UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DOUGLAS GEOVANNI BON

**Vida em fadiga isotérmica e termomecânica de ferros fundidos cinzento classe 300 e
vermicular classe 500**

São Carlos
2020

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DOUGLAS GEOVANNI BON

**Vida em fadiga isotérmica e termomecânica de ferros fundidos cinzento classe 300 e
vermicular classe 500**

Versão Corrigida

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

São Carlos
2020

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTA TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

GB697v Geovanni Bon, Douglas
 Vida em fadiga isotérmica e termomecânica de
ferros fundidos cinzento classe 300 e vermicular classe
500 / Douglas Geovanni Bon; orientador Waldek Wladimir
Bose Filho. São Carlos, 2020.

Dissertação (Mestrado) - Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e
Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização
e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São
Carlos da Universidade de São Paulo, 2020.

1. ferro fundido cinzento. 2. ferro fundido
vermicular. 3. fadiga isotérmica. 4. fadiga
termomecânica. 5. cabeçote de motor. 6. trincas. I.
Título.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Licenciado **DOUGLAS GEOVANNI BON.**

Título da dissertação: " Vida em fadiga isotérmica e termomecânica de ferros fundidos cinzento classe 300 e vermicular classe 500".

Data da defesa: 24/06/2020.

Comissão Julgadora	Resultado
Prof. Titular Waldek Wladimir Bose Filho (Orientador) (Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)	APROVADO
Prof. Dr. Mauricio Angeloni (FATEC-Sertãozinho)	APROVADO
Prof. Dr. José Eduardo Spinelli (Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)	APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**

**Aos meus pais Aylton e Vera,
por serem o alicerce da minha vida,**

**ao meu irmão Victor,
por toda a amizade e companheirismo,**

**a Wilson Luiz Guessser,
pela amizade e sempre generosa orientação.**

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pela minha vida e saúde durante toda a jornada.

Ao meu pai, Aylton José Bon e minha mãe, Vera Lúcia de Oliveira Bon, por todo amor e suporte em todos os momentos da minha vida.

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, orientador e amigo presente, por acreditar em mim, pela competência na partilha de conhecimento e por almejar, meu crescimento pessoal e profissional em todos os momentos.

Ao Prof. Dr. Wilson Luiz Guesser, pelos ensinamentos e parceria no desenvolvimento deste trabalho, e também, pela estima e consideração demonstradas em todos os momentos.

A fundição TUPY S.A, pela cooperação e suporte ao longo desta pesquisa, fornecendo os materiais utilizados nos diversos ensaios.

Aos demais professores do SMM, que contribuíram para minha formação e no desenvolvimento de minha pesquisa.

Aos técnicos de laboratório do SMM, Denílson, João, Ricardo, Pedro e Alberto pelo companheirismo diário e pelo auxílio nas mais diversas tarefas, inúmeras vezes, durante todo o período de mestrado.

Ao secretário da Pós-graduação Victor Luiz Barioto, pela paciência e atenção em todos os momentos. Aos funcionários e funcionárias da secretária, Priscila, Ana, Mauro e Suzete, pela amizade e por todo o auxílio prestado sempre que necessário.

Ao programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, pela oportunidade e por todo suporte na realização deste mestrado.

Aos amigos, Maurício Angeloni e Carla Isabel, por toda a contribuição para a conclusão do meu trabalho.

Aos meus amigos do grupo NEMAF, Gualter, Fabio, Felipe, Márcio, Joseane, Thiago, pelo companheirismo e auxílio durante todo o mestrado.

Aos amigos do SMM, Ricardo Aureliano e Galtiere Rego, pela amizade e colaboração no desenvolvimento deste trabalho.

A retifica de motores “Laboratório do Cabeçote”, São Carlos-SP, pela gentileza em mostrar os componentes para fotografia.

A todas as pessoas que de alguma forma, me ajudaram a alcançar o meu objetivo.

*“Todo conhecimento é inacabado,
isto é, um processo que se desenvolve continuamente,
incorporando novos elementos
e jamais deixando de questionar a si mesmo. ”*

Paulo Freire

RESUMO

BON, D. G. **Vida em fadiga isotérmica e termomecânica de ferros fundidos cinzento classe 300 e vermicular classe 500**, 145p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2020.

Em busca de motores a combustão de maior eficiência energética, as indústrias de motores diesel têm incentivado pesquisas buscando, simultaneamente, a redução de peso e o aumento da potência, visando as principais demandas de sustentabilidade exigidas pelas políticas ambientais vigentes, como por exemplo, a redução da emissão de gases e particulados de carbono para a atmosfera. Partes dos motores diesel, como o bloco de cilindros e o cabeçote, são submetidos a altos níveis de tensão, resultantes da restrição mecânica dos componentes em conjunto ao gradiente térmico gerado pelo acionamento e parada do motor. Essas tensões podem induzir a nucleação de trincas localizadas e com o tempo, por propagação destas, levar a falha do componente. O fenômeno que descreve todo esse conjunto de fatos é conhecido como fadiga termomecânica (FTM). Com a crescente adição de torque aos motores, resultante da elevação da temperatura e pressão dentro do bloco de cilindros e cabeçote, aumentou-se a taxa de propagação de trincas no material que constitui estas partes do motor e consequentemente, a redução da vida útil do componente. O objetivo do presente estudo é analisar a vida em fadiga isotérmica e termomecânica, identificar os micromecanismos de dano sob condições de FTM em novas ligas de alta resistência, de ferros fundidos cinzento classe 300 e vermicular classe 500, ligas processadas para serem alternativas de maior resistência mecânica na fabricação de blocos e cabeçotes de motores. Para isso, os ensaios de FTM simulam o ciclo térmico gerado no cabeçote do motor, por conta da ignição-operação-desligamento, em condições laboratoriais. Após a ignição, a temperatura atinge subitamente em torno de 420°C, permanecendo nesta faixa durante a operação e após a parada do motor, retorna para a temperatura ambiente. Essa elevação brusca na temperatura causa deformações plásticas localizadas no material e com o posterior resfriamento do motor, tensões trativas são geradas. A complexidade da geometria do cabeçote torna o componente mais vulnerável a nucleação de trincas por fadiga, do que na maioria dos casos. Estas trincas estão entre as válvulas de admissão e exaustão, levando a falha do componente. Foram conduzidos ensaios de fadiga isotérmica por controle de deformação, com a imposição de uma deformação mecânica variável (ciclos de amplitude constante) em uma temperatura constante, em amostras dos dois ferros fundidos. Os ensaios de fadiga termomecânica fora-de-fase foram realizados nas amostras dos dois ferros fundidos, submetidas a ciclos térmicos em forma de onda trapezoidal com temperaturas mínimas e máximas de 50°C a 420°C, variando as condições de restrição mecânica. Os resultados nos mostram que a diferença de resistência mecânica e vida em fadiga do FFC 300 para o FFV 500 está relacionada às diferenças na morfologia, tamanho e distribuição das células de grafita, pois em ambos, as matrizes são perlíticas. No FFV 500, por conta do refinamento das células de grafita presentes, partículas de grafita mais espessas e com extremidades mais arredondadas, o processo de nucleação e propagação de trincas pela matriz é dificultado, propiciando maior resistência mecânica e vida em fadiga em comparação com o FFC 300.

Palavras-chave: ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular, fadiga isotérmica, fadiga termomecânica, cabeçote de motor, trincas

ABSTRACT

BON, D. G. **Isothermal and thermomechanical fatigue life of gray cast iron grade 300 and vermicular grade 500**, 145p. Master's Dissertation- São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, São Carlos, 2020.

In search of more energy-efficient combustion engines, the heavy-duty engine industries have encouraged research aimed at simultaneously reducing the weight and increasing the density of these engines, aiming to meet the main sustainability demands required by current environmental policies, that is, the reduction of the emission of gases and particulates of carbon into the atmosphere. Parts of diesel engines, such as the cylinder head and block, are subjected to high levels of stress, resulting from the mechanical constraint of the components and the thermal gradient generated by starting and stopping the engine. These stresses can induce the nucleation of localized cracks and, over time, by propagation of these cracks, lead to component failure. The phenomenon that describes this whole set of facts is known as thermomechanical fatigue (FTM). With the increasing addition of torque to the engines, due to rise in temperature and pressure inside the block and cylinder head, the fatigue rate in the material that constitutes these parts of the engine has increased and, consequently, reduced the component's lifetime. The present study aims to analyze the life in isothermal and thermomechanical fatigue, as well as identifying the damage micromechanisms under conditions of TMF in new high-strength cast irons, gray grade 300 (GI300) and compacted graphite cast iron grade 500 (CGI500), materials developed as more resistant alternatives in the manufacture of engine blocks and cylinder heads. For this, the FTM tests simulate the thermal cycle generated in the cylinder head from the start-operate-stop of the engine, under laboratory conditions. After ignition, the temperature suddenly reaches around 420°C, remaining in this range during the operation and after the engine stops it returns to room temperature. This sudden rise in temperature causes plastic deformations located in the material and with the subsequent cooling of the engine, it generates tensile stresses. The complexity of the cylinder head geometry makes the component more vulnerable to fatigue crack nucleation, which in most cases, these cracks are between the intake and exhaust valves, leading to component failure. Isothermal fatigue tests by strain control were carried out under a variable mechanical strain level (cycles of constant amplitude), at constant temperature and temperatures of two cast irons. The thermomechanical fatigue tests were carried out in the two cast irons samples, subjected to thermal cycles in the form of trapezoidal waves at temperature range 50°C to 420°C, varying mechanical constraint conditions. The results show that the difference in mechanical strength and fatigue life from the FFC 300 to the FFV 500 is related to the differences in the morphology, size, and distribution of the graphite cells, because in both, the matrices are pearlitic. In the FFV 500, the refinement of the graphite cells and thicker particles with more rounded edges make the process of nucleation and crack propagation through the matrix more difficult, providing greater mechanical resistance and fatigue life, when compared to the FFC 300.

Keywords: gray cast iron, compacted graphite cast iron, isothermal fatigue, thermomechanical fatigue, cylinder head, cracks.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de fases ferro – carbono.	33
Figura 2: Processamento básico para a obtenção comum dos ferros fundidos e microestruturas.	34
Figura 3: Diagrama indicando os ferros fundidos e suas devidas microestruturas, resultantes da variação da porcentagem de C e Si.	36
Figura 4: Diagrama de fases Fe-C-Si simplificado com Si a 2%.	38
Figura 5: Esquema de nucleação e formação da ferrita e perlita.	38
Figura 6: Imagem de uma célula eutética ataca com ácido pícrico (ataque-profundo).	39
Figura 7: Estrutura cristalina da grafita em formato hexagonal com suas respectivas ligações dependendo da direção.	40
Figura 8: Esquema que ilustra os tipos de grafita encontrados nos ferros fundidos. a) grafita lamelar/flocos, b) grafita compactada ou vermicular, c) grafita nodular/esferoidal.	41
Figura 9: As três principais morfologias dos da grafita observadas com ataque profundo: a) Lamelas de grafite (FFC), b) grafita compactada ou vermicular (FFV), c) grafita nodular ou esferoidal (FFN).	41
Figura 10: Classificação dos ferros fundidos.	44
Figura 11: Estrutura da lamela da grafita do Ferro fundido cinzento:	45
Figura 12: Influência da porcentagem de magnésio residual sobre a morfologia da grafita.	46
Figura 13: Aspecto da grafita do ferro fundido vermicular.	47
Figura 14: Variação das propriedades mecânicas e térmicas em função da porcentagem de nódulos.	48
Figura 15: Mecanismo de condução do calor em diferentes microestruturas.	50
Figura 16: Resultados dos testes de fadiga térmica, com o número ciclos até a falha em relação a porcentagem de molibdênio adicionado nos ferros fundidos, cinzentos e vermicular.	51
Figura 17: Teste por controle de deformação e as duas possíveis tensões de resposta, encruamento ou amolecimento cíclico.	53
Figura 18: Ciclo de histerese tensão - deformação estável.	54
Figura 19: Curva cíclica de tensão-deformação pelo modelo de Ramberg-Osgood.	54
Figura 20: Curvas tensão-deformação cíclica e monotônica do alumínio 2024 e o aço 4340.	55
Figura 21: Tensão verdadeira em função do número de reversos em escala bilogarítmica.	57
Figura 22: Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala	

bilogarítmica.....	58
Figura 23: Amplitude da deformação em função do número de reversos em escala bilogarítmica.....	59
Figura 24: Equações básicas aplicadas durante o ensaio de FTM.	63
Figura 25: Descrição de fadiga termomecânica em fase (a) e fora de fase (b e seus respectivos ciclos de histerese tensão-deformação como resposta.....	64
Figura 26: Desenho esquemático dos componentes de um motor a combustão.	65
Figura 27: Trinca por FTM FF em um cabeçote de motor diesel, indicada pela seta amarela.....	66
Figura 28: Distribuição de temperatura para tipos diferentes de ferros fundidos.	66
Figura 29: Múltiplos mecanismos de dano para o material, ocorridos durante os ciclos de FTM.	67
Figura 30: Fluxograma das etapas realizadas no trabalho.....	69
Figura 31: Esquema da região onde foram retiradas as amostras no cabeçote.	70
Figura 32: Aspecto do material recebido para usinagem dos corpos de prova.	70
Figura 33: Corpos de prova usinados e pintados para os ensaios.	71
Figura 34: Visão geral de todos os dispositivos montados para um ensaio de fadiga termomecânica, célula de carga (1), garras refrigeradas (2), bobina de indução (3), espiras de refrigeração (4), sopradores de ar para refrigeração (5), extensômetro para alta temperatura (6), pirômetro (7).....	73
Figura 35: Visão mais aproximada e detalhada do corpo de prova e os dispositivos acoplados: bobina de refrigeração (1), sopradores de ar para refrigeração (2), extensômetro para alta temperatura (3), pirômetro (4), corpo de prova (5).	74
Figura 36: Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tração.	75
Figura 37: Descrição do ciclo térmico aplicado durante o ensaio de FTM Fora-de-Fase.	77
Figura 38: Corpo de prova de fadiga termomecânica fora-de-fase, ASTM E606-00 [28].	77
Figura 39: Interface do MULTIPURPOSE TESTWARE (MPT) para o ensaio de FTM Fora-de-fase.....	78
Figura 40: Corpo de prova de fadiga termomecânica fora-de-fase, ASTM E606-00.	79
Figura 41: Imagem colorida da microestrutura do FFC 300, obtida microscopia ótica com ampliação de 100X e imagem em preto e branco, para quantificação da porcentagem de grafita.	81
Figura 42: Imagem colorida da microestrutura do FFV 500, obtida em microscopia ótica com ampliação de 100X e imagem em preto e branco, para quantificação da porcentagem de grafita.	

.....	81
Figura 43: Imagem da microestrutura do FFC 300 com ataque de Nital 2%, obtida com microscopia ótica com ampliação de 50X.....	83
Figura 44: Imagem da microestrutura do FFV 500 com ataque de Nital 2%, obtida com microscopia ótica com ampliação de 50X.....	83
Figura 45: (a) Aspecto do carbetos de molibdênio (b) Carbetos de molibdênio encontrado no entorno das células eutéticas, indicado pelas setas.....	85
Figura 46: Microvazio (rechupe) encontrado na matriz do FFV 500.	87
Figura 47: Gráficos dos ensaios de tração do FFC 300 em várias temperaturas.	88
Figura 48: (a) Gráfico dos valores médios das tensões máximas, (b) gráfico dos valores médios da tensão limite de escoamento, (c) gráfico dos valores médio do módulo de elasticidade, (d) gráfico dos valores médios da porcentagem de alongamento.	89
Figura 49: Gráficos dos ensaios de tração do FFV 500 em várias temperaturas.	91
Figura 50: (a) Gráfico dos valores médios das tensões máximas, (b) gráfico dos valores médios da tensão limite de escoamento, (c) gráfico dos valores médio do modulo elástico, (d) gráfico dos valores médios da porcentagem de alongamento.....	92
Figura 51: Curvas dos ensaios de fadiga isotérmica para FFC 300 e FFV 500.	94
Figura 52: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 50° para o FFC 300.	94
Figura 53: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 420° para o FFC 300.	95
Figura 54: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 50° para o FFV 500.	97
Figura 55: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 420° para o FFV 500.	98
Figura 56: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFC 300 a 50°C.....	99
Figura 57: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFC 300 a 420°C.....	100
Figura 58: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFV 500 a 50°C.....	100
Figura 59: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFV 500 a 420°C.....	101
Figura 60: Deformação térmica resultante do aquecimento entre 50° a 420°C do FFC 300 e	

FFV 500.....	102
Figura 61: Gráfico da amplitude de formação total em função do número de reversos até a falha, do FFC 300 e FFV 500.	103
Figura 62: Relação tensão-deformação para primeiro ciclo de histerese do e para o ciclo de meia vida, do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b).	104
Figura 63: Gráfico de evolução das tensões em função da temperatura, durante os dois primeiros ciclos do ensaio de FTM FF com restrição de 100%, para amostras do FFC 300 e do FFV 500.....	106
Figura 64: Histerese da deformação plástica em função da tensão do primeiro ciclo e de meia vida, de amostras do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b), em um ensaio de FTM FF com restrição de 100%.	107
Figura 65: Evolução das tensões durante o ensaio de FTM FF para uma amostra de FFC 300 com 97 ciclos (a) e uma amostra de FFV 500 com 807 ciclos (b).	108
Figura 66: Imagem da extremidade de uma lamela de grafita presente no FFC 300.....	111
Figura 67: Trincas nas partículas de grafita do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b), indicadas pelas setas, a partir da superfície das amostras. A obtenção das imagens foi por MEV.	111
Figura 68: Trinca unindo as partículas de grafita, indicada pelas setas, na matriz do FFC 300.	113
Figura 69: Presença de oxidação na camada superficial da amostra e nas partículas de grafita mais próximas, indicada pelas setas, em uma amostra de FFC 300 ensaiada em FTM FF....	114
Figura 70: Propagação de trinca por entre a grafita e a matriz, em amostras do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b, c).	115
Figura 71: Propagação de trinca, indicada pelas setas, atravessando a matriz entre células eutéticas ou também chamado de contorno de célula, região entre linhas, em uma amostra de FFV 500.....	116
Figura 72: Trinca se propagando de uma célula eutética para outra, tendo que atravessar a matriz perlítica revelada (setas amarelas), com aumento de 50x (a) e detalhes da trinca no interior da célula, com aumento de 100x (b), em amostras de FFV 500.....	117
Figura 73: Ramificações da trinca observadas nos ensaios de FI, em uma amostra de FFV 500.	118
Figura 74: Imagens da superfície de fratura de amostras do FFC 300 (a,b,c,d) e do FFV 500 (e,f,g,h,i), obtidas por MEV, ensaiadas em FTM FF e FI.	119
Figura 75: Partícula de grafita do FFV 500 com extremidades mais espessas e arredondadas.....	125

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de resistência a tração, alongamento e dureza dos microconstituintes básicos da matriz.	43
Tabela 2: Componentes utilizados em temperaturas elevadas.	60
Tabela 3: Resultados da análise quantitativa no FFC 300:.....	82
Tabela 4: Resultados da análise quantitativa no FFV 500:	82
Tabela 5: Condutividade térmica dos principais microconstituintes metalográficos dos ferros fundidos.	84
Tabela 6: Valores médios das propriedades mecânicas do FFC 300 nas diferentes temperaturas.	88
Tabela 7: Valores médios das propriedades mecânicas do FFV 500 nas diferentes temperaturas:	91
Tabela 8: Valores dos ensaios de FI a 50° e constantes da equação de Coffin-Mason para o FFC 300.	95
Tabela 9: Valores dos ensaios de FI a 420° e constantes da equação de Coffin-Mason para o FFC 300.	96
Tabela 10: Valores dos ensaios de FI a 50° e constantes da equação de Coffin-Mason para o FFV 500.....	97
Tabela 11: Valores dos ensaios de FI a 420° e constantes da equação de Coffin-Mason para o FFV 500.....	98
Tabela 12: Constantes da equação de Ramberg-Osgood para o FFC 300 e o FFV 500.	101

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
B	Boro
Ba	Bário
Be	Berílio
Bi	Bismuto
C	Carbono
Ca	Cálcio
Ce	Cério
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Mg	Magnésio
O	Oxigênio
Sb	Antimonio
Si	Silício
Ti	Titânio
μm	mícron
Fe_3C	Cementita
MPa	MegaPascal
GPa	GigaPascal
α	ferrita
γ	austenita
ϵ_{el}	deformação elástica
ϵ_{pl}	deformação plástica
ϵ_{ter}	deformação térmica
ϵ_{mec}	deformação mecânica
ϵ_{ae}	amplitude deformação elástica
ϵ_{pl}	amplitude deformação plástica
ΔT	variação de temperatura

ϵ_a	amplitude de deformação
σ'_f	coeficiente de resistência à fadiga
σ_a	amplitude de tensão
$\Delta\epsilon$	variação da deformação
ϵ'_f	coeficiente de ductilidade à fadiga
c	expoente de ductilidade à fadiga
b	expoente de resistência à fadiga
H	parâmetro de resistência a fadiga
n	expoente de encruamento cíclico
$2N_f$	número de reversos
$\alpha (T)$	coeficiente de dilatação térmica

LISTA DE SIGLAS

ASTM	American Society for Testing Materials
CP	Corpo de prova
FTM	Fadiga Termomecânica
FF	Fora de fase
FI	Fadiga isotérmica
FAC	Fadiga de alto ciclo
FBC	Fadiga de baixo ciclo
FoFo	Ferro fundido
FFC	Ferro fundido cinzento
FFV	Ferro fundido vermicular
FFN	Ferro fundido nodular
CE	Carbono Equivalente
MPT	Multi Purpose Testware
MO	Microscópio Óptico
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
USP	Universidade de São Paulo
NEMAF	Núcleo de Ensaios Mecânicos e Análise de Falhas
SAE	Society Automotive Engineering
SMM	Departamento de Engenharia de Materiais

SUMÁRIO

RESUMO.....	13
ABSTRACT	15
LISTA DE FIGURAS.....	17
LISTA DE TABELAS	21
LISTA DE SÍMBOLOS	23
LISTA DE SIGLAS.....	25
1 INTRODUÇÃO	29
1.1 OBJETIVOS	31
2 REVISÃO DA LITERATURA	33
2.1 METALURGIA BÁSICA DOS FERROS FUNDIDOS	33
2.2 SOLIDIFICAÇÃO.....	36
2.3 INOCULAÇÃO.....	39
2.4 ESTRUTURA DA GRAFITA.....	40
2.5 ESTRUTURA DA MATRIZ.....	42
2.6 CLASSIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS.....	43
2.7 FERRO FUNDIDO CINZENTO OU LAMELAR (FFC).....	44
2.8 FERRO FUNDIDO COMPACTADO OU VERMICULAR (FFV)	46
2.9 PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS DOS FERROS FUNDIDOS EM ALTAS TEMPERATURAS	48
2.10 FADIGA DE BAIXO-CICLO	51
2.11 FADIGA ISOTÉRMICA	59
2.12 FADIGA TERMOMECÂNICA FORA-DE-FASE E OS EFEITOS NOS COMPONENTES DO MOTOR	62
3 MATERIAIS E MÉTODOS	69
3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	69
3.2 MATERIAIS.....	69

3.3 ENSAIOS MECÂNICOS.....	70
3.4 SISTEMA DE ENSAIOS E SENSORES.....	71
3.4.1 MÁQUINA DE ENSAIOS.....	71
3.4.2 EXTENSÔMETRO PARA ENSAIOS A ALTA TEMPERATURA	72
3.4.3 FORNO DE INDUÇÃO.....	72
3.4.4 SENSORES DE TEMPERATURA.....	72
3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	75
3.6 ENSAIOS DE FADIGA TERMOMECAÂNICA FORA-DE-FASE (FTM)	75
3.7 ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA (FI)	78
3.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	79
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	81
4.1 MICROESTRUTURA DO MATERIAL	81
4.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	87
4.2.1 FFC 300.....	87
4.2.2 FFV 500.....	90
4.3 ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA.....	93
4.4 ENSAIOS DE FADIGA TERMOMECAÂNICA FORA-DE-FASE	102
4.5 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	110
5 CONCLUSÕES.....	127
6 PARTICIPAÇÕES E PUBLICAÇÕES.....	131
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
8 REFERÊNCIAS.....	135
ANEXOS.....	141

1 INTRODUÇÃO

Muitos componentes mecânicos e estruturais fabricados para aplicação nos setores aeroespacial, nuclear, automobilístico, petrolífero, em inúmeras vezes, desempenham atividades em condições severas de temperatura e pressão. Um exemplo disto são os cabeçotes de motores automotivos, submetidos a variações bruscas de cargas térmicas e mecânicas simultâneas durante o acionamento, operação e parada do motor [1]. As temperaturas, durante operação do cabeçote, podem atingir valores de aproximadamente 420 ° C, 450 ° C e 480 ° C para o ferro fundido cinzento, vermicular e o nodular, respectivamente. Acima dessas temperaturas, o crescimento de grãos e a decomposição da matriz (transformação de perlita em ferrita) são responsáveis pela redução da resistência do material, no caso dos ferros fundidos perlíticos [2]. Pelo desenho geométrico do cabeçote, as regiões das válvulas, muito próximas umas das outras, são aquecidas rapidamente pelo processo de combustão do diesel e, ao mesmo tempo, são resfriadas pelo sistema de arrefecimento do motor, restringindo a expansão térmica do material. Isso resulta em um estado de alta tensão compressiva em alta temperatura, induzindo deformações plásticas em locais onde o limite de escoamento foi atingido [1]. Após o desligamento do motor, com a queda de temperatura, tensões trativas são desenvolvidas como consequência destas deformações plásticas, que podem gerar pequenas trincas e levar à falha de componentes. Essas tensões internas, geradas pelo período regular de trabalho do motor (partida, operação e desligamento), revelam um ciclo de histerese de tensão-deformação, chamado fadiga termomecânica fora de fase (FTM FF).

Esse tipo de fenômeno é verificado nos motores de combustão interna. Estes, são dispositivos que convertem energia química ou térmica, em energia mecânica, resultante da reação de queima da mistura do ar com o combustível, gerando assim, o torque para mover o automóvel. Os motores diesel, trabalham com taxas de compressão muito mais elevadas que os outros motores, por isso necessitam ser projetados com uma estrutura bem rígida para suportarem os carregamentos termomecânicos durante a reação de combustão [3]. E os materiais mais utilizados para esse tipo de aplicação, que exige geometrias complexas, seções finas e, simultaneamente, a combinação de propriedades térmicas e mecânicas para fornecer o desempenho desejado, são os ferros fundidos [1].

Ampliando medidas para reduzir as emissões de particulados de carbono para a atmosfera e ao mesmo tempo, com o desejo de aumentar o desempenho do motor, a indústria de caminhões se encontra pressionada para desenvolver novos projetos de motores diesel,

visando o aumento de potência e dos picos de temperatura durante operação do componente [4]. No entanto, essa amplificação de potência também está associada a um aumento da taxa de degradação do material devido ao aumento das cargas térmicas e mecânicas, ou seja, os níveis de carregamento solicitados pela fadiga termomecânica são aumentados diretamente, e como consequência, a vida útil do motor é reduzida. Portanto, o desafio emergente imposto para os fabricantes de veículos pesados, é encontrar soluções para os materiais e projetos, afim de que a alta eficiência do motor possa ser alcançada sem comprometer sua durabilidade, nem aumentar visivelmente os custos de produção. As opções existentes atualmente para prolongar a vida útil dos componentes do motor são: substituir o material por outro mais resistente ou otimizar a geometria do componente para reduzir a intensidade dos carregamentos termomecânicos nos locais mais críticos [5].

Novas classes de ferros fundidos de maior resistência tem sido proposta, criando mais alternativas para os engenheiros de projeto. Para os cabeçotes, os requisitos de resistência estão aumentando continuamente em associação com boa condutividade térmica. Nos ferros fundidos cinzentos (FFC), a mudança do tradicional FFC 250 para o FFC 300 permitiu aumentar a potência dos motores. Conjuntamente, pela introdução do ferro fundido vermicular (FFV) na fabricação de cabeçotes, começando na classe FFV 450, permitiu-se elevar os picos de temperatura e pressão no componente em operação. O advento do FFV 500, ainda de uso restrito, deve trazer novas oportunidades de projeto para blocos de cilindros e cabeçotes.

Os projetos de novos motores diesel devem considerar a complexa interação entre a microestrutura e os ciclos térmicos e mecânicos. A compreensão dos micromecanismos de dano durante a FTM FF ainda não é muito explícita [6]. De acordo com Löhe et al. [7], múltiplos mecanismos são atuantes durante a FTM FF: deformação plástica, fluência, oxidação, encruamento por deformação, nucleação e propagação de trincas. A resposta do material a esses mecanismos, depende de outro fator que é determinante para a vida útil do componente: a morfologia, o tamanho e a distribuição das partículas de grafita na microestrutura.

Diversos centros de pesquisa ao redor do mundo, estão desenvolvendo trabalhos de caracterização e de processamento de novos materiais para fornecer melhorias em novos projetos, porém no contexto automotivo, o carregamento termomecânico é encarado ainda com certa complexidade pelos engenheiros que projetam os cabeçotes e blocos de motores. Essa complexidade é oriunda da investigação dos carregamentos termomecânicos e identificação dos micromecanismos atuantes, do comportamento mecânico do material em função da temperatura e o próprio critério de fadiga [6].

O desenvolvimento destas novas classes de ferros fundidos, como o cinzento classe 300

e o vermicular classe 500, tem demandado conhecimento das propriedades mecânicas a quente, estáticas e cíclicas. O comportamento mecânico destes materiais em relação aos carregamentos solicitados pela fadiga isotérmica e termomecânica fora-de-fase, bem como a caracterização dos micromecanismos de falhas atuantes durante essas complexas condições, são os objetivos principais deste trabalho. Assim, foi criado um projeto de cooperação entre a Escola de Engenharia de São Carlos -EESC/USP e a Fundação TUPY de Joinville, SC, para compreensão destes fenômenos, possibilitando a Fundação TUPY o desenvolvimento de cabeçotes e blocos de motores mais compactos, leves e de maior desempenho, buscando atender as demandas do tão concorrido mercado internacional.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é estudar o comportamento em fadiga termomecânica fora-de-fase e em fadiga isotérmica de dois ferros fundidos, um cinzento classe 300 e um vermicular classe 500, por meio de ensaios que simulam as condições reais de temperatura e carregamento, durante o período de funcionamento do motor diesel a combustão interna.

Objetivos secundários:

- Identificar e compreender os micromecanismos de fratura atuantes na nucleação e propagação de uma trinca pela matriz do material.
- Estudar o efeito da morfologia, tamanho e distribuição da grafita, na vida em fadiga termomecânica fora-da-fase e isotérmica.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 METALURGIA BÁSICA DOS FERROS FUNDIDOS

A denominação ferro fundido (FoFo), se refere a uma vasta quantidade de ligas ferrosas, que são compostas em maior quantidade, por três principais elementos químicos: ferro (Fe), carbono (C) e silício (Si). Essa ligas ferrosas, tem como característica principal, que a difere dos aços, teores de carbono acima de 2% e de silício entre 1 a 3% [8].

O diagrama ferro-carbono, apresentado pela figura 1, é comumente utilizado para interpretar as transformações de fases do Fe e C, sejam elas estáveis ou não estáveis, sob condições de temperatura em função da composição das ligas. As quantidades de Si encontradas nos ferros fundidos são consideráveis, a ponto de alterar o diagrama Fe-C para porcentagens diferentes. Pois este elemento e a adição de outros elementos de liga, influenciam diretamente nas linhas de solubilidade e temperaturas de equilíbrio do sistema [8].

Figura 1: Diagrama de fases ferro – carbono

Fonte: Adaptado de Piwowsky, 1958 [9].

Como observado na figura 1, nota-se, que as ligas que possuem entre 3,0% e 4,0% de C em suas composições, se tornam completamente líquidas a temperaturas entre aproximadamente 1150° e 1300°C, valores que diferem em torno de 300°C se comparados com o aço. Outros dois aspectos importantes retirados do diagrama, são que: a solidificação acontece no ponto eutético e é sujeita a um estado sólido de transformação eutetóide. Esses dois fatores são predominantes na metalurgia do ferro fundido [10].

A composição química, a taxa de resfriamento e o tratamento do líquido fundido, são fatores que determinam a maneira de como o ferro fundido se solidifica, resultando em dois estados termodinâmicos: um não-estável, chamado sistema ferro – cementita (Fe_3C) e outro estável, chamado sistema ferro – grafita. Quando o processamento segue o caminho não estável, a fase rica em carbono no ponto eutético é o carbeto de ferro, conhecida como cementita. Quando o processamento segue o caminho estável de solidificação, a fase rica em carbono é a grafita. Os fluxos de processamento do ferro fundido são representados pela figura 2 [11].

Figura 2: Processamento básico para a obtenção comum dos ferros fundidos e microestruturas

Fonte: Adaptado de Davis, 1996.

O potencial grafitizante de um ferro fundido, é determinado por dois fatores, o potencial de nucleação do líquido e a composição química. Um alto potencial grafitizante, resultará em materiais ricos em fase grafita, enquanto com um baixo potencial, resultará em materiais com cementita (carbeto de ferro, Fe_3C), como a fase rica em carbono [8].

É correto afirmar, que devemos considerar o ferro fundido como uma liga ternária Fe-C-Si por apresentar em sua composição, quantidades apreciáveis de silício. E a adição deste elemento no material, altera o diagrama ferro-carbono. A adição de silício no sistema binário ferro-carbono diminui a estabilidade da cementita (Fe_3C), sólido não-estável, e aumenta a estabilidade da ferrita (a área da ferrita do diagrama é ampliada e a área da austenita é comprimida) [8].

Como o silício é o segundo elemento mais comum nos ferros fundidos, microestruturas semelhantes, podem ser obtidas com a redução do carbono e aumento do Si. É comum quantificar essa relação por um teor efetivo de carbono, conhecido como carbono equivalente (CE) ou, às vezes, valor do carbono equivalente (CE). Em outras palavras, o CE de um ferro fundido descreve quão preciso é a análise sobre a composição eutética. Quando o CE é 4,3, a liga é eutética. Isso é uma relação linear e pode ser expressa pela equação 1 [12]:

$$\text{CE} = \%C + \%Si/3 \quad (\text{Eq 1})$$

Sem silício, a porcentagem de carbono para a liga eutética é de 4,3%. Como dito anteriormente, quanto maior a adição de Si no ferro fundido, a quantidade de carbono na liga eutética é reduzida. Atualmente, para a fabricação de artigos ornamentais elaborados de ferro fundido ou para certos componentes que necessitam de resistência ao desgaste, 1 ou 2% de fósforo (P) são frequentemente adicionados. Essa adição aumenta a fluidez do líquido fundido e as fases duras de fosfeto conferem a característica desejada de resistência ao desgaste em aplicações, por exemplo, como os discos de freio. A porcentagem adicionada de fósforo (P), age de maneira semelhante ao Si na substituição do carbono efetivo, de modo que seu efeito aproximado, combinado com os elementos C e Si, é demonstrado pela equação 2 [12]:

$$\text{CE} = \%C + [\%Si + \%P] /3 \quad (\text{Eq 2})$$

Assim, um ferro fundido com 3,2% de C, 2% de Si e 0,4% de P tem valor de CE de 4,0 e é uma liga hipoeutética. Mudando as porcentagens da composição para 3,2% C, 2% Si e 1,3% P resulta num valor de CE de 4,3 e é uma liga eutética. A composição com 3,2% C, 2,9% Si e

1,3% de P tem um valor de CE de 4,6 e é uma liga hipereutética [13].

Os teores totais de carbono e silício, conforme relacionados no valor de CE, não apenas estabelecem a faixa de temperatura de solidificação, mas também estão relacionados às características da fundição da liga e suas propriedades. Nota-se, no entanto, que os ferros fundidos com CE constante, mas com carbono e silício consideravelmente diferentes em conteúdo, não terão propriedades de físicas ou mecânicas semelhantes. A figura 3 mostra o efeito das porcentagens do C e Si, na formação dos ferros fundidos e suas devidas microestruturas [13]:

Figura 3: Diagrama indicando os ferros fundidos e suas devidas microestruturas, resultantes da variação da porcentagem de C e Si

Fonte: Adaptado de Velichko, 2008.

2.2 SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação dos ferros fundidos pode ser de maneira hipoeutética ($CE < 4,3$) ou hipereutética ($CE > 4,3$ %) e o fator determinante por qual maneira isso ocorrerá é a composição química. O diagrama apresentado pela figura 4 apresenta as transformações associadas responsáveis pela formação da grafita e do tipo da matriz de ferro fundido [15].

A temperaturas acima do ponto 1 do diagrama apresentado na figura 4, o ferro é totalmente fundido. À medida que a temperatura diminui e a cruza a linha *liquidus*, a solidificação primária começa com a formação de dendritas proeutéticas de austenita. Essas

dendritas crescem e novas dendritas se formam à medida que a temperatura cai através da faixa de solidificação primária, marcada pelos pontos 1 e 2. O tamanho da dendrita é governado pela porcentagem de carbono equivalente do ferro fundido e pela taxa de solidificação. Valores baixos de carbono equivalente produzem grandes dendritas porque o intervalo de temperatura entre as linhas *liquidus* e eutética, é maior para esses ferros do que para aqueles com um valor de carbono equivalente mais alto. Como esperado, o resfriamento rápido promove um tamanho mais fino de dendrito.

Durante a formação das dendritas de austenita, o carbono é rejeitado no líquido restante. O teor de carbono do líquido aumenta até atingir a composição eutética de 4,3%. Uma vez atingida essa composição, o líquido se transforma em dois sólidos. Isso ocorre entre os pontos 2 e 3. O tipo de sólido formado depende se a solidificação após a reação eutética, é não-estável ou estável. Formando cementita (Fe_3C) mais austenita durante a reação não-estável ou pela reação estável, formando grafita mais austenita. Quando a solidificação eutética é concluída, nenhum metal líquido permanece, e qualquer outra reação ocorre no estado sólido.

Embora não mostrado na figura 4, no intervalo de temperatura entre as transformações eutéticas e eutetóides, marcado por pontos 3 e 4, a austenita com alto teor de carbono acaba rejeitando parte desse carbono, que se difunde para os flocos de grafita, demonstrado na figura 5. Isso permite que a austenita adquira a composição necessária para a transformação eutetóide, que, sob condições de equilíbrio, ocorre entre os pontos 4 e 5. Essa transformação envolve a decomposição da austenita em perlita ou perlita mais ferrita, dependendo de fatores como a taxa de resfriamento e a composição da liga. Em ferros cinzentos sem elementos de liga, nenhuma alteração significativa na microestrutura, ocorre abaixo da linha de transformação eutetoide [16].

Durante a solidificação, pode haver um modo estritamente cooperativo entre a grafita e austenita, conhecido como crescimento acoplado. Na ausência de núcleos adequados que se formaram em substratos de óxido em suspensão na fusão, o carbono em solução será incapaz de precipitar. O líquido aquecido não provocará precipitação do carbono, até que seja resfriado numa condição favorável. As regiões próximas as paredes do molde, são resfriadas mais rapidamente e induzem a ativação desses núcleos e propiciam a formação da grafita. Sob baixas taxas de resfriamento, o crescimento acoplado assume a forma de rosetas, geralmente chamadas de 'células eutéticas', apresentadas na figura 6. As células eutéticas são estruturas regulares, com distâncias entre lamelas de grafita, estritamente controladas por difusão na camada limite à frente da solução sólida [12].

Figura 4: Diagrama de fases Fe-C-Si simplificado com Si a 2%

Fonte: Adaptado de R. W. Heine et al., 1967.

Figura 5: Esquema de nucleação e formação da ferrita e perlita

Fonte: Adaptado de Rundman, 2008.

Figura 6: Imagem de uma célula eutética atacada com ácido pícrico (ataque-profundo)

Fonte: Fraz, E., Gorney, M., & Lopez, H. F., 2007 [17].

2.3 INOCULAÇÃO

No decorrer da etapa de solidificação dos ferros fundidos, existe a possibilidade da microestrutura obtida, não apresentar os microconstituintes pretendidos para alcançar as propriedades desejadas. Em vez da formação da grafita, pode-se formar cementita (Fe_3C), fase de alta dureza e com profundo efeito sobre a usinabilidade. Assim sendo, utiliza-se de um importante procedimento para evitar a presença de carbonetos, chamado de inoculação.

Ainda com o ferro fundido no estado líquido, ocorre a adição de certas ligas de ferro-silício chamados inoculantes, com o efeito de formar partículas sobre as quais a grafita possa precipitar e iniciar sua formação. Esse processo resulta em variações na distribuição da grafita no ferro fundido depois de solidificado, que consequentemente, tem forte influência nas propriedades mecânicas e térmicas do material [30]. É de conhecimento, que dois ferros fundidos com composições parecidas, podem ter microestrutura e propriedades muito diferentes, se um é inoculado e o outro não. Por este fato, muitas pesquisas têm sido dedicadas para determinar o micromecanismo por trás da inoculação [31, 32].

Ligas à base de ferrosilício são usadas como inoculantes, que também são usadas no tratamento do ferro fundido. As composições destas ligas, tipicamente, são baseadas em 50 ou

75% de ferro-silício e atuam como transportadores para os elementos de inoculação (reativos), que incluem alumínio, bário, cálcio, cério ou outras terras raras, magnésio, estrôncio, titânio e zircônio [33].

2.4 ESTRUTURA DA GRAFITA

A fase grafita é um cristal facetado limitado por planos de baixo índice. Para a cristalização da grafita a partir da fusão de ferro-carbono, os planos delimitadores normalmente observados são (0001) e (10-10), como mostrado na figura 7. A estrutura cristalográfica da grafita e as possíveis direções de crescimento, A e C, também são mostrados na figura 7. Como o crescimento instável ocorre em planos (10-10), as bordas dos cristais de grafita semelhantes a placas são não está bem definidas. A grafita que se forma das ligas ferro-carbono líquidas, possui uma estrutura do tipo camada, com fortes ligações covalentes entre átomos na mesma camada. Existe uma ligação tripla de cada átomo com seus vizinhos, enquanto o quarto elétron é comum para a camada que fornece propriedades da grafita. Existem forças moleculares fracas entre as camadas. O plano do prisma é um plano de alta energia, no qual, as impurezas são absorvidas preferencialmente. Força e dureza são mais altos na direção C do cristal de grafite [18, 19].

Figura 7: Estrutura cristalina da grafita em formato hexagonal com suas respectivas ligações dependendo da direção

Fonte: Adaptado de Davis, 1996 [8].

Como consequência dos diferentes tipos de ligações existentes nas direções A e C do cristal de grafita, pode se dizer que a grafita exibe uma anisotropia cristalina acentuada à medida que o comportamento do material difere nas direções a e c. Essa natureza anisotrópica das estruturas do cristal da grafita se reflete em suas propriedades mecânicas e físicas [20].

Dependendo da composição química, da relação entre o gradiente térmico e a taxa de crescimento, e a taxa de resfriamento, a morfologia da grafita pode variar sua estrutura de solidificação, como ilustrado na figura 8. Basicamente, os ferros fundidos são classificados de acordo com a morfologia das partículas de grafita e se apresentam em três principais formatos: grafita em flocos ou lamelas (FFC), grafita compactada ou vermicular (FFV), grafita nodular ou esferoidal (FFN). Conforme apresenta a figura 9:

Figura 8: Esquema que ilustra os tipos de grafita encontrados nos ferros fundidos. a) grafita lamelar/flocos, b) grafita compactada ou vermicular, c) grafita nodular/esferoidal

Fonte: Adaptado de Davis, 1996 [8].

Figura 9: As três principais morfologias da grafita observadas com ataque profundo: a) Lamelas de grafita (FFC), b) grafita compactada ou vermicular (FFV), c) grafita nodular ou esferoidal (FFN)

Fonte: Löhe, 2005 [21].

2.5 ESTRUTURA DA MATRIZ

Para alcançar o objetivo de fornecer ao material, a microestrutura e as propriedades esperadas pelo tipo de processamento, o metalurgista deve possuir a habilidade de correlacionar estrutura-propriedades para a liga em particular, bem como ter ciência dos fatores que afetam a microestrutura. E os principais fatores são: composição química, taxa de resfriamento, tratamento do líquido fundido e tratamento térmico [8].

Observam-se comportamentos mecânicos distintos entre os dois sólidos eutéticos básicos, a austenita-grafita e a austenita-cementita, tais propriedades como condutividade térmica, resistência, dureza, tenacidade e ductilidade apresentam valores bem diferentes. Porém, a combinação dos dois tipos de sólidos, em quantidades definidas de cada tipo e morfologia, pode fornecer ao material propriedades para ampla utilização na indústria [22].

Basicamente, os microconstituintes mais encontrados nos ferros fundidos são ferrita, cementita e perlita, descritos a seguir [23]:

- **Ferrita** é a fase macia, de baixo carbono, fase alfa do ferro (α), que exibe baixa resistência à tração, mas alta ductilidade. É promovida por grafitizadores como o silício, em baixas taxas de resfriamento;
- **Cementita** ou carbeto eutético, é um composto intermetálico duro e quebradiço de ferro e carbono. Sua formação é favorecida em áreas de fundição onde ocorre um resfriamento rápido, como em seções finas, nos cantos e ao longo da superfície da fundição. Ferros fundidos com valores baixos de carbono equivalente, particularmente aqueles com baixo teor de silício, provavelmente contêm cementita.
- **Pearlita** é o produto de transformação eutectoide e no ferro fundido cinzento consiste em placas lamelares de ferrita e cementita. Este microconstituente possui maior dureza e resistência à tração do que a ferrita, mas menor ductilidade. A dureza e resistência à tração da perlita, dependem principalmente do espaçamento das lamelas. Valores mais altos para estas propriedades, são encontrados em perlita com espaçamento interlamelar fino, na qual está associado a taxas de resfriamento mais rápidas ou a adição de elementos de liga.

A tabela 1 compara os valores de resistência à tração, ductilidade e dureza, para essas fases da matriz:

Tabela 1 - Valores de resistência a tração, alongamento e dureza dos microconstituintes básicos da matriz

Microconstituente	Resistência a tração (MPa)	Alongamento %	Dureza (HB)
Ferrita	272-290	61	75
Perlita	862	10	200
Cementita	-	-	550

Fonte: R.W. Heine et al., 1967 [16].

2.6 CLASSIFICAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS

A primeira classificação existente dos ferros fundidos se baseava no aspecto de suas superfícies de fraturas. Deste modo, dois tipos de ferros fundidos eram reconhecidos: o ferro fundido branco, que apresenta uma superfície de fratura branca e cristalina, pois a fratura ocorre ao longo das placas de carbeto de ferro (Fe_3C); e o ferro fundido cinzento que expõe uma superfície de fratura cinza pois a fratura ocorre ao longo dos flocos da grafita [11].

Com a chegada da metalografia e o aumento do conhecimento sobre os ferros fundidos, tornou-se possível, classificar estes materiais com base em suas características microestruturais e assim, aumentou-se a lista de designações [8].

Atualmente, são listados cinco tipos básicos de ferro fundido que são: ferro fundido branco, ferro fundido cinzento, ferro fundido mesclado, ferro fundido nodular (dúctil) e ferro fundido maleável. Para a classificação do ferro fundido manchado, o aspecto da superfície de fratura situa-se entre o ferro fundido cinzento e o branco, com a fratura mostrando as zonas cinzas e brancas. O ferro nodular ou dúctil, é assim chamado por apresentar uma ductilidade significativa em um teste de tração padrão, propriedade não verificada no ferro fundido branco e cinzento. O ferro fundido maleável é inicialmente fundido como branco e depois é "maleabilizado", ou seja, tratamento térmico para fornecer ductilidade a um material extremamente frágil [8].

Duas subdivisões adicionais foram incluídas nestes cinco tipos básicos de ferros fundidos, que são: o ferro fundido grafítico de alta-liga e o ferro fundido vermicular. O primeiro, é usado em aplicações que requerem resistência a corrosão ou a combinação de resistência e resistência a oxidação. São produzidos com tanto com flocos de grafita quanto com esferas de grafita. O ferro fundido vermicular é caracterizado pelo fato da grafita ser interconectada pelas células eutéticas, como no ferro fundido cinzento. Por comparação, a grafita do vermicular é mais grossa e mais arredondada do que as grafitas do cinzento. A figura 10 apresenta a classificação dos ferros fundidos por aplicação e suas microestruturas [11]:

Figura 10: Classificação dos ferros fundidos

Fonte: Adaptado de Davis, 1996 [8].

2.7 FERRO FUNDIDO CINZENTO OU LAMELAR (FFC)

No ferro fundido cinzento, a grafita cresce predominantemente na direção *a*, de acordo com a figura 7. Deste modo, os planos basais são orientados paralelamente às lamelas de grafita [8]. As características da morfologia da grafita afetam diretamente as propriedades do material [13]. As grandes lamelas de grafita com pontas agudas, como mostrado na figura 11, por um lado, propiciam boa condutividade térmica, por outro, são responsáveis pela baixa tenacidade do ferro fundido cinzento, principal desvantagem do ponto de vista mecânico. De fato, quando solicitadas de moto trativo, as pontas agudas das lamelas de grafita atuam como concentradores

de tensão, promovendo o início de microtrincas e consequente propagação. Porém, quando solicitadas em compressão, o material resiste cerca de três a quatro vezes do que em tração [13]. Isto é porque as características das lamelas de grafita, são menos afetadas na compressão do que na tração. A estrutura da matriz é o fator determinante na resistência à compressão, um aumento considerável da força está associado a uma mudança de ferrita para perlita e de perlita para martensita. Devido a sua microestrutura heterogênea, o ferro fundido cinzento exibe um comportamento elástico não linear por causa da formação de múltiplas microtrincas nas pontas das lamelas, mesmo em baixas tensões trativas, causando a delaminação da grafita da matriz metálica [8, 24, 19].

A excelente usinabilidade do FFC em comparação com outros materiais ferrosos é atribuída à presença das lamelas de grafita, que atuam como quebra-cavacos e servem para lubrificar a ferramenta de corte. Outra característica proporcionada pela morfologia e distribuição da grafita na matriz, é a excelente capacidade de amortecimento, absorvendo vibrações e dissipando-as em forma de calor, que torna o FFC ideal para aplicações como bases e suportes de máquinas, blocos de cilindros e componentes de freio [25].

As propriedades físicas e mecânicas podem ser melhoradas, modificando as características da grafita e matriz, que possibilita mais versatilidade ao material. A combinação das propriedades térmicas e mecânicas, possibilita que o FFC seja selecionado para aplicações mais críticas, como componentes automotivos e partes para processamento em fornos [11].

Figura 11: Estrutura da lamela da grafita do Ferro fundido cinzento

Fonte: Adaptado de Guesser, 2009 [30].

2.8 FERRO FUNDIDO COMPACTADO OU VERMICULAR (FFV)

O desenvolvimento dos ferros fundidos vermiculares, foi bem mais recente que os outros membros desta família, cinzento e nodular. O FFV, foi o resultado de um processamento de fundição no passado, com níveis insuficientes de inoculantes (magnésio ou cério), na qual, o verdadeiro desejo era o de produzir o ferro fundido nodular [26]. Apenas no início dos anos 60, que as atenções se voltaram para este material com propriedades distintas. Desde então, houve grande incentivo para o desenvolvimento de técnicas de produção do FFV e aplicações de produto, resultando em um material estabelecido com sucesso pela indústria de fundição [27, 28].

A produção dos ferros fundidos vermiculares é obtida da mesma maneira que o dúctil ou nodular, sendo necessária, a utilização de alguns elementos de tratamento, que incluem: magnésio, terras raras (cério, lantânio e outros mais), cálcio, titânio e alumínio. O principal fator que difere o ferro fundido vermicular do nodular, é em relação a porcentagem de magnésio inserida no processamento do líquido fundido, que é menor, e geralmente entre 0,013 – 0,025 % [29]. Essa quantidade de magnésio é suficiente para garantir que nenhuma lamela de grafita seja formada e também, a nodularidade não seja completa, como mostrado na figura 12. Todos esses fatores fazem com que o processamento do FFV seja mais complexo que outros tipos de ferros fundidos. O ferro fundido vermicular, pela norma ASTM A247/19 [55], pode conter até 20% de nodularidade [8].

Figura 12: Influência da porcentagem de magnésio residual sobre a morfologia da grafita

Fonte: Nechtelberger; Nesselrode; Nakayasu [29].

O FFV apresenta partículas de grafita com formato intermediário entre nódulos e lamelas. As grafitas são alongadas e orientadas aleatoriamente durante a solidificação, análogo as lamelas de grafita do ferro fundido cinzento. Porém, no caso FFV, as partículas são mais curtas, mais espessas e suas extremidades são arredondadas. O nome ferro fundido “vermicular” é utilizado pois a aparência das partículas de grafitas vistas em duas dimensões, tem o aspecto de um verme, como mostrado na figura 13.

A morfologia desta grafita vermicular, fornece propriedades mecânicas e térmicas diferentes dos ferros fundidos lamelar e nodular. O FFV pode ser substituto, nos casos em que a resistência mecânica do FFC se tornou insuficiente e também, quando as propriedades térmicas do FFN não são favoráveis para a aplicação. Exemplos de aplicações típicas são: placas de fixação para grandes motores diesel, caixas de câmbio, volantes, garfos de conexão, suportes de rolamentos, rodas dentadas e engrenagens excêntricas [29].

Pelo fato da condutividade térmica ser maior no FFV do que FFN, o ferro fundido vermicular é preferido em aplicações em temperaturas elevadas e/ou sob condições de fadiga térmica. Os componentes automotivos se inserem neste cenário sob ambas as condições, por isso o FFV é amplamente utilizado pela indústria automotiva pela combinação de suas propriedades, mecânica e térmica. Algumas das principais aplicações no contexto automotivo, são: cárteres, cabeçotes e blocos de motores, discos de freios, coletores de escape e turbo-compressores [29].

Figura 13: Aspecto da grafita do ferro fundido vermicular

Fonte: Adaptado de Dawson, S., 2009 [51]

2.9 PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS DOS FERROS FUNDIDOS EM ALTAS TEMPERATURAS

As propriedades dos ferros fundidos podem sofrer grandes alterações pela variação do balanço percentual entre o carbono e o silício, juntamente, com a adição de vários elementos metálicos ligantes tais como o molibdênio (Mo), cobre (Cu), cromo (Cr), boro (B), nióbio (Nb), titânio (Ti), entre outros. A composição química, o tratamento do líquido fundido, a taxa de resfriamento durante a solidificação e tratamentos térmicos, são os principais fatores que influenciam na formação da microestrutura. O propósito dos vários tipos de processamentos metalúrgicos existentes para obtenção dos ferros fundidos, é o de manipular o tipo, a quantidade e a morfologia da grafita e estrutura da matriz, de modo a alcançar as desejadas propriedades térmicas e mecânicas [8]. As relações entre a morfologia da grafita com as propriedades mecânicas e térmicas são apresentadas esquematicamente na figura 14:

Figura 14: Variações das propriedades mecânicas e térmicas em função da morfologia da grafita

Fonte: Adaptado de Rundman, 2003 [15].

A combinação entre resistência mecânica e condutividade térmica é um requisito necessário para componentes que atuam sob condições termomecânicas severas, e como nota-se no esquema da figura 14, essas propriedades são balanceadas nos três principais tipos de ferros fundidos, uma alta resistência é acompanhada por uma baixa condutividade térmica e assim, uma alta condutividade térmica é acompanhada com uma baixa resistência mecânica [15]. Com a variação da morfologia da grafita, iniciando por partículas lamelares do FFC e se

tornando-se mais redondas e espessas no FFV até chegar no FFN, a resistência e a rigidez aumentam simultaneamente com a redução da condutividade térmica e capacidade de amortecimento de vibração [15]. O FFV tem melhores propriedades mecânicas em relação ao FFC e boa condutividade térmica, porém o FFC tem taxas de condutividade térmica maiores. Dessa forma, pela combinação das propriedades, o FFV é o material que mais se adequa a aplicações que envolvam condições de carregamentos termomecânicos mais severos. Uma amostra desta aplicação, são os componentes de motor, especialmente nos blocos de cilindros e cabeçotes, o FFV é o material mais utilizado para a fabricação.

Com o aumento de temperatura, as propriedades mecânicas e térmicas dos ferros fundidos deterioram-se por conta de múltiplos mecanismos de dano ao material, como oxidação, escorregamento das discordâncias e crescimento de trincas por deformações localizadas. Por estes motivos, impede aplicações em temperaturas mais altas, tais como os blocos de motores, na qual a temperatura máxima obtida durante operação fica em torno de 450°C. O FFC e o FFV apresentam grande deterioração das propriedades trativas em temperaturas elevadas, devido a interconectividade de suas partículas de grafita, que consequentemente, aumentam as taxas de oxidação e propagação de trinca em comparação com o FFN [34]. Por outro lado, enquanto o ferro fundido trabalha na faixa de temperatura de estabilidade microestrutural, a interconectividade das partículas de grafita, desempenha um importante papel na vida útil do material sob fadiga termomecânica, essa conexão é responsável pela condutividade térmica, que quanto maior, menor o gradiente térmico no material e portanto, menor as tensões geradas termicamente e assim, maior a vida útil do componente. Fatores como, morfologia da grafita, microestrutura da matriz, adição de elementos ligantes e temperatura influenciam a condutividade térmica, porém, destes fatores, o formato da grafita é preponderante [1, 33, 35].

Em relação a estrutura da grafita, a condutividade térmica é alta em direção paralela ao plano basal e deste modo, é fase de máxima condutividade térmica. Este é o caso do ferro fundido cinzento, como mostrado na figura 15, que compara os ferros fundidos com um aço com matriz de mesma composição química, que usualmente tem maior condutividade térmica do que os ferros fundidos, por apresentarem menor quantidade de elementos de liga dissolvidos na microestrutura, em particular de silício [36].

A condutividade térmica do FFV é próxima do FFC, porém consideravelmente maior do que o FFN. O aumento do carbono equivalente resulta em maior condutividade térmica tanto para o FFC tanto para o FFV [1].

Figura 15: Mecanismo de condução do calor em diferentes microestruturas

Fonte: Adaptado de Hasse, 1996.

Os ferros fundidos expostos a altas temperaturas recebem adições de elementos de liga que aumentam a resistência mecânica nesta condição. O molibdênio, em especial, é um elemento muito recomendado para o aumento efetivo da resistência mecânica dos ferros fundidos a quente, tanto de matriz ferrítica como perlítica [34]. Experimentalmente, foi demonstrada a efetividade da adição de molibdênio no FFC e FFV, em relação ao ciclo de vida até a falha, como mostrado na figura 16. O método utilizado foi por fadiga térmica com total restrição, na qual, a amostra é submetida a ciclos térmicos entre 100 e 540°C e disposta entre duas placas com posições fixas, sem deslocamento. Durante a ciclagem térmica, tensões compressivas são desenvolvidas sob aquecimento e tensões trativas desenvolvidas no resfriamento. Ao longo da ciclagem térmica, a amostra vai acumulando danos gerados pelos carregamentos da fadiga térmica até o momento que ocorre a falha.

Figura 16: Resultados dos testes de fadiga térmica, com o número ciclos até a falha em relação a porcentagem de molibdênio adicionado nos ferros fundidos, cinzentos e vermicular

Fonte: Adaptado de Y. J. Park, 1985.

2.10 FADIGA DE BAIXO-CICLO

O fenômeno da fadiga nos materiais, é um campo de pesquisa muito importante da engenharia e ciências dos materiais. Sabe-se que este fenômeno, é responsável por pelo menos 90% de todas as falhas de componentes mecânicos em serviço. Fadiga é considerada como o resultado de um carregamento cíclico no material, com uma determinada frequência e que mostra uma taxa de propagação de trinca gradual como resposta até a falha a final. Na maioria das vezes, a fadiga não é puramente mecânica e ocorre simultaneamente em aplicações que envolvem gradientes de temperatura e comportamento dependente do tempo de exposição em alta temperatura [43].

No geral, dependendo dos níveis de tensão e deformação envolvidos, existem três tipos de fadiga comumente reconhecidos: fadiga de alto ciclo (FAC), fadiga de baixo ciclo (FBC) e fadiga termomecânica (FTM). FAC é associada a níveis de tensão que não excedam o limite de deformação elástica do material, resultando em um elevado número de ciclos para falhar ($N > 10^5$) [43]. FBC e FTM são descritos nos textos a frente.

A fadiga por controle de deformação ou fadiga de baixo ciclo, é muito útil para o *design* de produtos industriais, sendo importante para estudos de casos, em componentes ou partes de componentes, submetidos a deformações plásticas induzidas por ciclos, mecânicos ou térmicos,

que falham relativamente com poucos ciclos (ou seja, aproximadamente $N < 10^5$). As informações obtidas com no ensaio de fadiga por deformação controlada são parâmetros importantes para a definição de critérios de projeto e segurança dos componentes em relação a falha por fadiga. Os resultados do ensaio de fadiga de baixo-ciclo, também são diretrizes para a áreas de pesquisa e desenvolvimento de materiais, no controle de qualidade e processos, performance de produto e análise de falhas [38].

A abordagem utilizada na fadiga por deformação, considera que a deformação plástica pode ocorrer em regiões onde se iniciam as trincas por fadiga, como por exemplo, nas bordas das vigas e em áreas de concentradores de tensão dos materiais. As tensões e deformações em tais regiões, são analisadas e usadas como base para previsão de vida. Este procedimento permite o detalhamento de situações de fadiga, em locais onde o escoamento está envolvido, na qual, frequentemente é o caso de metais dúcteis com vidas relativamente baixas. No entanto, também é aplicável onde há pouca plasticidade e vidas longas, para ser abrangente e que possa ser usada no lugar da fadiga por controle de tensão.

Na maioria das vezes, os testes comuns de fadiga por controle de deformação, utilizam ciclagem com razão de carregamento inverso ($R = -1$) entre os limites de deformação. No início do ensaio, é selecionada uma amplitude de deformação, $\epsilon_a = \Delta\epsilon/2$, e um corpo de prova axial é carregado até que a tensão trativa atinja o valor do limite de deformação superior, $\epsilon_{\max} = +\epsilon_a$. Depois a direção de carregamento é invertida até atingir o valor do limite inferior $\epsilon_{\max} = -\epsilon_a$, e assim por diante, o ensaio continua com a direção de carregamento sendo invertida a cada vez que atingir os limites de deformação impostos, $+\epsilon_a$ e $-\epsilon_a$. A velocidade com que esses limites de deformação são alcançados, durante o ensaio, é determinado pela taxa de deformação ou pela frequência imposta no início de ensaio, que ditará o tempo de ensaio. O comportamento de alguns materiais mais susceptíveis a fluência, são muito afetados quando ensaiado em altas temperaturas. Os metais mais utilizados na engenharia, quando ensaiados em temperatura ambiente, não sofrem efeitos significantes. A ciclagem controlada por deformação é continua até o momento em que ocorre a falha da amostra [39].

As tensões desenvolvidas pelas deformações impostas, podem variar ao longo do ensaio e essa variação, é capaz de definir se o material endurece ou amolece ciclicamente. Se as tensões aumentam, ao longo do ensaio, o material está endurecendo ciclicamente. Se as tensões tendem a diminuir, com o aumento dos ciclos, o material exibe amolecimento cíclico. Esses fenômenos são rapidamente perceptíveis, acontecem nos primeiros ciclos do ensaio e depois o comportamento permanece estável, com pequenas variações. Na figura 17, podemos observar a variação dos níveis de tensão como resposta, durante um teste de controle por deformação

com carregamento reverso ($R = -1$).

Figura 17: Teste por controle de deformação e as duas possíveis tensões de resposta, encruamento ou amolecimento cíclico

Fonte: Adaptado de Dowling, 2012.

A figura 18 mostra um ciclo ideal resultante de ensaio de fadiga por controle de deformação, com limites de deformação definidos e constantes. Após o carregamento atingir os limites de deformação, positivo e negativo, nos primeiros ciclos, a inclinação da histerese é próxima ao módulo elástico, E , similar a um ensaio de tração. Com o aumento dos ciclos, a inclinação da histerese varia, como resposta do acúmulo de deformação plástica na amostra, decorrente da sollicitação mecânica.

Na maioria dos metais de engenharia, os ciclos de histerese estáveis são quase simétricos em relação a tração e compressão. Uma exceção são os ferros fundidos cinzento, que por conta dos flocos de grafita, a resposta é diferente em tração e compressão, gerando um comportamento assimétrico [39].

Figura 18: Ciclo de histerese tensão - deformação estável

Fonte: Adaptado de Dowling, 2012.

O ciclo de histerese de meia-vida (ciclo médio da vida útil) do ensaio de fadiga por controle de deformação, convencionalmente, é usado para representar a comportamento próximo do estável. Tais ciclos obtidos com amplitudes de deformação diferentes, podem ser plotados em conjunto num único gráfico, conforme é mostrado na figura 19. Ao conectar as tensões máximas e mínimas por uma linha que sai da origem, como O-A-B-C na figura 19, obtemos a curva de tensão-deformação cíclica. Portanto, a curva cíclica de tensão-deformação é a relação entre amplitude de tensão e amplitude carregamento cíclico [39].

Figura 19: Curva cíclica de tensão-deformação pelo modelo de Rmaberg-Osgood

Fonte: Adaptado de Dowling, 2012.

É um procedimento comum, para a grande maioria dos metais de engenharia, a comparação da curva tensão-deformação cíclica com a curva de um ensaio de tração monotônico, com as duas curvas plotadas no mesmo gráfico. Se a curva de tensão-deformação cíclica estiver acima da curva monotônica, é que o material endureceu ciclicamente, se estiver abaixo, ocorreu amolecimento cíclico, conforme observa-se na figura 20:

Figura 20: Curvas tensão-deformação cíclica e monotônica do alumínio 2024 e o aço 4340

Fonte: Adaptado de Dowling, 2013.

A equação (3) constitutiva, comumente, utilizada para representar a curva de tensão-deformação cíclica é a equação de Ramberg-Osgood:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{H'} \right)^{1/n'} \quad (\text{Eq. 3})$$

Na relação de Ramberg-Osgood, os termos constituintes são: ε_a , amplitude de deformação; σ , tensão verdadeira; E, modulo elástico; H, parâmetro de resistência a fadiga; n, expoente de encruamento cíclico. Para efeito de comparação, a relação de Ramberg-Osgood é aplicável apenas na curva de tensão-deformação verdadeira.

Os resultados de um teste de fadiga por controle de deformação, são apresentados em forma de gráfico com coordenadas em log-log, que expõe os valores de amplitude de deformação, no eixo Y e os respectivos números de reversos até falhar ($2N_f$), no eixo X, conhecido como curva de deformação-vida. A curva é utilizada para estimar a vida do material, na abordagem por deformação, analogamente a curva de tensão por vida [39].

A amplitude de deformação pode ser dividida entre a parte elástica e a plástica, como apresenta a equação abaixo:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ea} + \varepsilon_{pa} \quad (\text{Eq. 4})$$

Em que a amplitude de deformação elástica é a relação entre a amplitude de tensão pelo módulo de elasticidade (E), $\varepsilon_{ea} = \sigma_a / E$. A amplitude de deformação plástica, ε_{pa} , é a medida da metade da largura do ciclo de histerese tensão-deformação.

Além da amplitude de deformação, ε_a , os gráficos de amplitude de deformação plástica, ε_{pa} , e a amplitude de deformação elástica, ε_{ea} , também podem ser plotados separadamente em função da vida, N_f , de acordo com suas respectivas equações constitutivas.

A amplitude de deformação elástica, pode ser interpretada pela equação de Basquin, a qual demonstra que a relação tensão-vida pode ser linearizada usando coordenadas bilogarítmicas, como mostra a figura 21.

Equação de Basquin:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (\text{Eq. 5})$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (\text{Eq. 6})$$

Onde σ_a é a amplitude de tensão real cíclica, σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga, $2N_f$ é o número de reversos e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin, $\Delta\varepsilon$ é a deformação elástica aplicada e E é o módulo de elasticidade.

Os valores σ'_f , e b, são propriedades de fadiga dos materiais. O valor do expoente b, convencionalmente, varia entre -0.05 e -0.12, e para muitos metais, o valor da constante σ'_f é aproximadamente igual à tensão real na fratura, determinada no ensaio de tração.

Figura 21: Tensão verdadeira em função do número de reversos em escala bilogarítmica

Fonte: Adaptado de Dieter, 1981 [43].

Na década de 1950, uma equação desenvolvida por Coffin e Mason, foi proposta afim de relacionar a amplitude de deformação plástica real com o número de reversos, utilizando uma função exponencial, também é uma relação linear em escala bilogarítmica, como apresentada na figura 22.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f \frac{\sigma_a}{E} (2N)^c \quad (\text{Eq. 7})$$

Onde $\Delta \varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica, ε'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

Figura 22: Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica

Fonte: Adaptado de Dieter, 1981 [43].

Os valores da constante ε'_f , e do expoente c , são também, propriedades de fadiga dos materiais. A constante, ε'_f , para muitos metais de engenharia, é aproximadamente igual à deformação real na fratura, obtida no ensaio de tração. A equação de Coffin-Manson, pode ser aplicada para carregamento totalmente reverso independente se o ensaio for realizado com controle de deformação ou de força.

Combinando as equações de Basquin e Coffin-Manson, Morrow demonstrou que a somatória das componentes elástica e plástica, tem relação entre a amplitude de deformação total e a vida do material, como mostra a figura 23, ilustrando esquematicamente a curva de amplitude de deformação total em função do número de reversos.

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{Eq. 8})$$

Figura 23: Amplitude da deformação em função do número de reversos em escala bilogarítmica

Fonte: Adaptado de Dieter, 1981 [43].

É comum, utilizar fadiga de baixo ciclo, para se referir também a fadiga isotérmica, fadiga térmica ou fadiga termomecânica. O fenômeno da fadiga de baixo ciclo pode ser caracterizado de duas maneiras: (1) ciclagem de altas deformações quando a variação de deformação inelástica no ciclo excede a deformação elástica e (2) deformações inelásticas de tais magnitudes se espalham através da microestrutura uniformemente. Em altas temperaturas, o dano de fadiga é originado por deformações inelásticas irreparáveis. No caso de baixo ciclos, o dano é gerado no material com um pequeno número de ciclos. Fadiga termomecânica é considerada uma derivação da fadiga de baixo ciclo, que como exemplo, os cabeçotes dos motores que são submetidos a altos gradientes térmicos entre a operação e o desligamento do componente [40].

2.11 FADIGA ISOTÉRMICA

O ensaio de fadiga isotérmica consiste na imposição de uma deformação mecânica em temperatura constante. Este tipo de ensaio tem sido amplamente utilizado desde a década de 70, após o advento dos equipamentos servo-hidráulicos, capazes de realizar carregamentos cíclicos em frequências variadas. Tem como principal vantagem, a simplicidade de execução e o baixo custo quando comparado aos ensaios anisotérmicos, sendo que os resultados para diversos

materiais podem ser encontrados na literatura. Entretanto, nem sempre são adequados para representar o fenômeno de fadiga anisotérmica, já que não consideram as eventuais modificações microestruturais que podem ocorrer com a variação da temperatura nos componentes reais [41].

Muitos componentes mecânicos e estruturais confeccionados para aplicação nos setores aeroespacial, nuclear, automobilístico, petrolífero, em inúmeras vezes, desempenham atividades em condições severas de temperatura e pressão, como mostra a tabela 2. O gradiente térmico assim induzido no interior destes componentes, pode provocar a ocorrência de tensões internas e uma certa quantidade de microdeformações plásticas, podendo nuclear e propagar trincas pelo processo de fadiga de baixo ciclo [42].

Tabela 2: Componentes utilizados em temperaturas elevadas

Componente	Material	Temperatura máxima
Lingoteiras	Aços fundidos	>800°C
Cilindros de laminação	Aços fundidos/forjados	500–900°C
Turbinas a gás		
Carcaça do compressor	Aços inoxidáveis	400°C
Discos do compressor	Superligas Ni	400°C
Câmara de combustão	Superligas Ni	>500°C
Discos da turbina	Superligas Ni	<700°C
Palhetas da turbina	Superligas Ni	900–1100°C
Componentes automotivos		
Cabeçote do motor	Ligas de Al	< 350 °C
Cabeçote de motor diesel	FFV e FFC	<450°C
Discos de freios	FFC	< 900 °C
Sistema de Exaustão	FFC e FFV	< 350 °C

Fonte: Adaptado de Angeloni, 2011 [40].

Um fator muito importante que deve ser levado em consideração, é o tempo de exposição do material a altas temperaturas, pois essa variável exerce influência direta na resistência mecânica dos metais, na qual tende a diminuir com o aumento da temperatura. Em temperatura ambiente, as propriedades mecânicas da maioria dos metais de engenharia são, para fins práticos, independentes do tempo. No entanto, em temperaturas elevadas, a resistência torna-se muito dependente tanto da taxa de deformação como do tempo de exposição. Sob estas condições, vários metais se comportam em muitos aspectos como materiais viscoplásticos. Um metal submetido a uma carga trativa constante, a uma temperatura elevada, irá fluir e

experimental um aumento de comprimento que depende do tempo [40].

Quando o material está submetido a condições de amplitude de deformação e temperatura elevada, a interação fadiga-fluência torna-se predominante na ocorrência de danos microestruturais por fluência. A nucleação de trincas por fadiga é um fenômeno basicamente superficial. Em contraposição, o dano por fluência, se manifesta tanto na superfície quanto no interior do material. Desta forma, o fenômeno de fluência pode influenciar tanto a iniciação quanto o crescimento da trinca [44]. O dano por fluência se manifesta pela nucleação de cavidades nos contornos de grãos devido ao coalescimento de vacâncias, empilhamento de discordâncias e deslizamento de contornos de grãos [45].

A dependência entre propriedades mecânicas com o tempo de exposição em temperaturas elevadas, varia de material para material e para faixas de temperatura diferentes. Para compensar este fato, a temperatura é muitas vezes expressa como uma temperatura homóloga, isto é, a razão entre a temperatura do ensaio e a temperatura de fusão do metal em questão, ambas em escala absoluta (Kelvin). De uma maneira geral, a fluência é relevante na engenharia, a partir de uma temperatura homóloga superior a 0,5. Outra consideração importante é a interação do metal com o meio ambiente, ou seja, a oxidação do metal [43].

Nos ferros fundidos, o comportamento em comparação aos outros metais de engenharia é bastante distinto quanto a relação à oxidação, pois a morfologia da grafita representa um canal de acesso do oxigênio do ar para o interior da microestrutura. Deste modo, diferentes morfologias de grafita resultam em diferentes processos e velocidades de oxidação. A oxidação acarreta na formação de uma camada de óxidos, aumentando o peso e as dimensões do componente [30].

Nos ferros fundidos cinzentos, pode ocorrer oxidação interna devido ao tipo de grafita presente em sua microestrutura. O oxigênio e alguns gases oxidados, conseguem acessar o interior do componente atreves da interface grafita/matriz. Com isso, a oxidação é rápida nos ferros fundidos cinzentos, por conta da conexão entre as células eutéticas [30].

Ferros fundidos nodulares e vermiculares, não apresentam o problema de oxidação interna, por conta da morfologia da grafita e de alguns elementos adicionados em maior porcentagem do que nos ferros fundidos cinzentos, na etapa de processamento. O maior teor de silício presentes nos ferros fundidos nodulares e vermiculares, aumentam a resistência a oxidação, resultando em uma camada oxidada aderente e densa [46,47].

2.12 FADIGA TERMOMECÂNICA FORA-DE-FASE E OS EFEITOS NOS COMPONENTES DO MOTOR

Os engenheiros projetistas de máquinas, veículos e estruturas, estão cada vez mais pressionados a atingir níveis exigentes de desempenho, economia e ao mesmo tempo, garantir que o item seja seguro e durável. Para garantir desempenho, segurança e durabilidade, é necessário evitar excesso de deformação, isto é, flexão, torção ou alongamento dos componentes da máquina, veículo ou estrutura. Além disso, trincas nos componentes devem ser totalmente evitadas ou estritamente limitada, para que não avancem ao ponto de fratura completa do componente [39].

Muitos componentes estão sujeitos a uma variedade de carregamentos térmicos e termomecânicos em diversas aplicações. Se as tensões em um componente se desenvolverem em ciclo térmico sem carga externa, o termo utilizado é fadiga térmica (FT). Este processo pode ser causado por gradientes de temperatura abruptos em um componente ou através de uma secção, e pode ocorrer perfeitamente em um material isotrópico homogêneo. Por exemplo, quando a superfície é aquecida, é restringida pelo material mais frio abaixo da superfície, e assim, a superfície sofre tensões compressivas. Após resfriamento, a deformação está na direção inversa, e tensões trativas podem se desenvolver. Sob ciclos de aquecimento e resfriamento, a superfície sofrerá danos por FT. Exemplos de FT são encontrados nas rodas de trens, sujeitas a sapatas de freio, que gera gradientes de temperatura e, conseqüentemente, tensões internas [42].

O termo fadiga termomecânica (FTM) descreve fadiga sob variações simultâneas de temperatura e deformação mecânica [41, 48]. A deformação mecânica é definida pela subtração da deformação térmica da deformação total, a qual deve ser uniforme ao longo da amostra. A deformação mecânica surge de restrições externas ou carregamentos aplicados externamente. Por exemplo, se um corpo de prova é mantido entre duas paredes rígidas e submetido a ciclos térmicos (e não é permitido expandir), ele sofre uma deformação mecânica compressiva "externa". Exemplos de FTM podem ser encontrados em vasos de pressão e tubulações; no setor de energia elétrica, onde as estruturas experimentam cargas de pressão e transitórios térmicos com gradientes de temperatura na direção da espessura; e no setor aeronáutico, onde pás e discos de turbina sofrem gradientes de temperatura sobrepostos a tensões devido à rotação. O aumento brusco de temperatura nas superfícies dos cilindros e pistões em motores a combustão automotivos, combinados com as pressões do cilindro também representam FTM [42].

Em relação a fadiga envolvendo altas temperaturas, é necessário fazer uma distinção entre fadiga isotérmica (FI) e fadiga termomecânica (FTM FF), e essa distinção é caracterizada

pela condição de restrição total ou parcial e ciclagem térmica, que ocorre na FTM FF [42]. Quando o componente é aquecido, gradientes térmicos são criados e ocorre dilatação do material. Essa expansão, é geralmente impedida por uma região do material que está resfriada, gerando tensões compressivas. Neste caso, a deformação térmica é convertida em deformação mecânica, que ocasiona danos por FTM FF no componente. Restrição total existe quando toda a deformação térmica é convertida em deformação mecânica [49]. As equações constitutivas durante a condição de FTM são demonstradas abaixo e apresentadas esquematicamente na figura 24.

$$\varepsilon_{total} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{tér} \quad (\text{Eq. 9})$$

Onde, ε_{total} é a medida de deformação do extensômetro, ε_{el} a deformação elástica calculada pela divisão da tensão pelo módulo de elasticidade (σ/E), a deformação térmica $\varepsilon_{tér}$ é calculada por $\alpha\Delta T$, com α sendo o coeficiente de dilatação linear do material e ΔT , a variação de temperatura. A deformação plástica é definida como a subtração das deformações, elástica e térmica, da deformação total, como expressa a equação 10:

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{total} - \varepsilon_{el} - \varepsilon_{tér} \quad (\text{Eq. 10})$$

Figura 24: Equações básicas aplicadas durante o ensaio de FTM

Fonte: Adaptado de Ghodrat, 2013.

A FTM pode acontecer em fase ou fora de fase. A caracterização é feita, avaliando a forma de onda da deformação mecânica / temperatura e assim é classificada de acordo com a relação de fase entre os picos de cada onda. A FTM em fase, significa que o pico de deformação mecânica coincide com a máxima temperatura; FTM fora de fase, significa que o pico de deformação mecânica coincide com a temperatura mínima [42], conforme mostra a figura 25:

Figura 25: Descrição de fadiga termomecânica em fase (a) e fora de fase (b) e seus respectivos ciclos de histerese tensão-deformação como resposta

Fonte: Adaptado de ASTM E 2368, 2017.

Componentes de ferro fundido em motores a combustão, tais como blocos de motor, cabeçotes e exaustores, mostrados esquematicamente na figura 26, são expostos por longos períodos a altas temperaturas e também são submetidos a um grande número de ciclos de aquecimento e resfriamento. Pela complexidade da geometria destes componentes, a ciclagem

térmica pode induzir trincas localizadas no material, devido as tensões desenvolvidas pelo gradiente térmico. No motor a combustão, o fenômeno da FTM é relacionado aos ciclos de ignição-operação-desligamento do motor e não aos ciclos de combustão. Os cabeçotes em especial, apresentam as válvulas de admissão e exaustão em áreas muito próximas entre si, são severamente submetidos a FTM FF, em que a tensão máxima trativa ocorre no mínimo nível de temperatura dos ciclos e vice-versa. A figura 28, mostra a distribuição de temperatura em diferentes tipos de ferros fundidos, na região das válvulas de admissão, A e exaustão, E, para cabeçotes de motores diesel.

Figura 26: Desenho esquemático dos componentes de um motor a combustão

Fonte: Adaptado de Norman, 2018.

A indústria de caminhões, tem desenvolvido novos motores para atender as demandas futuras de maior de potência e baixa emissão. Em contra-partida, estes motores estão sujeitos a temperaturas mais altas e maior pressão de queima. O problema das trincas no cabeçote do motor devido a FTM FF, é bem conhecido para estes motores [1], como mostra a figura 27:

Figura 27: Trinca por FTM FF em um cabeçote de motor diesel, indicada pela seta amarela

Fonte: Cedida pelo Laboratório do Cabeçote, São Carlos/SP.

Figura 28: Distribuição de temperatura para tipos diferentes de ferros fundidos aplicados na confecção de cabeçotes de motor diesel

Fonte: Adaptado de Trampert, 2008.

As diferentes distribuições de temperatura para cada tipo de ferro fundido, FFC, FFV e FFN, resultam das principais e distintas propriedades físicas de cada material, tais como a condutividade térmica e coeficiente térmico de expansão [1]. Nota-se que o aparecimento de trincas, ocorre nas regiões mais críticas termicamente e de secções finas, por exemplo, entre as válvulas de admissão e exaustão, como observado na figura 27.

A FTM abrange vários mecanismos além do "puro" dano por fadiga, incluindo fluência em alta temperatura e oxidação, que contribuem diretamente para a degradação do material. Esses mecanismos diferem, dependendo do cenário deformação-temperatura. Estes mecanismos, são diferentes daqueles previstos pelos testes de fluência (sem reversões) e por testes de oxidação, livre de tensão (ou tensão constante). A degradação microestrutural pode ocorrer na FTM, na forma de: 1) superenvelhecimento, tal como o engrossamento de precipitados ou lamelas; 2) envelhecimento por deformação no caso de sistemas de solutos-endurecidos; 3) precipitação de partículas da segunda fase; e (4) transformação de fase dentro dos limites de temperatura do ciclo. Além disso, variações nas propriedades mecânicas ou nos coeficientes de expansão térmica das partículas constituintes da matriz, resultam em tensões locais e trincas. Esses mecanismos influenciam as características de deformação do material, que inevitavelmente se acoplam aos processos de danos [42]. A figura 29 ilustra alguns desses mecanismos:

Figura 29: Múltiplos mecanismos de dano para o material, ocorridos durante os ciclos de FTM

Fonte: Adaptado de Gomez T., 2010.

A incapacidade de prever danos de FTM por conta do banco de dados de fadiga isotérmica, continua desafiando engenheiros e pesquisadores. Devido à importância da FTM nas aplicações do mundo real, considerável atenção tem sido dedicada ao problema através de workshops e simpósios. No entanto, o banco de dados de pesquisa em FTM é pequeno comparado ao banco de dados FI. Experiências envolvendo FTM permanecem com certa complexidade e a um custo elevado.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O fluxograma apresentado pela figura 30, mostra as principais etapas desenvolvidas para o atendimento do objetivo proposto. O mesmo se encontra dividido em duas fases, um referente a caracterização da microestrutura e a outro referente aos ensaios mecânicos.

Figura 30: Fluxograma das etapas realizadas no trabalho

Fonte: Autor.

3.2 MATERIAIS

Os materiais investigados neste trabalho foram dois tipos de ferros fundidos: um cinzento classe 300 e um vermicular classe 500. Tais ligas foram processadas para serem alternativas de maior resistência perante as ligas que são empregadas atualmente na fabricação de blocos e cabeçotes de motores automotivos, sendo elas, o ferro fundido cinzento classe 250 e o ferro fundido vermicular classe 450.

As amostras foram retiradas diretamente de cabeçotes fundidos conforme especificação e processamentos preconizados pela fundição TUPY S.A, de Joinville, Santa Catarina. A figura 31, por Ghodrat 2013, apresenta as regiões de onde foram retiradas as amostras no cabeçote e em seguida, a figura 32, apresenta o aspecto do material recebido.

Figura 31: Esquema da região onde foram retiradas as amostras no cabeçote

Fonte: Ghodrat, 2013.

Figura 32: Aspecto do material recebido para usinagem dos corpos de prova

Fonte: Autor.

3.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Todos os ensaios de tração, fadiga isotérmica e termomecânica foram realizados no laboratório de propriedades mecânicas do Núcleo de Ensaios de Materiais e Análise de Falhas (NEMAF), situado no departamento de Engenharia de Materiais (SMM), da Escola de Engenharia de São Carlos - USP.

Independentemente do tipo de ensaio os corpos de prova foram usinados segundo a orientação dos desenhos das respectivas normas de cada ensaio. Após a usinagem, os corpos de

prova receberam um acabamento na superfície da secção útil com lixas d'água de granulometria 600, 800, 1000, para amenizar os efeitos de concentração de tensão pela rugosidade superficial.

Nos ensaios realizados a altas temperaturas, como o monitoramento da temperatura no corpo de prova é feito através de pirometria ótica e a emissividade da superfície do metal é prejudicial para a leitura do pirômetro (pois reflete muito), foi aplicada uma camada de tinta preta fosca (resistente até 600°C) na área útil da amostra para facilitar a leitura e o correto controle da temperatura. Na figura 33, observa-se os corpos de prova usinados e preparados para os ensaios em alta temperatura.

Figura 33: Corpos de prova usinados e pintados para os ensaios

Fonte: Autor.

3.4 SISTEMA DE ENSAIOS E SENSORES

3.4.1 Máquina de ensaios

Os ensaios de tração, fadiga isotérmica e termomecânica foram realizados em um equipamento servo-hidráulico da marca MTS modelo 810, capacidade de 250 KN, equipado com um controlador MTS FLEX TEST GT, que possui interface de controle via computador com o software STATION MANAGER. Este sistema de ensaios possui garras especiais de superliga de Ni refrigeradas para a realização de ensaios a alta temperatura, como observado na figura 34 (visão geral da máquina).

3.4.2 Extensômetro para ensaios a alta temperatura

A deformação axial foi medida com um extensômetro para altas temperaturas modelo MTS 632.54F14 (até 1200 °C), com hastes cerâmicas e comprimento útil inicial de 12 mm.

3.4.3 Forno de indução

Para o aquecimento dos corpos de prova, foi utilizado um forno indutivo da marca INDUCTOHEAT (potência de 7,5 KW e frequência de 200 KHz), de alta frequência com bobinas de cobre desenhadas especialmente para aquecer o corpo de prova uniformemente, e permitindo o acoplamento correto das hastes do extensômetro na amostra para medição do alongamento durante os ensaios, conforme observa-se na figura 35 (visão detalhada do cp).

3.4.4 Sensores de temperatura

A temperatura no corpo de prova é monitorada por um pirômetro infravermelho da marca RAYTEK (mod. D9ETXSLTCF1L2, Thermalert SX series). Esse sensor se comunica com o controlador do forno de indução, da marca EURO THERM (modelo 2208e) que interfacea o controle da temperatura pelo computador, via mesmo software de controle da máquina de ensaios. Dois termopares calibrados tipo K (Cromel/Alumel) de contato, foram utilizados para a aferição do gradiente de temperatura na área útil da amostra, desta forma avaliando se o desenho da bobina de indução é satisfatório para manter a temperatura homogênea durante o ensaio, sem exceder $\pm 3^{\circ}\text{C}$.

Figura 34: Visão geral de todos os dispositivos montados para um ensaio de fadiga termomecânica, célula de carga (1), garras refrigeradas (2), bobina de indução (3), espiras de refrigeração (4), sopradores de ar para refrigeração (5), extensômetro para alta temperatura (6), pirômetro (7)

Fonte: Autor.

Figura 35: Visão mais aproximada e detalhada do corpo de prova e os dispositivos acoplados: bobina de refrigeração (1), sopradores de ar para refrigeração (2), extensômetro para alta temperatura (3), pirômetro (4), corpo de prova (5)

Fonte: Autor

3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram executados conforme as normas de materiais metálicos ensaiados em temperaturas ambiente e elevadas, respectivamente ASTM E8M/14 [52] e ASTM E21 [53].

As temperaturas de ensaio foram: 50°, 150°, 250°, 350° e 420°, tempo de encharque de 5 minutos, sendo imediatamente ensaiados a uma taxa de $1,6 \times 10^{-2}$ mm.s⁻¹. Foram ensaiados 03 corpos de prova para cada um dos ferros fundidos em estudo, em cada temperatura, sendo obtidos os valores da tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência, deformação total e módulo elástico (obtido pela tangente a 0,2% de deformação total). A Figura 36 apresenta a geometria e dimensões do corpo de prova confeccionadas conforme orientação da norma técnica ASTM E8M/14.

Figura 36: Geometria e dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de tração

Fonte: ASTM E8M/14 [26].

3.6 ENSAIOS DE FADIGA TERMOMECAÂNICA FORA-DE-FASE (FTM)

A norma ASTM E 2368 [54] corresponde à padronização de ensaios de FTM, com controle de deformação. A temperatura e a deformação são controladas de forma independente. Assim é possível elaborar ciclos de carregamentos térmicos e mecânicos, auxiliando no estudo e desenvolvimento de novos materiais e na performance de componentes (ASTM E 2368, 2017).

O comportamento do material depende, entre outros fatores, da defasagem entre os ciclos $\epsilon(t)$ e $T(t)$, ou, em outras palavras, da forma de ciclo $\epsilon(T)$ escolhida. De fato, através do ensaio de FTM, é possível simular o comportamento de um elemento de volume qualquer de um componente real, desde que se conheça o carregamento termomecânico, $\epsilon(T)$, ao qual o

elemento de volume é submetido durante o funcionamento.

Nos ensaios de FTM, foram executados ciclos térmicos entre 50 e 420 °C, considerando 75, 100 e 110% de restrição para o ferro fundido cinzento classe 300 e 85, 100 e 120% de restrição para o ferro fundido vermicular classe 500, utilizando corpos de prova normatizados conforme figura 38. O critério de falha adotado, foi o decréscimo da tensão em 10% da tensão máxima tratativa. O ciclo térmico aplicado está apresentado na figura 37. A taxa de aquecimento é constante em 13°C/s até atingir a temperatura máxima de 420°, permanecendo por 180 segundos até a etapa de resfriamento que dura 90 segundos, com taxas em média de 7°C/s (420 – 100°C) e 1,1°C/s (100 – 50°C), totalizando um ciclo de 300 segundos no total.

Para realização do ensaio, foi criada uma rotina de programação em blocos sequenciais, com o programa MULTIPURPOSE TESTWARE (MPT), que está incluso no pacote de softwares para controle da máquina servo-hidráulica, desenvolvidos pela empresa MTS. Nesta programação, são inseridos os valores de temperatura mínima e máxima, bem como os valores da taxa de aquecimento e resfriamento. Também são configurados os valores de controle de deformação para a imposição das restrições desejadas. A frequência de aquisição dos sinais, como força (kN), extensômetro (mm), temperatura (°C) e tempo (s), é determinada também antes do início do ensaio. O aspecto da interface do software que controla o ensaio e um gráfico de fadiga termomecânica é apresentado seguir, pela figura 39.

O protocolo criado para o ensaio de FTM Fora-de-Fase consiste em algumas etapas, que são descritas a seguir:

- Após a amostra ser rosqueada nas garras, posiciona-se corretamente o pirômetro de modo que seu foco fique na parte média da área útil.
- Ajuste dos termopares de contato tipo K nas extremidades da área útil, de modo garantir a homogeneidade da temperatura.
- Acoplamento das hastes do extensômetro na área útil da amostra e obtemos o comprimento inicial (L_0).
- Com a máquina em controle de força zero, para garantir que não haja nenhuma solicitação mecânica na amostra por conta da dilatação linear do material, eleva-se a temperatura até 50°C e verifica-se o gradiente térmico na área útil, que não deve exceder $\pm 3^\circ\text{C}$.
- Com a máquina ainda em controle de força zero, eleva-se a temperatura gradativamente, até chegar em 420°C, e novamente, verificasse o gradiente térmico na área útil, que não deve exceder $\pm 3^\circ\text{C}$.

- Após estas verificações, retornamos a temperatura de 50°C para iniciar a verificação do gradiente de temperatura do ciclo térmico em modo dinâmico, como se estivesse durante o ensaio.
- São realizados cinco ciclos térmicos para verificação do gradiente de temperatura na amostra.
- Após essas etapas e se tudo estiver em conformidade, inicia-se o ensaio.

Figura 37: Descrição do ciclo térmico aplicado durante o ensaio de FTM Fora-de-Fase

Fonte: Autor.

O ensaio de fadiga termomecânica é também bastante útil para a identificação dos mecanismos de dano e de fratura de materiais submetidos a solicitações anisotérmicas. A figura 38 apresenta as dimensões e geometria do corpo de prova utilizados para os ensaios de fadiga termomecânica:

Figura 38: Corpo de prova de fadiga termomecânica fora-de-fase, ASTM E606-12 [28]

Fonte: ASTM E606-12 [28].

Figura 39: Interface do MULTIPURPOSE TESTWARE (MPT) para o ensaio de FTM Fora-de-fase

Fonte: Autor.

3.7 ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA (FI)

Os ensaios de fadiga isotérmica foram realizados conforme norma ASTM E606-12. Esta norma cobre a determinação das propriedades de fadiga de materiais nominalmente homogêneos utilizando corpos de prova submetidos a forças uniaxiais. A natureza da fadiga isotérmica por controle de deformação consiste na imposição de uma deformação mecânica variável (ciclos de amplitude constante) em uma temperatura constante (ASTM E606-12). Os ensaios foram realizados também com programação no software MULTIPURPOSE TESTWARE (MPT), conforme figura 39. Dois corpos prova de cada material investigado, foram submetidos a valores de 0,3%, 0,4%, 0,5%, 0,6% e 0,7%, de amplitude de deformação total, onda triangular, razão de carregamento $R=-1$. Para que a taxa de deformação seja a constante para todos os valores de amplitude de deformação total, foi utilizado um fator multiplicador de 0,001mm/s sobre o valor do comprimento inicial do extensômetro (L_0). As temperaturas de ensaio foram de 50° e 420°C para cada material estudado. O critério de falha

adotado, foi o decréscimo da tensão em 10% da tensão máxima trativa. A figura 40 apresenta as dimensões e geometria do corpo de prova utilizados para os ensaios de fadiga termomecânica:

Figura 40: Corpo de prova de fadiga isotérmica, ASTM E606-12

Fonte: ASTM E606-12 [28].

3.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural foi realizada utilizando um microscópio da marca ZEISS modelo LAB. A1 equipado com câmera da marca AXIO modelo ERC5s, software AXIO VISION Rel.4.8., para obtenção de imagens com ampliações de 50, 100, 500 e 1000x, para a análise da morfologia, tamanho das células eutéticas, quantificação percentual de grafita, nodularidade e microconstituintes da matriz. O pós-processamento das imagens e os valores percentuais dos elementos, foram obtidos pelo software ImageJ. Microscopia eletrônica de varredura (microscópio INSPECT F-50 da marca FEI), modo de detecção por elétrons secundários, foi empregada para análise da superfície de fratura e observação do caminho de propagação da trinca. Em ambos os casos, as amostras foram preparadas conforme a norma ASTM E3-11 [71], embutidas em baquelite e posteriormente, lixadas com lixas de grana 220, 320, 400, 600, 1000 e polidas com pasta de alumina de 0,3 μ m. Uma solução de Nital 2% foi utilizada para revelar os microconstituintes da matriz. Exceto amostras para observação da superfície de fratura não foram embutidas. Estes microscópios estão situados nas dependências SMM-EESC/USP.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURA DO MATERIAL

As figuras 41 e 42, apresentam a microestrutura do FFC 300 e do FFV 500, na condição de como recebido e sem ataque, para classificação da morfologia da grafita e análise das microestruturas.

Figura 41: Imagem colorida da microestrutura do FFC 300, obtida em microscopia ótica com ampliação de 100x e imagem em preto e branco, após processamento pelo software ImageJ para quantificação da porcentagem de grafita

Fonte: Autor.

Figura 42: Imagem colorida da microestrutura do FFV 500, obtida em microscopia ótica com ampliação de 100x e imagem em preto e branco, após processamento pelo software ImageJ para quantificação da porcentagem de grafita

Fonte: Autor.

Analisando a microestrutura do FFC 300, na figura 41, observa-se partículas de grafita bem distribuídas na matriz e com veios de forma A-C-B e tipo VII, segundo classificação da norma ASTM A247-19 [55]. A tabela 3 mostra os valores de porcentagem de grafita obtidos

em várias regiões da amostra, resultando em um valor médio de 11,2%. O tamanho médio das células eutéticas após análise em MEV, é de aproximadamente 650um.

No caso do FFV 500, na figura 42, a microestrutura apresenta partículas de grafita classificadas conforme a norma SAE J11887/2002 [56], como do tipo III-IV e com 16% de nodularidade. Os valores de porcentagem de grafita obtidos em vários pontos da amostra deste material, são apresentados na tabela 4, com valor médio 9,6%. O tamanho das células eutéticas observadas em MEV, tem um valor médio de aproximadamente 400 um.

Para as análises quantitativas dos dois materiais, foram obtidas cinco imagens da secção transversal do corpo de prova, sem ataque, com um aumento de 100x em microscópio ótico.

Tabela 3: Resultados da análise quantitativa, da porcentagem de grafita no FFC 300

Img	A	B	C	D	E
%	11,5	10,8	11,8	11,2	10,6
Média	11,2				
DP	0,5				

Fonte: Autor.

Tabela 4: Resultados da análise quantitativa, da porcentagem de grafita no FFV 500

Img	A	B	C	D	E
%	9,6	10,2	9,4	9,8	8,8
Média	9,6				
DP	0,5				

Fonte: Autor.

As figuras 43 e 44, apresentam os microconstituintes das matrizes dos dois materiais estudados, após ataque com uma solução composta de ácido nítrico (2%) e água (98%), conhecida por Nital 2%.

Figura 43: Imagem da microestrutura do FFC 300 com ataque de Nital 2%, obtida com microscopia ótica com ampliação de 50X

Fonte: Autor.

Figura 44: Imagem da microestrutura do FFV 500 com ataque de Nital 2%, obtida com microscopia ótica com ampliação de 50X

Fonte: Autor.

As microestruturas do FFC 300 e do FFV 500, apresentadas pelas figuras 43 e 44, evidenciam a similaridade da espessura interlamelar da perlita em ambos os materiais, constatando-se a presença de uma perlita refinada em 100% da matriz.

A resistência mecânica dos ferros fundidos cinzentos tem forte dependência da grafita

e da matriz. De acordo com Souza Santos & Branco, 1977 [57], a grafita tem baixa resistência mecânica quando solicitada à tração e este quadro se agrava, quanto maior forem as partículas de grafita, diminuindo mais ainda a resistência mecânica do ferro fundido cinzento. A matriz tem papel fundamental para contribuir com o aumento da resistência dos ferros fundidos, isto se, a ferrita for substituída por uma perlita bem refinada (diminuição do espaçamento interlamelar da perlita), em teores crescentes, afirma Guesser, 2009 [30].

Outro fator importante para a seleção dos ferros fundidos para aplicação em componentes sujeitos a carregamentos térmicos e mecânicos é a condutividade térmica. Segundo Hasse, 1996 [36], observa-se que a ferrita tem condutividade térmica maior que a perlita, pois a perlita apresenta cementita em sua composição, um elemento que diminui a condutividade térmica dos ferros fundidos. A adição de elementos de liga nos ferros fundidos também pode ocasionar a diminuição da condutividade térmica, pois influenciam nas quantidades de perlita e ferrita presentes na matriz. Entretanto, o ferro fundido cinzento tem excelente condutividade térmica por conta da morfologia da grafita presente em sua microestrutura. Na tabela 5, observa-se a condutividade térmica dos principais microconstituintes metalográficos da matriz dos ferros fundidos, segundo Stefanescu, 2003 [58]:

Tabela 5: Condutividade térmica dos principais microconstituintes metalográficos dos ferros fundidos

Microconstituente Metalográfico	Condutividade Térmica, $W\ m^{-1}\ ^{\circ}C^{-1}$		
	0-100°C	500°C	1000°C
Ferrita	71-80	42	29
Perlita	50	44	40
Cementita	7 - 8	-	-
Grafita			
Paralela ao plano basal	293 - 419	84 - 126	42 - 63
Perpendicular ao plano basal	84	-	-

Fonte: Adaptado de Stefanescu, 2003 [58].

No caso do ferro fundido vermicular, o efeito de um maior teor percentual de perlita na matriz é similar ao ferro fundido cinzento. A grafita observada pela figura 44, se apresenta na forma de vermes, e contém uma quantidade de grafita nodular, fatores que conferem maior resistência mecânica em relação ao ferro fundido cinzento, porém a condutividade térmica é mais baixa. Mesmo assim, são requisitos que fazem do ferro fundido vermicular, um dos materiais favoritos para aplicação em componentes sujeitos a fadiga termomecânica, segundo

Guesser, 1997 [59].

No FFV 500, observou-se o aparecimento de carbeto de molibdênio intercelulares associados a matriz perlítica, como apresentado pela figura 45. O ferro fundido vermicular pode conter a adição de elementos de liga, sendo usual o uso de Mo e de altos teores de Si, com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas em altas temperaturas.

Figura 45: (a) Aspecto do carbeto de molibdênio (b) Carbeto de molibdênio encontrado no entorno das células eutéticas, indicado pelas setas

(a)

(b)

Fonte: Autor.

Também foi observado o aparecimento de microvazios conhecidos como rechupes, que são defeitos na microestrutura, mostrado na figura 46. Esses defeitos são resultantes da ação de alguns elementos de liga nodulizantes como o Mg e o Ce, durante o processo de solidificação, segundo Guessser 2009 [30]. Não foi constatado que os carbeto de molibdênio e o microvazios são potenciais concentradores de tensão, pois não se observou a nucleação de trincas através destes elementos. Porém a presença de microvazios na matriz diminui a resistência da matriz perante a propagação das trincas, pois há menos microestrutura para travar a frente da trinca, diminuindo a vida em fadiga do material.

Figura 46: Microvazio (rechupe) encontrado na matriz do FFV 500

Fonte: Autor.

4.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO

4.2.1 FFC 300

A figura 47 apresenta curvas de tensão em função da deformação, do FFC 300, que ilustram a média dos resultados obtidos, nos ensaios de tração, nas temperaturas de 50°, 150°, 250°, 350° e 420°. Na tabela 6, são apresentados os valores médios, de tensão máxima de resistência (MPa), tensão limite de escoamento (MPa), módulo elástico (GPa), e alongamento percentual do FFC 300 nas diferentes temperaturas. Os valores das tensões limites de ruptura de todas as amostras foram semelhantes aos valores das tensões máximas respectivos para cada ensaio de tração. Os valores individuais de cada ensaio de tração das amostras do FFC 300 nas respectivas temperaturas, estão apresentados no anexo 1, encontrado no final da dissertação.

Figura 47: Gráficos dos ensaios de tração do FFC 300 em várias temperaturas

Fonte: Autor.

Tabela 6: Valores médios das propriedades mecânicas do FFC 300 nas diferentes temperaturas

Temperatura (°C)	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)	Desvio Padrão []
50°	301 [4,6]	249 [3,0]	108 [2,5]	0,73 [0,1]	
150°	276 [7,3]	216 [1,6]	101 [4,6]	0,8 [0,1]	
250°	279 [5,2]	227 [7,1]	102 [1,7]	0,7 [0,1]	
350°	268 [14,2]	219 [9,2]	98 [2,1]	0,7 [0,1]	
420°	240 [1,8]	202 [5,1]	90 [1,4]	0,7 [0,2]	

Fonte: Autor.

Na figura 48, observamos graficamente, o valor médio das propriedades mecânicas extraídas do FFC 300 para cada temperatura.

Figura 48: (a) Gráfico dos valores médios das tensões máximas, (b) gráfico dos valores médios da tensão limite de escoamento, (c) gráfico dos valores médio do módulo de elasticidade, (d) gráfico dos valores médios da porcentagem de alongamento

Fonte: Autor.

Analisando os gráficos (a) e (b), nota-se uma esperada redução nos parâmetros de resistência mecânica do FFC 300 com o aumento da temperatura, sendo de aproximadamente 20% (considerando as temperaturas de 50 e 420°C).

No gráfico (c), também se observa uma diminuição do valor médio do módulo de elasticidade em função do aumentando da temperatura. Neste caso, a redução foi de aproximadamente 18%. É fato, que o valores médios do modulo de elasticidade dos ferros fundidos, são menores que os dos aços comuns e isso ocorre por conta das partículas de grafita presentes na matriz. Segundo BCIRA Broadsheet, 1984 [60], no caso do ferro fundido cinzento, a grafita presente em forma de lamelas provoca uma descontinuidade na matriz, reduzindo significativamente o módulo de elasticidade.

O gráfico (d) mostra que a porcentagem de alongamento teve uma variação insignificante, permanecendo ao longo dos ensaios, num valor médio de aproximadamente 0,7%. A propriedade do alongamento também é afetada pelo formato lamelar da grafita, que

quanto maior o comprimento, mais contato com outras partículas de grafita, maior a descontinuidade na matriz, criando condições para que uma trinca nucleada durante o esforço de tração, se propague rapidamente entre a interface matriz/grafita até a fratura total do corpo, impedindo assim o alongamento do material.

No aspecto geral, a resistência do FFC 300 nos ensaios de tração, quase não sofre variação no intervalo de 150°C a 350°C de temperatura mas sofre uma queda acentuada em 420°C, comportamento que também é observado no trabalho de Palmer, 1977 [61]. Entretanto, existe a ocorrência de uma anomalia entre as temperaturas de 50° e 250°C, com uma inflexão dos parâmetros de resistência mecânica em 150°C, voltando a cair novamente em 250°C. Este fenômeno tem sido observado nos ferros fundidos cinzentos e vermiculares, mas as razões para a ocorrência dele ainda não são claras. Infere-se que este fenômeno esteja associado a decomposição da cementita da perlita, mas análises microestruturais não detectaram esta alteração, talvez por ela ser muito sutil. De acordo com Rohrig & Wolters, 1970 [62], essa redução pontual na resistência, estaria relacionada a propriedade de expansão térmica dos microconstituintes da matriz, mais especificamente, causada por tensões desenvolvidas pela dilatação da cementita.

4.2.2 FFV 500

As curvas de tensão em função da deformação, do FFV 500, que ilustram a média dos resultados obtidos nos ensaios de tração nas diferentes temperaturas, estão apresentadas na figura 49. Os valores médios, de tensão máxima de resistência (MPa), tensão limite de escoamento (MPa), módulo elástico (GPa), e alongamento percentual do FFV 500 nas respectivas temperaturas, são apresentados na tabela 7. Similar ao comportamento do ferro fundido cinzento, os valores das tensões limites de ruptura de todas as amostras de ferro fundido vermicular, foram semelhantes aos valores das tensões máximas respectivos para cada ensaio de tração. Os valores individuais de cada ensaio de tração das amostras do FFV 500 nas respectivas temperaturas, estão apresentados no anexo 2.

Figura 49: Gráficos dos ensaios de tração do FFV 500 em várias temperaturas

Fonte: Autor.

Tabela 7: Valores médios das propriedades mecânicas do FFV 500 nas diferentes temperaturas

Temperatura (°C)	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)	Desvio Padrão []
50°	566 [43,1]	361 [14,8]	145 [4,1]	3,5 [0,7]	
150°	536 [35,2]	313 [15,3]	134 [5]	3,9 [0,4]	
250°	520 [35,6]	319 [16,9]	137 [4,5]	3,0 [0,3]	
350°	517 [3,5]	320 [8]	130 [4]	3,1 [0,2]	
420°	448 [6,2]	298 [8,3]	133 [1,5]	3,4 [0,2]	

Fonte: Autor.

Na figura 50, observamos graficamente, o valor médio das propriedades mecânicas extraídas do FFV 500 para cada temperatura.

Figura 50: (a) Gráfico dos valores médios das tensões máximas, (b) gráfico dos valores médios da tensão limite de escoamento, (c) gráfico dos valores médio do módulo elástico, (d) gráfico dos valores médios da porcentagem de alongamento

Fonte: Autor.

Analisando os gráficos (a) e (b), nota-se uma redução das propriedades mecânicas do FFV 500 com o aumento da temperatura, que foi de aproximadamente de 21% e 17%, respectivamente.

No gráfico (c), também se observa uma diminuição do valor médio do módulo elástico aumentando-se a temperatura de início até a máxima dos ensaios. A redução no valor do módulo elástico foi de aproximadamente 10%.

O gráfico (d) mostra que a porcentagem de alongamento teve uma variação de 0,9% entre o alongamento mínimo e o máximo, porém permanece ao longo dos ensaios, no valor médio de 3,5%. Para os cálculos das porcentagens de redução das propriedades mecânicas, levou-se em conta a temperatura inicial de ensaio, 50°C e a final, 420°C. Verificando-se os resultados obtidos do FFV 500, observamos um comportamento similar ao ferro fundido cinzento, com pequeno decréscimo na resistência até 350°C e queda acentuada em 420°C. Esse comportamento também é observado no trabalho de Hughes & Powell, 1985 [63].

Comparando os resultados obtidos nos ensaios de tração do FFC 300 e o FFV 500 e sabendo que as porcentagens de grafita, na matriz, tem certa diferença, 11,2% e 9,6% respectivamente, isto torna mais evidente, que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos estão diretamente relacionadas com a matriz e a morfologia, tamanho e distribuição da grafita, como é observado no trabalho de Wolfensberger, 1987 [64]. De acordo com Guessier, 2009 [30], um importante parâmetro da microestrutura dos ferros fundidos vermiculares, é a percentagem de grafita nodular presente. A grafita nodular unida a quantidade de perlita na matriz, são os parâmetros que mais afetam as propriedades mecânicas, como limite de resistência, limite de escoamento e alongamento. Se a matriz do ferro fundido vermicular, é predominantemente perlítica, o aumento da nodularidade tem relação direta com o aumento de ferrita na matriz, pois a tendência é de que os nódulos se apresentem contornados com ferrita. A presença de mais ferrita, nesse caso, contribui para o aumento da resistência mecânica pois diminui a concentração de tensão em torno do nódulo de grafita e cria-se uma região tenaz, atuando como um forte obstáculo para o impedimento do avanço de trincas na matriz, promovendo mais alongamento para o material. Segundo Ziegler, 1984 [34], a adição de molibdênio no processamento do ferro fundido, tanto de matriz ferrítica como perlítica, promove o aumento da tensão limite de escoamento em altas temperaturas e com isso, melhora o desempenho do ferro fundido em condições sujeitas a fadiga térmica.

Pelas figuras 48 e 50, observa-se que independentemente do tipo de grafita, o fenômeno de inflexão acontece nas mesmas temperaturas, entre 50° e 250°C, corroborando as hipóteses de que ele esteja ligado a alterações da matriz perlítica, conforme evidenciado por Rohrig & Wolters, 1970 [62].

4.3 ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA

Os resultados dos ensaios de fadiga em função do número de reversos, 2Nf, para o FFC 300 e o FFV500, em controle de deformação, nas temperaturas constantes de 50° e de 420°, são apresentados graficamente na figura 51. A partir destes resultados observa-se a grande influência da temperatura na vida em fadiga dos dois materiais. Na máxima temperatura (420°C), a tensão limite de escoamento é menor e a tensão resultante do nível de deformação estabelecido, é conseqüentemente menor, para os dois ferros fundidos. Observa-se também o grande aumento na componente de amplitude de deformação plástica, comparativamente àquela observada na temperatura de 50°, gerando maior dano ao material, diminuindo

consideravelmente a vida em fadiga ver figuras 52 a 55. A partir destas figuras, é possível a obtenção das constantes da equação de Coffin e Manson, conforme são apresentadas nas tabelas de 8 a 11, com todos os dados dos ensaios de FI.

Figura 51: Curvas dos ensaios de fadiga isotérmica para FFC 300 e FFV 500

Fonte: Autor.

Figura 52: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 50° para o FFC 300

Fonte: Autor.

Tabela 8: Valores dos ensaios de FI a 50° e constantes da equação de Coffin-Manson para o FFC 300

FFC 300 - 50°C							
% ΔE	CP	2 Nf	ε _{ae}	ε _{ap}	ε _a	S máx*	D.P.*
0,6	1	260	0,0017184	0,001346	0,0030644	189	9
	2	196	0,0015703	0,001504	0,0030743	171	
0,5	1	296	0,0016574	0,000922	0,0025794	182	4
	2	294	0,0015887	0,000991	0,0025797	175	
0,4	1	1000	0,0016162	0,000417	0,0020332	175	18
	2	900	0,0014525	0,000547	0,0019995	139	
0,3	1	6590	0,0013559	0,000133	0,0014889	140	14
	2	4680	0,0010195	0,000413	0,0014325	112	

Equação de Coffin-Manson	σ'f (MPa)	b	ε'f	c
FFC 300 - 50° C	326	-0,098	0,0239	-0,548

Fonte: Autor.

Figura 53: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 420° para o FFC 300

Fonte: Autor.

Tabela 9: Valores dos ensaios de FI a 420° e constantes da equação de Coffin-Manson para o FFC 300

FFC 300 - 420°C							
% ΔE	CP	2 Nf	ϵ_{ae}	ϵ_{ap}	ϵ_a	S máx*	D.P.*
0,6	1	122	0,0014054	0,00164	0,0030454	159	12
	2	194	0,001398	0,001652	0,00305	142	
0,5	1	290	0,0013428	0,001225	0,0025678	148	18
	2	326	0,0011129	0,001464	0,0025769	122	
0,4	1	440	0,0011078	0,000948	0,0020558	120	15
	2	650	0,0012844	0,000743	0,0020274	141	
0,3	1	1200	0,0010866	0,000392	0,0014786	120	1
	2	1700	0,001015	0,000465	0,00148	118	

Equação de Coffin-Manson	$\sigma'f$ (MPa)	b	$\epsilon'f$	c
FFC 300 - 420° C	279	-0,117	0,0362	-0,6

Fonte: Autor.

Na figura 52, observa-se a predominância da componente de amplitude de deformação elástica perante os níveis de deformação aplicados para o FFC 300 em fadiga, na temperatura mínima de ensaio (50°C). Este comportamento se deve ao fato de que, nesta temperatura, as propriedades mecânicas não são alteradas significativamente, tal como o módulo de elasticidade e a tensão limite de escoamento, em comparação com a máxima temperatura de ensaio (420°C). Nesta condição, a morfologia da grafita presente no FFC 300, é o fator preponderante sobre a vida em fadiga. A transição da vida em fadiga acontece em $2N_t = 200$ ciclos. Esta transição indica a dominância de deformações elásticas para vidas $2N_f > 2N_t$, o que sempre acontece neste caso.

Na figura 53, com o aumento da temperatura, nota-se a transição de dominância entre as componentes de amplitude de deformação elástica e plástica, como indicado na figura, $2N_t = 300$. Quando o número de reversos é menor que $2N_t$, a deformação plástica é maior que a deformação elástica e quando o número de reversos é maior, ocorre o contrário. A expressiva redução das propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 420° reflete no aumento da componente de amplitude de deformação plástica, aumentando o dano gerado na interface matriz/grafita, nucleando inúmeras trincas que prontamente coalescem, resultando em uma baixa vida em fadiga.

Figura 54: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 50° para o FFV 500

Fonte: Autor.

Tabela 10: Valores dos ensaios de FI a 50° e constantes da equação de Coffin-Manson para o FFV 500

FFV 500 - 50°C							
% ΔE	CP	2 Nf	ε _{ae}	ε _{ap}	ε _a	S máx*	D.P.*
0,7	1	1864	0,0021729	0,001389	0,0035619	339	5
	2	2254	0,0023215	0,001195	0,0035165	332	
0,6	1	2980	0,0022188	0,000846	0,0030648	314	12
	2	3110	0,0021215	0,000984	0,0031055	331	
0,5	1	6152	0,0020028	0,000482	0,0024848	311	6
	2	7090	0,0020525	0,000466	0,0025185	319	
0,3	1	43684	0,0015472	0,000011	0,0015582	238	8
	2	47080	0,0014985	0,000015	0,0015135	226	

Equação de Coffin-Manson	σ'f (MPa)	b	ε'f	c
FFV 500 - 50° C	880	-0,127	179,17	-1,516

Fonte: Autor.

Figura 55: Amplitudes de deformação elástica e plástica na temperatura de 420° para o FFV 500

Fonte: Autor.

Tabela 11: Valores dos ensaios de FI a 420° e constantes da equação de Coffin-Manson para o FFV 500

FFV 500 - 420°C							
% ΔE	CP	2 Nf	εae	εap	εa	S máx*	D.P.*
0,7	6.1	308	0,0019462	0,001554	0,0035002	304	12
	7.5	292	0,0018086	0,001749	0,0035576	281	
0,6	6.6	684	0,0017417	0,001226	0,0029677	271	1
	6.2	620	0,0017427	0,001224	0,0029667	269	
0,5	7.7	650	0,0016754	0,000836	0,0025114	260	2
	6.5	790	0,0015211	0,000883	0,0024041	264	
0,3	7.8	31300	0,0013907	0,00013	0,0015207	200	2
	7.9	21200	0,001315	0,000268	0,001583	204	

Equação de Coffin-Manson	σ'f (MPa)	b	ε'f	c
FFC 300 - 420° C	395	-0,067	0,0253	-0,486

Fonte: Autor.

As figuras 54 e 55, por comparação, evidenciam o aumento da componente de amplitude de deformação plástica no FFV 500 na temperatura de 420°. As propriedades mecânicas sofreram uma certa redução com o efeito da temperatura, porém, o módulo de elasticidade do FFV 500 reduziu 8% a menos que o FFC 300, para a mesma temperatura, como visto nos resultados dos ensaios de tração. Quanto maior a rigidez, menores serão as deformações plásticas perante os níveis de deformação solicitados e consequentemente, menor o dano gerado, fato comprovado pelos valores apresentados nas tabelas de 8 a 11.

Nas figuras de 56 a 59, são mostradas as histereses de meia vida dos ensaios de FI para cada amplitude de deformação nas duas temperaturas, bem como, as curvas tensão x deformação cíclica obtidas pelo modelo de Ramberg-Osgood para ambas as partes, compressiva e trativa, do ciclo de fadiga, para os dois ferros fundidos analisados. Na tabela 12, são apresentadas as constantes da equação de Ramberg-Osgood utilizados em cada modelo, o parâmetro de resistência a fadiga, H, e o expoente de encruamento cíclico, n.

Figura 56: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFC 300 a 50°C

Fonte: Autor.

Figura 57: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFC 300 a 420°C

Fonte: Auto.

Figura 58: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFV 500 a 50°C

Fonte: Autor.

Figura 59: Histereses de meia vida dos ensaios isotérmicos e curva obtida pelo modelo de Ramberg-Osgood, do FFV 500 a 420°C

Fonte: Autor.

Na figura 56 e 57, observa-se pelos valores das amplitudes de tensão das histereses de meia-vida e pelo modelo de Ramberg-Osgood, que o FFC 300 exibe amolecimento cíclico nas duas temperaturas de ensaio, 50° e 420°C. Nas figuras 58 e 59, no caso do FFV 500, nota-se endurecimento cíclico na temperatura de 50°C e um sutil amolecimento cíclico como resposta das histereses de meia-vida na temperatura de 420°C.

Tabela 12: Constantes da equação de Ramberg-Osgood para o FFC 300 e o FFV 500

Material	Temp. (°C)	Sentido	H	n
FFC300	50°	Tração	302,55	0,0738
		Compressão	1175,8	0,1623
	420°	Tração	614,2	0,2181
		Compressão	890,07	0,175
FFV500	50°	Tração	391,26	0,0241
		Compressão	887,82	0,1199
	420°	Tração	922,92	0,1806
		Compressão	490	0,0715

Fonte: Autor.

4.4 ENSAIOS DE FADIGA TERMOMECAÂNICA FORA-DE-FASE

O gradiente térmico em que os materiais são submetidos durante o ensaio, especificamente, no intervalo de temperatura entre 50° a 420°C, provoca uma certa dilatação térmica no corpo metálico, cujo coeficiente de dilatação $\alpha=15,6 \times 10^{-6}$, e tal dilatação, é a origem dos carregamentos mecânicos, pois os corpos de prova estavam restringidos de dilatar em diferentes níveis. A deformação térmica resultante foi mensurada ser aproximadamente 0,58%, como é apresentada na figura 60. A obtenção desta, foi por meio de uma ciclagem térmica livre de restrição.

Figura 60: Deformação térmica resultante do aquecimento entre 50° a 420°C do FFC 300 e FFV 500

Fonte: Autor.

A figura 61, apresenta as curvas de amplitude de deformação total em função do número de reversos para falhar, do FFC 300 e do FFV 500. Os diferentes valores de amplitude de deformação foram obtidos para diferentes restrições aplicadas ao sistema para cada material, conforme descrito no item 4.6 da metodologia. O critério de falha adotado, foi um decréscimo da tensão em 10% da tensão máxima trativa. No anexo 3, encontram-se as tabelas com todos os valores obtidos das tensões máximas e mínimas, bem como a vida em ciclos até a falha, para cada amostra de FFC 300 e FFV 500, ensaiadas em FTM FF nas diferentes condições de restrição.

Figura 61: Gráfico da amplitude de formação total em função do número de reversos até a falha, do FFC 300 e FFV 500

Fonte: Autor.

Observa-se que independentemente do tipo de ferro fundido, quanto maior o nível de deformação aplicado (maior restrição=120%), menor a vida dos dois materiais, e maiores tensões são desenvolvidas. Em relação ao comportamento das curvas $\Delta\epsilon$ - $2N_f$ dos dois ferros fundidos perante as diferentes condições de restrição impostas durante os ensaios, nota-se claramente que a resistência do FFV 500 é superior a do FFC 300. Esses resultados destacam mais uma vez, que a resistência mecânica dos ferros fundidos está diretamente relacionada com os microconstituintes da matriz, a morfologia, tamanho e distribuição da célula de grafita. Sabendo que as duas matrizes são similares, 100% perlíticas, as características morfológicas da célula de grafita são preponderantes para justificar os resultados. No FFC 300, o formato lamelar das partículas de grafita com extremidades aciculares, fazem desta, potentes concentradores de tensão, nucleando trincas sob solicitação mecânica. A interconectividade das células de grafita, que os torna bons condutores de calor, deteriora a resistência a fadiga, pois simultaneamente aumenta a oxidação da interface matriz/célula e eleva a taxa de propagação da trinca no material, como observado por Ziegler, 1984 [34] e também por Langmayr et al, 2004 [65]. Na maioria das amostras ensaiadas de FFC 300, foi observado quase sempre uma única trinca principal na matriz e pouquíssimas trincas secundárias de tamanho significativo. Este fato, diminui muito a vida útil do material, pois a trinca principal não tem sua energia dividida com outras frentes de trinca, aumentando ainda mais sua taxa de propagação.

Em relação ao FFV 500, o aumento da resistência mecânica e consequentemente, aumento na vida do material, está diretamente ligado a morfologia e refinamento das partículas de grafita presentes em sua matriz. Partículas de grafita mais espessas, com extremidades mais arredondadas, em comparação ao ferro fundido cinzento, dificultam o processo de nucleação de uma trinca na interface matriz/célula e faz com que várias microtrincas sejam formadas na interface matriz/célula de grafita. Estas características, somadas ao fato da redução de tamanho das células eutéticas do FFV 500 e melhor distribuição na matriz sem grande interconectividade entre as células de grafita, propiciadas pelo processamento, são obstáculos que desaceleram a propagação de trincas no material, resultando em um número muito maior de ciclos de vida do que o FFC 300.

A figura 62, mostra a relação tensão-deformação para o primeiro ciclo de histerese e para o ciclo de meia vida, do FFC 300 e do FFV 500, obtidos durante os ensaios de FTM fora-de-fase com restrição de 100%.

Figura 62: Relação tensão-deformação para primeiro ciclo de histerese do e para o ciclo de meia vida, do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b)

Observa-se na figura 62, que no 1º ciclo, no início do ensaio, durante a etapa de aquecimento do ciclo térmico, tensões compressivas são geradas devido a restrição total da deformação, ou como descrito na metodologia, 100% de restrição. Para que a deformação total se mantenha constante, a deformação térmica causada pelo aquecimento de 50° a 420°, proveniente da expansão térmica dos microconstituintes da matriz, é impedida por uma deformação mecânica equivalente de sentido oposto, que conforme figura 60, é de aproximadamente 0,58% ($\Delta T=370^{\circ}\text{C}$), resultando em uma força compressiva imposta sobre o material, como detalhado na representação esquemática da figura 24.

A tensão compressiva gerada é suficiente para atingir a tensão limite de escoamento em compressão, como nota-se nos gráficos dos dois materiais, acarretando deformação plástica em controle de deformação. Ao atingir o pico de temperatura de 420° C, o ciclo térmico entra em um patamar que permanece por um intervalo de tempo, na qual, nota-se que o material exibe relaxação de tensão, indicado por setas na figura 63. Após o patamar, com a etapa de resfriamento do ciclo térmico, tensões trativas são desenvolvidas e novamente a tensão limite de escoamento em tração é atingida, ocorrendo a máxima tensão a 50°C, como mostrado na figura 63.

Figura 63: Gráfico de evolução das tensões em função da temperatura, durante os dois primeiros ciclos do ensaio de FTM FF com restrição de 100%, para amostras do FFC 300 e do FFV 500

Fonte: Autor.

A mínima tensão compressiva de cada ensaio é obtida no primeiro ciclo, com a amostra ainda íntegra, sem acumulação de deformações prévias. De acordo com a figura 63, observa-se diferenças nas tensões mínimas no primeiro ciclo para as amostras do FFC 300 e do FFV 500, respectivamente, com aproximadas tensões compressivas -280 MPa e -337 MPa. Estas diferenças são resultantes da diferença entre a morfologia, tamanho e distribuição das células eutéticas, ou seja, o espaçamento entre as partículas de grafita. Quanto maior o espaçamento, maior quantidade de matriz perlítica existirá entre as células eutéticas, aumentando as propriedades mecânicas, além do fortalecimento no estado sólido pela adição de elementos de liga. Estes são os principais fatores que diferenciam as resistências mecânicas e de FTM do FFV do FFC, que é muito mais nítido no esforço mecânico em tração.

As tensões mínimas compressivas impostas no primeiro ciclo térmico, como mencionado anteriormente, atingem a tensão limite de escoamento, provocando a maior quantidade de deformação plástica (permanente) por ciclo de todo ensaio. Como consequência, como o comprimento é constante (restrição), ocorre o aumento do diâmetro da secção útil. No resfriamento, com a diminuição da temperatura, o metal contrai e como a restrição é fixa surgem tensões trativas que, atingido o escoamento, ocorre certa deformação plástica, menor do que a da parte compressiva devido a tensão de escoamento ser maior (menor temperatura). Com menor deformação plástica trativa, ao iniciar o segundo ciclo de aquecimento, primeiramente a

tensão vai a zero (restituição da deformação elástica) e novo escoamento acontece com uma menor componente plástica, pois o material ficou mais encruado. Motivo este, que impede que a dilatação térmica ao longo do ensaio, desenvolva a quantidade de deformação plástica igual ao do primeiro ciclo, como apresentado na figura 64, que mostra uma redução na deformação plástica cíclica na histerese de meia vida em comparação a histerese inicial, também observado por Ghodrat, 2013 [49] e Ferreira, 2017 [66].

A quantidade de deformação plástica adquirida e o consequente encruamento do material durante a evolução do primeiro ciclo, influenciam o comportamento mecânico em tração no restante do ensaio. Devido a deformação cíclica, observa-se um acréscimo nas tensões máximas trativas, indicando o aumento da resistência do material por endurecimento cíclico. Este fenômeno é notado para ambos os ferros fundidos estudados, porém, é mais acentuado no caso do FFV 500, como observado nas figuras 62 e 65, na histerese de meia vida e com a evolução das tensões durante o ensaio. Este aumento de resistência acontece até o momento em que, o acúmulo ou o tamanho de trincas, leve a ruptura total da amostra. Neste quesito o FFV tem ampla vantagem, pois a morfologia das partículas de grafita, possibilita suportar um número maior de trincas em sua matriz do que FFC.

Figura 64: Histerese da deformação plástica em função da tensão do primeiro ciclo e de meia vida, de amostras do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b), em um ensaio de FTM FF com restrição de 100%

Fonte: Autor.

Figura 65: Evolução das tensões durante o ensaio de FTM FF para uma amostra de FFC 300 com 97 ciclos (a) e uma amostra de FFV 500 com 807 ciclos (b)

Fonte: Autor.

Na figura 64, as amplitudes de deformação plástica extraídas das histereses do 1º ciclo e meia-vida, são para o FFC 300, $\Delta\epsilon_p$ de 0,36% e 0,3%, e para o FFV 500, $\Delta\epsilon_p$ de 0,28% e 0,24%, respectivamente. Observa-se que o dano gerado no primeiro ciclo é maior, em ambos os materiais, pois, como explicado anteriormente, é no início do ensaio que as maiores cargas compressivas são desenvolvidas, gerando a maior fração de dano ao material de todo o ensaio. Nota-se também, que os níveis de amplitude de deformação plástica, são maiores para o FFC 300 do que para o FFV 500. Esta informação, explica o fato do valor médio de ciclos até a falha obtido pelos ensaios de FTM FF do FFC 300, ser tão abaixo do valor médio obtido para o FFV 500, pois, a morfologia e distribuição da grafita presente em cada material, seja o fator responsável por quão prejudicial será o impacto desta energia de dano sobre a matriz perlítica. E como já relatado anteriormente, as lamelas de grafita presentes no ferro fundido cinzento, agem como descontinuidades e potenciais concentradores de tensão, tendendo a nuclear e, por formarem um caminho quase que contínuo, propagar micro trincas com maior facilidade em comparação ao ferro fundido vermicular, motivo pelo qual, a vida entre ambos foi bem diferente, também reportado por Langmayr et al, 2004 [65].

A adição de alguns elementos de liga, especialmente o molibdênio, aumentam a resistência mecânica dos ferros fundidos em altas temperaturas, como observado no trabalho de Ziegler, 1984 [34] e também reportado no trabalho de Park, 1985 [37], que destaca o aumento do número de ciclos até a falha, em um ensaio de fadiga térmica. O FFV 500, recebeu uma certa quantidade percentual de molibdênio durante seu processamento e talvez esta adição, seja a

explicação para níveis menores de amplitude de deformação plástica, em comparação com o FFC 300, já que ambos os materiais apresentam matrizes 100% perlíticas. O molibdênio atua como um elemento fortalecedor da perlita, propiciando menor deformação plástica e maior rigidez da microestrutura e por essa razão, resulte em um aumento nos valores das propriedades mecânicas do material.

4.5 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A partir das análises das superfícies de fratura dos corpos de prova, logo após os ensaios de FI e FTM FF, constatou-se o importante papel que as partículas de grafita desempenham nos processos de nucleação e propagação de trincas, evidenciando a similaridade entre os mecanismos destes processos, no FFC e no FFV. As trincas se iniciam nas extremidades das partículas de grafita, preferencialmente a partir da superfície do corpo de prova, constituindo assim, pontos de maior concentração de tensão e mais propensa a formação de trincas. Uma vez nucleadas, estas avançam preferencialmente, através da interface matriz/grafita e pelo interior de uma célula eutética, pois é o caminho com menor gasto energético. Ao transpassar todo esqueleto de grafita, caso esta não esteja conectada a outra célula de grafita, a trinca é forçada a propagar-se pela a matriz entre células eutéticas próximas, momento em que há o maior gasto energético para a propagação. Por este motivo, a trinca pode mudar de direção, seguindo o caminho mais fácil para alcançar outra célula eutética favoravelmente localizada com relação a direção de carregamento. A partir destes eventos, o processo de união das trincas se desenvolve, até o momento de fratura total da amostra. A figura 66 mostra o caminho percorrido pela trinca, sendo a parte clara a interface entre a matriz e a grafita (observe as marcas tipo escamas deixadas na solidificação da matriz) e a parte escura seria a grafita. A figura 67, registra a presença de trincas na matriz conectando as extremidades das partículas de grafita, sendo a figura 67 (a) exemplo no FFC e no caso da figura 63(b) exemplo no FFV, em um corte longitudinal da área útil da amostra.

Figura 66: Imagem da extremidade de uma lamela de grafita presente no FFC 300

Fonte: Autor.

Figura 67: Trincas nas partículas de grafita do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b), indicadas pelas setas, a partir da superfície das amostras. A obtenção das imagens foi por MEV

Fonte: Autor.

Através da figura 66, pelo nível de detalhamento da imagem, observa-se com nitidez, o quão agudo é a extremidade da lamela de grafita (seta vermelha) e também, comprova-se o fato de que esta estrutura age como uma descontinuidade na matriz do FFC, um “defeito” natural da solidificação deste material, possibilitando com facilidade, a formação e propagação de trincas pela interface grafita/matriz. Na figura 67 (a), de modo majoritário no FFC 300, observam-se trincas nas extremidades das lamelas de grafita, devida a alta concentração de tensão, seja dentro de células eutéticas ou próximas a superfície da amostra. Quanto maior for a rugosidade da superfície do material, mais rapidamente haverá a nucleação de micro trincas. No FFV 500, notam-se trincas formadas nas extremidades e em outros pontos do contorno das partículas, como também é reportado por Norman et al [67].

A distribuição das células eutéticas na matriz do FFC 300, se por um lado, fornece ótima condutividade térmica ao material, por outro, propicia um caminho quase que continuo para uma trinca se propagar, resultando em uma taxa de propagação da trinca mais alta do que no FFV 500. O motivo é a interconectividade das partículas de grafita, que é demonstrada na figura 68, na qual podemos notar, que a trinca tem inúmeras vias para avançar sobre a matriz.

Figura 68: Trinca unindo as partículas de grafita, indicada pelas setas, na matriz do FFC 300

Fonte: Autor.

A oxidação é outro fator muito importante que deve ser monitorado, pois é um mecanismo de degradação do material ativo, quando se trata de FTM em ferros fundidos. As diferentes morfologias de grafita, influenciam a velocidade do processo de oxidação, pois a grafita representa um canal de acesso do oxigênio da superfície para o interior da microestrutura e o FFC, propicia o cenário perfeito para este fenômeno. A deformação plástica imposta a matriz nos primeiros ciclos, provoca decoesões da grafita/matriz e este micro espaço formado na microestrutura, através de trincas nucleadas na superfície da amostra, canaliza o acesso do oxigênio para a frente da trinca. A degradação do material se agrava a cada ciclo, facilitando o surgimento de novas trincas e aumentando a taxa de propagação destas. Na figura 69, observa-se a presença de oxidação na camada superficial da amostra e nas partículas de grafita mais próximas, de uma amostra de FFC 300.

Figura 69: Presença de oxidação na camada superficial da amostra e nas partículas de grafita mais próximas, indicada pelas setas, em uma amostra de FFC 300 ensaiada em FTM FF

Fonte: Autor.

No FFV, a oxidação interna não aparenta alto potencial de degradação do material igual ao FFC, por conta da morfologia da grafita e sua distribuição. Outra vantagem dos vermiculares, é a adição de elementos de liga em maior porcentagem que nos cinzentos, como por exemplo, o silício, que aumenta a resistência a oxidação, formando uma camada aderente protetora no material, como reportado no trabalho de Rohrig et al, 2002 [46]. Pela figura 66, já é possível notar a propagação da trinca entre a lamela de grafita e a matriz do FFC 300 e a figura 70, apresenta mais registros deste fenômeno, para o FFC 300 e para o FFV 500.

Figura 70: Propagação de trinca por entre a grafita e a matriz, em amostras do FFC 300 (a) e do FFV 500 (b, c)

(a)

(b)

Fonte: Autor.

Nas figuras 71 e 72, observa-se a propagação de trincas através das células eutéticas do FFV 500, atravessando o contorno de célula, que representa uma barreira para a propagação da trinca.

Figura 71: Propagação de trinca, indicada pelas setas, atravessando a matriz entre células eutéticas ou também chamado de contorno de célula, região entre linhas, em uma amostra de FFV 500

Fonte: Autor.

Figura 72: Trinca se propagando de uma célula eutética para outra, tendo que atravessar a matriz perlítica revelada (setas amarelas), com aumento de 50x (a) e detalhes da trinca no interior da célula, com aumento de 100x (b), em amostras de FFV 500

(a)

(b)

Fonte: Autor.

A figura 68, demonstra a trinca unindo as partículas de grafita do FFC 300 por inúmeras vias, sem o contorno de célula para reduzir a taxa de propagação, devido a distribuição das células eutéticas na matriz, um dos motivos que contribuem para a diminuição da vida em ciclos

do FFC 300. Já no caso do FFV 500, embora o esqueleto da grafita permita a formação de múltiplas trincas, a propagação destas é mais dificultosa, por conta do formato da grafita, da rugosidade entre a grafita e a matriz e o espaçamento entre as células eutéticas, resultando em uma vida em ciclos, bem maior que o FFC 300. Outro fator que age como um obstáculo para propagação da trinca, é a presença de nódulos no contorno de células do FFV 500, como nota-se nas figuras 71 e 72. Segundo a norma SAE J1887/2002, a porcentagem de nodularidade no FFV pode ser de até 20%.

Ao longo da análise fractográfica das amostras de FFV 500, caracterizadas após ensaios de FI e FTM FF, foi notado uma única diferença no comportamento de propagação das trincas de um ensaio para o outro. Foi observado, que havia mais ramificações da trinca nas amostras ensaiadas em FI do que para o ensaio de FTM FF, conforme mostra a figura 73. Uma possível explicação para tal comportamento, é que o intervalo de tempo que o material é submetido a tração durante o ciclo do ensaio de FTM FF é bem maior que durante o ensaio de FI, assim, transferindo mais energia para a ponta da trinca avançar sem ter que desviar muitas vezes sua direção. As superfícies de fratura de ambos os materiais, não revelaram diferenças entre FI e FTM FF, mantendo o aspecto de fratura frágil, dominada pela presença de grafita, para o FFC 300 e enquanto para o FFV 500, observa-se fratura da matriz, de forma dúctil e ou então como clivagem, conforme mostra a figura 74.

Figura 73: Ramificações da trinca observadas nos ensaios de FI, em uma amostra de FFV 500

(a)

(b)

Fonte: o Autor.

Figura 74: Imagens da superfície de fratura de amostras do FFC 300 (a,b,c,d) e do FFV 500 (e,f,g,h,i), obtidas por MEV, ensaiadas em FTM FF e FI

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

(g)

(h)

(i)

Fonte: Autor.

Em relação ao FFC 300, perante a apresentação das imagens das superfícies de fratura das amostras, pela figura 74, observa-se no item (a), a superfície dominada por grafita e nos itens (b), (c) e (d), com mais detalhes, um modo de fratura essencialmente frágil por clivagem, com predominância de grandes placas de grafita e extensões menores de fratura na matriz. Este aspecto é devido ao esqueleto contínuo de grafita, que tem a mesma estrutura bidimensional da trinca. O desenvolvimento da fratura nos cinzentos é coordenado pela morfologia da grafita, em vez da natureza da matriz. O crescimento de micro trincas não se difere da trinca principal, pois acontecem simultaneamente, como é reportado por Voigt & Holmgren, 1997 [68].

Segundo Guesser, 2009, o processo de fratura é por crescimento instável da trinca, sem a presença de regiões deformadas plasticamente a frente da trinca, por este motivo, que superfície de fratura do FFC exibe um único aspecto. No item (c), nota-se a presença de estrias de fadiga sob a matriz, são marcas dos ciclos de tensão, características de fratura em solicitações por fadiga.

No caso do FFV 500, ao analisar as imagens dos itens (e), (f), (g), (h), (i), verifica-se que a fratura se desenvolve em uma extensão da matriz bem maior que no FFC 300, exibindo pouca quantidade de grafita na superfície de fratura. A propagação de trinca neste material envolve deformação plástica da matriz, devido o contorno de célula ser mais espesso em relação ao FFC 300, exigindo muito mais energia da frente da trinca para avançar. Motivo este, que proporciona a resistência a propagação das trincas, aumentando consideravelmente a vida em ciclos deste material, em comparação com FFC 300. De acordo com Guesser, 2009, esta maior participação da matriz no processo de fratura, faz com que a natureza da matriz tenha papel fundamental, no impedimento ao avanço da trinca. No item (e), nota-se a presença de estrias de fadiga na matriz, fratura que se propaga em meio as partículas de grafita, por conta da concentração de tensão nesta região. Nos itens (f) e (g), observa-se fratura dúctil da perlita e fratura frágil por clivagem, respectivamente. No item (h), a imagem exibe uma região de pura clivagem com estrias de fadiga. No item (i), constatou-se a presença de um micro poro ou como também é chamado, de micro-rechupe, um defeito durante a solidificação devido a ação de alguns elementos de liga nodulizantes como o Mg e o Ce. Segundo Norman et al, 2016 [69], carbeto de molibdênio e micro poros, não são pontos nucleadores de trincas e nem caminhos preferenciais para a propagação destas. Em ambos os materiais estudados neste trabalho, a fratura total ocorre por coalescência das micro trincas distribuídas na matriz.

A partir das análises na matriz do FFV 500, observou-se uma estrutura especial da grafita presente na microestrutura. O formato de “dedos” ou uma extremidade mais espessa e arredondada nos limites da célula eutética, conforma mostra a figura 75, é resultado da

segregação do Mg para a fase líquida durante o crescimento das células eutéticas, atingindo níveis altos suficientes para mudar o formato da extremidade da grafita. Mudança esta, que tende a promover mais resistência ao avanço de trincas e um aumento considerável na vida do material. Informações mais detalhadas podem ser encontradas em Bon et. al., 2019 [70].

Figura 75: Partícula de grafita do FFV 500 com extremidades mais espessas e arredondadas

Fonte: Autor.

5 CONCLUSÕES

- Os resultados dos ensaios de tração mostraram redução nos parâmetros de resistência mecânica com o incremento de temperatura, redução esta, maior para o FFC 300 do que para o FFV 500 (Mo).
- Os resultados de FI mostraram que para altas deformações a temperatura teve pouco efeito na vida da liga FFC300 (veios agudos e interconectados, processo comandado pela pronta decoesão entre matriz e grafita independentemente da temperatura), já no caso da liga FFV500 o oposto é observado (propagação depende da deformação plástica da matriz, maior a temperatura maior a componente plástica e menor a vida). Para menores amplitudes de deformação, o número de ciclos e maior e a oxidação passa a ter maior influência, no caso do FFC300 (células eutéticas interconectadas permite o avanço da oxidação pelas interfaces matriz/grafita acelerando a propagação em alta temperatura). Novamente, o oposto é observado na liga FFV500 e a temperatura tem o efeito reduzido (a vida depende da deformação plástica na matriz).
- No caso da FTM–FF observou-se a superior performance da liga FFV500.
- Comparando-se os ensaios FI e FTM-FF, observa-se na liga FFC 300 que o dano em FTM-FF acontece na parte trativa do ciclo (próximo a temperatura 50°C), enquanto que na liga FFV 500, o dano está relacionado as temperaturas mais elevada (próximo a 420°C com maior redução da resistência mecânica da matriz).
- A diferença de resistência mecânica e de fadiga do FFC 300 para o FFV 500 está relacionada à composição química e às diferenças na morfologia, tamanho e distribuição das células de grafita. No FFV 500, o aumento da resistência mecânica e consequentemente, aumento na vida do material, está diretamente ligado a morfologia e refinamento das células de grafita presentes em sua matriz. Partículas de grafita mais espessas, com extremidades mais arredondadas, dificultam o processo de nucleação e propagação de trincas pela matriz, resultando em uma vida útil muito maior do que o FFC 300.

- Em ambas as ligas, a nucleação de trincas está associada diretamente as partículas de grafita na superfície e estas avançam, preferencialmente não exclusivamente, pela interface matriz/grafita pelo interior das células eutéticas (caminho de menor gasto energético), eventualmente pela matriz entre as células eutéticas (caminho de maior gasto energético).
- A grande interconectividade das células de grafita do FFC 300, é responsável pela baixa vida desta liga, pois fornece um caminho contínuo de baixa energia de propagação. Desde que dado tempo (vidas mais longas), a cinética de propagação é catalisada pela fácil oxidação da interface matriz/grafita e da frente da trinca na matriz. A partir da observação do caminho da trinca nas amostras do FFC 300, foi observado quase sempre uma única trinca principal na matriz e poucas trincas secundárias de tamanho significativo, por conta da interconectividade das células de grafita. Este fato, diminui muito a vida útil do material.
- A partir da análise das fraturas dos corpos de prova da liga FFC 300, foi observada grande quantidade de grafita na superfície, corroborando que a fratura se processa principalmente pelas células eutéticas.
- No FFV 500, observou-se na superfície de fratura das amostras, pouca quantidade de grafita e muitas regiões com deformação plástica da matriz, devido o contorno de célula ser mais espesso em relação ao FFC 300 e exige que a trinca tenha que avançar sobre a matriz para alcançar outra célula eutética. Foi constatado a presença de estrias de fadiga e também, alguns planos de clivagem.
- Foi observado que o dano gerado no primeiro ciclo do ensaio de FTM FF é maior, nos dois materiais analisados neste trabalho, pois, é no início do ensaio que as maiores cargas compressivas são desenvolvidas, gerando a maior fração de dano ao material de todo o ensaio.

- Nos ensaios de FTM FF, notou-se que os níveis de amplitude de deformação plástica, são maiores para o FFC 300 do que para o FFV 500. Esta informação, explica o fato do valor médio da vida em FTM do FFC 300, ser tão abaixo do valor médio obtido para o FFV 500. Isto corrobora com a afirmação de que a morfologia e distribuição da grafita presente em cada material e o fortalecimento por solução sólida causada pelos elementos de liga, são fatores responsáveis pelos aumentos da resistência mecânica à quente e da vida em fadiga. O FFV 500 recebeu uma certa quantidade percentual de molibdênio durante seu processamento e talvez esta adição, seja a explicação para níveis menores de amplitude de deformação plástica, em comparação com o FFC 300, já que ambos os materiais apresentam matrizes 100% perlíticas. O molibdênio atua como um elemento fortalecedor da perlita, propiciando menor deformação plástica e maior rigidez da microestrutura e por essa razão, resulte em um aumento nos valores das propriedades mecânicas do material.

6 PARTICIPAÇÕES E PUBLICAÇÕES

- ❖ Fracture Micromechanisms Evaluation of High-Strength Cast Irons Under Thermomechanical Fatigue Conditions, International Journal of Metalcasting (2019)

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar o efeito da adição de elementos liga sobre os parâmetros resistência mecânica dos ferros fundidos em altas temperaturas.
- Explorar como os elementos de liga adicionados reduzem os múltiplos mecanismos de dano microestrutural dos ferros fundidos, ocorridos durante os ciclos de FTM.

8 REFERÊNCIAS

- [1] TRAMPERT S., GOCMEZ T., PISCHINGER S. 2008 Thermo mechanical fatigue life prediction of cylinder heads in combustion engines. *Int. J. of Gas Turbine and Power*, 2006; 130: 012806-1, p. 931 – 949.
- [2] BUNI, S. Y.; RAMAN, N.; SESHAN, S. The role of graphite morphology and matrix structure on low frequency thermal cycling of cast irons, *Sadhana* 29.1 (2004): 117-127.
- [3] TILMANN, Carlos Antônio da Costa; *Motores de combustão interna e seus sistemas*, 2013.
- [4] GUESSER, W. L., GUEDES, L. C. The new generation of engines and the challenges for the foundry industry. AEA SIMEA, São Paulo, Brasil, 2016.
- [5] NORMAN, Viktor. *Fatigue of Heavy-Vehicle Engine Materials: Experimental Analysis and Life Estimation*. 2018. Tese de Doutorado. Linköping University Electronic Press.
- [6] BIGNONNET, A.; CHARKALUK, E. Thermomechanical fatigue in the automotive industry. In: *European structural integrity society*. Elsevier, 2002. p. 319-330.
- [7] LÖHE, Detlef; BECK, Tilmann; LANG, Karl-Heinz. Important aspects of cyclic deformation, damage and lifetime behaviour in thermomechanical fatigue of engineering alloys. In: *5th International Conference on Low Cycle Fatigue*. 2004. p. 161-175.
- [8] DAVIS, Joseph R. et al. (Ed.). *ASM specialty handbook: cast irons*. ASM international, 1996.
- [9] E. PIWOWARSKY, *Hochwertiges Gusseisen*, 2nd ed., Springer-Verlag, 1958
- [10] *Basic metallurgy of Cast Iron, Properties and Selection: Irons and Steels, Vol 1, Metals Handbook*, 9th ed., American Society for Metals, 1978.
- [11] D. M. STEFANESCU, *Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol 1, ASM Handbook*, ASM International, 1990.
- [12] CAMPBELL, John. *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. Butterworth-Heinemann, 2015.
- [13] C.F. WALTON, T.J. OPAR, *Iron Castings Handbook*, Iron Castings Society, 1981.
- [14] VELICHKO, A. Quantitative 3D characterization of graphite morphologies in cast iron using FIB microstructure tomography, 2008.
- [15] RUNDMAN, K. B.; Cast Irons. *Encyclopedia of Materials. Science and Technology*, p. 1003 - 1010, 2003.
- [16] R.W. HEINE, C.R. Loper, Jr., and P.C. Rosenthal, *Principles of Metal Casting*, 2nd ed., McGraw-Hill, 1967, p 496-497.
- [17] FRAZ, E., Gorney, M., & Lopez, H. F. (2007). *TAFS*, 115, 1–17.

- [18] I. MINKOFF, The Physical Metallurgy of Cast Iron, John Wiley & Sons, 1983
- [19] DURAND-CHARRE M. Microstructure of steels and cast irons, Springer, 2003.
- [20] SHAO S., DAWSON S., LAMPIC M. The Mechanical and Physical Properties of Compacted Graphite Iron, Materialwissenschaft und Werkstofftech, vol .29, p. 397-411, 1998.
- [21] LÖHE, D. Properties of Vermicular Cast Iron at Mechanical and Thermal-Mechanical Loading. 8th. In: Machining Workshop for Powertrain Materials, Darmstadt. 2005.
- [22] R. B. GUNDLACH., D. V. DOANE, Alloy Cast Irons, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol 1, ASM Handbook, ASM International, p. 85-104, 1990.
- [23] G. LAMBERT, Ed., Typical Microstructures of Cast Metals, 2nd ed., The Institute of British Foundrymen, 1966
- [24] CALLISTER W. D. Materials Science and Engineering, An Introduction, Book published by John Wiley & Sons, Inc, 7th edition.
- [25] METAL PROGRESS: Materials & Processing Databook, American Society for Metals, 1985.
- [26] D.M. STEFANESCU, C.R. Loper, Recent Progress in the Compacted/Vermicular Graphite Cast Iron Field, Giesserei-Prax., (No. 5), 1981.
- [27] DAWSON S. Process Control for the production of Compact Graphite Iron, presentation 106th AFS Casting Congress Kansas City, May 2002.
- [28] DAWSON S., SCHROEDER T. Pratical Applications for Compacted Graphite Iron, AFS Trnsactions American Foundry Society, Des Palines IL USA, Paper 04-047(05), 2005.
- [29] E. NECHTELBERGER, H. Pühr, J.B. von Nesselrode, and A. Nakayasu, "Cast Iron with Vermicular/Compacted Graphite--State of the Art Development, Production, Properties, Applications," Paper presented at the International Foundry Congress, Chicago, April 1982.
- [30] GUESSER, WILSON LUIZ. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Editora Blucher, 2009.
- [31] H.W. LOWNIE, Theories of Gray Cast Iron Inoculation, Trans. AFS, Vol 54, 1946, p 837-844.
- [32] B. LUX, Nucleation of Eutectic Graphite in Inoculated Gray Iron by Saltlike Carbides, Mod. Cast., May 1964, p 222-232.
- [33] J. BRIGGS, R.W. Newman, and M.D. Bryant, Control of Inoculation--How Much? What Size? When?, in Proceedings of AFS-CMI Conference, American Foundrymen's Society, Feb 1979.
- [34] ZIEGLER, Karl Robert, and J. F. Wallace. "The Effect of Matrix Structure and Alloying on the Properties of Compacted Graphite Iron." Transactions of the American Foundrymen's Society. 92 (1984): 735-748.

- [35] ASM Metals Handbook, Volume 19, Fatigue and Fracture. Thermal and Thermomechanical Fatigue of Structural Alloys, ASM International, United States of America, 1996; 1313-1402.
- [36] HASSE, STEPHAN. "Duktiles Gusseisen." Schiele & Schön, Berlin (1996): 211-216.
- [37] Y.J. Park, R.B. Gundlach, R.G. Thomas, and J.F. Janowak, Thermal Fatigue Resistance of Gray and Compacted Graphite Irons, Trans. AFS, Vol 93, 1985, p 415.
- [38] ASTM E606-12- American Society for Testing of Materials- Standard Practice for Strain Controlled Thermomechanical Fatigue Testing, , West Conshohocken, PA, 2012.
- [39] DOWLING, NORMAN E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue, quarta edição, Pearson, 2012.
- [40] ANGELONI, MAURICIO. Fatigue life evaluation of A356 aluminum alloy used for engine cylinder head. Diss. 2011.
- [41] COFFIN Jr., L.F. (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal, Transactions of the ASME, nº 53-A76, p 931 - 949.
- [42] SEHITOGLU, H. (1996). Thermal and thermomechanical fatigue of structural alloys, ASM Handbook - Fatigue and Fracture, Ohio, v. 9.
- [43] DIETER, G.E., Metalurgia Mecânica, Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro – RJ, 1981.
- [44] SARABANDA, J.V.L. (1991). Estudo de fadiga sob controle de deformação de duas ligas de alumínio empregadas em pistões de motores diesel. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica – USP, São Paulo.
- [45] WAREING, J. (1983). Mechanisms of high temperature fatigue and creep-fatigue failure in engineering materials. In: FATIGUE AT HIGH TEMPERATURE. Skelton, R.P. ed. Elsevier, London.
- [46] Rohrig, K. Werkstoffe für Abgaskrümmer und Turbolader-gehäuse. *Giesserei-Praxis*, n.4, p. 137-143, 2002.
- [47] Rohrig, K. Niedriglegierte graphitische Gusseisenwerkstoffe - GG, GGV und GGG - Eigenschaften und Anwendung. *Konstruieren + Giessen*, v. 12, n.1, p. 29-47, 1987.
- [48] S. Manson, Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress, Heat Transfer Symp., Univ. Mich. Eng. Res. Inst., Vol 127-38, 1953: see also NACA TN-2933, 1953.
- [49] Ghodrat, Sepideh. "Thermo-mechanical fatigue of compacted graphite iron in diesel engine components." Tese de Doutorado, Delft University of Technology, 2013.
- [50] Gocmez T., Awarke A., Pischinger S. A new low cycle fatigue criterion for isothermal and out-of-phase thermomechanical loading Int. J. Fatigue, 32, 2010; 769-779.
- [51] S. Dawson, "Compacted graphite iron – A material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads" China Foundry, 6 (3) (2009), 241-246.

- [52] ASTM E8/E8M-14: American Society for Testing of Materials - Standard test methods for tension of metallic materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
- [53] STM E21/17: American Society for Testing of Materials - Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [54] ASTM E2368 /17: American Society for Testing of Materials - Standard Practice for Strain Controlled Thermomechanical Fatigue Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [55] ASTM A247/19: American Society for Testing of Materials - Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019.
- [56] SAE J11887/2002 (R2007): Automotive Compacted Graphite Iron Castings. SAE International, 2007.
- [57] SOUZA SANTOS, A.B. & ALBERTIN, E, Ferros fundidos nodulares em secções espessas. V Encontro Regional de Técnicos Industriais, ATIJ-ETT, Joinville, 1977.
- [58] STEFANESCU, D. Physical properties of cast iron, In: Goodrich, G.M. Iron Castings Engineering Handbook. AFS, 2003.
- [59] GUESSER L. W., GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. In: IX Simpósio de Engenharia Automotiva, AEA, São Paulo, 1997.
- [60] BCIRA Broadsheet 232. Young's modulus of elasticity, E- values used in the design of engineering castings, BCIRA, 1984.
- [61] PALMER, K. B. Design with cast irons at high temperatures – 2: tensile, creep and rupture properties. BCIRA Journal, p. 31-50, Report 1251, 1977.
- [62] RÖHRIG, K & WOLTERS, D. Legiertes Gusseisen. Band Giesserei – Verlag CmbH, Dusseldorf, 1970.
- [63] HUGHES, I. C. H. & POWELL, J. Compacted graphite irons: high-quality engineering materials in the cast iron family. BCIRA Journal, p. 626-272, Report 1628, 1985.
- [64] WOLFENSBERGER, S; Uggowitzer, P; Speidel, M O. Ein Beitrag zum Einfluss der Graphitmorphologie auf den Elastizitätsmodul von Gusseisen. Giesserei-Forschung, 1987, v 39, n. 3, p. 123-132.
- [65] LANGMAYR F. ZIEHER, F., Lampic, F. M. “Thermomechanik von Gusseisen für Zylinderköpfe”. MTZ, nº4, 2004, pp. 298-304.
- [66] FERREIRA, M. H. Análise da vida em fadiga termomecânica de ferros fundidos cinzento e vermicular. Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.

- [67] NORMAN, V., Skoglund, P., Moverare, J. "Damage evolution in compacted graphite iron during thermomechanical fatigue testing". Intern. J. of Cast Metals Research, vol 29, nº1-2, 2015, pp 26-33.
- [68] Voigt, R.C. & Holmgren, S.D. Os mecanismos de propagação de trincas em ferros fundidos. Fundição e Serviços, v. 7, n.49, p. 42-56, 1997.
- [69] Norman, V., Skoglund, P., Leidemark, D., Moverare, J. "The effect of superimposed high-cycle fatigue on thermomechanical fatigue in cast iron". Intern. Journal of Fatigue, vol 88, 2016, pp. 121-131.
- [70] BON, D. G., Ferreira, M. H., Bose Filho, W. W., & Guessser, W. L. (2019). Fracture Micromechanisms Evaluation of High-Strength Cast Irons Under Thermomechanical Fatigue Conditions. International Journal of Metalcasting, 1-10.
- [71] ASTM E3-11: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, p 1-12.

ANEXOS

ANEXO 1: Valores das propriedades mecânicas do FFC 300 em cada temperatura.

Tabela 1: Propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 50°C

Material - FFC 300 50°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	296	246	105	0,66
CP2	305	252	108	0,76
CP3	302,1	248	110	0,78
Média	301	249	108	0,73
Dp	4,6	3,0	2,5	0,1

Fonte: Autor.

Tabela 2: Propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 150°C.

Material - FFC 300 150°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	283,1	217	97,5	0,84
CP2	268,5	214,2	98,7	0,78
CP3	276,9	217	106	0,90
Média	276,1	216,1	100,7	0,8
DP	7,3	1,6	4,6	0,1

Fonte: Autor.

Tabela 3: Propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 250°C.

Material - FFC 300 250°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	278,7	234,2	103	0,55
CP2	284,4	225,4	102,7	0,71
CP3	274	220,2	100	0,72
Média	279,0	226,6	102	0,7
DP	5,2	7,1	1,7	0,1

Fonte: Autor.

Tabela 4: Propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 350°C.

Material - FFC 300 350°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	279,4	229,2	96,3	0,72
CP2	272	216,3	100	0,72
CP3	252	211,4	96,4	0,6
Média	267,8	219,0	97,6	0,7
DP	14,2	9,2	2,1	0,1

Fonte: Autor.

Tabela 5: Propriedades mecânicas do FFC 300 na temperatura de 420°C.

Material - FFC 300 420°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	241,5	199,2	90	0,74
CP2	238	208	89	0,46
CP3	239,4	199,2	91,7	0,8
Média	239,6	202,1	90,2	0,7
DP	1,8	5,1	1,4	0,2

Fonte: Autor.

ANEXO 2: Valores das propriedades mecânicas do FFV 500 em cada temperatura.**Tabela 1:** Propriedades mecânicas do FFV 500 na temperatura de 50°C

Material - FFV 500 50°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	524,9	354	140,4	2,7
CP2	610,9	378	147,5	4,1
CP3	561,8	351	147,6	3,6
Média	565,9	361,0	145,2	3,5
DP	43,1	14,8	4,1	0,7

Fonte: Autor.

Tabela 2: Propriedades mecânicas do FFV 500 na temperatura de 150°C

Material - FFV 500 150°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	552,3	316	139	3,8
CP2	525,7	296	135	3,5
CP3	560,3	326	145	4,3
Média	546,1	312,7	139,6	3,9
DP	35,2	15,3	6,5	0,4

Fonte: Autor.

Tabela 3: Propriedades mecânicas do FFV 500 na temperatura de 250°C

Material - FFV 500 250°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	546,8	333	141	3,3
CP2	479,2	300	132	2,8
CP3	532,4	323,1	137	2,9
Média	519,5	318,7	136,7	3,0
DP	35,6	16,9	4,5	0,3

Fonte: Autor.

Tabela 4: Propriedades mecânicas do FFV 500 na temperatura de 350°C

Material - FFV 500 350°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	515,5	321,2	134	3,2
CP2	520,7	312	126	3,1
CP3	514,1	328	131	2,9
Média	516,8	320,4	130,3	3,1
DP	3,5	8,0	4,0	0,2

Fonte: Autor.

Tabela 5: Propriedades mecânicas do FFV 500 na temperatura de 420°C

Material - FFV 500 420°C	Tensão Máxima (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	E (GPa)	Alongamento (%)
CP1	447,5	290,5	133	3,7
CP2	453,6	307	134	3,3
CP3	441,3	297,3	131	3,3
Média	447,5	298,3	132,7	3,4
DP	6,2	8,3	1,5	0,2

Fonte: Autor.

ANEXO 3: Tabela com tensões máximas e mínimas, número de ciclos até a falha em diferentes condições de restrição, de cada amostra de FFC300 e FFV 500, ensaiadas em FTM FF

FFC 300								
Condição Restrição	CP	N₁₀, ciclos	N₁₀ Méd, ciclos	Tensão Máx (MPa)	Máx Méd (MPa)	Tensão Mín (MPa)	Mín Méd (MPa)	Desvio Padrão N₁₀
100%	1	65	94	225	209	-290,2	-298	39
	2	97		203,3		-280,4		
	3	148		192		-305,5		
	4	65		217,3		-316,5		
75%	1	415	332	194,4	195	-285,3	-290	94
	2	232		197,2		-287,7		
	3	350		194,1		-298,5		
110%	1	60	51	237,6	234	-323,2	-321	10
	2	53		238,1		-320,1		
	3	41		225,8		-319,8		

Fonte: Autor.

FFV 500								
Condição Restrição	CP	N₁₀, ciclos	N₁₀ Méd, ciclos	Tensão Máx (MPa)	Máx Méd (MPa)	Tensão Mín (MPa)	Mín Méd (MPa)	Desvio Padrão N₁₀
100%	1	582	650	365,2	359	-347,4	-327	124
	2	680		351,8		-296,5		
	3	527		367,8		-326,5		
	4	810		350,2		-337,2		
85%	1	715	1013	342,5	338	-323,3	- 327	421
	2	1310		332,5		-329,9		
120%	1	385	280	395,4	386	-344,7	-367	91
	2	220		377		-371		
	3	236		386,6		-386,7		

Fonte: Autor.