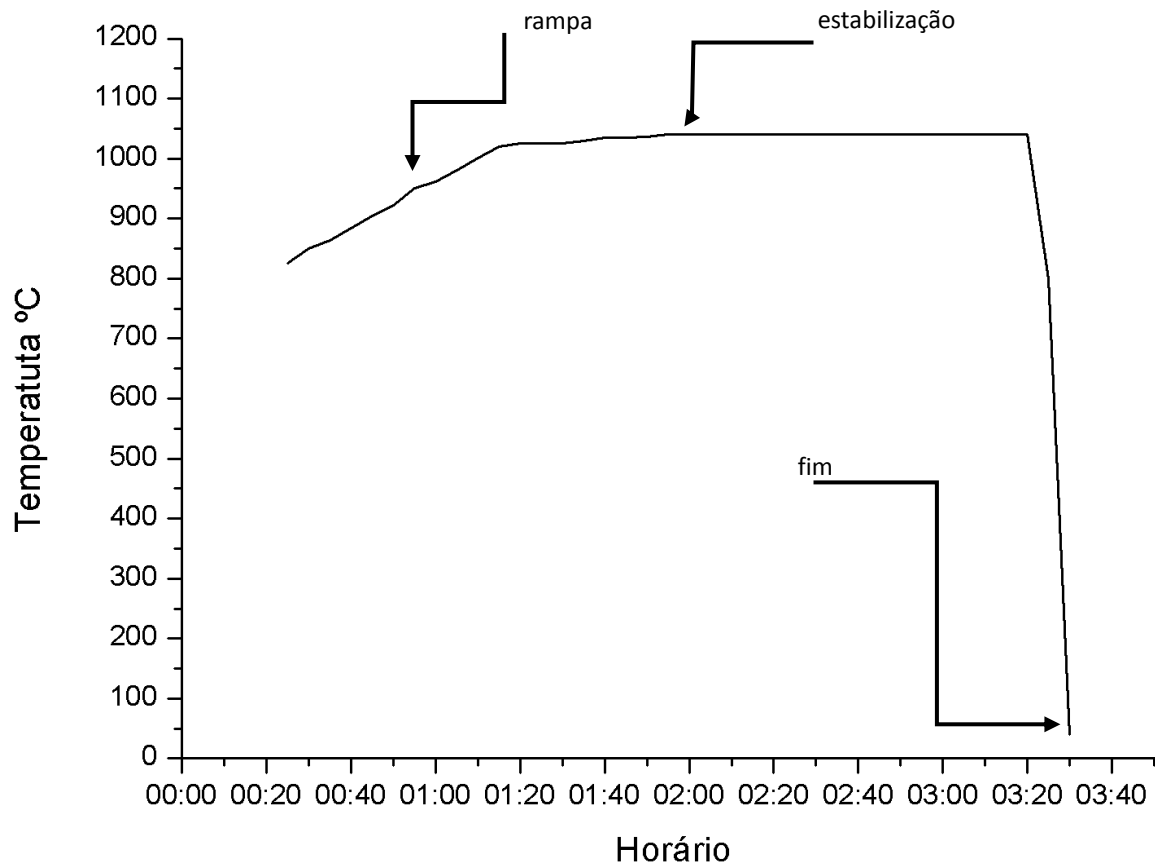


Figura 56 - Ciclo do processo de tratamento térmico de solubilização efetuado.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Espaçamento dendrítico

5.1.1. Caracterização do espaçamento dendrítico secundário (λ_2)

Nas análises dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foram realizadas nas amostras com pintura e sem pintura de aluminato de cobalto.

Na Tabela 10 são apresentados os valores numéricos e na Figura 57 os valores na forma gráfica do espaçamento dendrítico secundário do aço inoxidável CF8C do processo de fundição de precisão. Os limites das barras verticais representam a adição e subtração do valor de desvio padrão do valor médio, indicando que a imensa maioria dos valores observados está compreendida entre o limite inferior e superior das linhas verticais.

Tabela 10-Valores de espaçamento dendrítico secundário de cada conjunto de amostras e os respectivos desvios padrões em relação à média observada.

	Amostra com pintura	Amostra sem pintura
λ (μm) médio	29,1 \pm 0,506	31,1 \pm 1,585

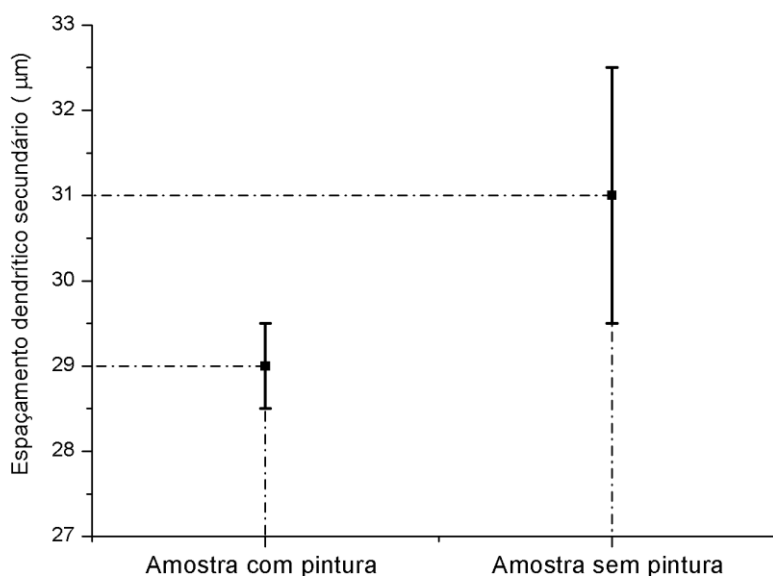


Figura 57-Gráfico demonstrando a variação do espaçamento médio dendrítico secundário das amostras, no eixo das abscissas o valor do espaçamento dendrítico em função da presença ou ausência de pintura nos corpos de prova no eixo das coordenadas.

Analisando a evolução dos valores na Figura 57, percebe-se que houve uma redução do espaçamento dendrítico secundário médio de 1,96 μm e uma expressiva redução do desvio padrão em relação ao valor médio, em função da adição do agente nucleante.

Efetuada uma comparação entre os resultados médios e os desvios padrões verificada, percebe-se que devido ao elevado desvio padrão dos corpos de prova sem pintura não obtivemos resultados significativamente discrepantes, pois alguns valores observados nos corpos de prova sem pintura foram também observados nos corpos de prova com pintura.

5.1.2. Caracterização do espaçamento dendrítico primário (λ_1)

De acordo com o procedimento descrito no Capítulo 4 é possível efetuar a determinação do espaçamento dendrítico primário (λ_1). Neste estudo foram avaliados os corpos de prova produzidos com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e sem pintura de lama, nas mesmas regiões indicadas no espaçamento dendrítico secundário. Os respectivos valores médios e os desvios padrões em relação à média são apresentados na Tabela 11 e Figura 58.

Tabela 11-Valores de espaçamento dendrítico primário de cada conjunto de amostras e os respectivos desvios padrões em relação à média observada.

	Amostra com pintura	Amostra sem pintura
λ (μm) médio	$180 \pm 9,08$	$191 \pm 13,9$

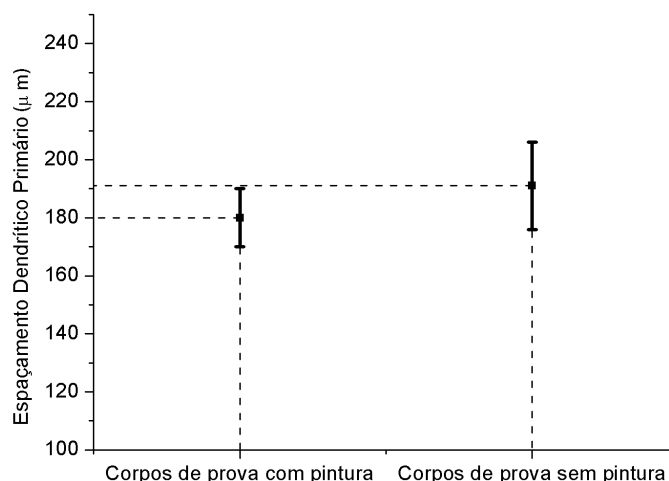


Figura 58 - Gráfico demonstrando a variação do espaçamento dendrítico primário observado nas amostras, à esquerda resultado dos corpos de prova com pintura de lama e à direita sem pintura.

No gráfico da Figura 58 referente ao espaçamento dendrítico primário, observa-se uma similaridade de comportamento em relação às análises da Figura 57, evidenciando a estreita relação entre estes dois parâmetros.

Nas Figuras 59 e 60 apresentamos exemplos das metalografias utilizadas para observação do espaçamento dendrítico secundário e primário; Importante salientar que as imagens apresentadas são uma pequena amostra do universo de metalografias analisadas.

Na análise das metalografias da Figura 59 e 60 é possível visualizar que este aço apresentou iniciou a solidificação na camada de contato metal/molde, com a formação de braços de ferrita e posterior transformação desta em austenita, conforme Equação 16.

Nas metalografias das Figuras 59 a, e c percebe-se duas manchas de secagem, na parte inferior à esquerda, oriundas do processo de ataque eletrolítico, na Figura 60 d na posição inferior á direita em evidência de formação de porosidade interna.

Na figura 60 b, observa-se alguns pontos de porosidade espalhados por toda a micrografia, com maior concentração na borda superior á esquerda.

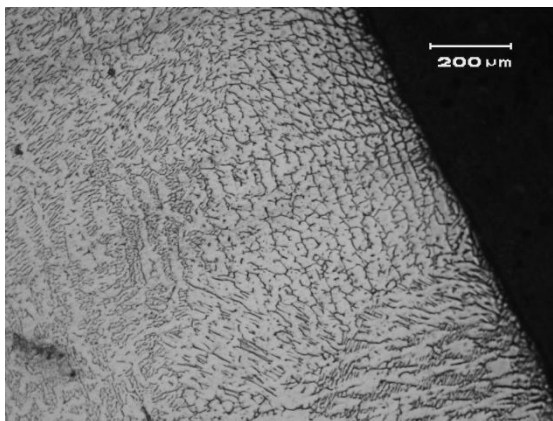
Nas Figuras 59 a, b, c e d e Figura 60 a, b, c e d é possível verificar numa camada de aproximadamente 400 μm de espessura estruturas dendríticas com origem na interface metal/molde e sentido de crescimento para o centro do corpo de prova; Além desta camada não se verifica um crescimento dendrítico com orientação claramente definida.

Conforme revisão bibliográfica efetuada no Item 3.2.5 compreende-se que o agente nucleante efetuará a promoção da nucleação heterogênea de partículas sólidas aptas a formar as dendritas, e conseqüentemente a formação de uma maior quantidade de dendritas por área em comparação ao processo de solidificação efetuado sem a adição de agente nucleante. Fato que foi observado na redução do espaçamento dendrítico primário e secundário, os quais são interligados, pois ambos dependem do fluxo calor, energia de Gibbs e velocidade de deslocamento da isoterma.

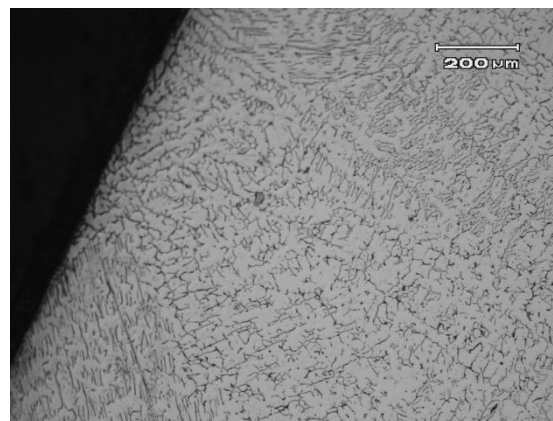
Ainda conforme bibliografia revisada entende-se que a ação do agente nucleante inicia na linha de contato metal/molde sendo atenuada no sentido exterior para interior do corpo de prova, fato também observado nas análises, pois não se observa alteração de morfologia ou direção das dendritas em regiões com profundidade maior que 400 μm .

Corpos de prova com pintura

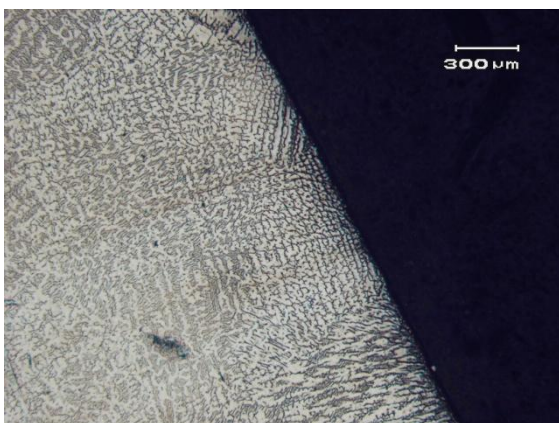
Corpos de prova sem pintura



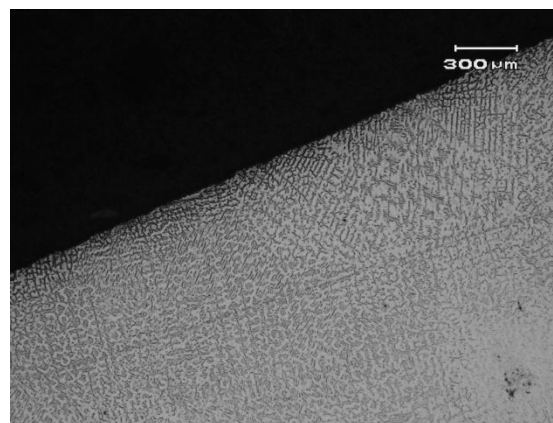
a) 1º Quadrante, 100 X de aumento



b) 2º Quadrante, 100 X de aumento



c) 1º quadrante e 50 x de aumento



d) 4º quadrante e 50 x de aumento

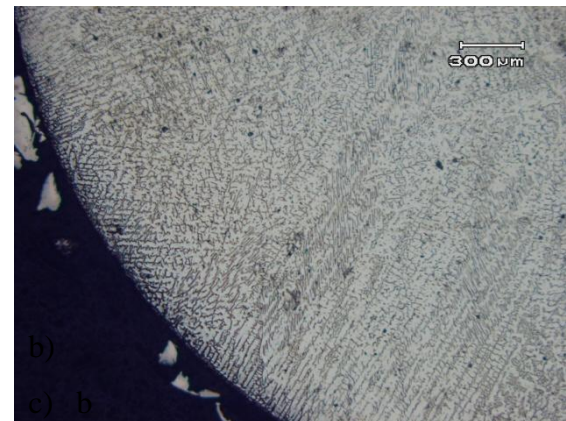
Figura 59 - Metalografias transversais, secção retangular dos corpos de prova, ataque eletrolítico ácido oxálico a 10% de concentração.

Corpos de prova com pintura ‘

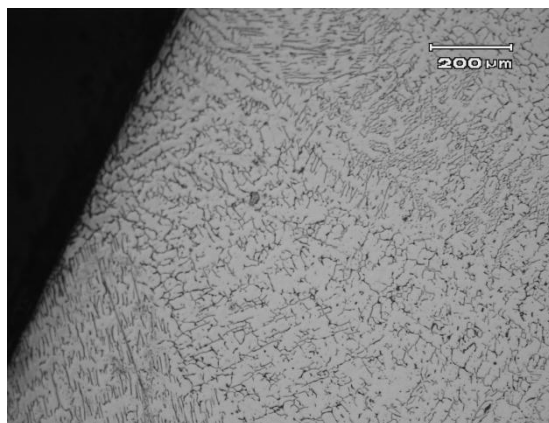
Corpos de prova sem pintura



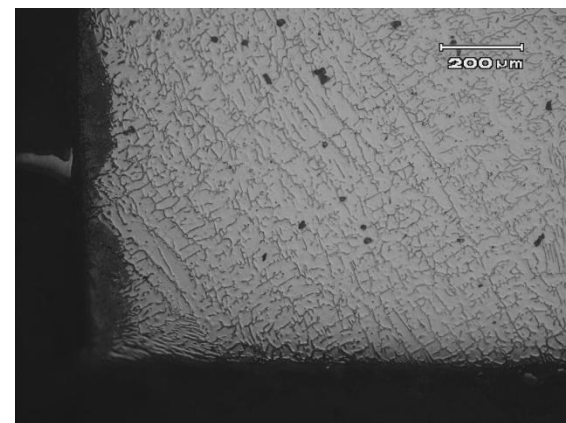
a) 1° Quadrante, 50 X de aumento



b) 1° Quadrante, 50 X de aumento



c) 2° Quadrante, 100 X de aumento



d) 3° Quadrante, 100 X de aumento

Figura 60 - Metalografias transversais dos corpos de prova da secção circular, ataque eletrolítico ácido oxálico a 10% de concentração.

5.2. Porosidade

5.2.1. Análise Visual

Na primeira etapa da análise efetuamos a inspeção visual de todas as 48 peças produzidas. Foram separadas e identificadas três peças de cada condição e efetuamos a segmentação da região de formação do modo de falha porosidade, conforme descrito no Capítulo 4.

Na Figura 61 é ilustrada a região da peça isenta de porosidades abertas na aresta de contato do cilindro e a face plana frontal.



Figura 61-Fotografia da aresta entre o cilindro e a face frontal da peça com ausência de porosidades abertas na região crítica.

Na Figura 62 e 63 apresentamos a região crítica da peça indicando a presença de porosidades abertas, oriundas da falha ocorrida na etapa de solidificação, pois devido à diferença da taxa de extração de calor na aresta de contato e das duas faces, a taxa de solidificação localizada foi menor, resultando na formação de porosidades.



Figura 62-Fotografia da aresta da peça demonstrando a presença de porosidades abertas indicada pela seta em cor vermelha, a seta em cor azul indica manchas de secagem, oriundas do teste de estanqueidade.

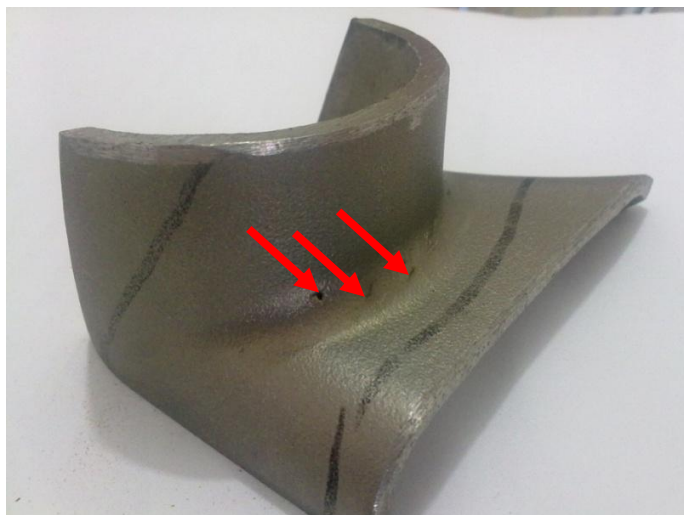


Figura 63-Fotografia da aresta da peça um demonstrando a presença de porosidades abertas indicadas pelas setas em cor vermelha.

5.2.2. Teste de Estanqueidade

Na Tabela 12 são apresentados os valores numéricos e Figura 64 na forma gráfica a evolução do percentual de aprovação das peças no teste de estanqueidade e aprovação na análise visual executadas nas dependências da empresa Sulmaq Microfusão, conforme descrição do Capítulo 4.

Tabela 12-Valores dos percentuais de aprovação e reprovação em cada teste executado.

	Amostra com pintura	Amostra sem pintura
Reprovação Análise Visual	4%	81%
Reprovação teste de estanqueidade	0%	15%
Aprovação	96%	4%

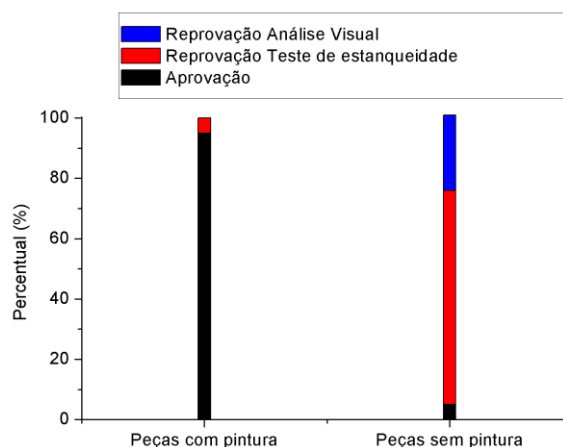


Figura 64-Gráfico demonstrando a expressiva redução do percentual de peças reprovadas na análise visual e teste de estanqueidade.

5.2.3. Análise Microscópica

Na análise microscópica do modo de falha porosidade efetuamos a comparação da área ocupada pelos vazios das porosidades, em função da área total da metalografia com o auxílio do programa Omnimet do LAFUN – UFRGS.

Na Figura 65 observamos uma imagem contendo uma expressiva quantidade de porosidades nas diversas regiões da amostra com uma evidente concentração de porosidades maiores na borda superior, a qual antes da segmentação era a aresta de contato do cilindro e da face central.

Na Figura 66 apresentamos a mesma imagem na Figura 65 após tratamento de imagem, efetuado pelo programa Omnimet, o qual destacou em cor vermelha as áreas de porosidades abertas e fechadas.

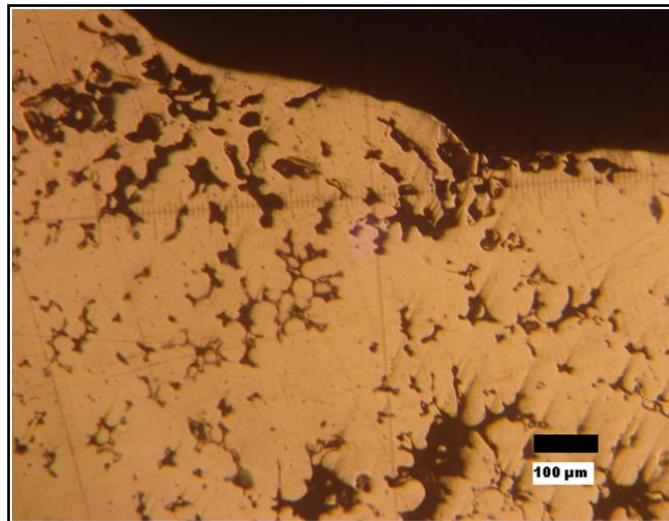


Figura 65-Metalografia 100 X de aumento de uma peça com porosidade em cor preta.

No final da rotina de tratamento de imagem efetuada pelo programa Omnimet é efetuado o cálculo do percentual de porosidade conforme Equação 27, a qual apresenta a relação da área ocupada pelos vazios de porosidade sobre área total da micrografia.

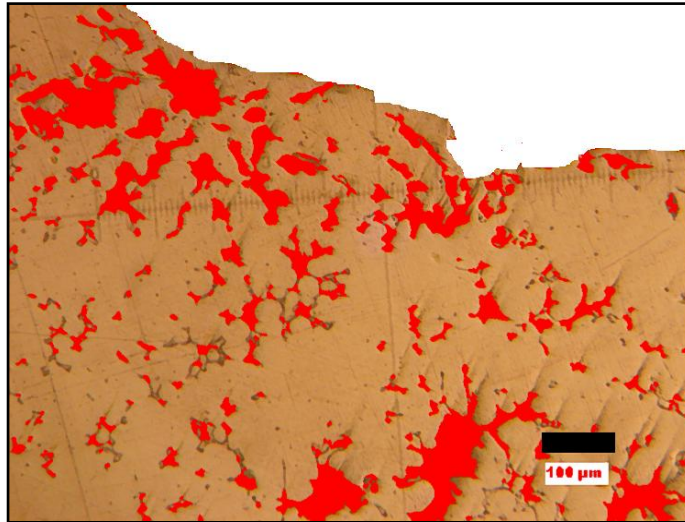


Figura 66-Metalografia 100 X de aumento de uma peça com porosidades em cor vermelha após tratamento de imagem.

Na Figura 67 ilustramos a micrografia da peça produzida com pintura de lama de aluminato de cobalto antes do tratamento de imagens.

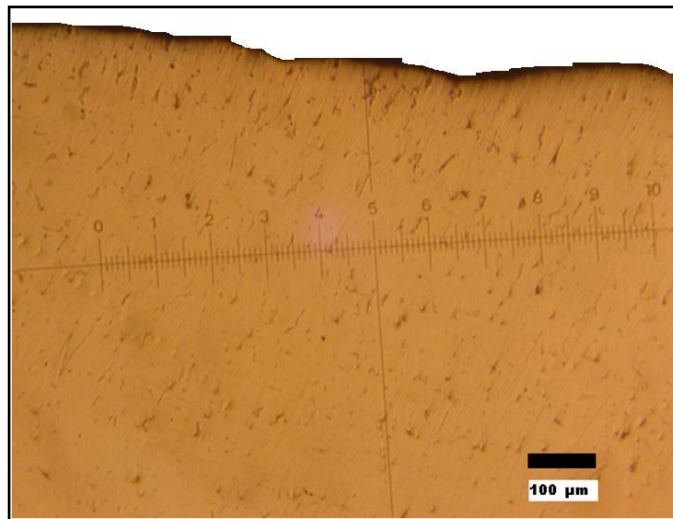


Figura 67-Metalografia 100 X de aumento de uma peça sem porosidade grandes ou abertas.

Na figura 68 ilustramos a micrografia da peça produzida com pintura de lama de aluminato de cobalto após o tratamento de imagens.

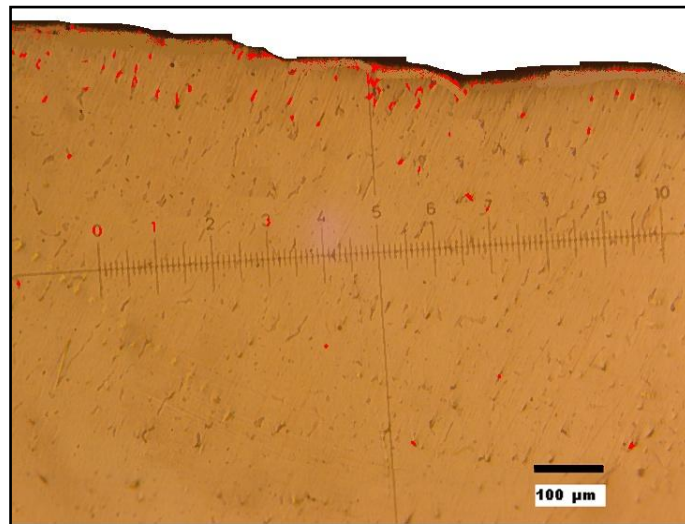


Figura 68–Metalografia 100 X de aumento de uma peça sem quantidade expressiva de porosidade em cor vermelha após tratamento de imagem.

Na Figura 69 visualizam-se graficamente os valores de percentuais médios de porosidade analisado nas três peças produzidas com pintura de lama de aluminato de cobalto e das três peças que foram produzidas sem pintura de lama.

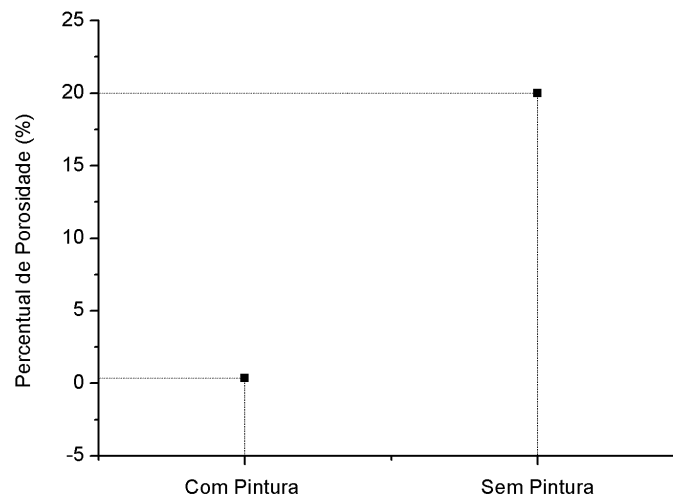


Figura 69 - Gráfico demonstrando o percentual médio de porosidade das amostras analisadas, no eixo das coordenadas á esquerda peças com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e à direita peças sem pintura, no eixo das abscissas o percentual médio de porosidade observado.

Essa análise quantitativa do percentual de porosidade somente auxiliou na compreensão da sistemática de atuação do agente nucleante, portanto, os resultados não podem ser diretamente relacionados aos percentuais de reprovação na análise visual e teste de

estanqueidade, pois, por ventura poderão existir peça reprovadas no teste visual com baixo percentual de porosidade.

Nesta região da peça em análise o processo de solidificação apresentam dois fluxos de calor, um oriundo da face frontal e outro oriundo do cilindro; Esses dois fluxos de calor formam um ângulo de 90 ° entre si apresentado um interação negativa, reduzindo a taxa de solidificação localizada, facilitando a formação de porosidade.

O presente trabalho apresentou uma expressiva redução de ocorrência de falhas por porosidades destes componentes, pois, a adição de um agente nucleante aumentou a taxa de nucleação e promoveu um super-resfriamento localizado.

5.3. Ensaios mecânico de tração, estado bruto de fusão

As propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração estão resumidas na Tabela 13, foram testadas seis amostras referentes a cada condição. A partir dos dados obtidos na curva tensão-deformação efetuamos o cálculo do valor de tenacidade.

Tabela 13 – Apresentação dos valores médios da tensão de escoamento, resistência mecânica, percentual de alongamento, tenacidade e os respectivos desvios padrões no estado bruto de fusão.

	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência Mecânica (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade (J/m ³)
Corpos de prova com pintura	273 ± 3,04	624 ± 6,01	51 ± 1,9	228
Corpos de prova sem pintura	266 ± 3,5	616 ± 7	49 ± 2,7	216

Na figura 70 ilustramos dois exemplos das curvas de tensão deformação obtidas nos ensaio de tração. Esses corpos de prova foram selecionados para a demonstração comparativa das curvas tensão-deformação, pois se tratam do par de corpos de prova que apresentam a maior diferença significativa entre as propriedades mecânicas observadas nos ensaios.

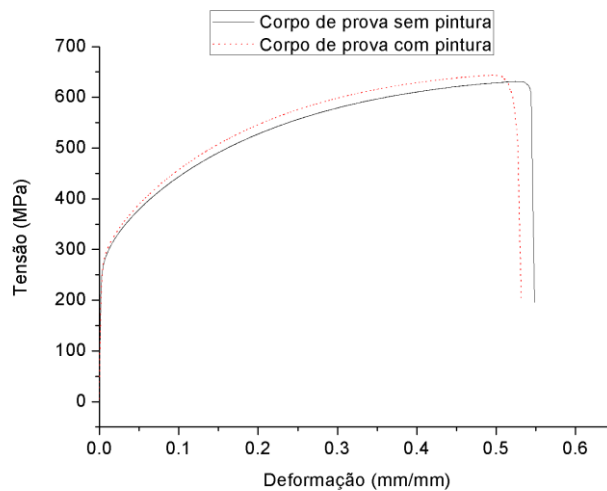


Figura 70-Gráfico tensão - deformação de engenharia dos corpos de prova com pintura de lama contendo aluminato de cobalto e sem pintura de lama, no eixo das abscissas o valor de tensão em função do valor de deformação no eixo das coordenadas.

Na Figura 71 apresentamos na forma gráfica os valores médios do percentual alongamento e os respectivos desvios padrões.

Na análise comparativa dos valores observados do percentual médio alongamento expressado graficamente na Figura 71, nota-se um aumento no valor médio de 4,08 % e um desvio padrão maior nos ensaios mecânicos efetuados nos corpos de prova sem pintura.

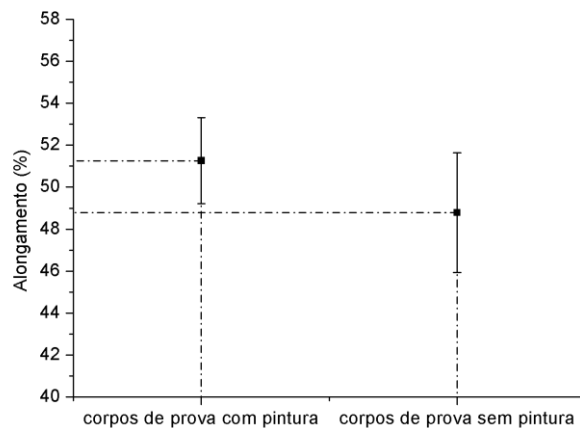


Figura 71-Gráfico dos valores médios de percentual de alongamento indicado no eixo das abscissas em função da adição da operação de pintura com lama contendo aluminato de cobalto nos corpos de prova ou ausência da operação indicado no eixo da coordenadas.

Na Figura 72 constam na forma gráfica a variação do valor médio da resistência mecânica e os respectivos desvios padrões.

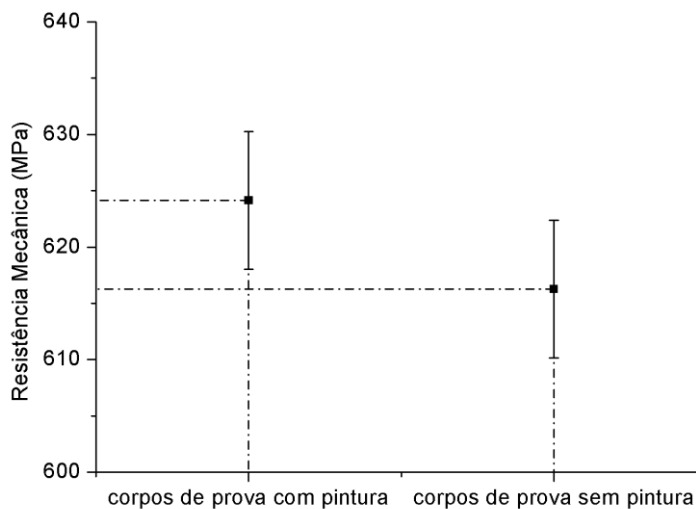


Figura 72-Gráfico dos valores médios da resistência mecânica, indicado no eixo das abscissas em função da adição da operação de pintura com lama contendo aluminato de cobalto nos corpos de prova ou ausência da operação indicado no eixo da coordenadas.

A diferença entre o valor médio da tensão máxima entre os corpos de prova submetidos ao processo de pintura com lama modificada com a adição de aluminato de cobalto é de aproximadamente 1,29 %.

Comparando os valores médios obtidos e os desvios padrões verificados, pode-se inferir que o aumento do valor de tensão máxima poderia ser mais expressivo se a discrepância entre os valores fosse menor, tanto nos testes efetuado nos corpos de prova com e sem pintura.

A partir dos cálculos do valor de tenacidade, efetuados com a Equação 20, confeccionamos um gráfico que apresenta a evolução dos valores médios de tenacidade obtidos a partir do cálculo das médias, apresentado na Figura 73.

Neste ponto observamos uma expressiva diferença dos valores de tenacidade entre os corpos de prova com e sem pintura, essa diferença é creditada principalmente ao aumento do valor do percentual de alongamento observado na Figura 71.

Na análise comparativa dos valores médios de tenacidade -Figura 73- observa-se um aumento de 5,55% entre os resultados analisados; Segmentando a participação no aumento observado da tenacidade, dos valores de tensão de escoamento, resistência mecânica e percentual de alongamento é evidente que o aumento de 4,08 % no percentual de alongamento apresentou a maior contribuição na diferença observada.

Na Figura 73 é ilustrado um gráfico comparativo dos valores observados dos percentuais de alongamento e tensão máxima, demonstrando que houve um aumento

simultâneo da tensão máxima e do percentual de alongamento dos corpos de prova produzidos com pintura de lama contendo de aluminato de cobalto. Segundo revisão bibliográfica, existem três formas de aumento de resistência dos materiais metálicos: redução do tamanho de grão, solução sólida e encruamento por deformação plástica dentre estas, a única forma de aumentar simultaneamente a tensão máxima e alongamento é a redução do tamanho de grãos, fato comprovado neste experimento⁴².

Na Figura 74 apresentamos de forma gráfica a evolução do espaçamento dendrítico secundário e os valores médios da tensão máxima demonstrando que ocorre simultaneamente a redução do espaçamento dendrítico secundário e o aumento da tensão máxima.

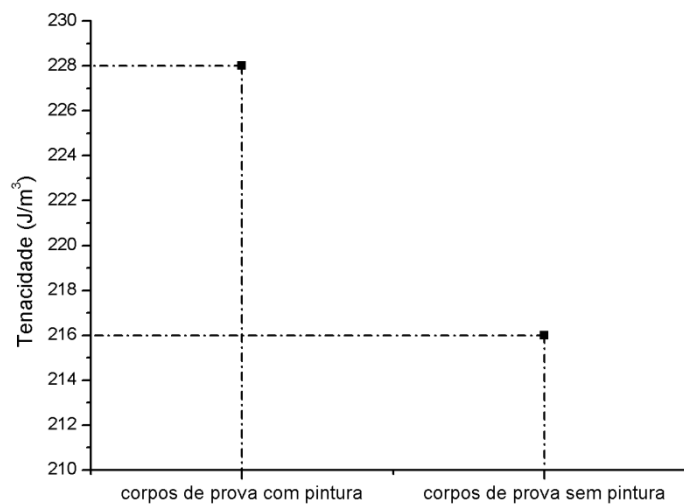


Figura 73 – Gráfico dos valores médios de tenacidade indicado no eixo das abscissas e no eixo da coordenadas os corpos de prova que foram ou não submetidos ao processo de pintura com lama.

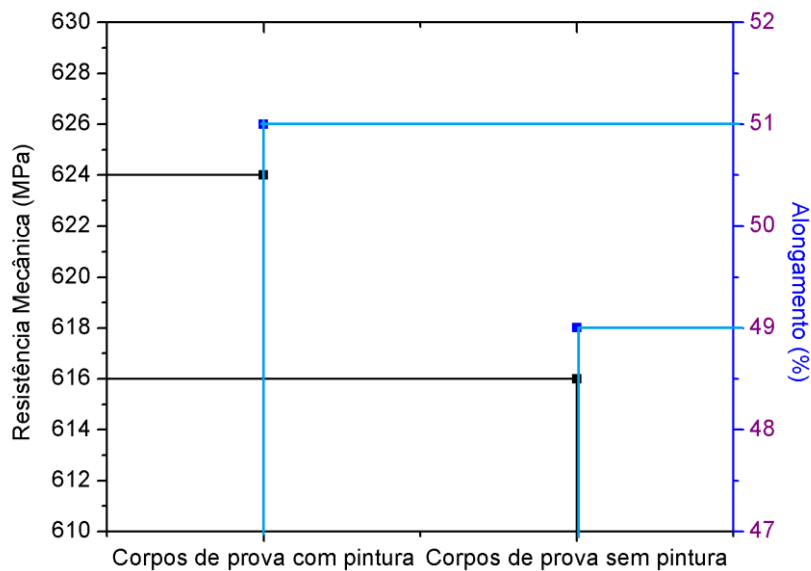


Figura 74-Gráfico comparativos dos valores médios de alongamento no eixo das abscissas à esquerda resistência mecânica à direita alongamento dos dois experimentos em função da adição da operação de pintura de lama com agente nucleante nos corpos de prova.

Comparando os resultados obtidos com as observações realizadas na bibliografia revisada⁶⁸ encontram-se diversas semelhanças nos testes realizados com ligas de magnésio.

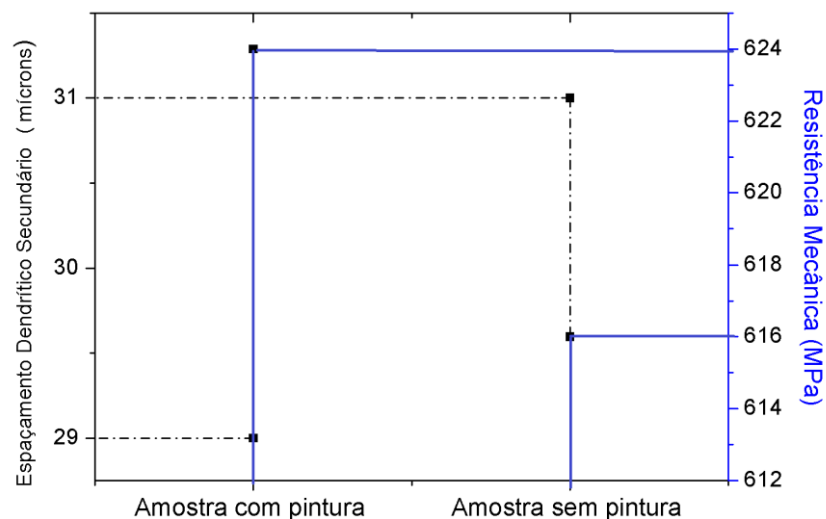


Figura 75-Gráfico comparativo da evolução do espaçamento dendrítico secundário no eixo das abscissas à esquerda e os valores médios da resistência mecânica à direita dos experimentos.

5.4. Ensaio de tração estado, tratado termicamente.

As propriedades mecânicas verificadas no ensaio de tração dos corpos de prova após a

execução do tratamento térmico de solubilização são demonstradas na Tabela 14, foram testadas cinco amostras referentes a cada situação seguindo os mesmos parâmetros do 1º ensaio mecânico.

Tabela 14 – Apresentação dos valores médios da tensão de escoamento, resistência mecânica, percentual, alongamento e tenacidade e respectivos desvios padrões dos corpos de prova bruto de fusão e tratado termicamente.

		Tensão de escoamento (MPa)	Resistência Mecânica (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade (N.m/m ³)
Corpos de prova com pintura	Bruto de fusão	273 ± 3,04	624 ± 6,701	51 ± 1,9	228
Corpos de prova sem pintura		266 ± 3,5	616 ± 7	49 ± 2,7	216
Corpos de prova com pintura	Tratados Termicamente	232 ± 2,90	595 ± 5,59	65 ± 3,13	272
Corpos de prova sem pintura		236 ± 3,04	589 ± 5,9	39 ± 3,65	160

Na Figura 76 apresentamos na forma gráfica os valores médios dos percentuais alongamentos e os respectivos desvios padrões.

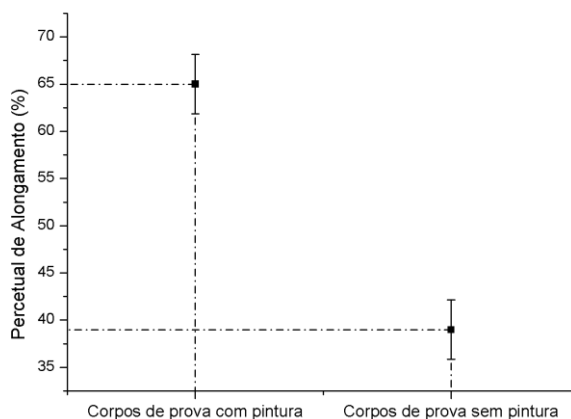


Figura 76- Gráfico dos valores médios de percentual de alongamento no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura, para os corpos de prova tratados termicamente.

Analisando esse gráfico nota-se uma diferença no valor médio de 67 % e uma semelhança na distribuição dos valores observados. Essa expressiva diferença é atribuída a dissolução na matriz dos carbonetos que estavam nos contornos das dendritas, mas não foi comprovado através de análises.

Na Figura 77 consta na forma gráfica a variação do valor médio da resistência mecânica e os respectivos desvios padrões alocados acima e abaixo do ponto médio.

A diferença entre o valor médio da resistência mecânica entre os corpos de prova submetidos ao processo de pintura com lama modificada com a adição de aluminato de cobalto após o processo de tratamento térmico é de aproximadamente 1,01 % valor similar ao observado nos testes efetuados no estado bruto de fusão, sugerindo a manutenção da diferença de espaçamento dendrítico analisado.

A diferença de valores de resistência mecânica e alongamento observado neste trabalho são semelhantes à bibliografia revisada³³, a qual apresenta a influência do aluminato de cobalto na fundição de precisão de ligas de níquel; sugerindo que o incremento nas propriedades mecânicas é resultado da redução do espaçamento dendrítico observado.

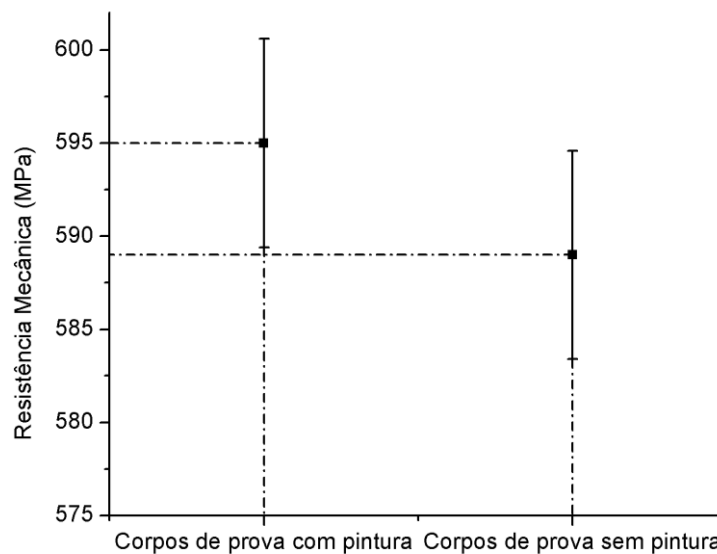


Figura 77 - Gráfico dos valores médios da resistência mecânica eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura, tratados termicamente

Um fator importante a salientar consiste no fato que os corpos de prova que foram produzidos com a pintura de lama contendo aluminato de cobalto apresentavam uma camada de lama de zirconita a mais em relação aos corpos de prova sem a pintura. Essa necessidade de manutenção de duas camadas de lama de pura zirconita é uma decisão técnica baseada na ocorrência do modo de falha penetração do aço na casca cerâmica. Em virtude dessa necessidade técnica os corpos de prova com pintura de lama apresentavam três camadas de lama de zirconita e os corpos de prova sem pintura apenas duas, em função da excelente refratariedade da zirconita, há uma tendência de reduzir velocidade de solidificação do aço antes do encharque térmico da casca cerâmica, modificando o espaçamento dendrítico no centro do corpo de prova.

A partir dos cálculos do valor de tenacidade confeccionamos um gráfico que representa a evolução dos valores médios de tenacidade, apresentado na Figura 78.

Analisando a contribuição dos valores obtidos nos ensaios mecânicos dos corpos de prova tratados termicamente e a respectiva contribuição ao valor calculado de tenacidade, observa-se que novamente que a diferença no percentual de alongamento foi o determinante para expressiva diferença no valor de tenacidade.

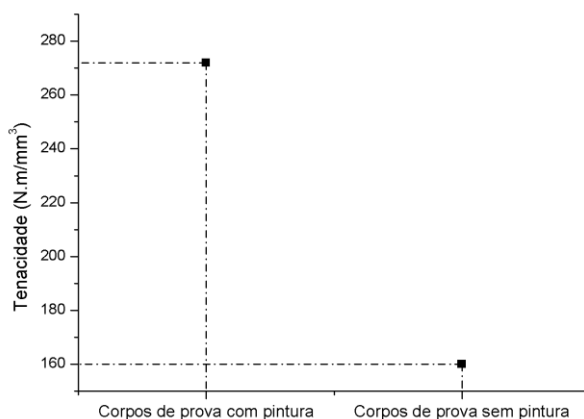


Figura 78-Gráfico dos valores médios da tenacidade no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura, tratados termicamente.

5.5. Análise comparativa das propriedades mecânicas, estado bruto de fusão e tratado termicamente.

O processo de tratamento térmico resulta na alteração das propriedades mecânicas, pois, dissolvem os eventuais carbonetos de cromo presentes nos contornos de grão da matriz austenítica, dissolve a fase sigma, aumenta o tamanho médio dos grãos e principalmente reduz as tensões internas oriundas do processo da solidificação e outros processos térmicos efetuados no acabamento das peças.

Neste trabalho observamos uma redução dos valores de tensão máxima após o tratamento térmico, em comparação aos testes realizados no estado bruto de fusão essa alteração é observada na Figura 79, na qual é possível identificar uma redução de aproximadamente 4,5% em ambos os casos.

Na análise comparativa dos percentuais de alongamento aos observados no estado bruto de fusão e tratado termicamente encontra-se duas situações distintas.

Na primeira situação ocorreu um expressivo aumento do percentual de alongamento dos corpos de prova submetidos ao processo de pintura com lama contendo aluminato de

cobalto.

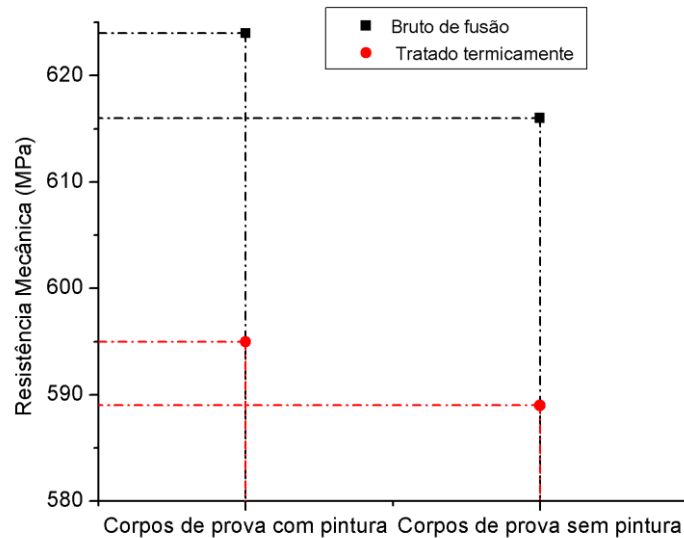


Figura 79 - Gráfico dos valores médios da resistência mecânica no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas corpos de prova com e sem pintura, tratados termicamente.

Na análise comparativa dos percentuais de alongamento aos observados no estado bruto de fusão e tratado termicamente encontra-se duas situações distintas.

Na primeira situação ocorreu um expressivo aumento do percentual de alongamento dos corpos de prova submetidos ao processo de pintura com lama contendo aluminato de cobalto.

Um fator, que provavelmente foi predominante desta discrepância de resultados, seja a tendência de redução de formação de carbonetos³¹, conforme Equação 12, a qual evidência a utilização de carbono da matriz líquida para formação de CO, dessa forma reduzindo a possibilidade de formar carbonetos intergranulares, fato geralmente observado nas ligas de aço inoxidável e também verificado em ligas de níquel nas quais se obteve resultados semelhantes, mas não foi analisado nessa dissertação.

Na segunda situação houve uma inesperada redução do percentual de alongamento, ambas as situações são representadas através da Figura 80, quase reprovou o lote de produção, pois o percentual de alongamento observado é somente 30 % acima do especificado pela norma ASTM 744 A 744 M - 2006 a qual especifica 30 % como valor mínimo.

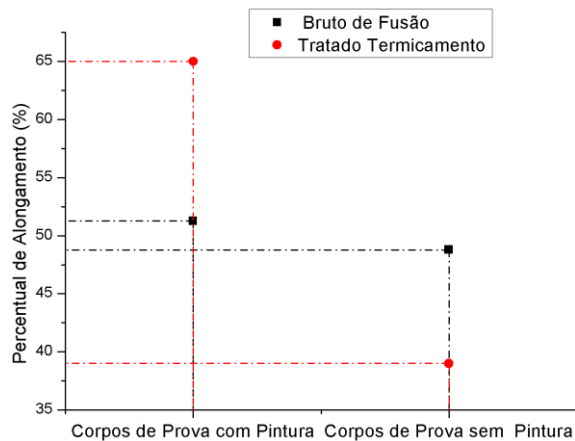


Figura 80 - Gráfico dos valores médios do alongamento bruto de fusão e tratados termicamente no eixo das abscissas e no eixo das coordenadas as situações testadas

Analisando o conjunto de resultados obtidos nos ensaios mecânico bruto de fusão e tratado termicamente percebe-se que ação do agente nucleante auxiliou a formar novos grãos e reduzir espaçamento dendríticos numa profundidade de 34 % da profundidade máxima 1,25 mm, verificada na revisão bibliográfica³¹⁻³⁸.

Para o processo de fundição de precisão a otimização de propriedade mecânicas em peças -principalmente de paredes fina- é de fundamental importância, pois este processo é geralmente escolhido para a produção das peças com esta característica geométrica.

Outro fator de imensa importância consiste no fato da possibilidade de reprojeter as peças em função das novas propriedades mecânicas assim, podendo reduzir o peso final do componente e o custo de produção tornando este segmento industrial mais competitivo frente a outros processos ou empresas de outros países.

6. CONCLUSÕES

1-A adição de agente nucleante resolveu satisfatoriamente o problema tecnológico de formação de porosidade na peça automotivo no processo de fundição de precisão.

2-Observou-se coerência entre a redução do percentual de porosidade localizada na aresta de contato da face frontal e o cilindro e a redução dos percentuais de reprovação nas análises visuais e testes de estanqueidade.

3- Observou-se coerência entre a ação do agente nucleante e alterações das características microestruturais.

4- A resistência à tração aumenta com a redução do espaçamento dentrítico secundário.

7. Sugestões para Trabalhos Futuros.

- Executar teste de fadiga em corpos de prova com pintura de aluminato de cobalto;
 - Executar ensaios de tração com corpos de prova com diâmetros escalonados principalmente com diâmetros menores que 2 mm.
 - Executar teste de adição de aluminato de cobalto em outros materiais principalmente aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos suscetíveis à trincas a quente, para estudo da redução do percentual de rejeitos.
 - Executar testes com uma maior quantidade de corpos de prova para identificar se há redução de desvio padrão.
- Executar testes de torção e flexão para maximizar os resultados do refino de grão na superfície do sólido.

Bibliografia:

1-HORTON, A. H. Investment casting. In: **Annual Handbook: Casting**. Metal Park, [s.l.], v. 15, p. 253-269, [199-].

2-TAYLOR, P. R. An Illustrated History of Lost Wax Casting. In: **Proceedings of the 17th Annual BICTA Conference**, [s.l.], Set. 1983.

3-CRUZ, K. S. Dendritic Arm Spacing Affecting Mechanical Properties and Wear Behavior of Al-Sn and Al-Si Alloys Directionally Solidified under Unsteady-State. In: **Metallurgical and Materials Transactions**, [s.l.], Abr, 2010.

4-INVESTMENT CASTING INSTITUTE, **Ceramics testing guidebook**. Dallas, p. 168, 1979.

5-INSTITUTE ANUAL MEETING IN ORLANDO, **Incast**, v. 12, n. 1, p. 18-20, Feb. 1999.

6-ROTGER. J.C.; What is a good ceramic core Ceramic Route de Noirlac, Bruère-Allichamps, France, [s.n.], 2005.

7-ASM Metals HandBook, **Casting**, v. 15, ASM International, Park, Ohio, p.543, 1992.

8-JONES, S. YUAN C.; Advances in shell moulding for investment casting, In: **Journal of Materials Processing Technology**. Birmingham, v. 135, p. 258–265, 2003.

9-ATWOODA, R.C.; LEEA, P.D.; CURTIBA, R.V.; Modeling the surface contamination of dental titanium investment castings, In: **Dental Materials**, ed. Elsevier, p 178–186, 2005.

10-GUIA ABIFA DE FUNDIÇÃO, São Paulo, p. 194, 2003.

11-KENNETH G.; BOUDINSKI; A.; In: **Engineering Materials Properties and Selection**, 5^{Ed}, Prentice Hall, 1996.

12-CAMPBELL, J. **The concept of net shape for castings**, [s.n. s.l.], 2000.

13-CORARDI, C.; MOITA, G.; BIAZI, E.; Modelos Matemáticos para a relação entre composição química, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas de alumínio fundidas hipoeutéticas e eutéticas, In: **Metalurgia & Materiais**, Esc. Minas, Ouro Preto, p. 483-491, jul, 2010.

14-HATCHETT, C.; **Dicionário de Biografias Científicas**, [s.n.],New York, 1972.

15-ZIELINSKA, M.; KUBIAK, K.; SIENIWSKI J.; Surface modification, microstructure and mechanical properties of investment cast superalloy, In: **Materials and Manufacturing Engineering**, [s.l.], jul. 2009.

16-<http://www.microrio.ind.br/userfiles/processo9.jpg> (acessado dia 02-10-10).

17-KUANG, J.P.; HARDING, R.A.; CAMPBELL, J.; Microstructures and properties of investment castings of titanium aluminide, In: **Materials Science and Engineering**, 3^{ed.} Elsevier , p 329–331, 2002.

18-http://www.remet.com/technical_papers_content.php#P38 (acessado 02-10-10)

19-www.sulmaq.com.br (acessado dia 02-10-09).

20-GORDON, R.; Shell Room Productivity Improvement Through Slurry Modification, In: **Process Engineering Manager**, [s.l.], 2006.

21-BRUM, F. J. B.; Decerragem por microndas no processo de fundição de precisão (microfusão) – dissertação – PPGEM – UFRGS, Porto Alegre, 2007.

22-**Investment Casting Institute**, Mold Dewaxing IDDO – In: **55TH Technical conference & EXPO**, [s.l.], 2007.

23-COX, M.; Harding, R. A.; GREEN, N. R.; Influence of vacuum counter-gravity filling on reliability of 2L99 aluminium investment Castings, In: **Materials Science and Technology**, [s.n.], v.23, 2007.

24-MACHADO, I. M. L.; **Avaliação Microestrutural de Casca Cerâmicas Utilizadas na Produção de Moldes Para o Processo de Fundição por Cera Perdida**, Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica, UFMG, Belo Horizonte, 2005.

25-GARCIA, A.; **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. São Paulo: Editora da Unicamp, 1^o ed, p.117, 2001.

26-ROBERT W. C.; PETER H.; In: **Physical Metallurgy**, Editora Elsevier Science, Amsterdam, The Netherlan, 1996.

27-LIN, L.; RONG, Z.; LIUDING, W.; SHUXIAN, P.; BAOLIN, Z.; A new method of fine grained casting for nickle-base superalloy, In: **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], 1998.

28-TIAN, X., WANG, L.M.; LIU, Y.B.; J.; Microstructure and mechanical properties of Mg–4.5Zn–xNd (x = 0, 1 and 2, wt%) alloys In: **Materials Science and Engineering**. p. 412–416, 2008.

29-Site: <http://www.lamef.demet.ufrgs.br/gem.html> (acessado dia 24-02-2011)

30-LOC, H., SHEK. J.; **Recent developments in stainless steels**, [s.l.], abr. 2009.

31-CAMPBELL, J.; **The new Metallurgy of Cast Metals Casting**, 2º ed. Elsevier Science, Oxford, 2000.

32-FUA,H.M.; ZHANG, M.X.; QIUA, D.; KELLYA, P.M.; TAYLOS, J.A.; Grain refinement by AlN particles in Mg–Al based alloys, In: **Division of Materials, School of Engineering, The University of Queensland**, Brisbane, dez, 2008.

33-PENG, Z.; JIA, S.; ZHANG, Z.; LIY, Y.; Complicated hollow turbine blades and surface grain refinement process. In: **AVIC Shenyang Liming Aero-Engine**, Group Corporation Ltd, Institute o Foundry, Shenyang, China, 2009.

34-OSÓRIO,Wislei Riuper Ramos. **Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão**. 2004. 194f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

35-MELO, M. L; PEREIRA, N. M.; Lima, C.R.P.; SANTOS, C, A.; **Análise dos Modelos Utilizados para a Previsão dos Parâmetros microestruturais Obtidos Durante a Solidificação Direcional do aço Inoxidável Austenítico AISI 304**, Ed. Unicamp - Campinas, [200?].

36-ROSA, D. M.; **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. Tese Doutorado-Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007.

37-FELICELLI.S.D; PORIRIER. D.R.; SUNG P.K.; A Model for Prediction of Pressure and Redistribution of Gas-Forming Elements in Multicomponent Casting, In.: **Alloys Metallurgical and Materials Transactions**, v. 31B, dez. 2000.

38-MONROE, R.; Steel Founders, Silver Anniversary Paper, In: **Division Porosity in Castings Society of America**, AFS Transactions American Foundry Society, Schaumburg, Illinois, p. 1 - 28, 2005.

39-JOSÉ M. G.; CARVALHO, F.; **Tecnologia da Fundição**, Fundação Calouste Gulbenkian – Serviço de Educação, Lisboa 1999.

40-SOLOMON, H. D.; DEVINE, Jr.; **Duplex stainless steels - a tale of two phases**. In: **Duplex stainless steels - Conference proceedings**. ASM Metals Park Ohio 1982 p. 693-756, 1979.

41- VITA, M.; KARLINSKI, V.; FRICK, C.R.F.; SPIM; J.A.;SANTOS, C.A.; Correlação de Condições de Solidificação com Propriedades Mecânicas Metalúrgicas da Liga Latão 60/40, In: **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v.3, p. 23-28, jun. 2007.

42-CALLISTER, W. D.; **Ciência e Engenharia de Materiais, Uma Introdução**. Ed. LTC, 5ª Ed, 2002.

43-PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C.; **Aços Inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. Ed. Hemus, São Paulo, 1994.

44-BLAIR, M.; **Cast stainless steels, Properties and Selection: Irons Steels and high performance alloys**. vol. 1, ASM Handbook, ASM International, 10. Ed. Ohio, USA. p. 2195-2248, 1993.

45-KLIMPLEL, A.; LISIECKI, K.; **Laser welding of butt joints of austenitic stainless steel AISI 321**, Welding Department, Silesian University of Technology, Gliwice, dez.2007.

46-JURC, A.; KALINOWSKA, E.; The influence of the martensite α' phase occurring in the structure of cold rolled austenitic Cr-Ni steel on its mechanical properties, In: **Materials and Biomaterials**, [s.n.], mai, 2009.

47-TUSSSOLIN, M.; SPAGNOL, C.; GOMES E. C.; CUNHA, M. T.; RODRIGUES, P.; R.; Estudo do comportamento eletroquímico do benzotriazol e benzimidazol na oxidação In: **REM: R. Esc. Minas**, Ouro Preto, pp. 41-44, mar. 2007

48-RODRIGUEZ, J.M.; The influence of niobium on the corrosion of 316L type austenitic stainless steel. In: **Wire**, v.43, n.1, p.78-80, fev, 1993.

49-ASM Metals HandBook, **Alloy Phase Diagrams**, vol 3 ASM Handbook, ASM International, 10. Ed. Ohio, 1992.

50-BAIN, E.C.; GRIFFI W.E.; An introduction to the iron-chromium-nickel alloys. In: **Transaction AIME**. v. 75, p.166-213, 1927.

51-DIETER, G.E.; **Mechanical metallurgy**, 2^{ed}, McGraw-Hill, Tokyo, 1976.

52-SHANKAR, V.; GILL, T, P, S.; MANNAN, S, L.; Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, In: **India Gandhi Centre for Atomic Research, Kalpakkam** , [s.l.], Vol.28, Parts3&4, p. 359–382, agos. 2003.

53-SVOBODA, J. M.; **Cast High-alloy steels, Casting: Ferrous casting alloys**, vol. 15, ASM Handbook, ASM International, 9^a. Ed , Ohio, USA, p. 1583-615, 1992.

54-BARRET, C.S.; Metal handbook. In: **Metals Park**, Ohio, ASM v.8, p.233-241, 1973.

55-ASM Metals HandBook, **Heat Treating**, vol. 4, ASM International, Metals Park, Ohio, p. 1682. 1991.

56-MA, J.C; YANG, Y.S.; TONGA, W.H.; FANG, Y.; **Microstructural evolution in AISI 304 stainless steel during directional solidification and subsequent solid-state transformation**, [s.l.] Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, Aug. 2006.

57-ALLAN, G. K.; Solidification of austenitic stainless steels. In: **Iron making and Steelmaking**. Vol. 22, N°6, p. 465-477, 1995.

58-www.labmat.com.br (acessado dia 02-10-10).

59-MORENO, J.; **Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados**. - Tese de Doutorado- Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos – SP, 2004.

60-MAMSOO, J.; JEA, G. E.; MIN, C. L.; A new method for acquiring true stress–strain curves over a large range of strains using a tensile test and finite element method, In: **Mechanics of Materials**, [s.l.], 2008.

61-GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C, A,; **Ensaio dos Materiais**, Ed LTC, Campinas, p. 28 agos. 1999.

62-MEYERS M.;CHAWLA, K, K,; Mechanical Behavior of Materials 2 ed, Editora Cambridge, p. 346, 2009.

63- ELLIOTT, A.J.; TIN, S,; KING W.T.; . HUANG S.C, GIGLIOTTI, M.F.X,; Directional Solidification of Large Superalloy Castingswith Radiation and Liquid-Metal Cooling: A Comparative Assessment In: **Metallurgical and Materials Trassactions**, v. 35 [s.n.] p. 3231, out. 2004.

64-ARGUES, J.; Improvement in the wax room: Souble waxes Investment Casting Institute, In: **55TH TECHNICAL CONFERENCE & EXPO**, [s.l.], 2007

65-ASTM A 744/A 744M, **Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for Severe Service**, ASTM International 2006.

66-MODENESI, Paulo J.; **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo. Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia, [s.n.], Osasco, 2002.