

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

VITOR SGORLON FIORIN

**IDENTIFICAÇÃO E ANÁLISE DE DEFEITO DE FUNDIÇÃO EM POLIA DE
TRAÇÃO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

LONDRINA

2021

VITOR SGORLON FIORIN

**IDENTIFICAÇÃO E ANÁLISE DE DEFEITO DE FUNDIÇÃO EM POLIA DE
TRAÇÃO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof.^a. Dr.^a Silvia Midori Higa

LONDRINA

2021



TERMO DE APROVAÇÃO

VITOR SGORLON FIORIN

IDENTIFICAÇÃO E ANÁLISE DE DEFEITO DE FUNDIÇÃO EM POLIA DE TRAÇÃO

Trabalho de conclusão de curso apresentado no dia 06 de maio de 2021 como requisito para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Londrina. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Marcio Andreato Batista Mendes
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof^a. Dr^a. Silvia Midori Higa
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)

Prof^a. Dr^a. Silvia Midori Higa
(UTFPR – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais)
Coordenadora do Curso de Engenharia de Materiais

RESUMO

FIORIN, V. S. **Identificação e análise de defeito de fundição em polia de tração.** 2021. 61 f. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia de Materiais) – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2021.

Ferros fundidos cinzentos são ligas tendo como elementos principais Fe-C-Si com teor de carbono acima de 2%. Dentre os tipos de ferro fundido, os cinzentos não apresentam elevada contração no processo de fundição devido à expansão da grafita tanto na direção das dendritas de austenita, quanto na direção do metal líquido durante a solidificação, por essa ser menos densa que as demais fases, o que faz com que, na maioria dos projetos de fundição de peças de ferro fundido cinzento, o uso de massalotes seja dispensado. No entanto, a presença de certos elementos de liga dificulta a formação da grafita na etapa de solidificação, gerando defeitos associados à contração durante o resfriamento, como rechupes e microrechupes. No presente trabalho, os defeitos de uma polia de tração de elevadores de ferro fundido cinzento foram identificados e analisados por meio de técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, sendo relacionados à presença de elementos de liga, mais especificamente cromo e molibdênio, adicionados na composição da liga para melhorar propriedades mecânicas de resistência à tração e dureza. A localização do defeito foi comparada aos resultados obtidos pela simulação da peça utilizando software de simulação de solidificação, *Inspire Cast*. Com isso, foi realizada a avaliação do defeito, a partir dos dois modelos de sistema de alimentação utilizado pela empresa. O defeito foi identificado por meio de estereoscopia e microscopia óptica como um rechupe, provocado pela contração primária. Foi constatado por meio da microscopia eletrônica de varredura que a influência dos elementos de liga cromo e molibdênio na solidificação se deu pela tendência de redução do intervalo entre as temperaturas TEE e TEM (DTE) e a inoculação, não pela formação de carbonetos. A simulação de fundição pelo software *Inspire Cast* apresentou resultados próximos em relação à solidificação e previsão de rechupes para o sistema de alimentação sem massalotes, de qual foi retirada a amostra estudada. E ainda, demonstrou que o sistema de alimentação com massalotes e luvas exotérmicas é uma alternativa para a produção da peça sem defeitos, porém com baixo rendimento metalúrgico.

Palavras-chave: Ferro Fundido. Ferro Fundido Cinzento. Polia de Tração. Elementos de Liga. Defeitos. Simulação.

ABSTRACT

FIORIN, V. S. **Identification and analysis of casting defect in traction pulley.** 2021. 61 p. Course completion work - Department of Materials Engineering. Federal University Technological of Paraná. Londrina, 2021.

Gray cast iron are Fe-C-Si alloys with a carbon content above 2%. Among the types of cast iron, the grays do not present a high contraction in the casting process due to the expansion of graphite both in the direction of austenite dendrites as well as in the direction of molten metal, due it is less dense than the other phases. In this context, in most casting projects of gray iron parts the use of risering is dispensed. However, the presence of certain alloying elements hinders the formation of graphite in the solidification stage, generating defects associated with contraction during cooling, such as shrinkage and micro shrinkage. The present work identified and analyzed the defects of a gray iron traction pulley for elevators using optical microscopy and scanning electron microscopy techniques, and were related with the presence of alloying elements, as chromium and molybdenum, added to the alloy composition to improve mechanical properties of tensile strength and hardness. The defect location was compared to the results obtained by the simulation of the part using solidification simulation software, *Inspire Cast*. Thereby, the defect was evaluated based on the two models of feeding system used by the company. The defect was identified by stereoscopy and optical microscopy as a shrinkage, caused by primary contraction. It was verified by scanning electron microscopy that the influence of the elements of chromium and molybdenum alloy on solidification was due to the tendency to reduce the interval between TEE and TEM (DTE) temperatures and inoculation, not by carbide formation. The simulation of casting by *Inspire Cast* presented close results in relation to solidification as well as in the prediction of shrinkage for the feeding system without risering, from which the studied sample was taken. It also demonstrated that, the feeding system with risering and exothermic gloves is an alternative to produce the part without defects, but with low metallurgical yield.

Keywords: Casting. Gray Cast Iron. Traction Pulley. Alloying Elements. Shrinkage.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos. A (cinzento), B (vermicular) e C (nodular). Imagens geradas por MEV após ataque químico profundo.....	17
Figura 2 – (a) Modelo simplificado de uma célula eutética em crescimento na solidificação de um ferro fundido cinzento. No caso dos ferros fundidos, diferentemente dos eutéticos regulares, as interfaces líquido-grafita e líquido-austenita não estão na mesma isoterma. (b) Representação esquemática de uma célula ou colônia de austenita e grafita crescendo na solidificação de ferro fundido, baseado em observações metalográficas de Hultgren.....	18
Figura 3 - Estrutura hexagonal grafita, onde as linhas mais grossas representam a célula unitária.....	18
Figura 4 - Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos, aumento de 100X.	19
Figura 5 - Diagrama Ferro-Carbono Estável.	21
Figura 6 - Curvas de resfriamento para ligas: 1 -hipoeutética, 2 -eutética e 3 - hipereutética.....	22
Figura 7 - Esquema de solidificação de uma liga eutética dentro da zona acoplada assimétrica.	23
Figura 8 - Resfriamento dos ferros fundidos hipoeutéticos (a) e hipereutéticos (b), utilizando o conceito da zona acoplada.	24
Figura 9 - Influência do Cr nas temperaturas de equilíbrio eutéticas.	26
Figura 10- (a) Polia no estado bruto (b), polia cortada após usinagem.....	27
Figura 11 - Modelos utilizados na moldagem do molde de areia da polia.....	28
Figura 12 - Fluxograma das etapas da caracterização macro e microestrutural.	29
Figura 13 - Regiões de corte da polia.	29
Figura 14 - Equipamentos utilizados para a análise macroestrutural e microestrutural: (a) estereoscópio e (b) microscópio óptico.....	30
Figura 15 - Equipamento de MEV com filamento de tungstênio.....	31
Figura 16 - Fluxograma da simulação do processo de fundição.	31
Figura 17 - Desenho tridimensional da peça em análise com dimensões brutas de fundição.....	32
Figura 18 - (a) sistema de alimentação sem utilização de massalotes e (b) sistema de alimentação com utilização de massalotes e luvas exotérmicas.....	32
Figura 19 - Análise macroestrutural do defeito em sem a etapa de preparação da amostra (a), com a etapa de preparação da amostra (b) e com outra direção do defeito sem a preparação da amostra (c).....	35
Figura 20 - Microscopia sem ataque químico.....	38
Figura 21 - Microscopias (a) com ataque químico com Nital 2% (b) com maior aumento.	39
Figura 22 - Microscopia realizada na região defeituosa após polimento (a) e com variação de aumento (b).	40

Figura 23 - Microscopia realizada na região central após polimento (a) e com variação do aumento (b). Microscopia realizada na região oposta ao defeito após polimento (c) e com variação do aumento (d).	40
Figura 24 - MEV da região defeituosa com aumento de 35x. (1) e (2) Regiões lisas e rugosas, com poros pouco profundos e evidenciando a presença de dendritas.	41
Figura 25 - Pontos A, B e C analisados por EDAX.....	43
Figura 26 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1350°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	45
Figura 27 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1370°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	46
Figura 28 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1380°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	47
Figura 29 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1350°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	48
Figura 30 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1370°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	49
Figura 31 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1380°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	50
Figura 32 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1340°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	52
Figura 33 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1400°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	53
Figura 34 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1340°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	54
Figura 35 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1400°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).	55

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Classificação dos ferros fundidos usualmente utilizada no Brasil comerciais.....	16
Tabela 2 - Composição química do ferro fundido especificado na ficha técnica.	36
Tabela 3 - Composição química do ferro fundido utilizado na produção da polia de tração.	36

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Características microestruturais da polia de tração.....	38
---	----

LISTA DE SIGLAS

μm	Micrômetros
AFS	<i>American Foundry Society</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials (em português: Sociedade Americana de Testes e Materiais)</i>
CE	Carbono equivalente
DAEMA	Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais
DTE	Intervalo entre as temperaturas TEE e TEM
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
Kg	Quilograma
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
mm	Milímetros
MO	Microscopia óptica
TEE	Temperatura do eutético estável
TEM	Temperatura do eutético metaestável
TSE	Temperatura de super-resfriamento do eutético
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos

SUMÁRIO

	3
1 INTRODUÇÃO	12
1.1 OBJETIVO	13
1.1.1 Objetivo Geral	13
1.1.2 Objetivo Específico	13
1.2 JUSTIFICATIVA	13
2 REFERENCIAL TEÓRICO	15
2.1 FERRO FUNDIDO	15
2.1.1 Classificação dos Ferros Fundidos	15
2.1.2 Ferros Fundidos Cinzentos	17
2.2 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS	20
2.3 DEFEITOS DE FUNDIÇÃO	24
2.4 INFLUÊNCIA DE ELEMENTOS DE LIGA	25
2.4.1 Influência do Cromo e do Molibdênio na solidificação	26
3 MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1 MATERIAIS	27
3.2 MÉTODOS	28
3.2.1 Caracterização Macro e Microestrutural	29
3.2.2 Simulação de fundição no Software <i>Altair Inspire Cast</i>	31
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	34
4.1 IDENTIFICAÇÃO DO DEFEITO E COMPOSIÇÃO QUÍMICA	34
4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	38
4.3 SIMULAÇÃO EM SOFTWARE	44
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	57
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	58
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, as indústrias de fundição no Brasil estão sendo cada vez mais cobradas para atender uma maior produtividade com diminuição de defeitos e especificações cada vez mais exigentes dos clientes quanto ao nível de qualidade em relação a propriedades físicas e mecânicas das peças fundidas.

Conseqüentemente as exigências são por ferros fundidos com alta resistência à tração e à fadiga (com menores seções), maior resistência a temperaturas elevadas e maior estabilidade térmica. Ao mesmo tempo, a produção mecanizada em quantidades elevadas, impõe peças fundidas de alta qualidade, com dispersão mínima de propriedades, boa usinabilidade e ausência de defeitos internos.

O ferro fundido cinzento é uma liga do sistema ternário Fe-C-Si que apresenta teor relativamente elevado de carbono na forma livre (grafita), o que confere uma coloração escura ao fundido. Sua microestrutura é composta por grafita na forma de veios, o que lhe confere boa resistência mecânica, alta capacidade de amortecimento de vibrações, excelente usinabilidade, baixíssima ductibilidade, tenacidade superior à do ferro branco e baixo ponto de fusão. Dessa forma, máquinas e equipamentos pesados sujeitos a vibrações são feitos desse material.

Os metais fundidos apresentam moderada contração após a solidificação, que precisa ser bem controlada para que não ocorra a formação de defeitos na peça. Segundo Stuewe (2008), com a adição de elementos de liga como cromo e molibdênio, o aumento da contração após a solidificação é ainda maior devido à formação de carbonetos nos contornos das células eutéicas, porém propriedades mecânicas importantes como resistência a tração e dureza aumentam significativamente com a presença destes elementos, o que os torna indispensável na aplicação desta peça.

A partir desse contexto, no presente trabalho foi realizada uma análise do defeito presente em polias de tração de elevadores produzidas em ferro fundido cinzento, com adição de cromo e molibdênio, e analisada uma solução. Para isso, foram utilizadas técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e simulação da solidificação por meio de software específico.

1.1 OBJETIVO

1.1.1 Objetivo Geral

O principal objetivo do trabalho é identificar e analisar o defeito de fundição apresentado em uma polia de tração de ferro fundido cinzento.

1.1.2 Objetivo Específico

Como objetivos específicos desse trabalho, são definidos:

- Identificar o tipo de defeito de fundição na polia de tração, por meio de técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV);
- Avaliar a possível influência do cromo (Cr) e molibdênio (Mo) na presença de defeitos no fundido de ferro fundido cinzento;
- Utilizar software de simulação de fundição para prever a etapa de preenchimento e solidificação para os canais de alimentação.

1.2 JUSTIFICATIVA

Polias são utilizadas no sistema de tração de elevadores e a elas ficam acoplados conjuntos de cabos de aço que ligam a cabine do elevador a um contrapeso. A sua função, no entanto, é prevenir o desgaste desses cabos de aço para que os mesmos não se rompam. Caso ocorra o rompimento de um dos cabos, os demais são projetados para sustentar a cabine e a troca do conjunto deve ser feita imediatamente. Porém, se a polia vier a falhar, considera-se como se todos os cabos se rompessem, e então, a cabine perderia sua sustentação e cairia em queda livre causando um acidente quase sempre fatal.

Com isso, para obter ferros fundidos cinzentos com melhores propriedades mecânicas são adicionados elementos de liga como o Cr e Mo que tendem a aumentar a resistência à tração e a dureza. Porém, esses elementos são estabilizadores de

carbonetos, ou seja, aumentam a formação de carbonetos e retardam a formação da grafita, gerando no processo de solidificação uma maior contração do material e conseqüentemente, devido à elevada contração, o surgimento de defeitos internos na polia.

Este trabalho tem como justificativa a busca de melhorias da produção de polias de tração com adição de elementos de liga, a fim de obter melhores propriedades mecânicas e ausência de defeitos na superfície, para que as peças não venham a falhar em serviço, ocasionando acidentes que trariam problemas pós-venda para a empresa.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 FERRO FUNDIDO

Os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente ferro (Fe), carbono (C) e silício (Si), e, portanto, são normalmente considerados uma liga ternária “Fe-C-Si”. Possuem teores de C geralmente acima de 2,0%, quantidade superior à que pode ser retida em solução sólida na estrutura austenítica, resultando em carbono parcialmente livre, na forma de lamelas, veios e nódulos de grafita. Caracterizam-se por apresentar reação eutética durante sua solidificação (SERBINO, 2005).

Suas propriedades variam significativamente com a proporção entre C e Si, com a adição de elementos de liga metálicos e não metálicos, variando seu processamento e, ainda, realizando tratamentos térmicos posteriormente a solidificação (SERBINO, 2005).

2.1.1 Classificação dos Ferros Fundidos

As primeiras classificações dos ferros fundidos eram realizadas a partir da análise da superfície de fratura. Como exemplo, o ferro fundido branco e cinzento, que recebem esta classificação por apresentar uma fratura clara e cristalina ou acinzentada com pequenas facetas, respectivamente (SERBINO, 2005).

Porém, com o avanço da tecnologia e também maior entendimento da microestrutura de cada material, outras classificações surgiram, levando em consideração formas de grafita e matriz metálica além de seus aspectos de fratura e propriedades (SERBINO, 2005). A classificação feita a partir da microestrutura e das formas da grafita bastante utilizada pelos metalurgistas no Brasil é apresentada na Tabela 1.

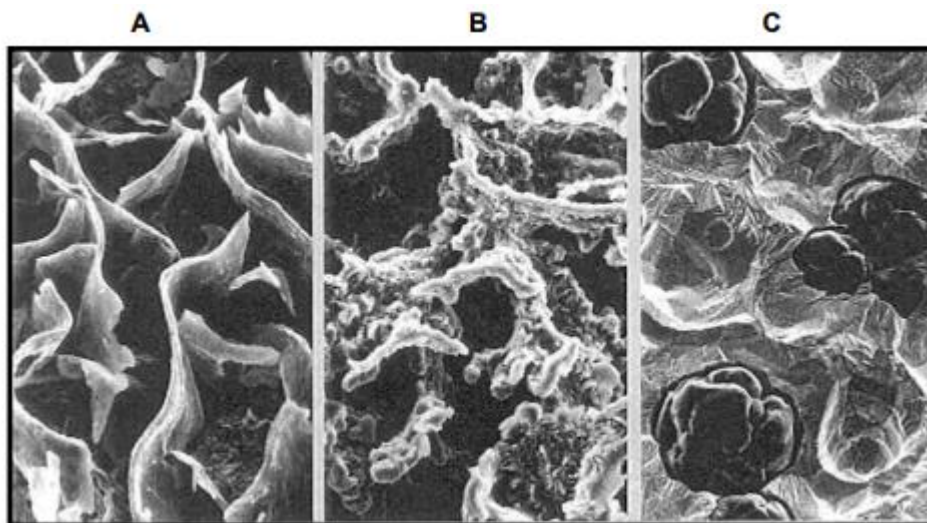
Na Figura 1 são apresentados alguns exemplos das principais morfologias de grafita, encontradas nos ferros fundidos, onde a matriz metálica foi removida por ataque químico revelando sua forma tridimensional (SERBINO, 2005).

Tabela 1- Classificação dos ferros fundidos usualmente utilizada no Brasil comerciais.

Tipo de Ferro Fundido	Microestrutura Típica	Comentários
Branco	Todo carbono presente na liga encontra-se na forma de cementita ou carbonetos metálicos.	A sequência de solidificação e a microestrutura desses materiais podem ser interpretadas pelo diagrama de equilíbrio metaestável (Fe-Fe ₃ C), com as modificações necessárias em virtude da presença de outros elementos de liga.
Cinzento	As fases formadas na solidificação são austenita e grafita, conforme diagrama de equilíbrio estável, onde se obtém grafita em forma de veios.	Distinguem-se os teores de carbono gráfico e carbono combinado, cuja soma fornece o teor total de carbono desses ferros fundidos.
Mesclado	Quando a solidificação resulta na formação de regiões de ferro fundido branco e cinzento.	A região com ferro fundido cinzento se solidificou conforme o sistema estável (austenita-grafita) e a região com ferro fundido branco segundo o metaestável (austenita-carboneto).
Nodular	A grafita se apresenta na forma de nódulos no estado bruto de fusão.	Esta forma é decorrência da adição de certos elementos químicos ou condições particulares de fabricação, que modificam a forma de crescimento da grafita, não se obtendo grafita em veios como nos ferros fundidos cinzentos.
Maleável	Solidificam como nos ferros fundidos brancos, sendo posteriormente submetidos a um tratamento térmico (maleabilização), onde a cementita se decompõe em grafita e austenita.	Recebem também a designação de ferros maleáveis de núcleo preto ou americano, e, ferro maleável de núcleo branco ou europeu.
Vermicular	Obtém-se, no estado bruto de fusão, através da adição de elementos de liga, a chamada grafita vermicular.	Esta morfologia é um produto intermediário entre a grafita em veios e a nodular.

Fonte: SANTOS; BRANCO (1991).

Figura 1 - Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos. A (cinzento), B (vermicular) e C (nodular). Imagens geradas por MEV após ataque químico profundo.



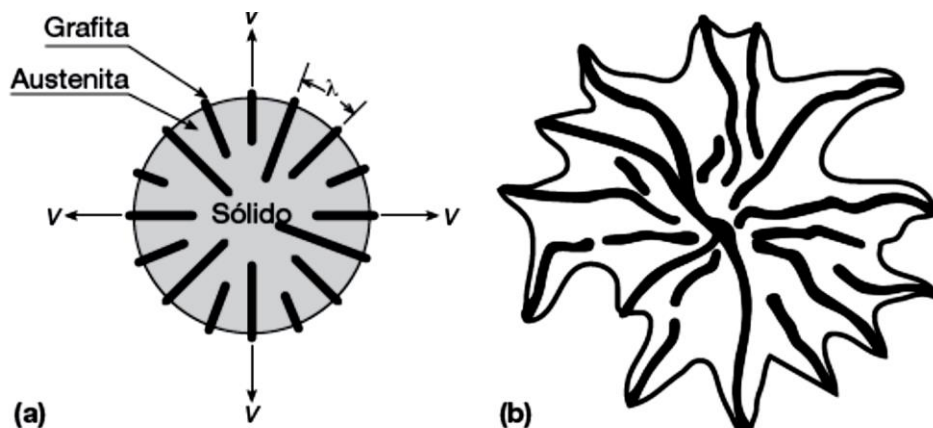
Fonte: SERBINO (2005).

Na imagem A observa-se a estrutura da grafita em forma de placas onduladas (lamelas), forma características dos ferros fundidos cinzentos. Na imagem B aparecem as mesmas placas onduladas, porém mais curtas e com as extremidades arredondadas, forma característica dos ferros fundidos vermiculares e, por fim, na imagem C, a grafita tem forma de nódulos, forma características dos ferros fundidos nodulares (SERBINO, 2005).

2.1.2 Ferros Fundidos Cinzentos

A reação eutética estável do ferro fundido cinzento resulta nas fases de austenita e grafita, como pode ser visto na célula eutética presente na Figura 2, sendo a austenita na forma de dendritas e a grafita na forma de veios. Portanto, a austenita tem menores dificuldades de nucleação e crescimento do que a grafita por ser uma fase não facetada (MOORE, 1973).

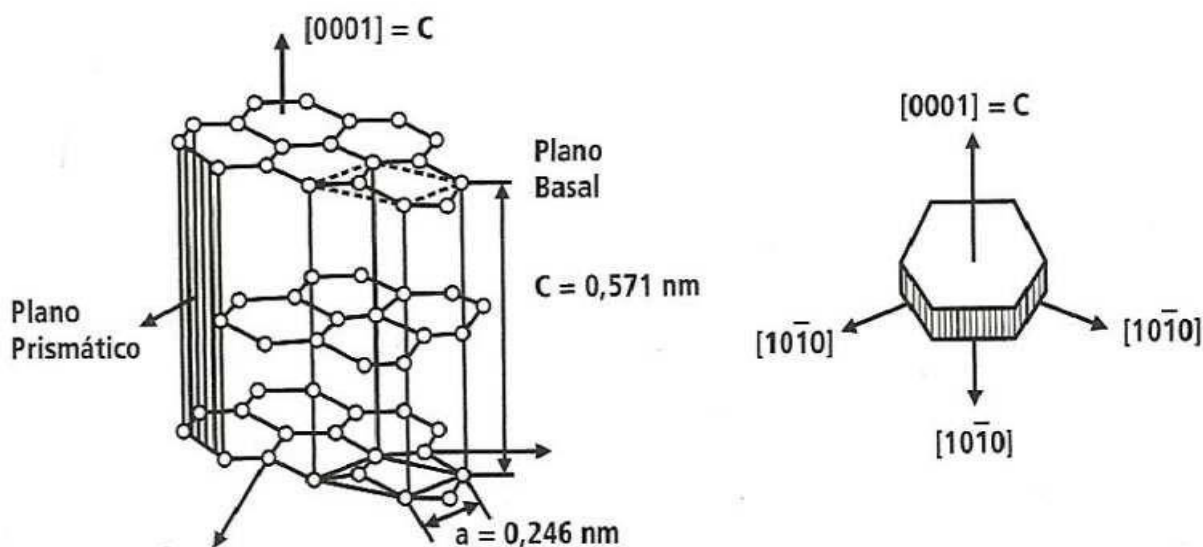
Figura 2 – (a) Modelo simplificado de uma célula eutética em crescimento na solidificação de um ferro fundido cinzento. No caso dos ferros fundidos, diferentemente dos eutéticos regulares, as interfaces líquido-grafita e líquido-austenita não estão na mesma isoterma. (b) Representação esquemática de uma célula ou colônia de austenita e grafita crescendo na solidificação de ferro fundido, baseado em observações metalográficas de Hultgren.



Fonte: COLPAERT (2008)

Nos ferros fundidos cinzentos, a grafita apresenta uma estrutura cristalina tipo hexagonal compacta. Na Figura 3, é mostrado que o crescimento pode acontecer nas direções A e C. O crescimento em placas, no entanto acontece com o empilhamento das faces prismáticas (SERBINO, 2005).

Figura 3 - Estrutura hexagonal grafita, onde as linhas mais grossas representam a célula unitária.



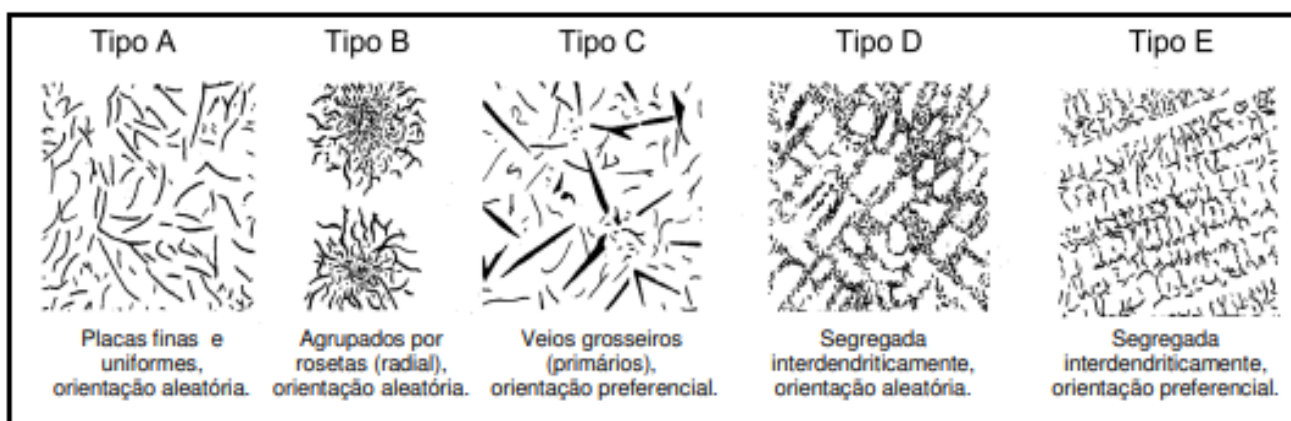
Fonte: VIDAL (2013).

A *American Society for Testing and Materials* (ASTM) e a *American Foundry Society* (AFS) classificam o aspecto e a forma de apresentação da grafita em cinco tipos:

- A** - Irregular desorientada;
- B** - Em roseta;
- C** - Desigual irregular;
- D** - Interdendrítica desorientada; e
- E** - Interdendrítica orientada.

Na Figura 4 são apresentadas as morfologias dos cinco tipos de grafita A, B, C, D e E segundo a norma ASTM A 247.

Figura 4 - Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos, aumento de 100X.



Fonte: Adaptado da ASTM A247 (2006).

No plano prismático, o crescimento das placas precisa de menor super-resfriamento quando comparado ao plano basal, onde ocorre a formação da grafita nodular. Portanto, é importante para que se forme grafita do tipo A, normalmente associada a matrizes perlíticas e, conseqüentemente, com maior resistência mecânica, o super-resfriamento deve ser o menor possível (SERBINO, 2005).

A matriz metálica, a morfologia, o tamanho e distribuição das células eutéticas e ainda a quantidade de grafita estão diretamente ligadas às propriedades mecânicas

dos ferros fundidos, e são determinadas durante a solidificação com influência de vários efeitos combinados de composição, de nucleação, de velocidade de resfriamento e da velocidade de crescimento das células eutéticas (SERBINO, 2005).

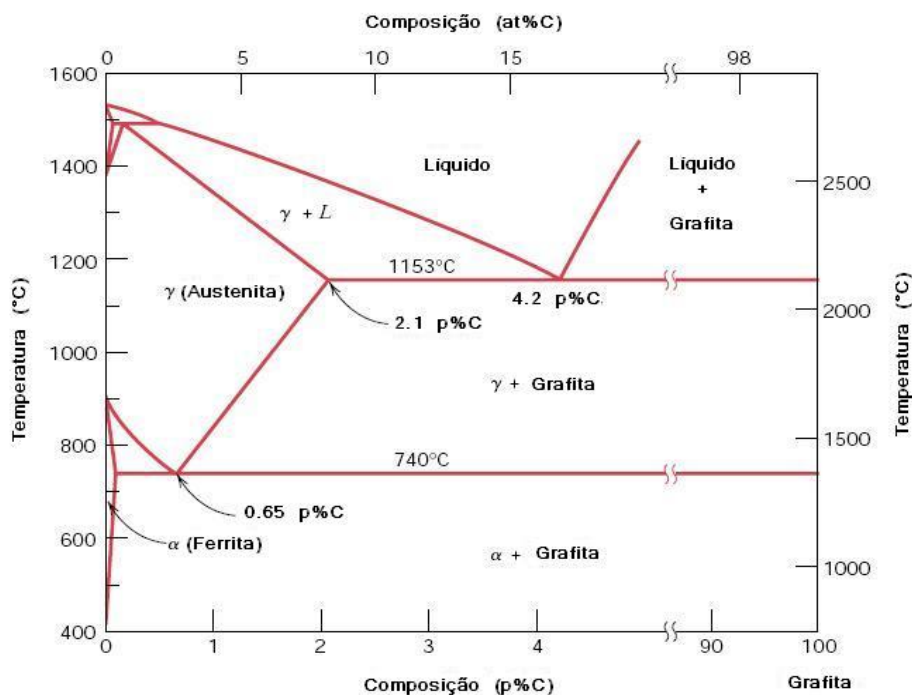
A maior formação de matrizes perlíticas se dá devido à grafita do tipo A, pois a distância de difusão do carbono torna-se maior. Segundo Pohl (1974), o aumento das propriedades mecânicas de resistência é maior quando os veios tipo A são menores, devido à diminuição do efeito de entalhe da grafita.

2.2 SOLIDIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

Nos metais cristalinos a solidificação é um processo de nucleação e crescimento das fases austenita, grafita e cementita, em condições termodinâmicas favoráveis. A grafita formada na solidificação permanece até a temperatura ambiente, e por ser responsável pelas propriedades do material, assim como a microestrutura, o controle da solidificação é fundamental (NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

No caso da solidificação dos ferros fundidos, para não se utilizar diagramas ternários ou quaternários que são complexos, utiliza-se o diagrama estável Fe-C (Figura 5), sendo que o carbono, não solúvel na austenita, irá formar grafita primária e/ou grafita eutética (NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

Figura 5 - Diagrama Ferro-Carbono Estável.



Fonte: CALLISTER (2001).

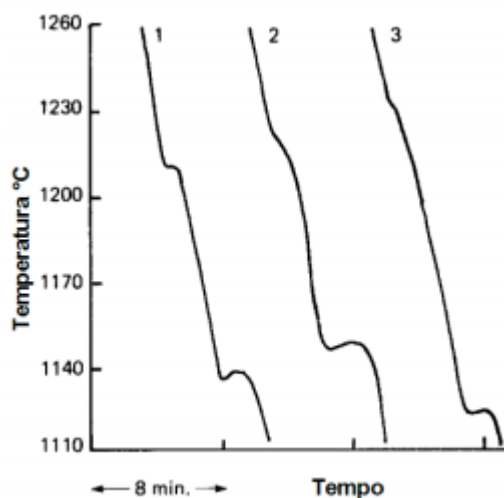
Elementos como Si, fósforo (P) e outros afetam a composição do ponto eutético, portanto, para compreender as transformações de fases na solidificação de uma liga comercial utilizando o diagrama Fe-C, altera-se o C pelo carbono equivalente. O conceito do carbono equivalente (CE) agrupa, em uma só grandeza, esses elementos que influenciam na composição e pode ser obtido conforme a equação 1 (STUEWE, 2008; NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

$$CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3 \quad (1)$$

Segundo Pieske (1974), de acordo com a composição química os ferros fundidos, podem ser classificados em hipoeutéticos ($CE < 4,3\%$), eutéticos ($CE = 4,3\%$) e hipereutéticos ($CE > 4,3\%$).

Na Figura 6 é possível visualizar as diversas curvas de resfriamento das diferentes ligas. O primeiro patamar observado nas ligas hipo e hipereutéticas trata-se da nucleação da fase primária, sendo que nas ligas hipoeutéticas constitui-se na fase primária as dendritas de austenita, enquanto nas ligas hipereutéticas, a fase primária é constituída por grafita solidificada diretamente a partir do líquido, chamada de grafita primária (ELLIOT, 1988).

Figura 6 - Curvas de resfriamento para ligas: 1 -hipoeutética, 2 -eutética e 3 -hipereutética.



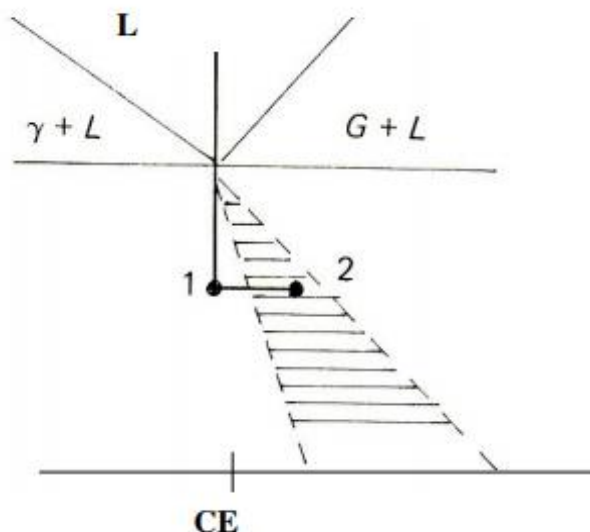
Fonte: ELLIOT (1988).

Muitas vezes em uma produção comercial não é possível controlar totalmente a microestrutura final, resultando em uma microestrutura que não é esperada. Como exemplo, a formação de austenita primária em ferros fundidos eutéticos e hipereutético, ou também a formação de austenita primária envolvendo uma grafita primária. Isso pode ser explicado à presença de uma zona acoplada (STUEWE, 2008).

No caso dos ferros fundidos cinzentos a zona acoplada é definida como uma região de crescimento cooperativo onde acontece a solidificação eutética, ocorre não apenas na composição eutética ($CE=4,3\%$), mas sim nesta zona assimétrica, onde a austenita e a grafita se solidificam de forma cooperativa e o crescimento das fases acontece na mesma velocidade (ELLIOT, 1988; NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

A partir deste conceito é possível entender a formação de microestruturas não desejadas nas condições de equilíbrio. Na Figura 7 é mostrado que com o super-resfriamento do líquido que apresenta uma composição eutética inicialmente, a solidificação se comporta como de uma liga hipoeutética, com formação de dendritas de austenita até o ponto 1. Devido à formação da austenita, o líquido vai se enriquecendo de carbono, de forma que a composição atinja as condições de crescimento acoplado, ponto 2. A microestrutura final no caso será dendrita de austenita e eutético (ELLIOT, 1988).

Figura 7 - Esquema de solidificação de uma liga eutética dentro da zona acoplada assimétrica.



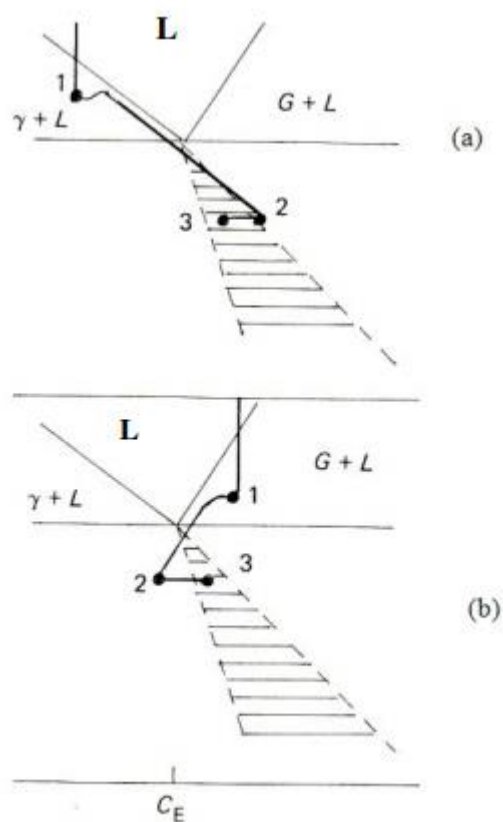
Fonte: ELLIOT (1988).

Na Figura 8, são mostrados mais dois casos (a) e (b) de formação de microestruturas não esperadas nas condições de equilíbrio.

No caso (a), a solidificação em ligas hipoeutéticas se inicia com o crescimento de dendritas de austenita, ponto 1, com o enriquecimento do líquido em carbono além do ponto eutético, ponto 2, ocorre a formação de grafita primária, e por fim na região de crescimento cooperado, ponto 3, forma-se o eutético. Apresentando microestrutura final de austenita primária, grafita primária e eutético (NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

No caso (b), a solidificação dos ferros fundidos hipereutéticos se inicia com a formação de grafita primária, ponto 1. Ao contrário do caso anterior o líquido residual empobrece em carbono, o que permite a formação de austenita primária, ponto 2, e por fim, com o ajuste de composição na região de crescimento cooperado, ponto 3, forma-se o eutético. Obtendo uma microestrutura final de grafita primária, austenita primária e eutético (NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

Figura 8 - Resfriamento dos ferros fundidos hipoeutéticos (a) e hipereutéticos (b), utilizando o conceito da zona acoplada.



Fonte: ELLIOT (1988).

2.3 DEFEITOS DE FUNDIÇÃO

Os defeitos mais comuns em metais fundidos são:

- Porosidade proveniente de gases;
- Porosidade de contração (rechupes) e fissuração a quente;
- Inclusão de óxidos ou materiais refratários (areia do molde, macho);
- Formação de juntas frias;
- Segregação de elementos de liga;

Muitos metais fundidos dissolvem gases em um grau considerável em seu estado líquido. Estes gases são eliminados durante as etapas de vazamento e solidificação do metal e, quando não são devidamente eliminados, ficam aprisionados no interior do metal, gerando porosidade (CHAUDHARI, 2014).

A porosidade de contração é devido à mudança de densidade que ocorre na solidificação. Quase todos os sólidos apresentam densidade maior do que a sua fase líquida. Cerca de 1 a 2% do encolhimento deve ser compensado ao fazer uma fundição. Esta compensação pode ser feita pela alimentação da fundição durante a solidificação através do uso de massalotes posicionados adequadamente (CHAUDHARI, 2014).

Além disso, com a contração térmica ocorre o surgimento de tensões que podem produzir fissuras quentes. Os processos de vazamento e fluxo do metal durante a fundição são geralmente turbulentos e as películas de óxido de superfície e os materiais do molde de areia podem ser facilmente arrastados para o metal líquido, gerando as inclusões de areia (CHAUDHARI, 2014).

Finalmente, a cinética da solidificação do ferro fundido favorece a separação dos elementos de liga. Portanto, regiões de composição química variável (segregação) ocorrem frequentemente nos processos de fundição. Esta diferença de composição pode ocasionar propriedades mecânicas variáveis na peça e, conseqüentemente, falha da mesma (CHAUDHARI, 2014).

2.4 INFLUÊNCIA DE ELEMENTOS DE LIGA

Adição de elementos de liga, como o cobre (Cu), Cr, Mo, nióbio (Nb), titânio (Ti) e estanho (Sn) favorecem a obtenção de ferros fundidos cinzentos com maiores propriedades mecânicas, como aumento da resistência à tração e dureza. Porém, é importante que o efeito de cada elemento e a relação dos mesmos com os componentes base do ferro fundido cinzento e com outros elementos sejam analisados para que efeitos não desejados nas propriedades do material ocorram (SERBINO, 2005; NASCIMENTO; SANTANA, 2016).

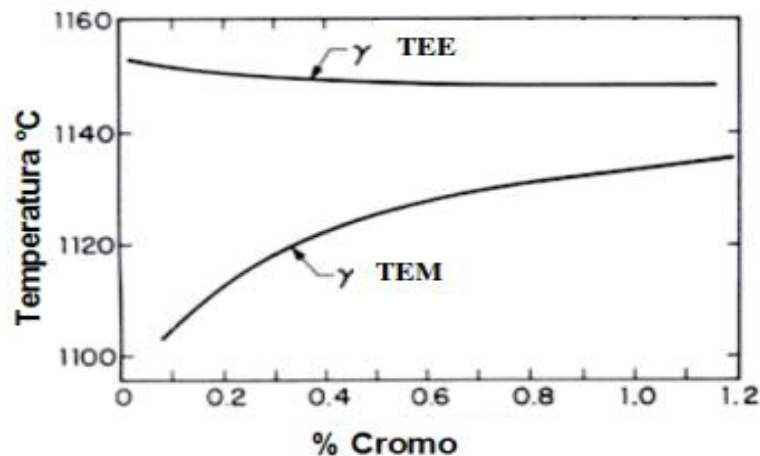
Os elementos de liga além de aumentar as propriedades dos ferros fundidos, influenciam na solidificação e na obtenção de diferentes fases nos ferros. Alguns atuam como formadores de carbonetos de eutéticos, como o Cr, Mo, tungstênio (W) e vanádio (V), e outros atuam como grafitizantes, como o alumínio (Al), Cu, níquel (Ni) e Si (SERBINO, 2005).

Os ferros fundidos com alto CE, ou seja, elevado teor de C e Si, tendem a aumentar a formação da grafita eutética, a qual controla a expansão durante a solidificação. Quanto maior a quantidade de grafita eutética, maior será a expansão eutética na solidificação, portanto, quanto maior o teor de C e Si, maior será a pressão de expansão e maior será a compensação de contrações secundárias (STUEWE, 2008).

2.4.1 Influência do cromo e do molibdênio na solidificação

Como dito anteriormente, os elementos de liga influenciam na estrutura de solidificação. O Cr e o Mo, por serem elementos formadores de carbonetos durante a reação eutética, acabam diminuindo a atividade do carbono e reduzindo a quantidade de grafita eutética formada. Quanto menor a quantidade de grafita eutética, menor a pressão de expansão e menor será a compensação de contrações secundárias no material e, portanto, mais propícia será a formação de defeitos. Na Figura 9 é mostrada a influência do Cr no intervalo de temperatura estável (TEE) e metaestável no ponto eutético (TEM) (STUEWE, 2008).

Figura 9 - Influência do Cr nas temperaturas de equilíbrio eutéticas.



Fonte: OLDFIELD (1982).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção é apresentada uma descrição sobre o material analisado e os métodos empregados para o desenvolvimento do trabalho.

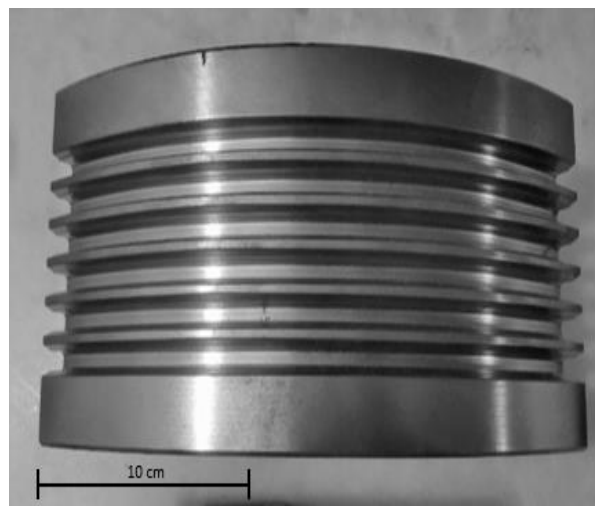
3.1 MATERIAIS

O material da polia de tração utilizado para realização deste trabalho foi fornecido pela empresa MGL Mecânica de Precisão Eireli, uma empresa de usinagem, localizada na cidade de Cambé-PR. A polia é obtida por meio de fundição em moldagem de areia. Na Figura 10 é mostrada a polia em seu estado bruto (a), e a região onde apareceram os defeitos vista lateralmente após o processo de usinagem e o corte da mesma (b), da qual foram retirados os corpos de provas para análises de MO e MEV.

Figura 10- (a) Polia no estado bruto (b), polia cortada após usinagem.



(a)



(b)

Fonte: Autoria própria.

3.2 MÉTODOS

O trabalho tem como proposta identificar o defeito de uma peça fundida, fabricada por fundição em molde de areia verde, que foi refugada no processo de usinagem da mesma. Na Figura 11 é apresentado o modelo com o atual sistema de alimentação utilizado para a fundição da peça. Os métodos para a caracterização macro e microestrutural e para a simulação da solidificação da peça que foram utilizados para o desenvolvimento deste trabalho estão detalhados a seguir. Nas Figuras 12 e 16 são apresentados os fluxogramas da sequência das atividades realizadas.

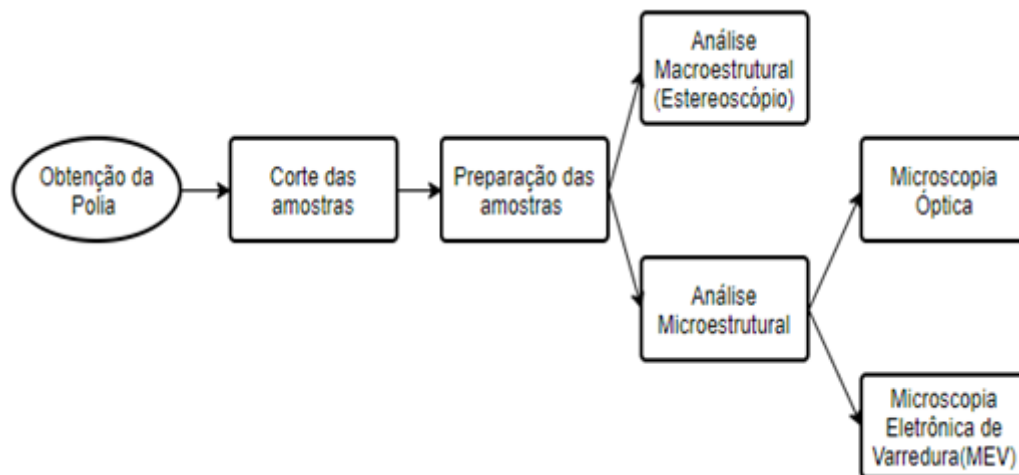
Figura 11 - Modelos utilizados na moldagem do molde de areia da polia.



Fonte: Autoria Própria.

3.2.1 Caracterização Macro e Microestrutural

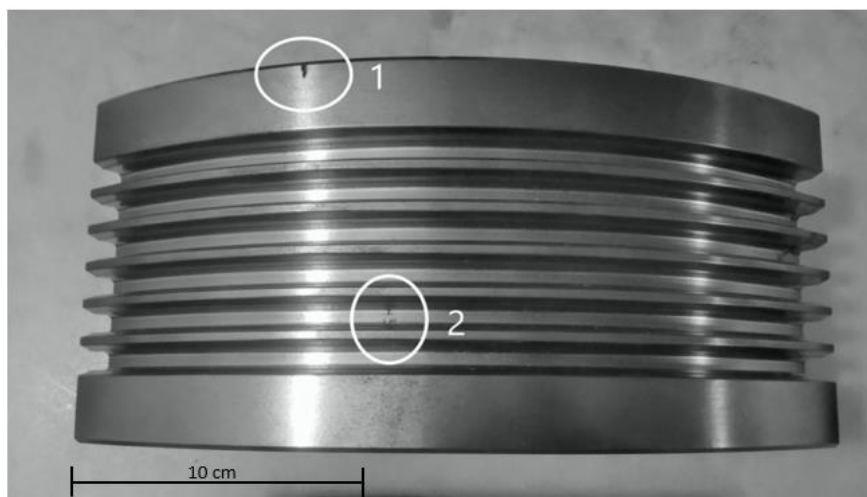
Figura 12 - Fluxograma das etapas da caracterização macro e microestrutural.



Fonte: Autoria Própria.

Após a obtenção da polia, foi realizado o corte das duas amostras nas regiões indicadas na Figura 13, na própria empresa que cedeu a polia por meio de uma serra fita industrial.

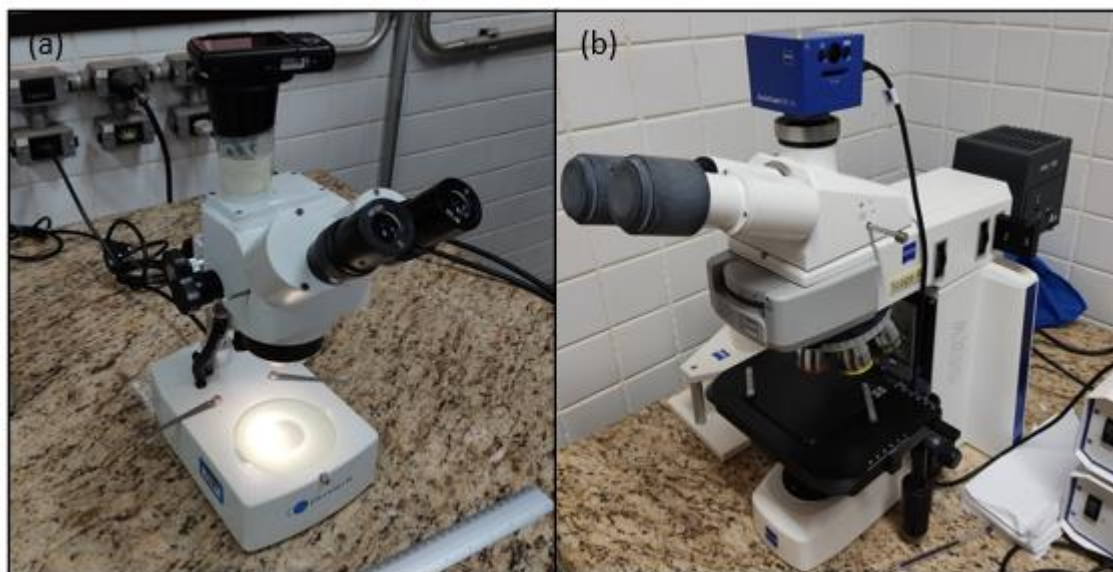
Figura 13 - Regiões de corte da polia.



Fonte: Autoria Própria.

A amostra 1 foi utilizada para a análise macroestrutural no estereoscópio e microestrutural no microscópio óptico, portanto, em um primeiro momento sem a etapa de preparação da amostra foram feitas as imagens no estereoscópio. Em seguida, a amostra 1 foi lixada em lixas d'água de granulação 100, 220, 360, 600 e 1200, e polida em suspensão de alumina de $1,0\ \mu\text{m}$. Posteriormente, foi feito um ataque químico com Nital 2% para revelação da microestrutura. As análises foram realizadas nos laboratórios B003 e B004 do DAEMA/ UTFPR – LD. Os equipamentos utilizados para a análise macroestrutural e microestrutural estão apresentados na Figura 14, sendo o equipamento da análise macroestrutural o estereoscópio da marca *PHYSIS*, com uma câmera Samsung PL20. E o equipamento da análise microestrutural o microscópio óptico da marca *ZEISS*, modelo *AX10* com uma câmera *AxioCam ERc5s*.

Figura 14 - Equipamentos utilizados para a análise macroestrutural e microestrutural: (a) estereoscópio e (b) microscópio óptico.



Fonte: Autoria Própria.

A amostra 2 foi utilizada para a análise microestrutural por MEV realizada no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI *Inspect S50*, mostrado na Figura 15.

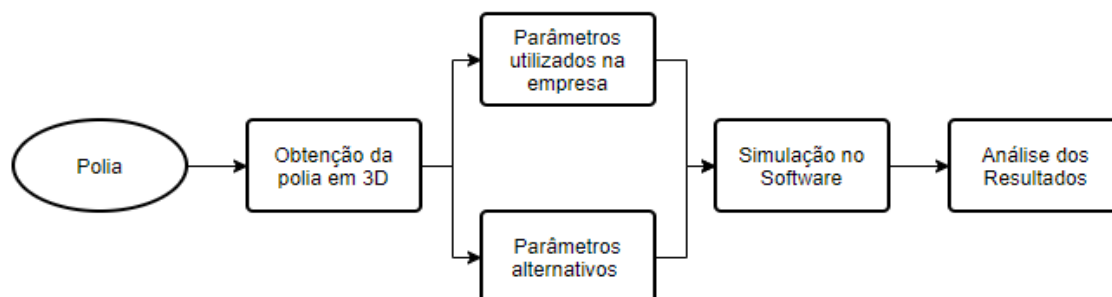
Figura 15 - Equipamento de MEV com filamento de tungstênio.



Fonte: DEMa/UFSCar

3.2.2 Simulação de fundição no Software *Altair Inspire Cast*

Figura 16 - Fluxograma da simulação do processo de fundição.



Fonte: Autoria Própria.

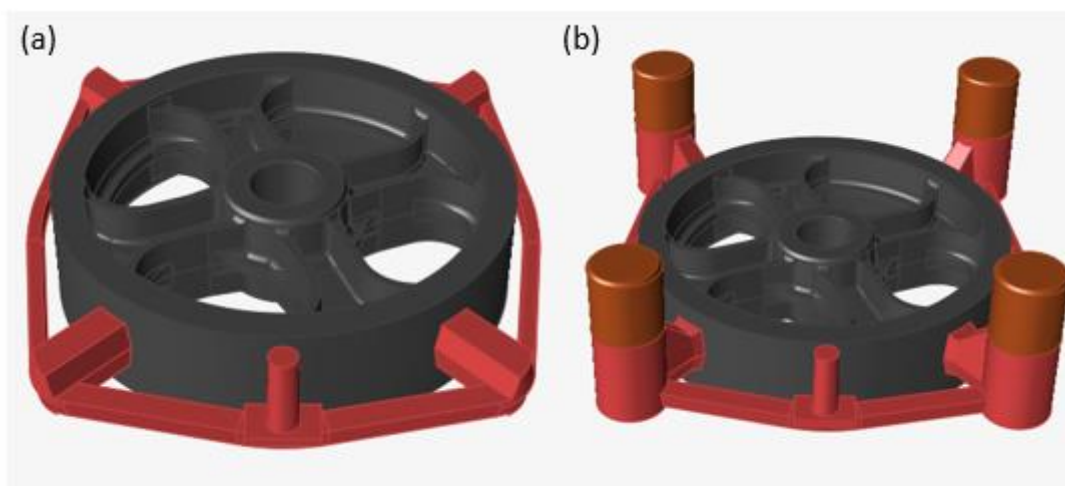
A partir do desenho industrial da polia de tração fornecido pela empresa, foi feito com o auxílio da ferramenta de desenho assistido por computador (*SOLIDWORKS*) o desenho em 3D da polia, Figura 17. Depois, com a mesma ferramenta de desenho, foram feitos os dois sistemas de alimentação analisados neste trabalho, (a) sistema de alimentação sem utilização de massalotes e (b) sistema de alimentação com utilização de massalotes e luvas exotérmicas, demonstrados na Figura 18.

Figura 17 - Desenho tridimensional da peça em análise com dimensões brutas de fundição.



Fonte: Autoria própria.

Figura 18 - (a) sistema de alimentação sem utilização de massalotes e (b) sistema de alimentação com utilização de massalotes e luvas exotérmicas.



Fonte - Autoria Própria.

Posteriormente, foi realizada a simulação, por meio de software *Inspire Cast*, para análise dos resultados de preenchimento em função do avanço do material e da solidificação em termos da evolução de temperatura, da fração de líquido, da porosidade e do módulo de solidificação. Considerou-se como parâmetros de

simulação de solidificação da peça, as temperaturas de vazamento entre 1350 a 1380°C. Logo, para a análise da influência da temperatura foram simuladas três temperaturas dentro da faixa de vazamento: 1350°C, 1370°C e 1380°C e também, condições acima e abaixo da faixa proposta, simulando condições que podem ocorrer durante a produção: 1340°C e 1400°C.

Em um primeiro momento, a fim de verificar as condições já empregadas na empresa e os resultados esperados da solidificação, de acordo com a peça utilizada neste trabalho, a simulação foi realizada de acordo com os parâmetros do processo. Em um segundo momento, foi realizada uma simulação a partir de uma alteração empregada pela própria empresa que diminui o rendimento metalúrgico da peça de 90,5% para 55,6%, devido ao dimensionamento do sistema de alimentação, onde foram inseridos quatro massalotes com grande volume de material para alimentação da peça. E em um terceiro momento seria realizada uma nova simulação, com um melhor dimensionamento do sistema de alimentação através da regra dos módulos e da regra da contração. Porém, devido a problemas no decorrer no trabalho em relação à simulação, não foi possível desenvolver o estudo para o novo sistema de alimentação, ficando como sugestão para trabalhos futuros.

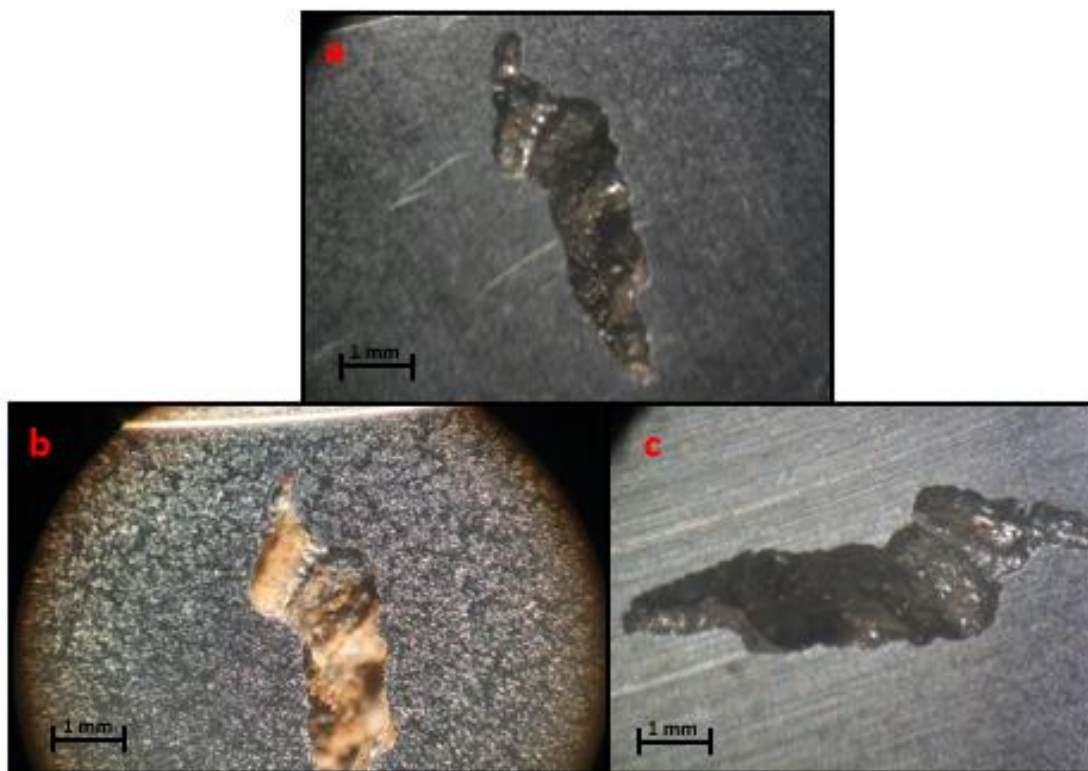
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados apresentados a seguir estão organizados em três partes. A primeira parte refere-se à identificação do defeito e à composição química do material coletado como amostra, fator importante para demonstrar que o material segue as exigências do processo e que estão especificadas na ficha técnica (Anexo 1). A segunda e terceira parte referem-se, respectivamente, à análise microestrutural e à simulação em software de simulação, a fim de compreender os efeitos da solidificação tanto na formação da grafita, quanto no surgimento de defeitos.

4.1 IDENTIFICAÇÃO DO DEFEITO E COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Na Figura 13 é mostrado que o defeito do componente fundido está localizado em uma zona da extremidade usinada, que devido às exigências do cliente, foi considerado refugo. Na Figura 19 estão apresentados os resultados da análise macroestrutural do defeito com aumento de 30x sem a etapa de preparação da amostra (a), com aumento de 30x com a etapa de preparação da amostra (b) e, por fim, com aumento de 40x com outra direção do defeito sem a preparação da amostra (c).

Figura 19 - Análise macroestrutural do defeito em sem a etapa de preparação da amostra (a), com a etapa de preparação da amostra (b) e com outra direção do defeito sem a preparação da amostra (c).



Fonte: Autoria Própria.

Nota-se na imagem b que o nível de oxidação presente no interior do defeito é maior devido às etapas de preparação, lixamento e polimento da amostra. As características do defeito apresentado após a usinagem da região são: profundidade, aspecto irregular na superfície e pode ser considerada a presença de uma gota de exsudação. São essas as características de defeitos relacionados à etapa de solidificação do metal, como os rechupes (contrações primárias) e microrrechupes (contrações secundárias), devido à uma maior taxa de resfriamento na região do defeito, que será melhor discutido a partir da análise microestrutural da amostra.

A partir das informações da ficha técnica do material (Anexo 1), foi comparada a composição química exigida pelo processo, apresentada na Tabela 2, com a

composição química da amostra retirada, apresentada na Tabela 3. Nota-se que apenas os teores dos elementos Sn e Cr não estão na faixa especificada, excedendo cerca de 0,01% a 0,04%, sendo considerado residual e pouco significativo para o processo.

Tabela 2 - Composição química do ferro fundido especificado na ficha técnica.

Material	C	Si	Mn	Cr	Cu	Sn	P	S	Mo
Min	3,30	2,10	1,00	0,40	1,00	0,001	-	0,08	0,35
Máx	3,40	2,30	1,10	0,50	1,10	0,001	0,25	0,12	0,45

Fonte: Laboratório da empresa Multimetal.

O material possui classificação 11115AM e segue a norma da ASTM A 159.

Tabela 3 - Composição química do ferro fundido utilizado na produção da polia de tração.

Material	C	Si	Mn	Cr	Cu	Sn	P	S	Mo
11115AM (GG30)	3,31%	2,18%	1,04%	0,54%	1,08%	0,012%	0,05%	0,11%	0,41%

Fonte: Laboratório da empresa Multimetal.

Também foram retiradas da ficha técnica as informações pertinentes ao rendimento metalúrgico de 55,6%, sendo o peso do conjunto 135,0 kg e o peso da peça 75,0 kg, a faixa de temperatura de vazamento 1350 a 1380°C, de liberação do forno 1450 a 1480°C e, os principais cuidados para evitar o defeito frequente de rechupe.

Os dados coletados da produção foram de um lote da peça com 20 moldes, com 1 cavidade cada, resultando na fabricação de 20 peças por lote. As temperaturas de vazamento foram retiradas no primeiro molde vazado de cada panela. Cada panela de vazamento preenche 4 moldes, portanto, deve se considerar que a temperatura do 4º molde é inferior ao do 1º molde. Seguem as temperaturas obtidas conforme cada panela.

- Panela 1 – 1375°C
- Panela 2 – 1378°C
- Panela 3 – 1372°C
- Panela 4 – 1365°C
- Panela 5 – 1369°C

Dessa produção, a ocorrência de defeitos encontrados após o processo de usinagem se deu em 12 peças. Portanto, para o lote analisado, a não conformidade causada pela presença desses defeitos representa aproximadamente 60% da produção.

4.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As fases encontradas nas amostras são apresentadas no Quadro 1 e são típicas do ferro fundido cinzento.

Quadro 1 - Características microestruturais da polia de tração.

ENSAIO	CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS	
Microscopia Óptica	Matriz	Perlítica
	Morfologia da Grafita	Lamelar TIPO A

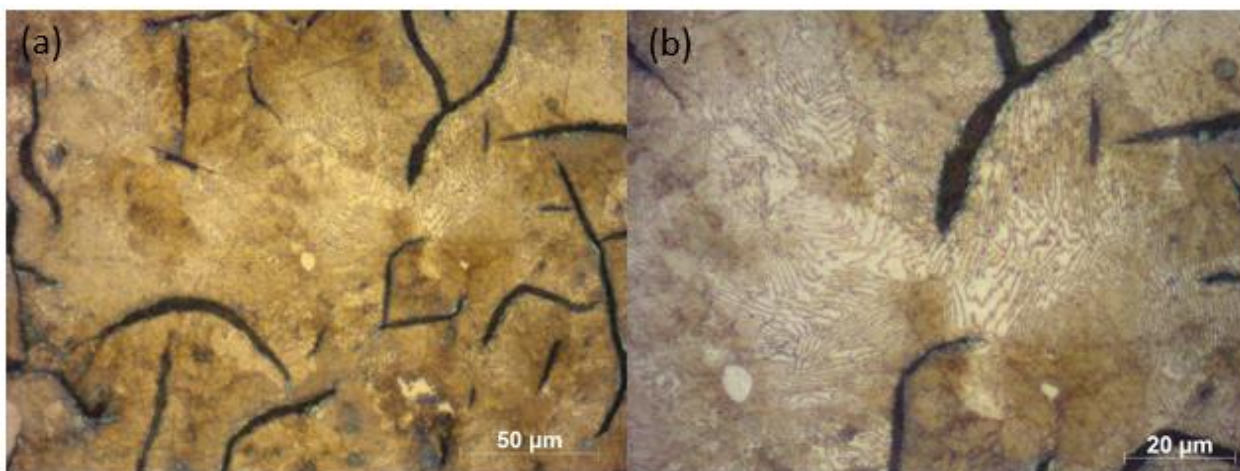
Fonte: Autoria Própria.

Nas imagens contidas a seguir é possível observar as estruturas típicas e representativas do material analisado, sendo elas sem ataque químico e aumento de 500x, Figura 20, e (a) com ataque químico com Nital 2% e aumento de 500x (b) com ataque químico com Nital 2% e aumento de 1000x, Figura 21. Nota-se a morfologia e distribuição da grafita lamelar com a matriz perlítica.

Figura 20 - Microscopia sem ataque químico.



Figura 21 - Microscopias (a) com ataque químico com Nital 2% (b) com maior aumento.



Ao analisar as microscopias da região do defeito na peça, na Figura 22, pode-se observar a presença de uma grafita mais refinada comparada com às regiões mais afastadas da zona defeituosa da peça, apresentadas na Figura 23.

Uma hipótese para a ocorrência deste fenômeno é a taxa de resfriamento entre as regiões, sendo que um maior fluxo térmico aumenta o superresfriamento, ocasionando um aumento na quantidade de núcleos de menor tamanho e, conseqüentemente, o aumento de núcleos menores altera a solidificação do metal para mais pastoso devido a maior dificuldade de movimentação do líquido entre os núcleos, reduzindo a espessura e a resistência da casca sólida. A camada menos resistente permite que a pressão externa deforme a casca sólida mais facilmente formando maiores defeitos a partir da contração primária (rechupes).

Figura 22 - Microscopia realizada na região defeituosa após polimento (a) e com variação de aumento (b).

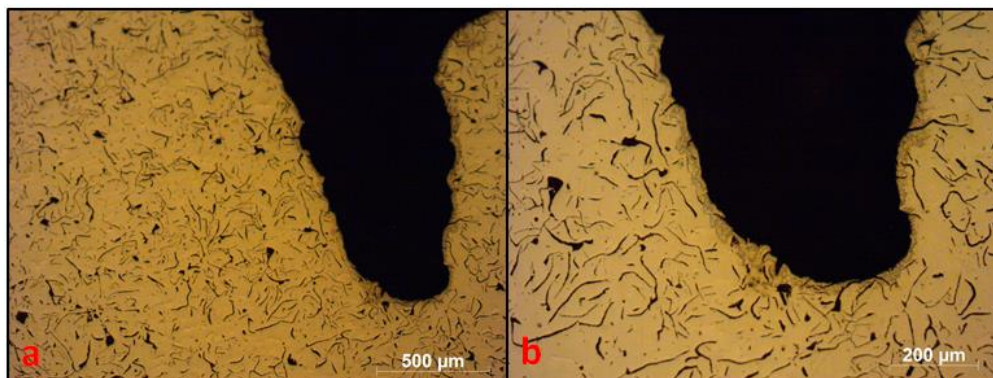
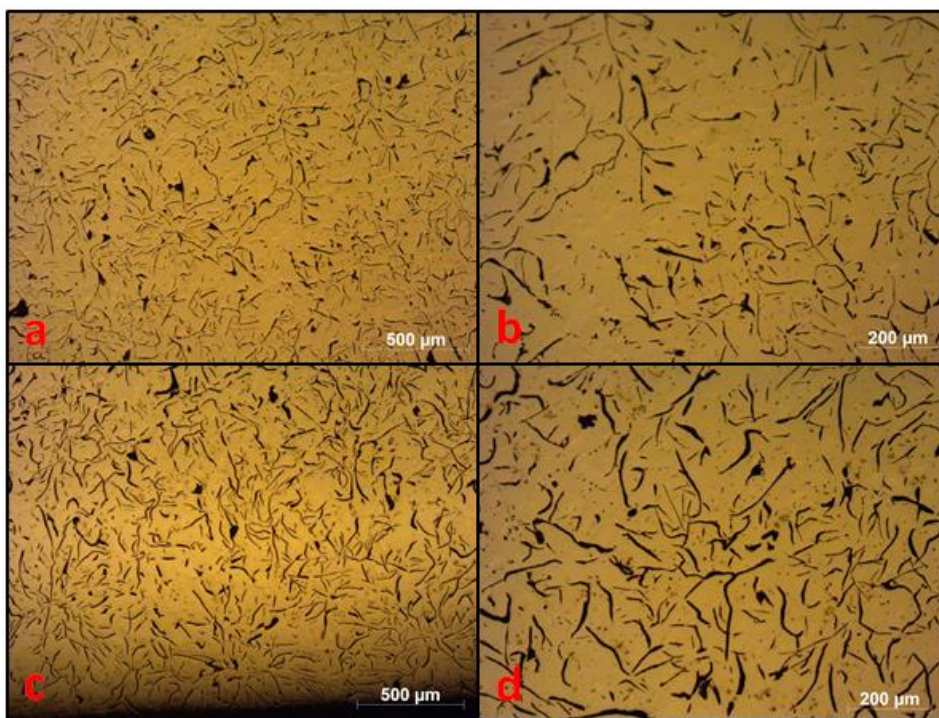


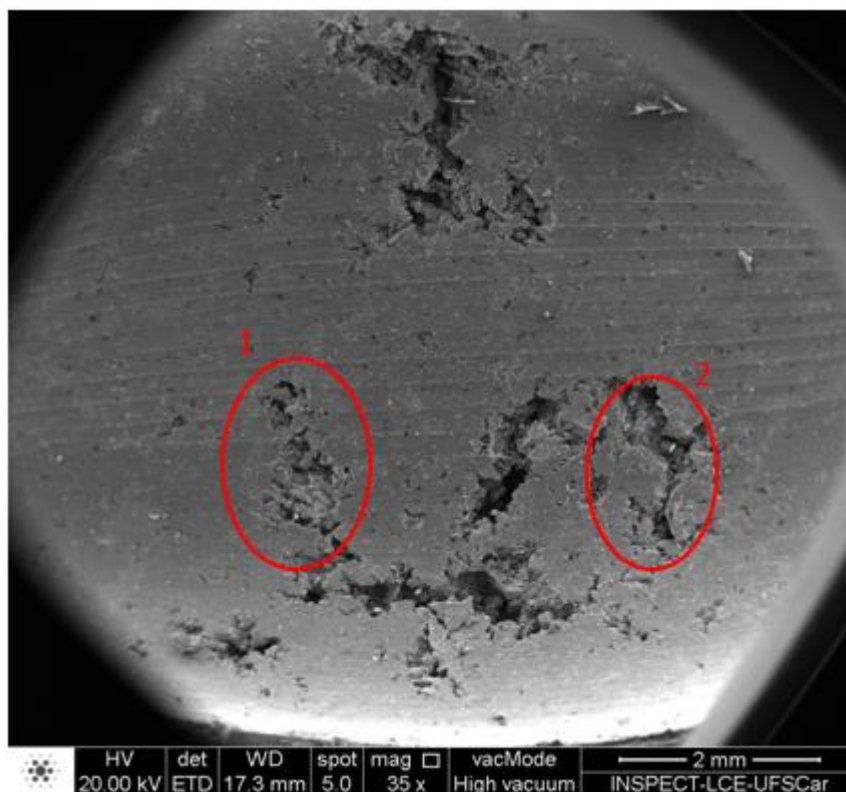
Figura 23 - Microscopia realizada na região central após polimento (a) e com variação do aumento (b). Microscopia realizada na região oposta ao defeito após polimento (c) e com variação do aumento (d).



Sabendo da influência dos elementos de liga na atividade do carbono, principalmente do Cr e do Mo que estão sendo analisados neste trabalho, como formadores de carbonetos de eutéticos, não foram verificados os efeitos da alteração da composição, nem no surgimento de carbonetos próximos a região defeituosa, como é apresentado no MEV, Figura 24, e nas análises de EDS através do software EDAX realizadas nos pontos A, B e C, Figura 25. Resultado esperado, pois como

mostrado na Tabela 2 para esta amostra, os teores desses elementos não são maiores que 1% e, conforme a literatura, teores menores que 1% somados de Cr e Mo não causam diferenças no volume das depressões, tão pouco na presença de microrrechupes (STUEWE, 2008).

Figura 24 - MEV da região defeituosa com aumento de 35x. (1) e (2) Regiões lisas e rugosas, com poros pouco profundos e evidenciando a presença de dendritas.



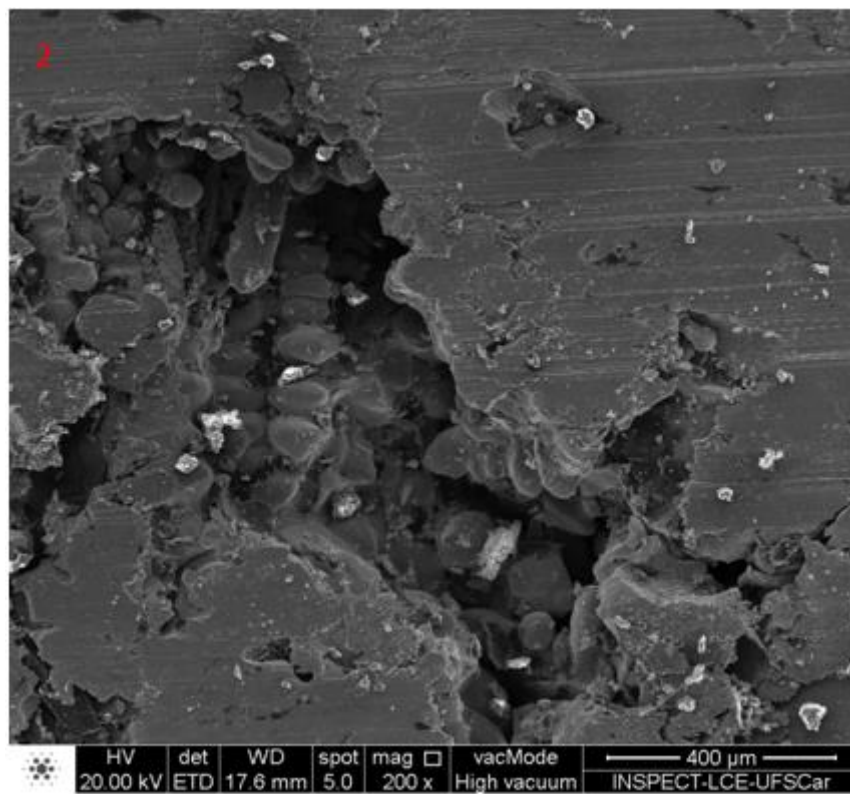
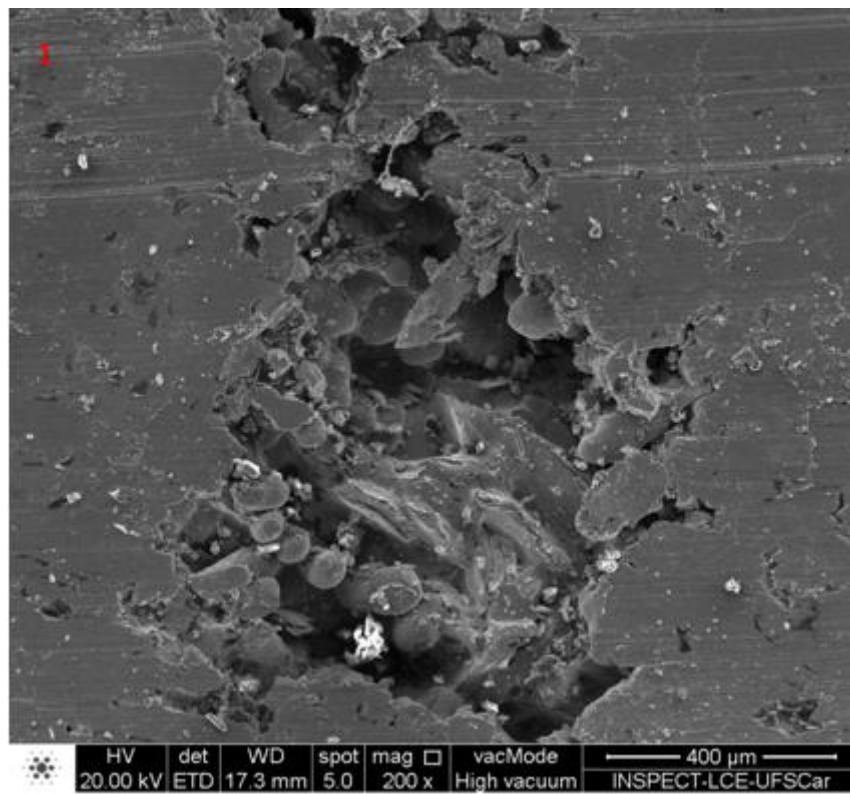
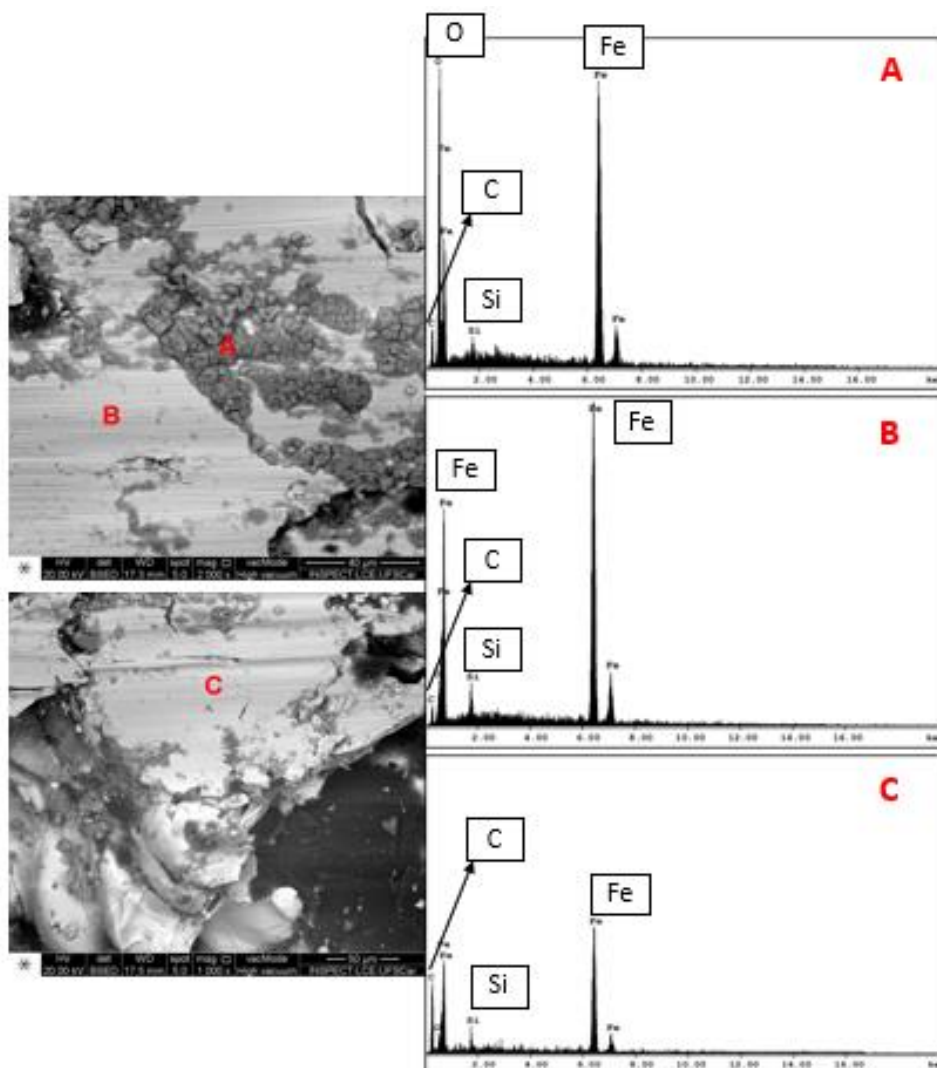


Figura 25 - Pontos A, B e C analisados por EDAX.



Apesar da influência dos elementos de liga Cr e Mo não estarem presentes nos resultados das análises de MEV e EDS, na forma de carbonetos, sabe-se que os mesmos influenciam em outros fatores que podem ter levado à presença do defeito, como a tendência de redução do intervalo entre as temperaturas TEE e TEM (DTE) e a inoculação.

A redução do intervalo DTE ocorre devido à uma menor temperatura do início de reação eutética estável (TEEi) e a uma maior temperatura do início de reação eutética metaestável (TEMi). Esta tendência de redução do intervalo DTE foi obtida nos estudos realizados por STUEWE (2008). Segundo a literatura, quanto menor o intervalo DTE, maior a tendência da liga ao coquilhamento, o que pode justificar a

presença de grafita com menor tamanho próximo da porosidade, conforme observado nas Figuras 22 e 23; a menor quantidade de eutético está relacionada com a menor quantidade de grafita eutética formada, e, portanto, menor pressão de expansão para compensar a contração.

A inoculação aumenta o grau de nucleação da liga. Com o maior grau de nucleação, maior o superresfriamento, ocasionando um aumento no número de células eutéticas em crescimento e, conseqüentemente, menor tamanho de célula. O aumento das células eutéticas altera o modo de solidificação para mais pastoso, reduzindo a espessura e resistência da casca sólida, permitindo maior deformação e gerando mais defeitos.

4.3 SIMULAÇÃO EM SOFTWARE

As análises de preenchimento e solidificação utilizando o software de simulação *Inspire Cast* foram realizadas em 3 temperaturas de vazamento para cada modelo de canal de alimentação, 1350°C, 1370°C e 1380°C. Os resultados analisados para ambos modelos e para cada temperatura citada anteriormente, foram de preenchimento, referentes à temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação em relação à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e), apresentados nas Figuras 26, 27, 28, 29, 30, 31.

Figura 26 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1350°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

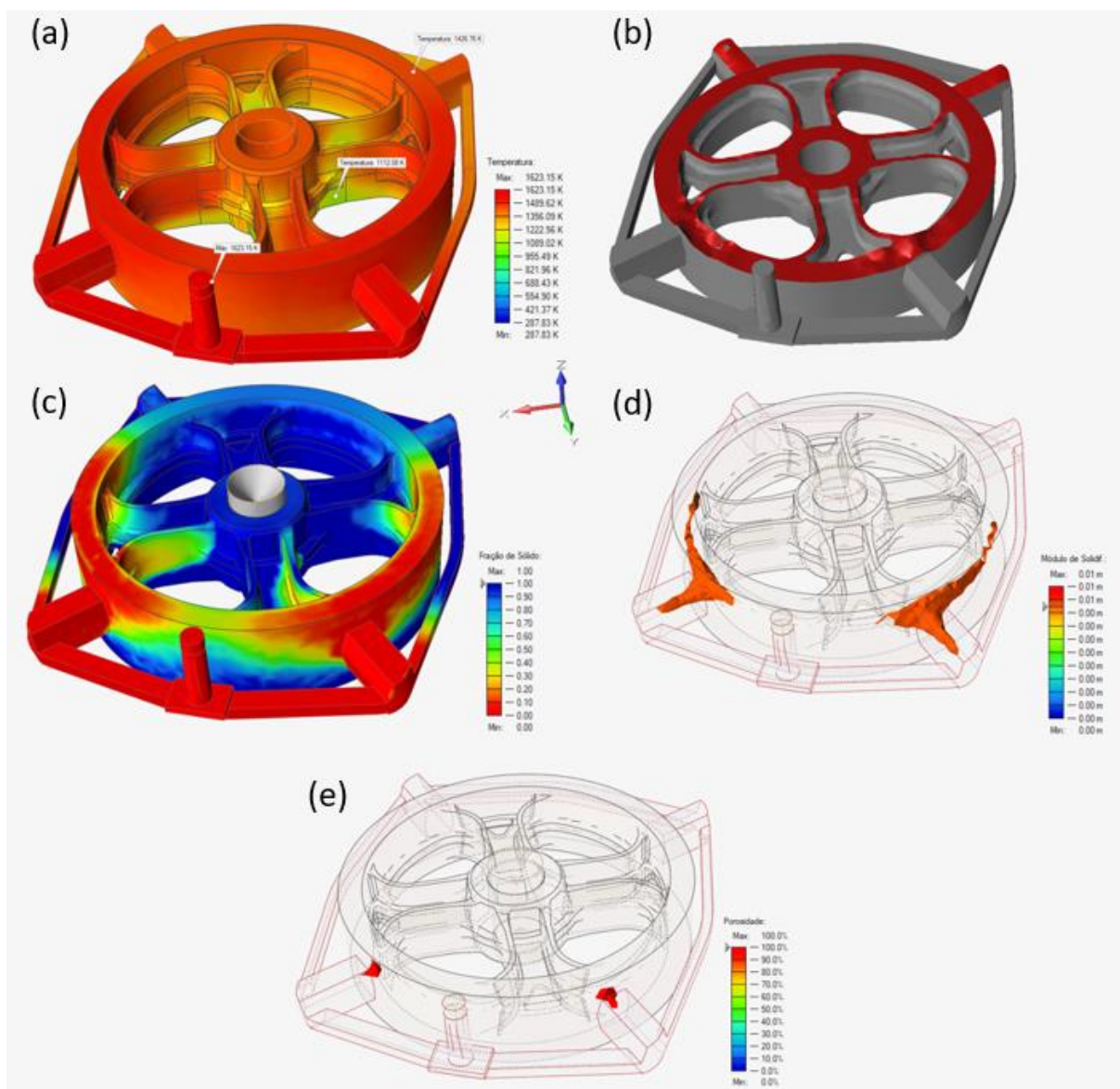


Figura 27 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1370°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

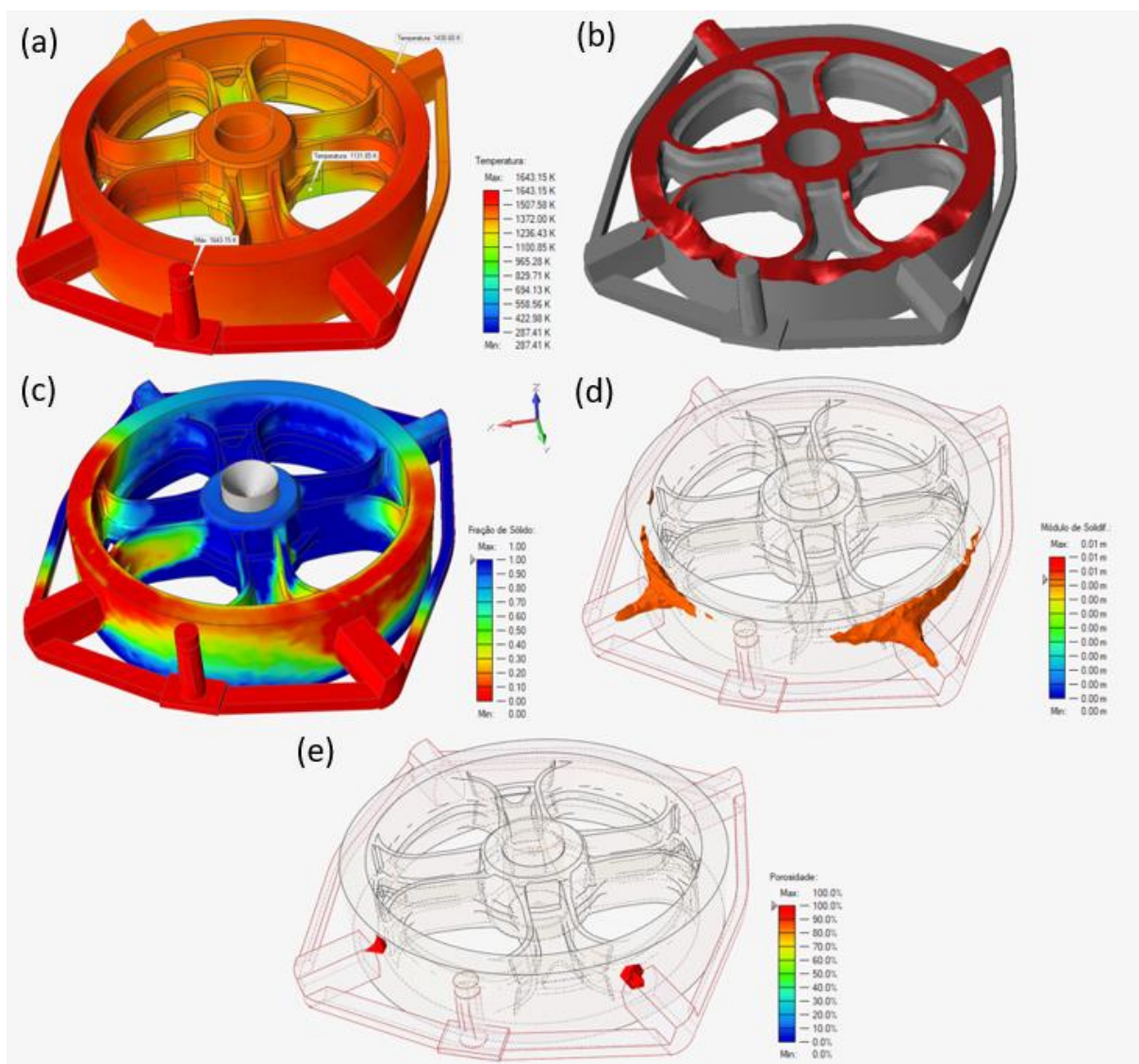


Figura 28 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1380°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

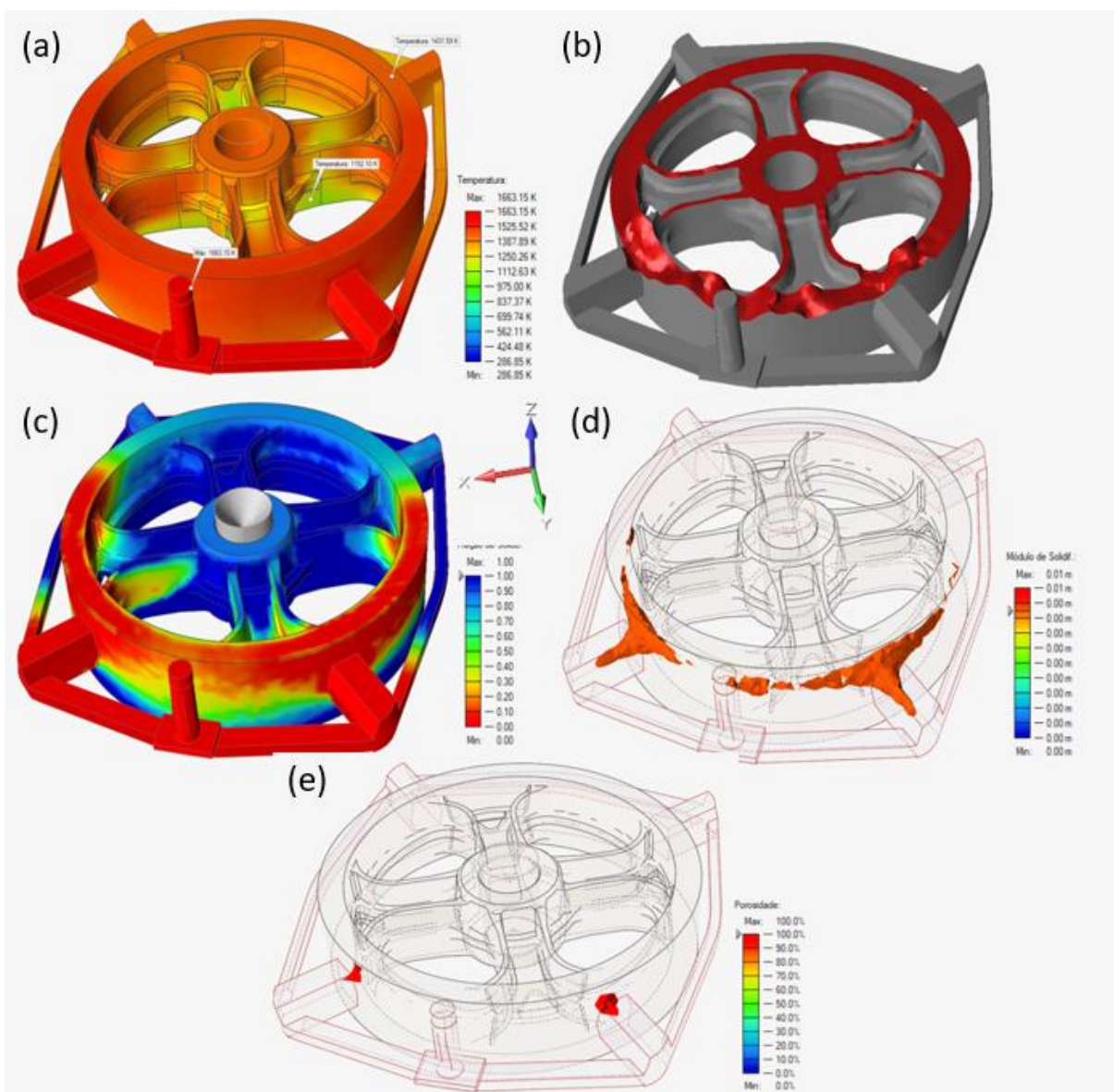


Figura 29 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1350°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

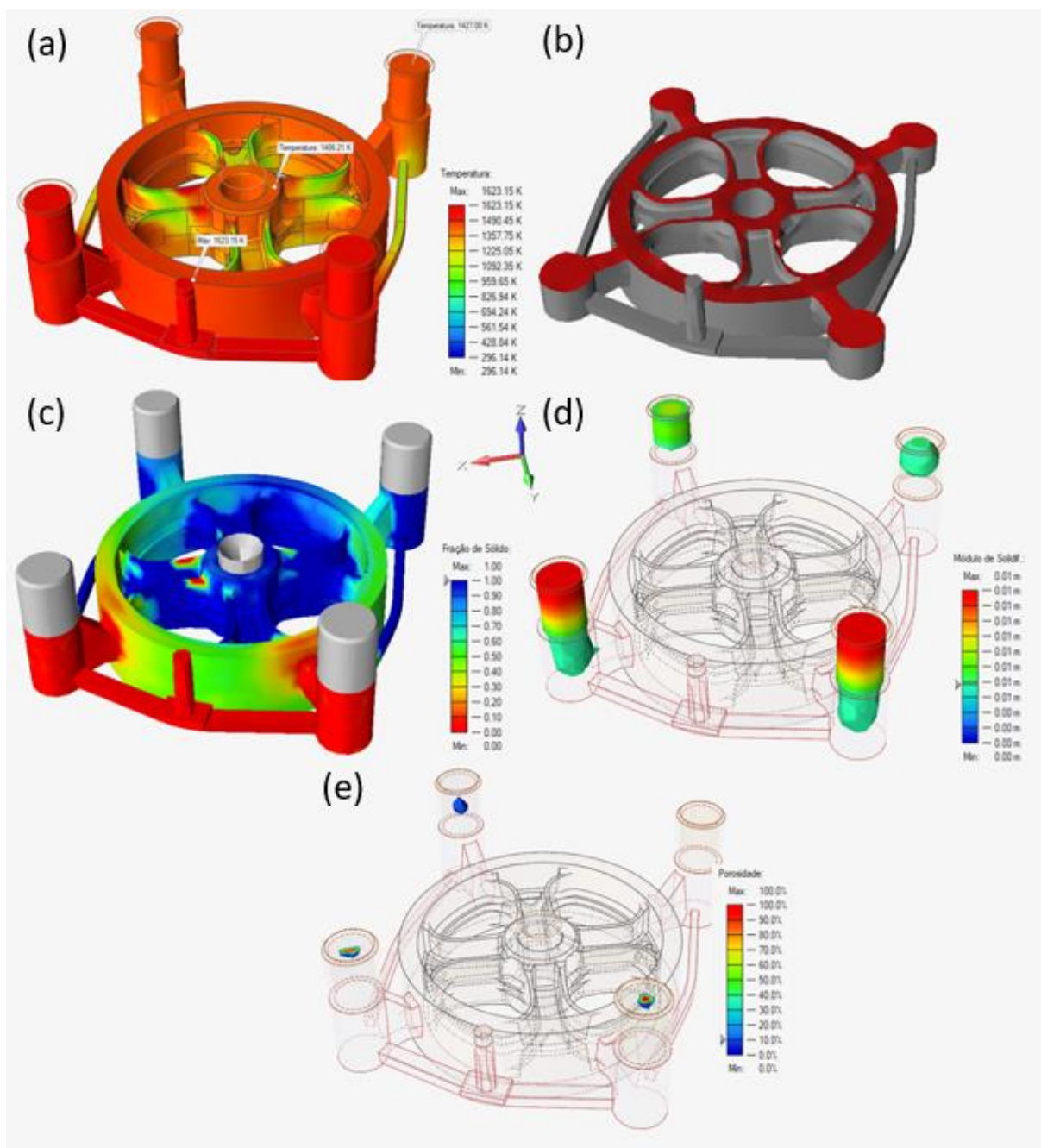


Figura 30 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1370°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

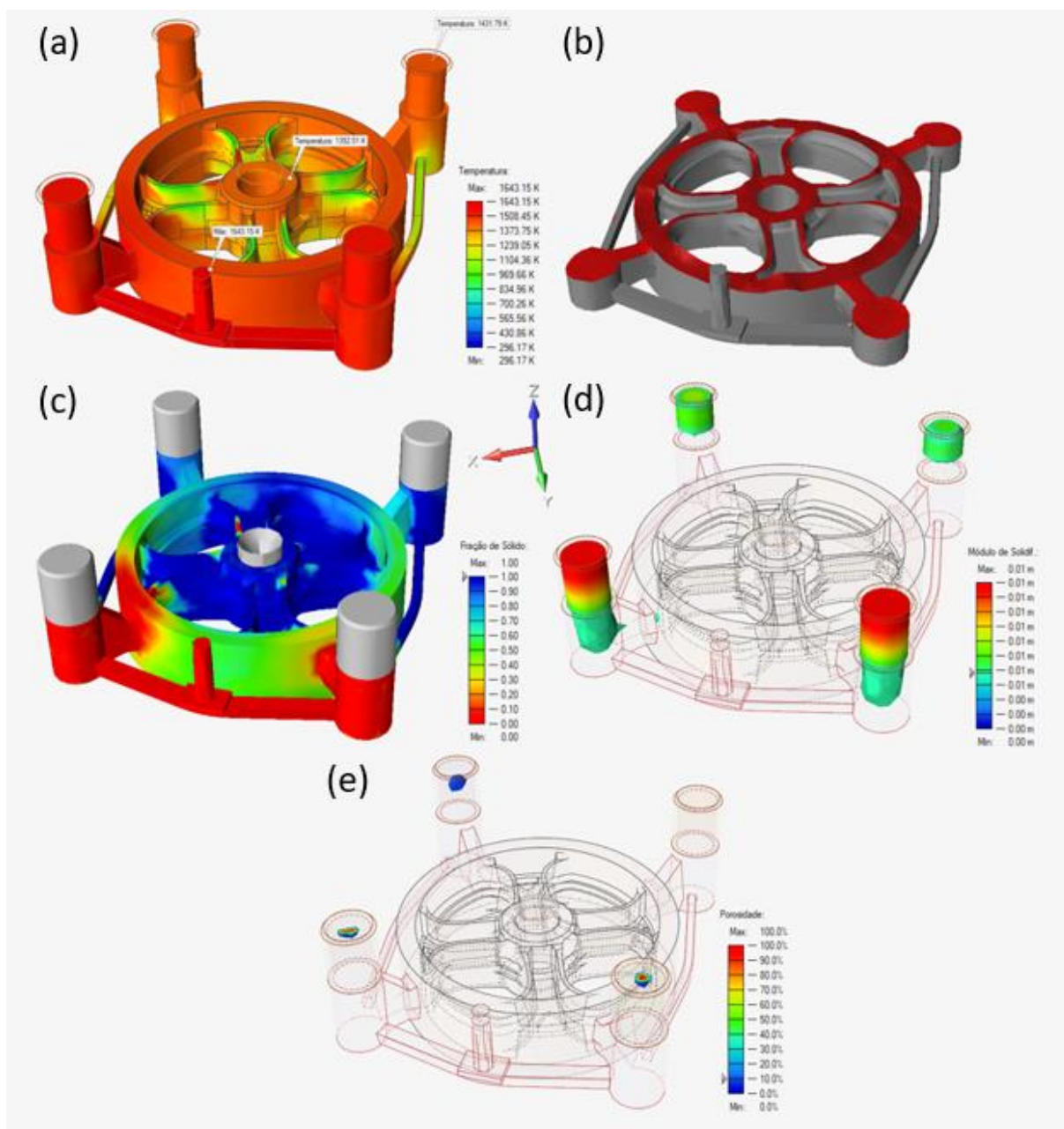
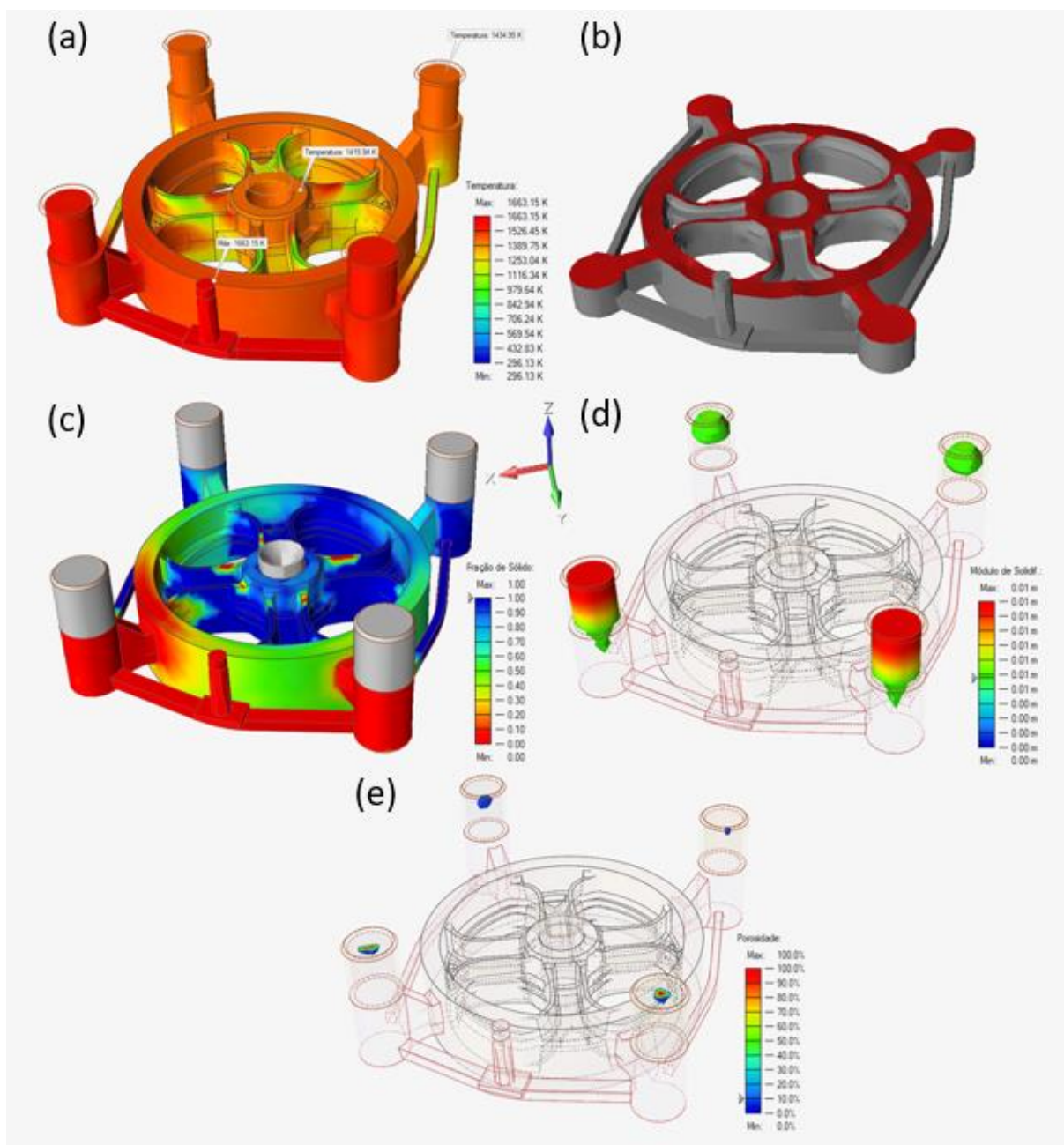


Figura 31 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1380°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).



Também foram realizadas simulações extrapolando os valores de temperatura determinados na ficha técnica para os dois modelos de alimentação, situação que pode ocorrer no ambiente fabril devido à perda de temperatura pela utilização da panela de transferência ou mesmo pela temperatura de liberação no forno. As simulações foram feitas nas temperaturas de 1340°C e 1400°C, e os resultados

obtidos de preenchimento referentes a temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e), estão são exibidos nas Figuras 32, 33, 34, 35.

Figura 32 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1340°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

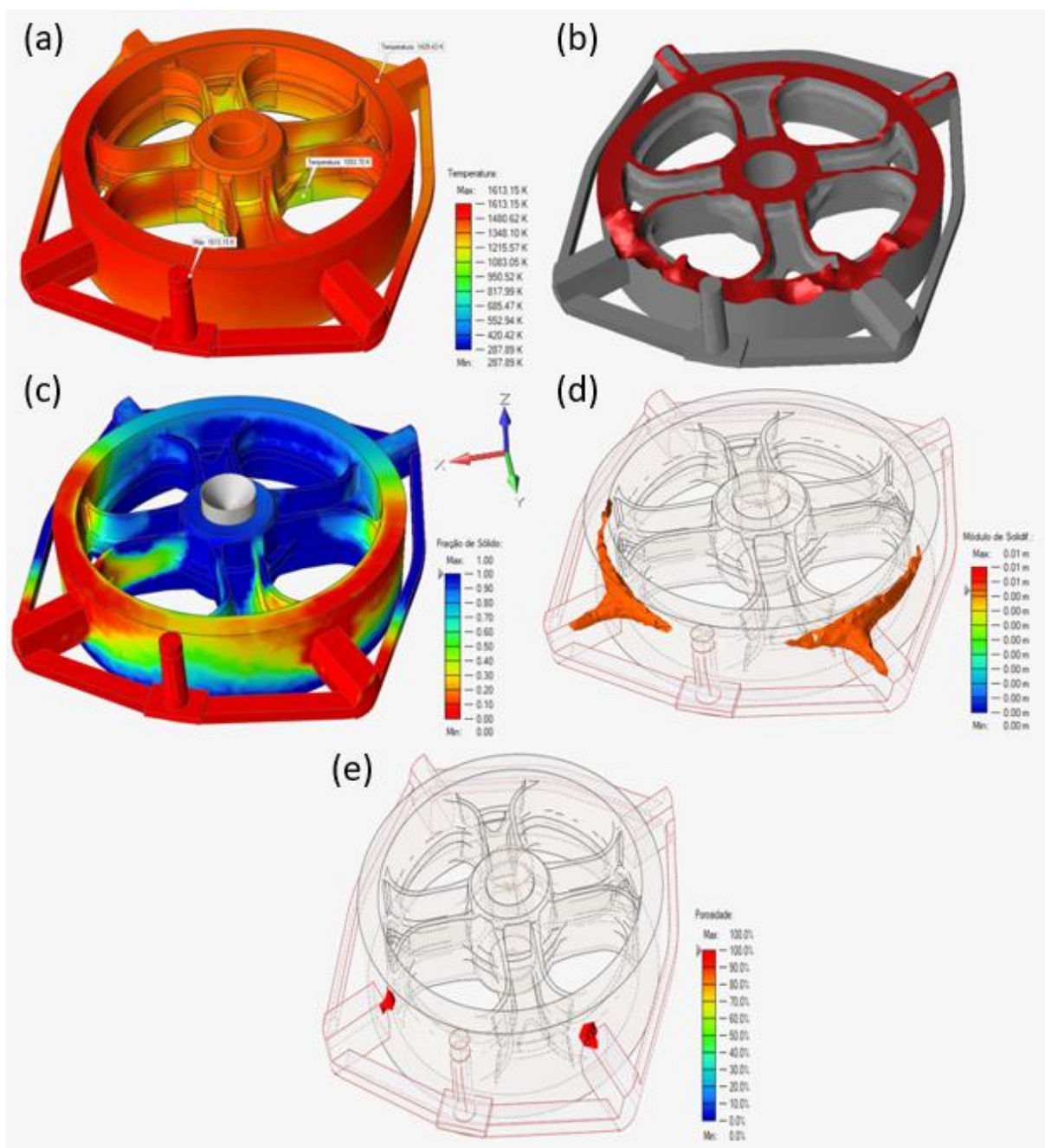


Figura 33 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1400°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

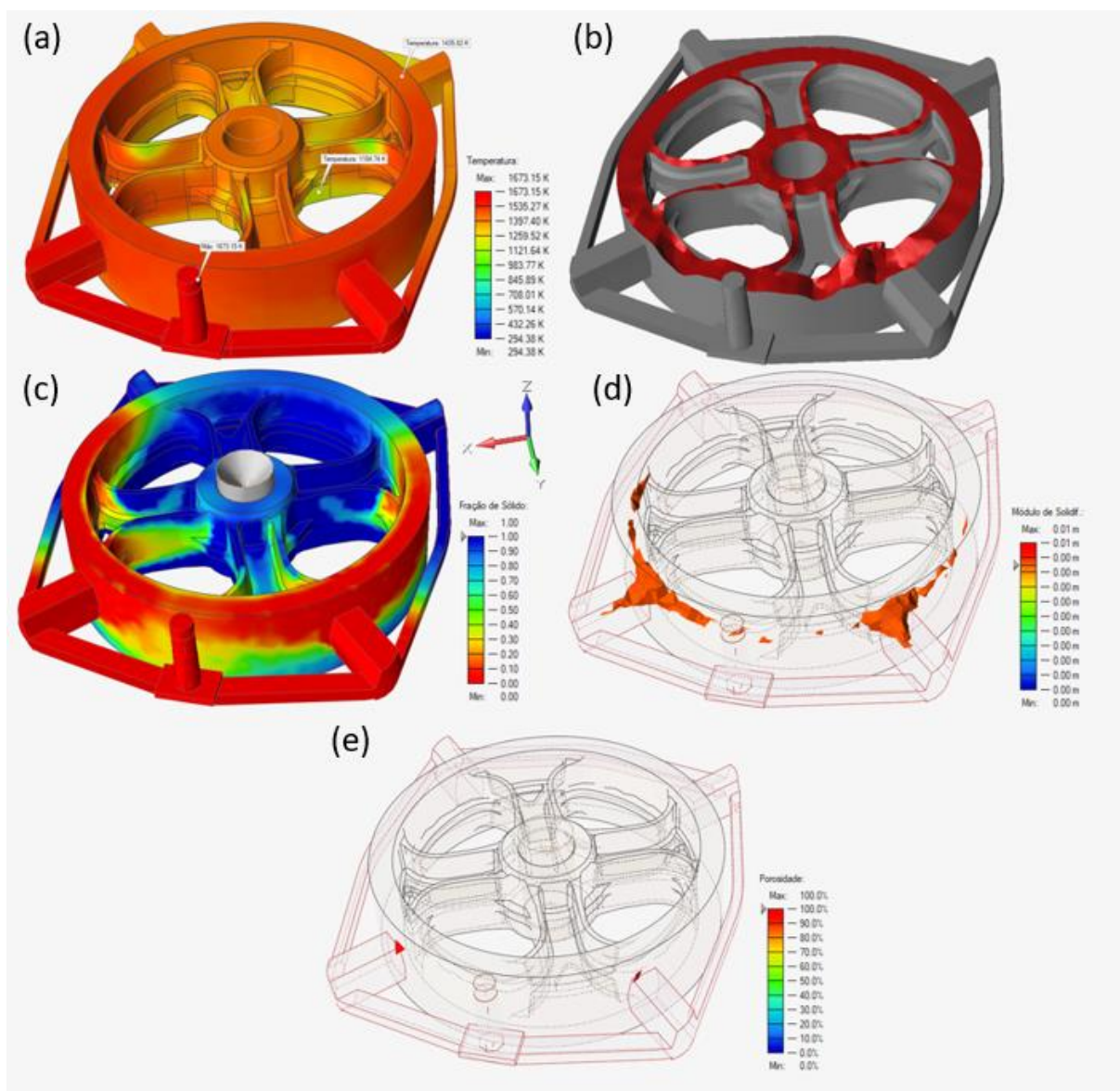


Figura 34 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1340°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).

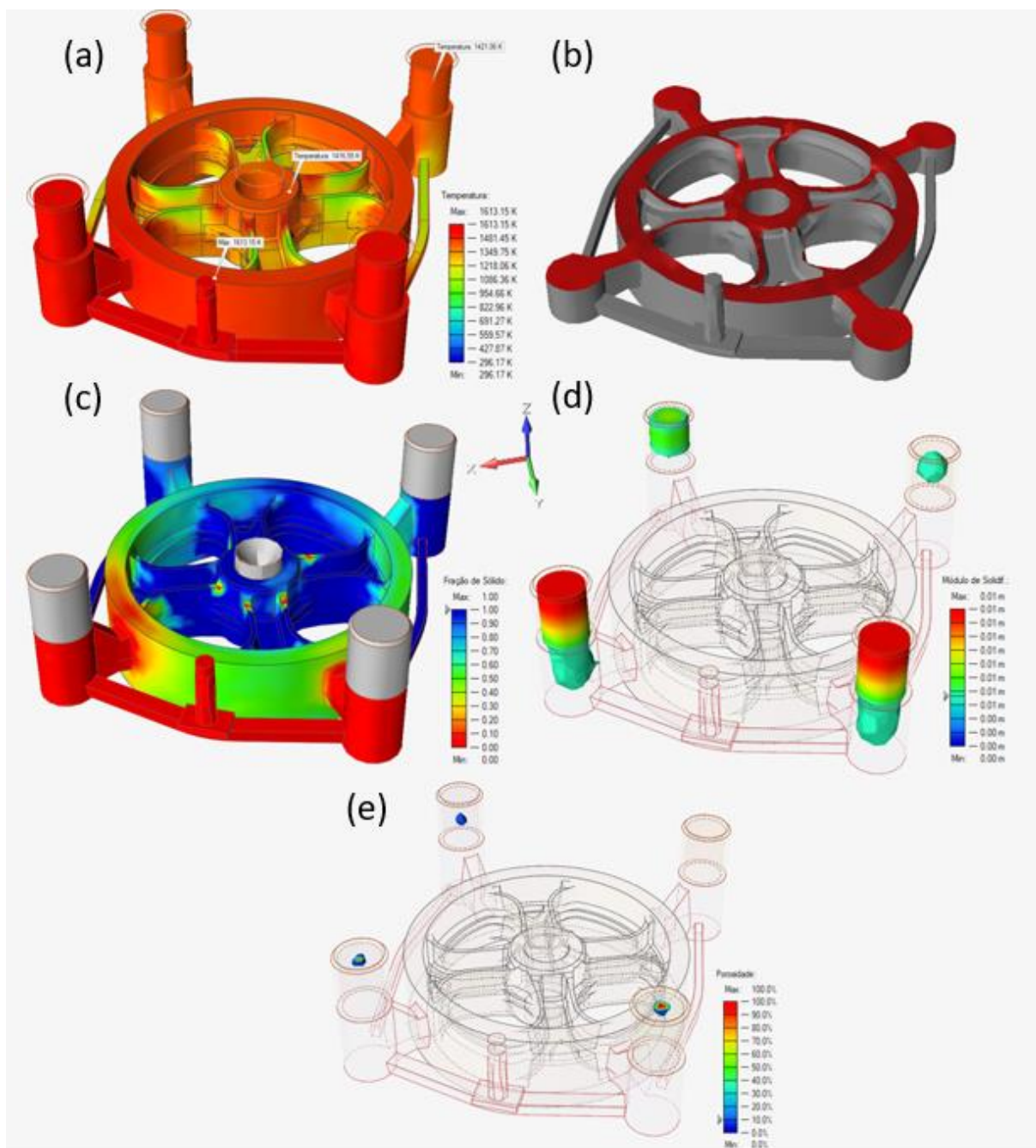
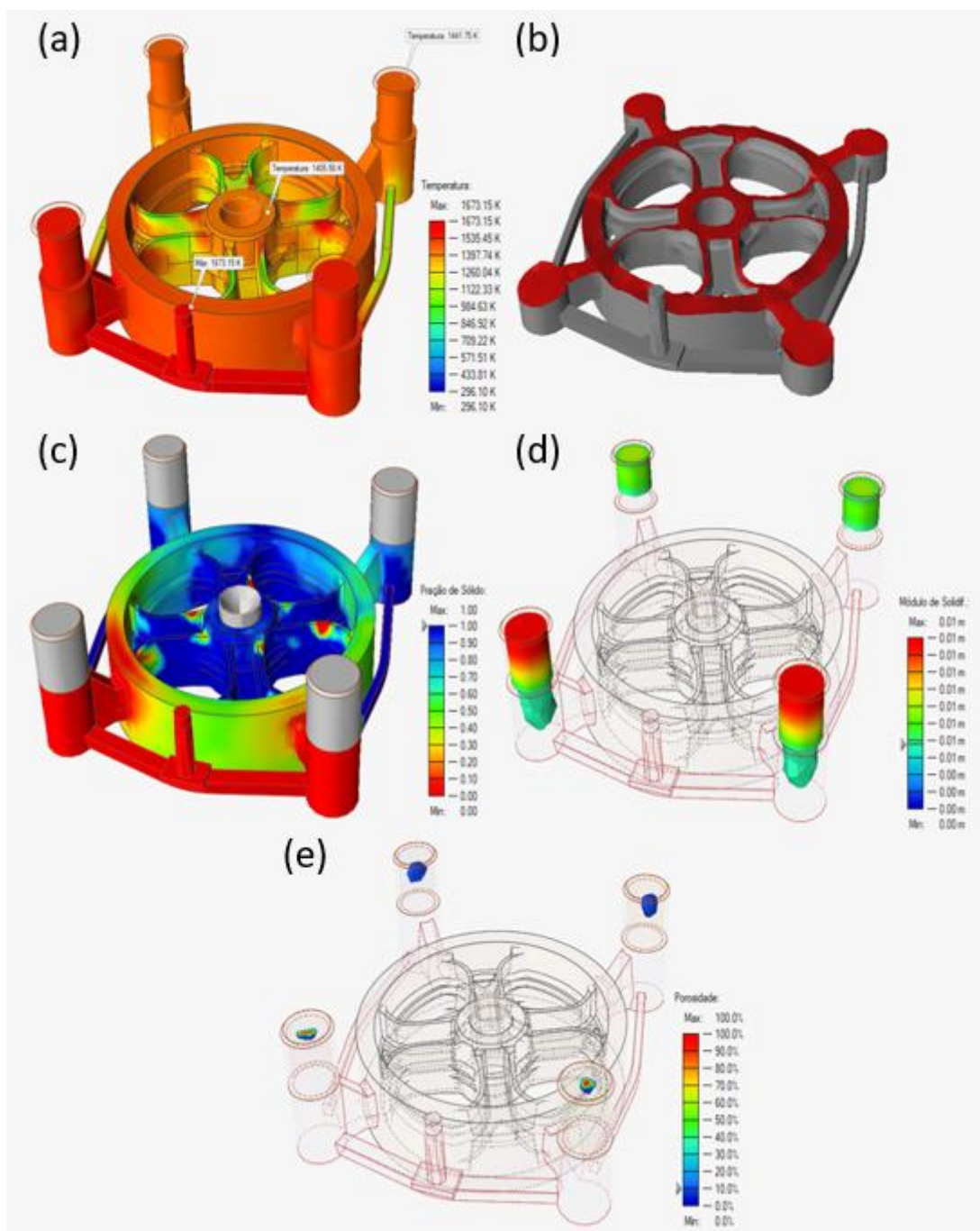


Figura 35 - Simulação sistema de alimentação para temperatura de vazamento 1400°C, temperatura logo após o enchimento do molde (a), ao avanço de material (b) e de solidificação referentes à fração de sólido (c), ao módulo de solidificação (d) e à porosidade (e).



A partir dos resultados obtidos nas simulações, observou-se no modelo com canal de alimentação sem massalotes que o defeito está presente na peça, para todas as temperaturas simuladas, sugerindo que não houve alimentação suficiente para compensar a contração durante a solidificação, o que era esperado pelo alto índice

de refugo obtido na produção da empresa. Já no modelo com canal de alimentação com massalotes não foi identificado a presença de defeito na peça, sugerindo que houve alimentação suficiente para compensar a contração durante a solidificação. Pode-se afirmar ainda, que pela localização da porosidade nos massalotes, a dimensão dos mesmos excede o volume necessário para alimentação da peça, gerando um rendimento metalúrgico baixo, como apontando anteriormente.

Observa-se no item (c) dos resultados do modelo com canal de alimentação com massalotes, Figuras 29, 30, 31, 34 e 35, a presença de fração de líquido em regiões de parede fina no interior da peça que não estão presentes no modelo com canal de alimentação sem massalotes, Figuras 26, 27, 28, 32 e 33. Mesmo considerando que em regiões com paredes finas, e conseqüentemente com menor quantidade de material, o efeito de contração não é tão expressivo como em regiões com maior quantidade de material, e o fato da simulação também não ter apontado porosidade, não deve ser descartada a possibilidade da ocorrência de defeitos nestes pontos.

Em relação às temperaturas de simulação, notou-se que não houve diferença significativa entre o intervalo de 1340°C e 1400°C para ambos modelos, sendo apenas possível afirmar que em temperaturas mais elevadas, o modelo com canal de alimentação sem massalotes apresentou menor quantidade de porosidade no interior da peça. Com isso, torna-se ainda mais relevante a medição da temperatura em cada molde vazado, uma vez que a temperatura só é medida no primeiro molde do vazamento e durante esse processo há uma perda de temperatura como mencionado anteriormente.

Porém, vale ressaltar a limitação do software em relação à composição do material, à inoculação e também às composições e temperaturas dos materiais utilizados no molde e nos machos. Parâmetros que podem influenciar no surgimento de defeitos na produção fabril que não foram identificados na simulação.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O defeito estudado foi identificado como rechupe, uma porosidade de contração primária.

Por meio das técnicas de MO e MEV nota-se a presença de uma grafita mais refinada comparada com às regiões mais afastadas da zona defeituosa da peça, sem a presença de carbonetos formados pela presença do Cr e Mo. Portanto, a influência destes elementos de liga está relacionada ao defeito pelo fato de que os mesmos influenciam em outros fatores que levam à presença do defeito, como: a tendência de redução do intervalo DTE e a inoculação.

A simulação de fundição pelo software *Inspire Cast* apresentou resultados próximos em relação à solidificação e previsão de rechupes na adição de cromo e molibdênio, apresentando-se, como uma ferramenta eficaz para o projeto de fundição.

Em relação ao novo modelo de alimentação e utilização de massalotes, pela simulação com software, constatou-se que os problemas relacionados ao surgimento de rechupes poderiam ser solucionados, porém, o volume dos massalotes está acima do suficiente para alimentar a peça durante a solidificação.

O desenvolvimento desse trabalho possibilitou um maior entendimento do processo de fundição de peças automobilísticas de ferro fundido cinzento, associando a teoria dos fenômenos envolvidos na solidificação à realidade industrial, utilizando softwares de simulação e análises macro e microestruturais. A redução do custo de produção da peça pode ser proporcionada aumentando o rendimento metalúrgico, com o correto projeto de sistema de alimentação, e alterando os elementos de liga.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros sugere-se dois métodos que possibilitam medir diretamente a influência do cromo e do molibdênio, são eles:

- Solidificação interrompida;
- Análise dilatométrica.

A solidificação interrompida permite, de forma direta, verificar a alteração no modo de solidificação da liga através do congelamento da solidificação. E a análise dilatométrica permite medir diretamente os efeitos de expansão e contração das ligas, variando os teores de cromo e molibdênio.

Sugere-se também que seja realizado o dimensionamento do sistema de alimentação utilizando a regra dos módulos e a regra da contração para obtenção de um melhor rendimento metalúrgico na produção da polia de tração.

Em relação à coleta dos parâmetros do processo, é recomendado que em trabalhos futuros sejam considerados dados como:

- Composição do molde;
- Composição dos machos;
- Quantidade de inoculante;
- Temperatura de vazamento em cada molde.

A inclusão destes dados permite a obtenção de melhores resultados nas simulações já que trazem os resultados mais próximos da realidade fabril.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY; **Cast metals handbook**, Properties of cast iron, 4th Ed; 1957, p.92-120.

ASTM A 247 Standards; American Society for Testing and Materials. **A 247: Rec.Practice for evaluating the microstructure of graphite in gray iron**. Philadelphia, 1961.

CALLISTER, W. D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2001.

CHAUDHARI, Sunil. Review on Analysis of Foundry Defects for Quality Improvement of Sand Casting. **Journal Of Engineering Research And Applications**. Nagar, p. 615-618. 1 mar. 2014.

COLPAERT, H., **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 4ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

DEMa/Universidade Federal de São Carlos, **Equipamentos de Microscopia Eletrônica de Varredura**. Disponível em: < <http://www.lce-dema.ufscar.br/microscopia-eletronica-de-varredura/> >. Acesso: 04 de abril de 2021.

ELLIOT R. **Cast Iron Technology**. 1 ed. 1988, Londres: Butterworths, 244.

MOORE, A.; **Some factors influencing inoculation and inoculants fade in flake and nodular graphite irons**. Transactions of the American foundrymen's society, v.81, 1973, p.268-277.

FERNANDES, M.D. **Análise de estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular com 0,058% Mg de um lote experimental produzido pela técnica de imersão por sino em função da temperatura e tempo no processo de fundição**. 2018. 117 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Mestrado) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, 2018.

MUNHOZ, M.G. de C. **Identificação e análise de defeito de fundição em coletor de freio motor**. 2017. 72 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Londrina, 2017.

NASCIMENTO, D.; SANTANA, P.I. **Ferros Fundidos Cinzento e Branco**. Joinville: Nova Letra, 2016.

OLDFIELD W. Chill reducing mechanism of silicone in cast iron. **BCIRA Journal** 10. n.1, p.17-27, 1962.

PIESKE, A.; FILHO, L.M.C.; REIMER, J.F. **Ferros Fundidos Cinzentos de Alta Qualidade**. 1974, Joinville: Sociedade Educacional Tupy.

POHL, D.; **Caracteristiques mécaniques de la fonte – léffet déntaille du graphite dans la fonte**, Fonderie, 1974, vol.29,p.461-466.

SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**. 3 ed. 1989, São Paulo: ITP 206.

SERBINO, M.E. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar**. 2005. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, Curso de Engenharia Metalúrgica e Materiais.



SOUZA SANTOS, A.B. de; CASTELO BRANCO, C.H.; **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**, IPT, 1991, p.2-5.

STUEWE L. **Avaliação da influência do cromo e molibdênio na solidificação e formação de rechupes em ferros fundidos cinzentos**. 2008. Dissertação (Mestrado) – Curso de Engenharia Metalúrgica e Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo.

VIDAL, D. **Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão de sino**. 2013. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF).

ANEXO 1

Ficha técnica da peça em análise

		Ficha Técnica de Fusão			
Cliente: ATLAS		Código Cliente: 1402137		Código Multimetal: ATS-0019-4	Denominação: POLIA DE TRAÇÃO
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)				CLASSE	GG 30
Elemento	Forno (Base)		Peça (Processo)		
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	
%C:	3,40	3,50	3,30	3,40	
%Si:	1,80	1,90	2,10	2,30	
%Mn:	1,00	1,10	1,00	1,10	
%P:	-	0,25	-	0,25	
%S:	0,08	0,12	0,08	0,12	
%Cu:	1,00	1,10	1,00	1,10	
%Mg:	-	-	-	-	
%Sn:	0,001	0,001	0,001	0,001	
%Cr:	0,40	0,50	0,40	0,50	
%Mo:	0,35	0,45	0,35	0,45	
				$C_{eq} = \%C + 1,3\%Si + 1,3\%P$	$C_{ueq} = \%Cu + 10\%Sn + 0,3\%Mn + 1,2\%Cr$
				* Ceq. 4,06 - 4,25	<small>Obs.: 1) Elemento Químico com 0,005% representa concentração real; 2) Temperatura de liberação de forno é apenas referencial para o fornecedor.</small>
				* Cueq. 1,99 - 2,26	
ADIÇÕES					
Cu: Sim		Sn: Não		FeMo: Sim	FeCr: Sim
FeMn: Sim					
INOCULAÇÕES					
Panela de transferência (%)		0,40		Jato de vazamento:	N/A
TEMPERATURAS					
Temp. Liberação do Forno(°C)		1.450 - 1.480		Temperatura de Vazamento(°C)	
				1350 - 1380	
TEMPOS					
Tempo de Vazamento +/- 4seg.		27		Tempo de Desmoldagem: +(10min)	
				120	
INFORMAÇÕES GERAIS					
Peso da Peça (Kg):		75,00		Peso do Conjunto (Kg):	
				135,00	
Número de moldes/Panela		4		Tempo de Fading (min.)	
				N/A	
Rendimento Metalúrgico (%):		55,6%		Corpo de Prova:	
				Tanque Cilíndrico	
Defeitos mais Frequentes:			Principais Cuidados:		
Rechupe			1) Não adicionar FeSi na carga, corrigir % de Silício da base somente na hora do vazamento para remodelar o metal. 2) Retirada da escória do banho metálico e inoculação corretas. 3) Respeitar o tempo desmoldagem para evitar trinca nas peças.		
REGISTRO DAS ALTERAÇÕES					
Revisão	Data	Alteração			Responsável
W	23/08/2019	Alterado o peso do conjunto - antes 133,0 Kg. Peso do conjunto ficou maior após a última alteração dos canais em função do diâmetro do rechupe apresentado na			Dedson Ottoni
V	18/08/2017	Mod. temperatura liberação do forno era 1430 - 1500 p/ 1450 - 1480; temperatura vazamento era 1370 - 1400 p/ 1350 - 1380; tempo desmoldagem era 90 min. p/ 120 min. - peso conjunto era 89,3Kg. p/ 93Kg e rend. metalúrgico era 83,6% p/ 90,5%			Dedson Ottoni
U	20/04/2016	Mod. inoculação era 0,30% para 0,40% e inserido nota de principais cuidados especiais para nucleação do metal antes do vazamento.			Dedson Ottoni
Elaboração (Engenharia):		Revisão (Fusão):		Aprovação (Prod. Função):	
Juliano Cardoso		Nivaldo		Aparecido Santos	
				W	
				18/08/2017	
<small>APENAS INFORMATIVO - A última versão atualizada está localizada em /Documentos/FT/Fusão/ ATS-0019-4 .pdf</small>					