

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

EFEITO DO MOLIBDÊNIO NO COMPORTAMENTO
EM FADIGA TÉRMICA DE FERROS FUNDIDOS VERMICULARES

Simone Motyczka Ott

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

Porto Alegre

1999

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

EFEITO DO MOLIBDÊNIO NO COMPORTAMENTO
EM FADIGA TÉRMICA DE FERROS FUNDIDOS VERMICULARES

Simone Motyczka Ott
Engenheira Metalúrgica

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

Porto Alegre
1999

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

Orientador: Prof. Dr. Marlos Dias Diehl (*in memoriam*)
Co-orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker/PPGEM - UFRGS

Prof. Dr. Wilson Luís Guessser/FEJ - UDESC

Prof. Dr. Arno Müller/PPGEM - UFRGS

Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes Moraes/PPGEM - UFRGS

Prof. Dr. Marco Antônio dos Santos - UFPB

Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker
Coordenador do PPGEM

Dedico aos meus pais Arnaldo e Leocadia,
minha irmã Mônica,
ao Engenheiro Sandro Griza e
ao Prof. Marlos Diehl (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao Prof. Dr. Eng. Marlos Dias Diehl (*in memoriam*) pelo estímulo, dedicação e esforço pessoal proporcionado.

Ao Laboratório de Fundição do Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

A Fundação Tupy pelo apoio e produção dos corpos de prova.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker.

Ao Engenheiro Jacob Reimer pelas valiosas contribuições.

Aos Professores Arno Müller e Iduvirges Loudes Müller.

Ao Laboratório de Metalurgia Física da Escola de Engenharia da UFRGS, principalmente ao Engenheiro Sandro Griza.

Aos colegas Márcia Dias e Cintia Petry pelas sugestões e observações.

A todos os colegas do Centro de Tecnologia.

Aos colegas da empresa Hidro Jet, em especial ao laboratorista Marcus Marcelo Alves da Silva.

Aos alunos de Iniciação Científica: Leoneros Acosta e Carlos.

Ao CNPq e a FAPERGS, pelo auxílio financeiro concedido na forma de bolsas de estudos.

Aos contribuintes.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XII
LISTA DE EQUAÇÕES	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XIV
RESUMO.....	XV
ABSTRACT.....	XVI

1 INTRODUÇÃO	17
---------------------------	-----------

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
-------------------------------------	-----------

2.1 Variáveis Metalúrgicas dos Ferros Fundidos.....	20
2.1.1 Generalidades.....	20
2.1.2 Microestruturas.....	22
2.1.3 Composição Química	23
2.1.4 Carbono Equivalente.....	24
2.1.5 Elementos de Liga.....	25
2.1.6 Espessura da Seção.....	27
2.1.7 Tratamento do Banho Metálico.....	28

2.2 Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos	31
2.2.1 Resistência à Tração.....	31
2.2.2 Resistência à Fadiga	32
2.2.3 Módulo de Elasticidade	33
2.2.4 Influência da Forma da Grafita nas Propriedades.....	34

2.3 Propriedades dos Ferros Fundidos sob Temperaturas Elevadas.....	37
2.3.1 Condutividade Térmica	37
2.3.2 Coeficiente de Dilatação Linear e Expansão Térmica.....	39
2.3.3 Oxidação e Estabilidade Microestrutural	40
2.3.4 Resistência em Elevadas Temperaturas.....	43
2.3.5 Módulo de Elasticidade.....	44
2.3.6 Influência da Composição Química	44
2.3.6.1 Propriedades Mecânicas.....	44
2.3.6.2 Módulo de Elasticidade	46
2.3.6.3 Condutividade Térmica	47
2.3.6.4 Resistência à Oxidação.....	47

2.4 Fadiga Térmica em Ferros Fundidos.....	49
2.4.1 Fadiga Térmica.....	49
2.4.2 Distorção, Fissuramento e Trincamento	50
2.4.3 Tipos de Fadiga Térmica e Faixas de um Ciclo Térmico	51
2.4.4 Tensão Térmica	52
2.4.5 Parâmetros Determinantes na Fadiga Térmica.....	53
2.4.6 O Ciclo Térmico e a Influência da Temperatura	54
2.4.7 Ensaios de Fadiga Térmica.....	56
2.4.8 Influência da Composição Química na Fadiga Térmica.....	58
2.4.9 Propriedades Requeridas de um Fundido para Resistir a Fadiga Térmica	64

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	66
--	-----------

3.1 Material Escolhido	66
-------------------------------------	-----------

3.2	Obtenção dos Corpos de Prova	67
3.3	Desenvolvimento da Metodologia para os Testes de Fadiga Térmica	69
3.3.1	Formato dos Corpos de Prova	69
3.3.2	Métodos de aquecimento e Resfriamento.....	70
3.3.3	Aparato para o Teste.....	71
3.4	Preparação dos Corpos de Prova Para o Ensaio	71
3.5	Instrumentação e Aquisição de Dados.....	73
3.6	Parâmetros do Ensaio	73
3.7	O Ensaio Térmico Propriamente Dito.....	74
4	RESULTADOS.....	75
4.1	Caracterização do Material.....	75
4.1.1	Composição química.....	75
4.1.2	Microestrutura	76
4.1.3	Análise por Elétrons Secundários.....	79
4.1.4	Propriedades Mecânicas.....	81
4.2	Resultados dos Testes de Resistência à Fadiga Térmica	82
4.2.1	Caracterização dos Ciclos Térmicos.....	82
4.2.2	Resultados dos Testes de Fadiga Térmica.....	83
4.2.3	Análise Metalográfica e Registros Fotográficos dos Resultados.....	85
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	92
5.1	Composição Química	92
5.2	Condições dos Testes.....	94
5.3	Geometria dos Corpos de Prova	94
6	CONCLUSÕES	96
7	SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	97
8	BIBLIOGRAFIA.....	98

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Desenho esquemático do crescimento da grafita que ocorre no sistema estável eutético austenita-grafita: a) grafita lamelar b) grafita esferoidal c) grafita compacta. ^[8]	21
Figura 2: Micrografias típicas de ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares. Microestruturas 1) sem ataque ^[8] e 2) com ataque profundo ^[13]	23
Figura 3: Precipitação de Mo ₂ C em um aço Fe-4 Mo-0,2, revenido em 5h à 600°C. ^[18]	26
Figura 4: Efeito do molibdênio na resistência à tração para o ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento perlítico. ^[8]	26
Figura 5: "Curva em S" do magnésio revelando um platô para o ferro fundido vermicular como uma função do magnésio. ^[11]	30
Figura 6: Microestrutura de ferros fundidos nodulares com diferentes graus de nodularização. a) 99% grafita nodular, b) 80% grafita nodular e c) 50% grafita nodular. Aumento 36X. ^[8]	35
Figura 7: Influência do grau de nodularização em algumas propriedades para os ferros fundidos nodulares. ^[8]	35
Figura 8: Relação entre o grau de nodularização e o módulo de elasticidade. ^[8]	35
Figura 9: Efeito da percentagem de grafita nodular na condutividade térmica de ferros fundidos vermiculares. ^[25]	36
Figura 10: Variação do comportamento da expansão térmica em ferro fundido cinzento, nodular e vermicular, com matriz variando de predominantemente ferrítica até predominantemente perlítica, em função da temperatura. ^[26]	40
Figura 11: Resultados quanto ao inchamento e perda da casca em temperaturas de 600°C, em peças espessas de ferro fundido cinzento e vermicular. ^[21]	42
Figura 12: Efeito da temperatura no limite de resistência à tração de diversos tipos de ferros fundidos. ^[1]	43
Figura 13: Módulo elástico: a) ferro fundido cinzento perlítico; b) ferro fundido nodular; c) ferro fundido com grafita compacta. Todos como uma função da tensão de tração e temperatura. ^[26]	44
Figura 14: Limite de resistência à tração em temperaturas elevadas para o ferro fundido nodular. ^{[2]///1}	46
Figura 15: Módulo de elasticidade como função da temperatura e variações de ligas para ferros fundidos cinzentos. ^[30]	46
Figura 16: Diminuição da condutividade térmica do ferro puro (ferrita) com adição de elementos de liga. ^[28]	47
Figura 17: Resultados de testes de oxidação superficial a 650°C para ferros fundidos cinzentos e nodulares com diferentes teores de silício. ^[24]	48
Figura 18: Desempenho quanto à fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, nodulares e de grafita compacta. ^[3,26]	50
Figura 19: Corpo de prova para teste de fadiga térmica constrangida, com dimensões finais em mm. ^[9,32]	56
Figura 20: Aparato para teste de fadiga térmica constrangida. ^[9,32]	57
Figura 21: Corpo de prova para teste de fadiga térmica. Dimensões em mm. ^[4,9]	57
Figura 22: Corpo de prova de fadiga térmica destinado a simular a parte superior de um cilindro diesel. Dimensões em mm. ^[4]	58
Figura 23: Tensões térmicas de compressão e tração pelo número de ciclos para seis diferentes ferros cinzentos e vermiculares submetidos a ciclos térmicos entre 100 - 540°C. Testes constrangidos. ^[34] ..	59
Figura 24: Número de ciclos térmicos necessários para que ocorra a falha em função do limite de resistência à tração. ^[34]	60
Figura 25: Resultados do teste de fadiga térmica constrangido, submetido a ciclos entre 100 e 540°C, com indicação pontual do teor de ferrita. ^[34]	61
Figura 26: Resultados do teste de fadiga térmica constrangido, submetido a ciclos entre 100 e 500°C com indicação pontual do teor de ferrita. ^[34]	61
Figura 27: Correlação da vida em fadiga térmica com o conteúdo de molibdênio e silício. ^[34]	63
Figura 28: "Panela coberta" utilizada no processo de vermicularização.....	68
Figura 29: Dimensões do corpo de prova bruto de fusão.	69
Figura 30: Esquema do corpo de prova para ensaio de fadiga térmica usinado.	70
Figura 31: Esquema do aparato desenvolvido para os testes de fadiga térmica.....	71
Figura 32: Devido a simetria a região escura é a região arbitrada para a soldagem do termopar no corpo de prova, na face oposta os rebaixos de usinagem.....	72
Figura 33: Esquema dos corpos de prova usinados sem e com chanfro nos cantos deixados pela usinagem dos rebaixos circulares centrais. Os chanfros apresentaram profundidade de 1mm.....	72

Figura 34: Esquema da vista lateral do dispositivo para o teste de fadiga térmica, indicando a distância entre o maçarico e a posição do corpo de prova (d) e o tamanho do cone da chama (c).....	74
Figura 35: Microestrutura típica apresentada pelos corpos de prova do material A. Observa-se a formação de parte da grafita em nódulos. Há uma distribuição randômica de pequenos pontos pela matriz contendo titânio. Sem ataque, magnificação 200X.	76
Figura 36: Observando-se a microestrutura correspondente ao material B, verifica-se que este apresentou uma quantidade um pouco maior de grafita em nódulos e apresentou, também, o titânio distribuído uniformemente na matriz. Sem ataque, magnificação 200X.	77
Figura 37: Esta imagem mostra a micrografia típica encontrada no material C. Além da grafita em forma de vermes apresenta também formação de grafita em forma de nódulos e pontos de titânio em toda matriz. Sem ataque, magnificação 200X.	77
Figura 38: Na micrografia do material A com ataque químico para revelação da matriz observa-se o contorno do grão ferrítico e presença de perlita e carbonetos em alguns contornos de grão. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.....	77
Figura 39: Observamos a microestrutura apresentada pelo material B, verifica-se que a quantidade de perlita e carbonetos é superior a apresentada pelo material A. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.....	78
Figura 40: A micrografia do material C apresenta-se muito semelhante ao do material A, contorno do grão ferrítico em destaque e presença de perlita e carbonetos em alguns contornos de grão. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.....	78
Figura 41: A primeira imagem apresenta uma região da matriz do material C contendo perlita e carbonetos. Na segunda imagem temos a varredura da amostra, onde os pontos brancos são sinais do elemento molibdênio detectado pela microsonda na varredura que coincidem com os carbonetos..	80
Figura 42: Imagem em detalhe de perlita e carbonetos indicando o local sobre o carboneto, onde foi realizado a análise pontual pela microsonda.	80
Figura 43: Espectro referente a análise pontual realizada no carboneto da <i>figura 42</i> . O eixo X apresenta energia em keV e o eixo Y a intensidade relativa de raio X.	81
Figura 44: Ciclos de aquecimento e resfriamento do teste de fadiga térmica desenvolvido, com temperaturas entre 50 e 500°C.	82
Figura 45: Relação do número de ciclos térmicos médios necessários para o surgimento de trinca pela temperatura máxima do ciclo, para cada material, indicando a dispersão.....	84
Figura 46: Relação do número de ciclos térmicos médios necessários para o surgimento de trinca pelo teor de molibdênio.....	84
Figura 47: Relação entre o número de ciclos médios necessário para falha e a influência do chanfro nos corpos de prova, para os materiais B e C.....	85
Figura 48: Aspectos típicos de um corpo de prova após ensaio de fadiga térmica. Apresenta em algumas regiões coloração azulada característica de material que recebe tratamento térmico e, regiões com coloração “acobreada” decorrente da oxidação gerada na etapa de resfriamento. Corpo de prova chanfrado.	85
Figura 49: Aspecto de trinca unindo os dois rebaixos de usinagem apresentada por um corpo de prova do material C, após 31 ciclos térmicos com temperatura máxima do ciclo de 550°C. Superfície polida após o ensaio, corpo de prova com canto vivo da usinagem.	86
Figura 50: Outro aspecto de uma trinca unindo os rebaixos de usinagem, desta vez a trinca apresenta um caminho de propagação bem sinuoso. Verifica-se que a trinca propaga não só na superfície como também na parede lateral deixada pela usinagem. Material A após 17 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500°C, corpo de prova com canto vivo de usinagem.	86
Figura 51: Microestrutura apresentada por um corpo de prova do material A após ensaio de fadiga térmica. Não apresentou alteração quanto as quantidades de perlita e carbonetos, em relação ao material bruto de fusão. Ataque nital 2%, magnificação 200X.	87
Figura 52: Micrografia de um corpo de prova do material B após ensaio de fadiga térmica. Também manteve a microestrutura do material bruto de fusão. Ataque nital 2%, magnificação 200X.	87
Figura 53: Esta imagem mostra que também o material C não apresentou alteração microestrutural. Ataque nital 2%, magnificação 200X.	87
Figura 54: Aspecto da fratura de um corpo de prova do material B, que resistiu a 27 ciclos, em um ensaio com temperatura máxima do ciclo de 500°C. A faixa clara elíptica indica onde cessou a propagação da trinca. Aumento 14X.....	88
Figura 55: Fractografia apresentada pelo material C, após 30 ciclos, com temperatura máxima de 550°C. A fratura propagou-se por toda espessura. Aumento 12,5X.	89
Figura 56: Observando esta fractografia do material A verifica-se que a propagação deu-se apenas nos dois cantos usinados, caracterizada pelas zonas mais escuras, após 18 ciclos, com temperatura máxima do ciclo de 500°C. Aumento 14X.	89

Figura 57: Aspecto da fratura de um corpo de prova do material B, que resistiu a 17 ciclos, com temperatura máxima do ciclo de 550°C. A fratura apresenta uma propagação não uniforme. Aumento 12X.....	89
Figura 58: Aspecto da superfície oxidada da trinca, material C, após 24 ciclos térmicos com temperatura máxima de 550°C. Verifica-se na extremidade superior da trinca desprendimento da carepa.	90
Figura 59: Aspectos da fratura do material A, que apresentou trinca passante de uma face a outra após 17 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500°C. Na primeira imagem, com menos aumento, podemos identificar <i>bordas de cisalhamento (b)</i> , e <i>quase clivagem (c)</i> . Já na segunda imagem com mais aumento, encontramos <i>facetas frágeis (a)</i> e também <i>bordas de cisalhamento (b)</i>	90
Figura 60: Estas imagens mostram aspectos da fratura apresentada pelo material B, com <i>bordas de cisalhamento (b)</i> , para menor aumento e <i>quase clivagem (c)</i> e <i>facetas frágeis (a)</i> , para a imagem com mais aumento. Este corpo de prova apresentou trinca superficial após 27 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500°C.	91
Figura 61: Fractografias de um corpo de prova do material C, que apresentou trinca superficial após 22 ciclos térmicos com temperatura máxima de 550°C. Analisando estas imagens encontramos <i>bordas de cisalhamento (b)</i> , para menor aumento e <i>quase clivagem (c)</i> e <i>facetas frágeis (a)</i> , para a imagem com maior aumento.....	91

LISTA DE TABELAS

Tabela I: Valores típicos de limite de resistência à tração (L.R.T.), limite convencional de escoamento 0,1% (L.E.) e alongamento (A) para ferros fundidos.^[1]	32
Tabela II: Limite de resistência à tração (L.R. T.), limite de escoamento (L.E.), alongamento (A) e limite de fadiga (L.F.) para ferros cinzentos, nodular e com grafita compacta.^[1]	33
Tabela III: Condutividade térmica da grafita e de alguns microconstituintes dos ferros fundidos vermiculares.^[25]	37
Tabela IV: Condutividade térmica de vários ferros fundidos em função da temperatura.^[8,26] ...	38
Tabela V: Coeficientes de dilatação linear a partir de 26,6°C, para temperaturas de 100 a 700°C de ferros fundidos cinzentos, com grafita compacta e nodular.^[1]	39
Tabela VI: Resistência à tração em função da temperatura para diversas composições de ferros fundidos.^[26]	45
Tabela VII: Resistência ao escoamento (0,2%) em função da temperatura de diversos ferros fundidos.^[26]	45
Tabela VIII: Resultados dos testes de fadiga térmica constrangida, para ciclos térmicos entre 100 e 500°C.^[35]	55
Tabela IX: Resultados dos testes de fadiga térmica constrangida, para ciclos térmicos entre 100 e 540°C.^[35]	55
Tabela X: Resultados dos testes de fadiga térmica para ciclos térmicos entre 100 e 540°C, em ferro fundido cinzento.^[30]	59
Tabela XI: Propriedades de tração na temperatura ambiente e na temperatura de 650°C para diferentes teores de silício e molibdênio, para o ferro fundido nodular.^[34]	63
Tabela XII: Comparação de propriedades referente aos três tipos de ferros fundidos.^[4]	65
Tabela XIII: Comparação dos teores dos elementos estimados para produção dos corpos de prova em ferro fundido vermicular.	67
Tabela XIV: Composição química dos corpos de prova em ferro fundido vermicular.	75
Tabela XV: Quantificação da porcentagem de grafita em forma de vermes e da porcentagem de ferrita, perlita e cementita na matriz dos três materiais de ferro fundido vermicular.	79
Tabela XVI: Resultados de ensaios mecânicos nos três materiais de ferro fundido vermicular investigadas no teste de fadiga térmica.	81
Tabela XVII: Número de ciclos térmicos que resistiram os corpos de prova em ferro fundido vermicular em diferentes temperaturas máximas de ensaio.	83

LISTA DE EQUAÇÕES

<i>Equação 1: Carbono Equivalente</i>	24
<i>Equação 2: Tensão Térmica</i>	52
<i>Equação 3: Tensão Térmica Simplificada</i>	53
<i>Equação 4: Número de Ciclos Térmicos</i>	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A - alongamento

ASTM - American Foundryman Society

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

CE - carbono equivalente

DIN – Deutsches Institut für Normung

E - módulo de elasticidade (módulo de Young)

F - fator de forma

FC - ferro fundido cinzento

FE - ferro fundido

GLP - gás liquefeito de petróleo

L.E. - limite convencional de escoamento

L.F - limite de fadiga

L.R.T. - **LRT** - **LR**- limite de resistência à tração

Log - logaritmo na base 10

MEV - microscópio eletrônico de varredura

N - número de ciclos térmicos

σ - tensão

ε - deformação

α - coeficiente linear de expansão térmica

ν - coeficiente de Poisson

σ_{th} - tensão térmica

ΔT - diferença de temperatura

RESUMO

O ferro fundido vermicular é um material de destaque para aplicações em componentes que estão sujeitos a choques e variações térmicas. O mesmo apresenta boa combinação de propriedades tipo condutividade térmica, resistência e tenacidade. Desta forma, a disponibilidade de informações sobre a influência de diferentes composições químicas sobre o comportamento diante de exigências térmicas, vem contribuir para consolidar o uso deste material em componentes automotivos.

No caso do ferro vermicular, a resistência ao surgimento de trincas por solicitações térmicas pode ser melhorada com adições de elementos de liga como: cromo, molibdênio, vanádio e outros.

Ferros fundidos vermiculares com diferentes teores de molibdênio e silício são investigados neste trabalho. Corpos de prova na forma de discos finos (4mm) foram submetidos a três diferentes gradientes de temperatura (50 à 450, 500, e 550°C). Investigou-se, ainda, a influência de cantos vivos deixados pela usinagem dos corpos de prova.

Para os ensaios de ciclagem térmica foi desenvolvido um ensaio que consiste em aquecer uma das faces do corpo de prova por chama, submetendo a outra face ao resfriamento por jato d'água até a temperatura de 50°C.

Resultados mostram que o método desenvolvido para a realização do ensaio foi eficiente para avaliar as variáveis em questão. Pode-se concluir a partir dos resultados que o molibdênio aumenta a resistência à fadiga térmica. A temperatura máxima do ensaio é determinante para a vida em fadiga térmica e materiais ensaiados em ciclos com temperatura até 450°C resistiram duas vezes mais que materiais ensaiados em ciclos com temperatura até 550°C, e por fim, corpos de prova com o canto vivo amenizado tiveram um desempenho de 1,5 à 2,6 vezes melhor que os com o canto vivo pronunciado.

ABSTRACT

The compacted graphite iron is a suitable material for application on components subject to thermal shock and thermal variation. This material shows a good combination of properties like thermal conductivity, strength and toughness. By this way, the availability of information about the influence of chemical composition over performance under thermal conditions, contributes to consolidate the use of this material in automotive components.

In case of compacted graphite iron, the resistance to crack initiation due to thermal solicitation can be improved by the addition of alloying elements like: chromium, molybdenum, vanadium and others.

Compacted graphite irons with different contents of molybdenum and silicon were investigated in this work. The specimens in shape of thin disks (4mm) were submitted to three different thermal gradients, from 50 to 450, 500 and 550°C. Also, the influence of the sharp edges left after machining of specimens was investigated.

A procedure was developed for the thermal cyclic tests, consisting in warming one of the faces of the specimen with a heating flame while keeping the other (face) cooled by a water jet to a temperature of 50°C.

The results show that the method developed for the execution of the test was efficient to evaluate the variables in question. The results indicate that the molybdenum improves thermal fatigue resistance. The maximum temperature of the test is decisive for life in thermal fatigue, and material tested on temperatures up to 450°C resisted twice more than the material tested on temperatures up to 550°C. Finally, specimens with smooth edges had a performance 1,5-2,6 times better than specimens with sharp edges.

1 INTRODUÇÃO

Quando componentes são usados em ambientes onde ocorrem mudanças de temperatura ou quando diferentes temperaturas são impostas em alguma parte destes componentes, produzindo um aquecimento não uniforme, ocorre uma solicitação térmica que pode resultar em deformações plásticas ou elásticas e na formação de trincas caracterizando uma solicitação denominada de fadiga térmica. Logo, componentes submetidos a estes meios têm sua vida limitada e, constantemente, têm que ser substituídos.

Existem muitos componentes na indústria automotiva produzidos em ferros fundidos que são susceptíveis a falhas devido, principalmente, as suas condições de trabalho, como aquecimentos prolongados e resfriamentos bruscos ou cíclicos. Por isso torna-se importante conhecer elementos que, incorporados em diferentes teores, possam reduzir o aparecimento da ruptura por fadiga térmica, visando a integridade estrutural do material diante destas condições.

Exemplos típicos de componentes fundidos submetidos a solicitações térmicas são: tambores de freio, coletores de gases de combustão, lingoteiras, moldes para vidros (glass mold), cilindros de laminação, entre outros^[1]. Sabe-se que no caso de componentes automotivos que trabalham em altas temperaturas decorrentes dos gases de combustão, são alcançadas temperaturas na faixa de 480-540°C^[2]. Em alguns casos, o aquecimento parcial do componente forma um gradiente térmico que caracteriza um processo severo de solicitação térmica.

De acordo com a bibliografia consultada, o desempenho de ferros fundidos sob solicitações térmicas cíclicas depende de vários fatores. Entre estes as *propriedades do material*, como módulo de elasticidade, condutividade térmica, coeficiente de expansão térmica, resistência à fluência, resistência à relaxação de tensões e da *composição química*. Elementos de liga como cromo, *molibdênio*, níquel, estanho, *silício* entre outros, vêm a influir nestas propriedades. Depende, ainda, das *condições do ciclo térmico*^[3], temperatura máxima atingida no ciclo, das velocidades de

aquecimento e resfriamento (severidade dos ciclos térmicos). Finalmente, o desempenho dos materiais também depende da *geometria da peça*.^[4]

Neste sentido o ferro fundido vermicular apresenta uma particularidade ímpar na área de resistência à fadiga térmica. Esta classe apresenta uma tenacidade à fratura superior à dos cinzentos (intermediária entre os cinzentos e nodulares) e condutividade térmica superior aos nodulares (intermediária entre os cinzentos e nodulares). A explicação para estas propriedades intermediárias, reside no fato do vermicular apresentar uma grafita mais contínua do que nos nodulares mas não é tão pontiaguda como nos cinzentos.

Da parceria com a indústria surgiu o interesse em estudar o comportamento de ligas de ferros fundidos vermiculares diante de solicitações térmicas. O fato dos coletores de gases de combustão serem produzidos a partir deste material e estarem sujeitos a flutuações de temperaturas, tornou ainda mais interessante a pesquisa deste material.

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento de diferentes teores de silício e molibdênio no comportamento em fadiga térmica do ferro fundido vermicular. Estudar também a influência da temperatura máxima dos ciclos e da geometria dos corpos de prova na vida em fadiga térmica.

Para atingir o objetivo foi desenvolvido um método de ensaio para avaliar a resistência à fadiga térmica, utilizando para o aquecimento a queima do gás liquefeito de petróleo e, para o resfriamento, jato de água à temperatura ambiente.

Os resultados mostram que a metodologia desenvolvida para avaliação da resistência à fadiga térmica em ferros fundidos foi sensível diante das variáveis em questão: teor de molibdênio e silício, condições do teste (temperatura máxima) e geometria da peça.

Os resultados indicam, também, que composições com alto molibdênio apresentam características superiores às composições sem ou com baixo molibdênio, quando em fadiga térmica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 *Variáveis Metalúrgicas dos Ferros Fundidos*

2.1.1 Generalidades

Os ferros fundidos são ligas do sistema Fe-C-Si^[5]. Solidificam segundo o sistema estável eutético austenita-grafita^[5,6] e apresentam em sua estrutura grande parte do carbono parcialmente livre, na forma de grafita, e uma menor parte no estado combinado, na forma de carbonetos (Fe₃C)^[7].

As propriedades dos ferros fundidos, que solidificam de acordo com o sistema estável, dependem da microestrutura e, portanto, da forma, quantidade, distribuição e tamanho da grafita além da constituição da matriz metálica. Esses ferros fundidos são classificados de acordo com a forma da grafita presente na microestrutura:^[1,7]

- . *Ferro Fundido Cinzento*: grafita na forma de lamelas (veios)
- . *Ferro Fundido Nodular*: grafita na forma de nódulos (esferoidal)
- . *Ferro Fundido Vermicular*: grafita na forma de compacta (vermes)

Na solidificação do eutético estável nos ferros fundidos, a grafita é o constituinte de mais complexa nucleação, sendo o processo heterogêneo. As partículas que atuam como centros efetivos para a nucleação da grafita nos ferros fundidos cinzentos, nodulares e com grafita compacta, são essencialmente as mesmas, provavelmente com diferente importância relativa no processo para cada um desses materiais^[6]. A obtenção de diferentes formas de grafita se verifica na etapa de crescimento.^[1]

A estrutura cristalográfica da grafita nos ferros fundidos é hexagonal, sendo os átomos de carbono fortemente ligados nos planos basais, enquanto a energia de ligação entre as camadas consecutivas desses planos é muito menor. Os planos prismáticos

possuem elevada energia, sendo neles preferencialmente adsorvidas as impurezas, entre as quais os elementos superficialmente ativos como o oxigênio e o enxofre.^[1]

A grafita lamelar caracteriza-se pela predominância de crescimento na direção **a** (perpendicular ao plano prismático) enquanto a esferoidal apresenta crescimento espiral na direção **c** (perpendicular ao plano basal)^[1], *figura 1*.

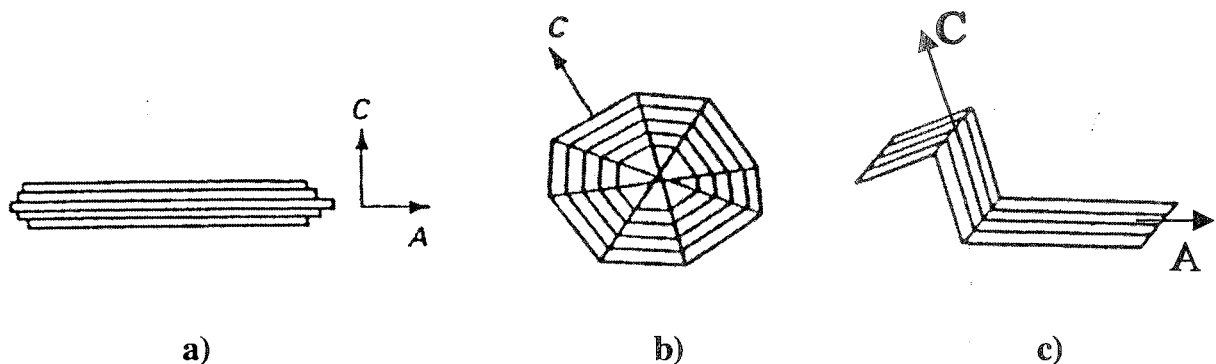


Figura 1: Desenho esquemático do crescimento da grafita que ocorre no sistema estável eutético austenita-grafita: a) grafita lamelar b) grafita esferoidal c) grafita compacta.^[8]

A grafita lamelar é bastante interconectada, formando-se para pequenos super-resfriamentos à frente da interface, enquanto a nucleação da grafita nodular ocorre para maiores super-resfriamentos^[1].

O eutético dos ferros fundidos cinzentos é cooperativo, com crescimento simultâneo das duas fases. Nos ferros fundidos nodulares, o eutético é divorciado, tendo a nucleação inicial da grafita que cresce em contato direto com líquido, formando a austenita em estágio posterior um invólucro em torno da grafita.^[1,9]

A grafita compacta constitui uma estrutura de transição, apresentando crescimento tanto na direção **a** quanto na direção **c**, *figura 1*, sendo interconectada como a grafita lamelar, mas apresentando menor frequência de ramificação e evidenciando extremidades mais arredondas e relação comprimento-espessura muito menor que a grafita em veios^[1]. A microestrutura do vermicular, por sua vez, é intermediária entre o ferro cinzento e o nodular. Na contagem de células eutéticas, para um mesmo teor de carbono, o ferro vermicular apresenta, geralmente, de 100 a

150 células por milímetro quadrado e nos ferros cinzentos esse número é da ordem de 50. Portanto, fica evidente que os vermículos têm dimensões menores que as lamelas do ferro cinzento^[10].^[1]

2.1.2 Microestruturas

2.1.2.1 Formas da Grafita

As diferentes formas da grafita são classificadas segundo a norma ASTM A 247. A microestrutura característica para o ferro fundido cinzento é a grafita em forma de veios, forma VII. Para o ferro fundido nodular é a grafita em forma de nódulos, forma I.

A microestrutura característica do ferro fundido vermicular é a grafita em forma de vermes, especificada pela norma ASTM A-842/85 com, no mínimo, 80% de grafita da forma IV (ASTM A 247), até 20% de grafita em nódulos e isenta de grafita lamelar. A quantificação da porcentagem de grafita, para qualquer dos três tipos de ferros fundidos pode ser realizada utilizando o método de contagem manual, semi-automático ou automático.^[11,12,13]

Talvez a melhor maneira de discutir as diferenças de microestrutura entre o ferro cinzento, o nodular e o vermicular seja comparando as micrografias sem e com ataque profundo, mostradas na *figura 2* a seguir.^[10,12]

A dissolução seletiva da matriz de ferro deixa intacta a rede de grafita, com a técnica de ataque profundo. Estas micrografias (*figura 2*) mostram claramente os cantos agudos e as superfícies lisas das lamelas de grafita no ferro cinzento. A orientação a esmo e a natureza interconectada destas lamelas resultam numa rede de grafita quase contínua. Em contraste, as partículas de grafita no vermicular têm cantos arredondados e superfícies ásperas e irregulares, sendo também interconectados.^[10]

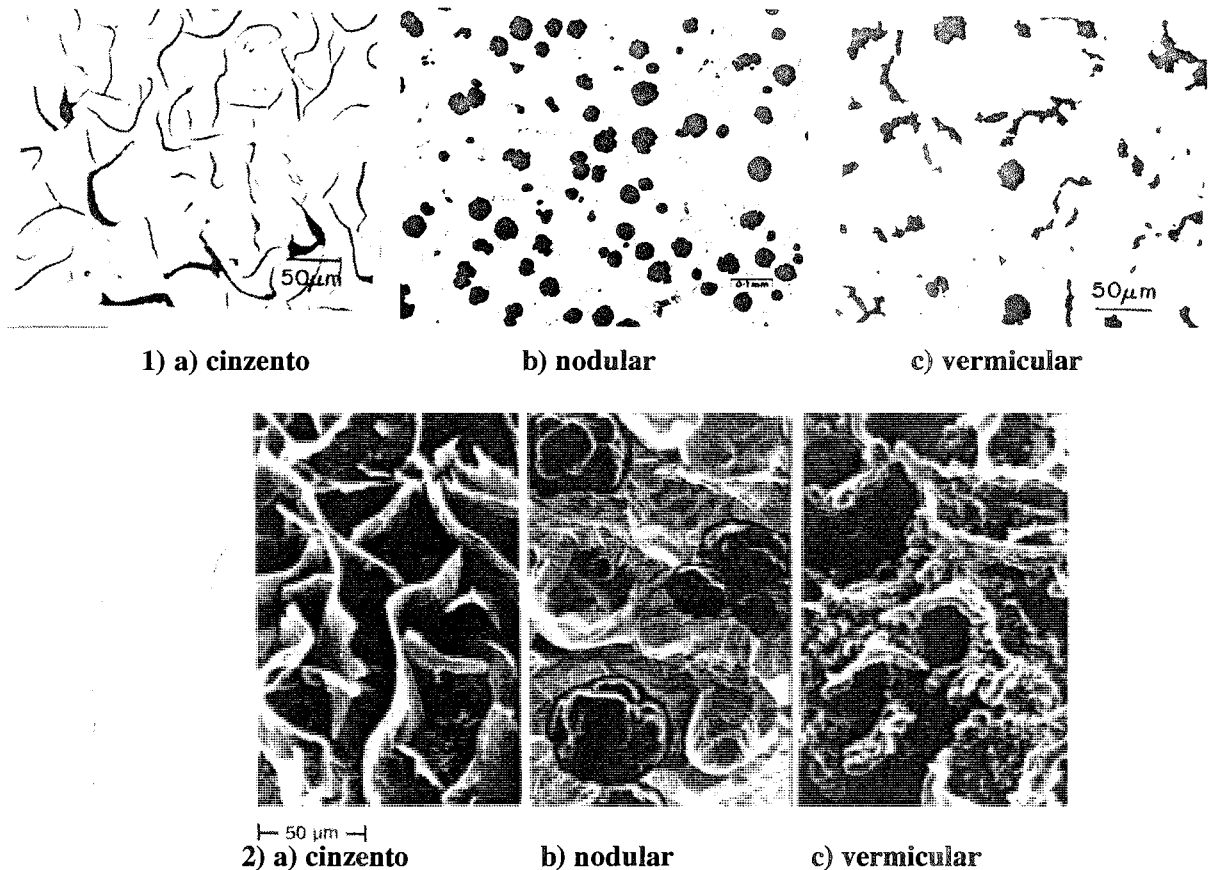


Figura 2: Micrografias típicas de ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares. Microestruturas 1) sem ataque^[8] e 2) com ataque profundo^[13].

2.1.2.2. Matriz

As estruturas que possivelmente podem constituir a matriz dos diversos tipos de ferros fundidos são: ferrita, perlita, austenita, martensita, bainita, steadita e carbonetos.^[8]

2.1.3 Composição Química

Os elementos que mais influem na estrutura dos ferros fundidos são o carbono e o silício. O carbono determina a quantidade de grafita que será formada e o silício apresenta um alto potencial grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro (Fe_3C). Sua presença, independente do teor de carbono, pode fazer um ferro

fundido tender para cinzento ou para o branco. O manganês, sempre presente, tem efeito oposto ao do silício, isto é, estabiliza a cementita (Fe_3C) e assim contrabalança, de certo modo, a ação grafitizante do silício. A rigor o manganês nos ferros fundidos, tanto quanto nos aços, é adicionado para impedir a formação de sulfeto de ferro; entretanto, como na prática há sempre um excesso de manganês, este atua como estabilizador da perlita. Daí o seu efeito oposto ao do silício e a sua utilidade para produzir estrutura com matriz predominantemente perlítica, sobretudo em peças fundidas volumosas.^[7]

Os outros elementos, impurezas normais, fósforo e enxofre, não têm uma ação muito significativa sob o ponto de vista de tendência grafitizante. O fósforo por sua vez forma com o ferro e o carbono a steadita.^[7]

2.1.4 Carbono Equivalente

Carbono equivalente, CE, é uma relação entre carbono, silício e fósforo, conforme a *equação 1*:

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

Uma estrutura de ferro fundido pode ser interpretada com base num diagrama “pseudo-binário”- onde em vez de carbono considera-se o “equivalente em carbono” que, numa primeira aproximação, pode ser tomado como sendo igual ao teor de carbono mais um terço do teor de silício e fósforo, *equação 1*. Isso devido ao fato de que estes elementos atuam como o carbono, mas com um poder relativo cerca de 3 vezes menor.^[14]

O aumento do CE implica em aumento da ocorrência de grafita esferoidal para os ferros fundidos vermiculares^[15] e incentiva a flotação de grafita em seções mais espessas. A diminuição do CE, favorece a tendência de formação de carbonetos.^[16]

Um alto conteúdo de carbono, o que obviamente significa alto CE, resulta em aumento na condutividade térmica, diminuição do módulo de elasticidade e, apesar de diminuir a resistência mecânica^[4], leva a um aumento das propriedades de peças submetidas a ciclos térmicos^[15].

Para Pieske *et alli*^[15], os ferros fundidos nodulares e vermiculares têm propriedades mecânicas menos dependentes do CE que os ferros fundidos cinzentos.

2.1.5 Elementos de Liga

A adição de elementos de liga para conferir ou acentuar propriedades dos ferros fundidos é uma prática industrial antiga e conhecida para todas as famílias de ferros fundidos. Todos os elementos de liga tendem a aumentar a resistência à tração e a dureza, sendo os elementos mais eficientes, nesse sentido, o vanádio, o molibdênio e o cromo.^[7]

De modo geral a ação dos elementos de liga na formação de carbonetos ocorre de duas maneiras: por alterações na temperatura eutética estável e metaestável, ou por segregação de elementos formadores de carbonetos para as regiões intercelulares.^[13]

O molibdênio, juntamente com o manganês, cromo e vanádio são classificados como estabilizantes de carbonetos pois retardam a precipitação de grafita e aumentam a tendência de formar carbonetos. Assim, a adição destes elementos tem o seu uso limitado em peças fundidas de parede fina.^[14]

Costa *et alli*^[17] estudaram o efeito do molibdênio no ferro fundido branco verificando que este elemento promove a formação de carbonetos na solidificação. Para teores superiores a 4% esse elemento está presente em carbonetos do tipo Mo_6C , enquanto até porcentagens da ordem de 3%, os carbonetos são Mo_7C_3 e Mo_2C , apresentando-se este último geralmente sob forma de partículas isoladas.

Honeycombe^[18] apresenta micrografias dos carbonetos de molibdênio em aços, por análise de lâmina fina em Microscópio Eletrônico de Transmissão, mostrando que estes carbonetos são extremamente pequenos, em torno de 0,1 μm , conforme *figura 3*.

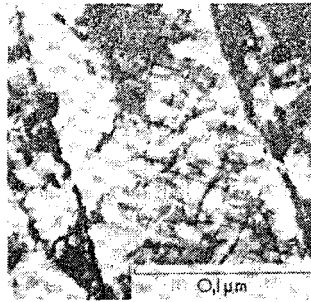


Figura 3: Precipitação de Mo_2C em um aço Fe-4 Mo-0,2, revenido em 5h à 600 °C.^[18]

Normalmente em ferros fundidos o molibdênio é adicionado em teores de 0,2% a 0,8%^[14]. O molibdênio afeta a matriz, com refino da perlita, aumenta a temperabilidade do ferro fundido e melhora as propriedades mecânicas à temperaturas elevadas.^[7,9] A influência do elemento molibdênio na resistência à tração pode ser vista na *figura 4*.^[8]

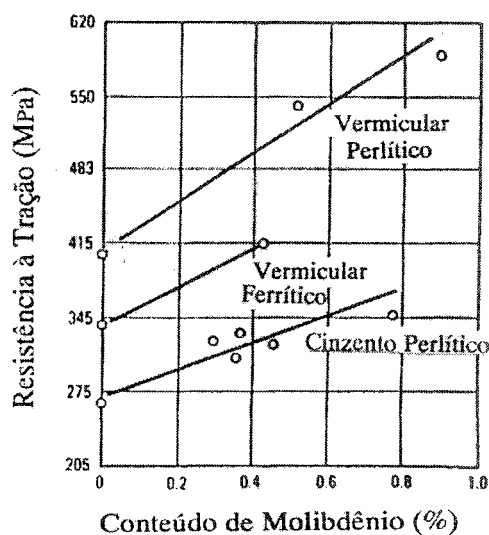


Figura 4: Efeito do molibdênio na resistência à tração para o ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento perlítico.^[8]

Costa *et alii*^[17] estudaram, ainda, o efeito do molibdênio para diferentes velocidades de resfriamento, para o ferro fundido branco verificando que, mantida constante a velocidade de resfriamento, materiais com maior percentagem de molibdênio apresentam estrutura mais refinada e contendo carbonetos.

Outros elementos como cobre, estanho e alumínio podem ser utilizados para o aumento da relação entre perlita e ferrita^[19]. Particularmente, Pieske *et alli*^[15] verificaram que, apesar do efeito perlitizante nos ferros fundidos vermiculares, elementos como estanho e antimônio provocam queda nas propriedades mecânicas por provocar o aparecimento de grafita secundária. Quanto ao antimônio foram observadas mudanças na morfologia da grafita, com o aparecimento de ramificações laterais e afinamento das extremidades. Novamente, a melhor quantidade destes elementos, para uma matriz específica, depende da espessura da seção.

Carmo e Costa^[19] relatam, ainda, que os carbonetos formados pela adição de titânio não só prejudicam a resistência como aumentam a dureza e reduzem a usinabilidade.

2.1.6 Espessura da Seção

Com a diminuição da seção, a velocidade de solidificação aumenta, resultando em um refinamento da estrutura, como também na quantidade, tamanho e forma da grafita e na estrutura da matriz. Em seções muito finas pode ocorrer a formação de carbonetos que vêm a aumentar a dureza, diminuindo a usinabilidade e aumentando a fragilidade.^[8]

A espessura da seção do componente produzido determina teores máximos e mínimos de diversos elementos químicos. O resfriamento acelerado nas paredes externas e finas vai resultar numa nodularidade mais elevada do que nas seções mais grossas, para o caso do ferro fundido vermicular.^[20]

2.1.7 Tratamento do Banho Metálico

2.1.7.1. Ferro Fundido Cinzento

Para a produção da grafita lamelar o banho metálico passa pela etapa de inoculação.

. *Inoculação:* A inoculação de ferros fundidos consiste na adição ao banho líquido de compostos, em geral contendo silício, Fe-Si (75% de silício), instantes antes do vazamento, com a finalidade de aumentar a nucleação da liga fundida, em certos casos, promover também a formação de perlita durante o resfriamento no estado sólido e controlar o coquilhamento em áreas de alta velocidade de solidificação, como em seções finas e cantos.^[14]

O processo de inoculação aumenta o número de células eutéticas, diminui o super-resfriamento, reduz a velocidade de crescimento das células eutéticas e afeta, também, a morfologia das dendritas pró-eutéticas de austenita. Em consequência permite que sejam controladas mais efetivamente as características dos ferros fundidos e também que sejam obtidas melhores propriedades mecânicas.^[14]

A técnica de inoculação tem também efeito sobre a efetividade do inoculante. É recomendado adicioná-lo no jato de metal líquido, no momento da transferência do metal do forno para a panela de vazamento, de preferência pelo menos durante cerca de 50% do tempo de enchimento da panela com metal líquido.^[14]

2.1.7.2. Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular é obtido em duas etapas: dessulfuração e produção de grafita nodular (nodularização), seguido da inoculação.

. *Nodularização*: a grafita na forma esferoidal é obtida pela adição de determinados elementos no metal fundido, como o magnésio, cério e outros, de modo a produzir a forma da grafita desejada. Por isto são conhecidos como ligas nodularizantes. O nodularizante é normalmente colocado no fundo da panela de reação ou vazamento e o metal fundido é rapidamente derramado sobre a liga. Qualquer que seja a técnica usada, há uma reação violenta que ocasiona fervura: o magnésio é vaporizado e o vapor atravessa o ferro líquido, diminuindo o seu teor de enxofre e oxigênio, propiciando a formação da grafita esferoidal.^[7]

. *Inoculação*: Imediatamente após a nodularização ocorre a etapa de inoculação de forma semelhante à que ocorre no ferro fundido cinzento. Isto é, a adição de Fe-Si (75% de silício) ao jato de metal líquido, na passagem da panela de reação para a panela de vazamento, com a finalidade de aumentar os núcleos da liga fundida.

2.1.7.3. Ferro Fundido Vermicular

A prática para a obtenção do ferro fundido com grafita compacta é a mesma que para a obtenção do ferro fundido nodular. A diferença é a liga nodularizante, neste caso vermicularizante, que tem magnésio e cério e, ainda, contém elementos degeneradores da grafita, de forma a obter a grafita compacta.^[8]

Entre os elementos que podem produzir esta degeneração estão o titânio, o chumbo, o antimônio, o telúrio, o bismuto e o zircônio^[7,9]. A liga utilizada pode, inclusive, ser uma combinação de muitos elementos^[21].

Segundo Becker e Duran^[21] os ferros fundidos vermiculares podem ser obtidos através da simples adição de magnésio ao metal base, porém com um controle rígido do teor de enxofre deste metal base e do teor residual de magnésio, o que nem sempre é fácil. Ou, ainda, podem ser obtidos com adição de terras raras e controle rígido também do magnésio.

O conteúdo de magnésio final necessário para produzir a grafita esferoidal encontra-se, normalmente, entre 0,04 e 0,06%. No entanto valores acima de 0,035% já podem trazer efeitos satisfatórios. Se o magnésio ficar abaixo desta faixa pode ocorrer grafita compacta nos ferros fundidos nodulares. Para a produção de grafita compacta a faixa de magnésio residual fica entre 0,015 e 0,025%.^[8]

Dawson^[11] relata que o processo de transição da forma da grafita de lamelar para vermicular e finalmente para nodular é bem conhecido como sendo uma função do grau de modificação propiciado pelo magnésio. Historicamente esta transição tem sido representada pela chamada "Curva em S" do magnésio, *figura 5*, a qual indica que existe um platô estável para o ferro vermicular entre o ferro cinzento e o ferro nodular comum. A maior parte da literatura, ainda segundo Dawson, sugere que o ferro vermicular tem um platô estável entre 0,005 e 0,010% do magnésio "ativo". É ressaltado o magnésio ativo porque, apesar da "Curva em S" ser essencialmente correta, ela não leva em conta as reações entre o magnésio e os elementos dissolvidos no ferro, particularmente o oxigênio e o enxofre, que consumiriam mais ou menos magnésio deslocando, então, a curva para a direita ou esquerda, respectivamente.

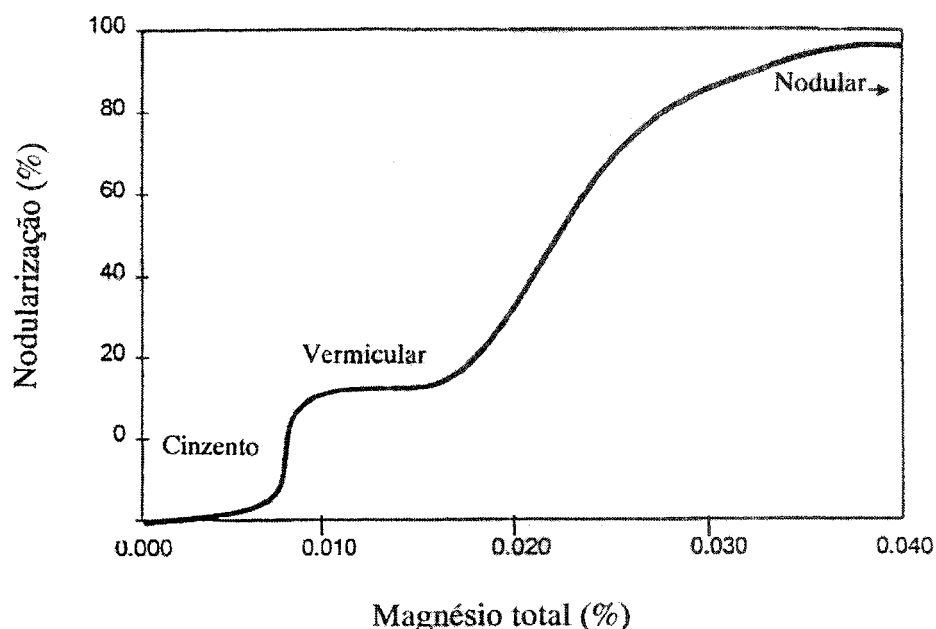


Figura 5: "Curva em S" do magnésio revelando um platô para o ferro fundido vermicular como uma função do magnésio.^[11]

2.2 Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos

Sabe-se que a morfologia, tamanho, distribuição e quantidade da grafita e a matriz têm influência sobre as propriedades mecânicas, principalmente na resistência à tração e no módulo de elasticidade.^[8,9]

As propriedades de maior interesse para os ferros fundidos cinzentos são a resistência ao desgaste, resistência à tração, dureza, módulo de elasticidade e a usinabilidade, esta última uma característica de destaque.^[14]

Os nodulares são os ferros fundidos que apresentam elevada resistência mecânica, ductilidade e tenacidade mesmo no estado bruto de fusão, em decorrência da presença de partículas isoladas de grafita esferoidal, possuindo menor condutividade térmica, capacidade de amortecimento de vibrações e usinabilidade.^[1]

Os ferros fundidos com grafita compacta, em virtude da forma de sua grafita, têm resistência mecânica, ductilidade e tenacidade mais elevadas que os cinzentos, enquanto a condutividade térmica, a capacidade de amortecimento de vibrações e a usinabilidade são superiores às dos nodulares^[9].^[1]

2.2.1 Resistência à Tração

A resistência à tração é uma propriedade importante para os ferros fundidos. Os diferentes tipos de ferros fundidos cinzentos são classificados de acordo com a sua resistência à tração. Já para os ferros fundidos nodulares a classificação dos diferentes tipos baseia-se além da resistência à tração, na resistência ao escoamento e no alongamento. O ferro fundido vermicular recebe classificação semelhante ao do nodular.^[8]

As propriedades mecânicas à tração para diferentes ferros fundidos são apresentadas por Fuller e Santos^[1] na *tabela I*:

Tabela I: Valores típicos de limite de resistência à tração (L.R.T.), limite convencional de escoamento 0,1% (L.E.) e alongamento (A) para ferros fundidos.^[1]

<i>Ferro Fundido</i>	<i>L.R.T. (MPa)</i>	<i>L.E. 0,1% (MPa)</i>	<i>A (%)</i>
Cinzento Perlítico	250	71	<1
Nodular Ferrítico-Perlítico	500	325	7 - 15
Grafita Compacta Ferrítico	365	260	4 - 5
Grafita Compacta Perlítico	440	305	1 - 5

Os mesmos autores comentam que os resultados obtidos em ensaios de tração para os ferros fundidos com grafita compacta são maiores que os dos ferros fundidos cinzentos, isto em virtude da forma da grafita que apresenta extremidades arredondadas, promovendo níveis menores de tensões localizadas, e também devido à menor relação comprimento-espessura da grafita, que possibilita maior deformação e ductilidade da matriz. Também devido a forma da grafita, os ferros fundidos com grafita compacta apresentam menor resistência à tração e alongamento que os ferros fundidos nodulares.^[1]

2.2.2 Resistência à Fadiga

As ligas ferrosas apresentam propriedades sob solitação à fadiga mecânica proporcionais ao limite de resistência à tração. Para os ferros fundidos nodulares e vermiculares é importante, também, ter-se uma distribuição homogênea de grafita, ausência de carbonetos eutéticos e de segregação nos contornos de células e matriz perlítica, quando se requer maior resistência à fadiga.^[1]

Fuller e Santos^[1] apresentam ainda outra tabela, *tabela II*, com resultados de limite de fadiga para um ferro fundido cinzento de classe FC-250 ABNT, um ferro fundido nodular da classe FE-60002 e ferros fundidos com grafita compacta de

composição próxima ao eutético, com cerca de 3,50% C e 2,20% Si, com mais de 90% de grafita compacta na microestrutura.^[1]

Tabela II: Limite de resistência à tração (L.R. T.), limite de escoamento (L.E.), alongamento (A) e limite de fadiga (L.F.) para ferros cinzentos, nodular e com grafita compacta.^[1]

<i>Ferro Fundido</i>	<i>L.R.T. (MPa)</i>	<i>L.E. (MPa)</i>	<i>A.(%)</i>	<i>L.F. (MPa)</i>
Cinzento Perlítico	267	-	1,3	116
Nodular Ferrítico-Perlítico	673	422	2,8	287
Grafita Compacta Ferrítico	337	263	2,0	158
Grafita Compacta Perlítico	404	323	2,0	180

Observando a *tabela II* verifica-se que o limite de fadiga do ferro fundido com grafita compacta de matriz perlítica é 1,55 vezes maior que o obtido para o ferro fundido cinzento perlítico, sendo essa mesma relação da ordem de 0,63 quando comparado ao limite de fadiga do ferro fundido nodular perlítico. Observa-se, ainda, que o ferro fundido vermicular ferrítico apresenta limite de fadiga em torno de 12% menor que o relativo à matriz perlítica, sendo esse resultado 1,36 vezes maior que o referente ao ferro fundido cinzento perlítico.^[1]

2.2.3 Módulo de Elasticidade

Segundo Dieter^[22], o módulo de elasticidade também conhecido como módulo de Young, é uma medida de rigidez do material, é a razão entre tensão e deformação no regime linear. Quanto maior o módulo de elasticidade, menor é a deformação elástica resultante da aplicação de uma determinada sollicitação ao corpo.

O módulo de elasticidade dos ferros fundidos cinzentos depende efetivamente da quantidade e morfologia da grafita presente. Aumentando-se a quantidade de grafita através de um acréscimo de CE, por exemplo, ocorre uma diminuição sensível do módulo de elasticidade. Para o ferro fundido cinzento os valores dessa propriedade situam-se entre 74 e 152GPa.^[23]

Segundo a norma DIN 1693, o módulo de elasticidade dos ferros fundidos nodulares situa-se na faixa de 162 e 182GPa.^[23]

Para o ferro fundido vermicular a faixa do módulo de elasticidade encontra-se entre 138 e 165GPa. A variação resulta da variação na forma e quantidade da grafita e estrutura da matriz. Valores altos de módulo de elasticidade são obtidos com aumento do grau de nodularização, em seções finas e com uma matriz perlítica.^[24]

2.2.4 Influência da Forma da Grafita nas Propriedades

A quantidade e forma da grafita nos ferros fundidos nodulares e vermiculares, formada durante a solidificação não pode ser alterada por tratamentos posteriores. Todas as propriedades mecânicas e físicas características de cada classe de ferro nodular e vermicular são resultantes de grafita predominante na forma esferoidal ou compacta, respectivamente. Qualquer variação nas quantidades e na forma da grafita, em ambos materiais, irá causar desvios nos valores destas propriedades^[9]. Por exemplo, é comum na produção dos ferros fundidos nodulares obter-se fundidos com grau de nodularização de 90%, ou seja 90% da grafita na forma esférica (estruturas com nodularização acima de 80% são aceitáveis em várias aplicações). A *figura 6* ilustra microestruturas contendo grafita nodular estimada em teores de 99, 80 e 50%.^[8]

Todas as propriedades relacionadas com a resistência à tração e ductilidade variam com o grau de nodularização. As *figuras 7 a 9*, a seguir, ilustram a variação das propriedades mecânicas, do módulo de elasticidade e da condutividade térmica, em função da quantidade de grafita nodular.^[8,15,25]

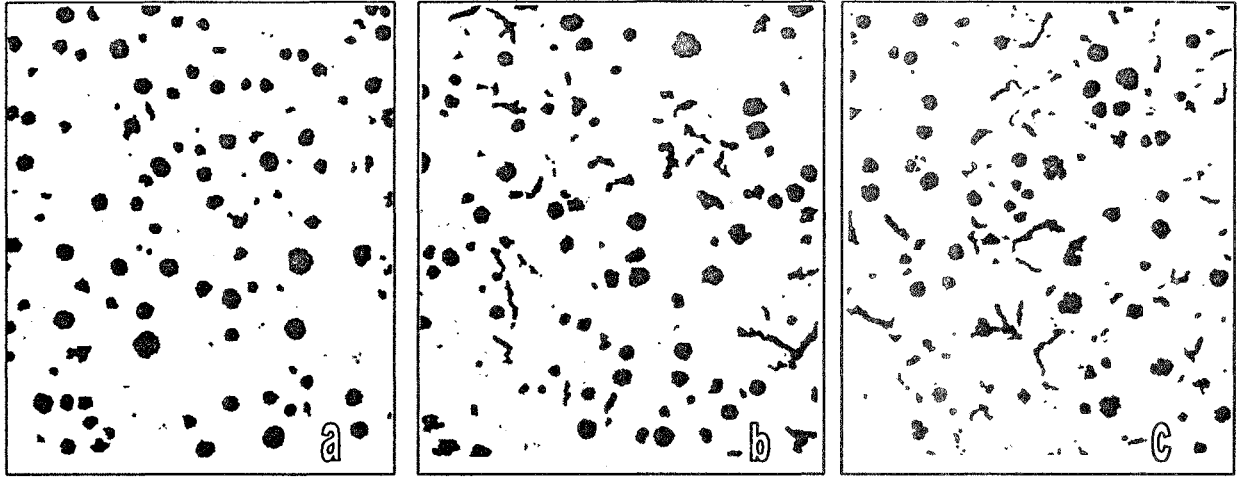


Figura 6: Microestrutura de ferros fundidos nodulares com diferentes graus de nodularização. a) 99% grafita nodular, b) 80% grafita nodular e c) 50% grafita nodular. Aumento 36X.^[8]

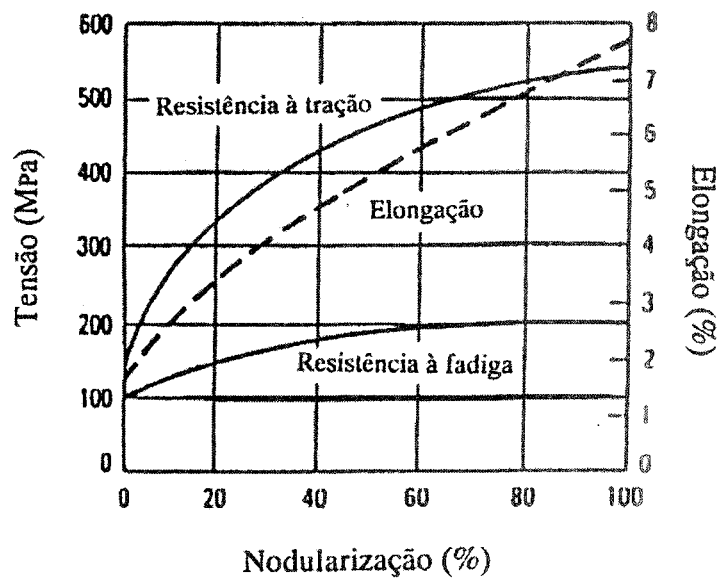


Figura 7: Influência do grau de nodularização em algumas propriedades para os ferros fundidos nodulares.^[8]

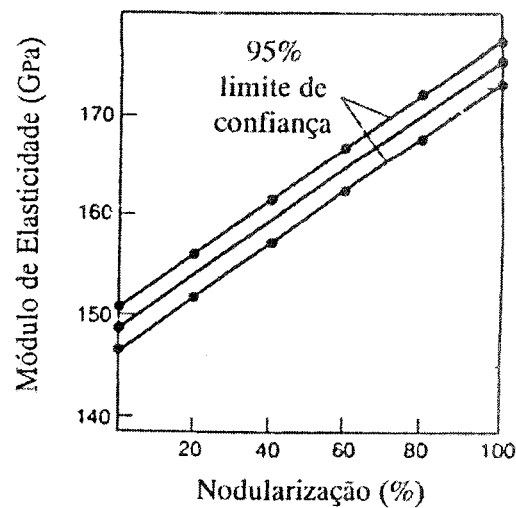


Figura 8: Relação entre o grau de nodularização e o módulo de elasticidade.^[8]

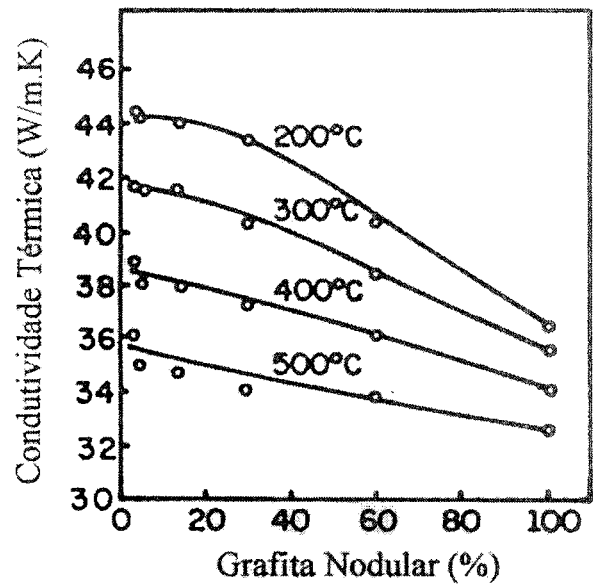


Figura 9: Efeito da percentagem de grafita nodular na condutividade térmica de ferros fundidos vermiculares. ^[25]

2.3 Propriedades dos Ferros Fundidos sob Temperaturas Elevadas

2.3.1 Condutividade Térmica

A condutividade térmica é fortemente influenciada pela microestrutura e pela quantidade e forma da grafita. A estrutura e a composição química da matriz também exercem influência, juntamente com a temperatura^[8,16,25,26].

A condutividade térmica está associada à capacidade de transferência de calor devido a gradientes térmicos. Ela diminui com o aumento da temperatura para os metais^[27].

Tendo em vista que a condutividade térmica da grafita é de três a cinco vezes maior do que a matriz do ferro. Um aumento na condutividade térmica é obtido com o aumento da quantidade de grafita livre, é claro que a quantidade relativa de ferrita e perlita na matriz também contribui nessa definição. Segundo Dawson^[26] para que os dados de condutividade térmica tenham significado, devem ser acompanhados do carbono equivalente, da morfologia da grafita e da estrutura da matriz. Na *tabela III*^[13,15] são apresentados dados dos constituintes individuais do ferro fundido, enquanto a *tabela IV*^[8,26] mostra os valores para os três tipos de ferros fundidos em função da temperatura.

Tabela III: Condutividade térmica da grafita e de alguns microconstituintes dos ferros fundidos vermiculares.^[13,15]

<i>Microconstituintes</i>	<i>Condutividade Térmica (W/m⁰C)</i>		
	<i>0 - 100⁰C</i>	<i>500⁰C</i>	<i>1000⁰C</i>
Grafita-Eixo C (Nodular)	84	-	-
Grafita-Eixo A (Basal) (Vermicular)	239-419	84-126	42-63
Ferrita	71-80	42	24
Perlita	50	44	-
Cementita	7	-	-

Tabela IV: Condutividade térmica de vários ferros fundidos em função da temperatura.^[8,26]

Tipo de Ferro	Estrutura da matriz	CE	Condutividade Térmica (W/m k)					
			20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C
Cinzento	perlita	3,8	51	49	47	45	43	40
	perlita	4,0	-	53	51	47	43	39
Nodular	perlita	4,2	-	32	35	33	31	29
	ferrita	4,4	36	37	38	37	36	35
	perlita	4,4	30	31	32	32	31	30
Vermicular	perlita	4,2	-	41	44	41	38	35
	ferrita	4,3	46	46	45	44	44	42

A condutividade térmica dos ferros fundidos cinzentos aumenta com o aumento da quantidade, espessura e comprimento da grafita livre. Os dados da *tabela IV* indicam que o ferro fundido cinzento tem valores consideravelmente maiores que o nodular em todas as temperaturas. Para o ferro fundido nodular uma matriz perlítica apresenta valores de condutividade térmica 20% menores que para uma matriz ferrítica em uma mesma temperatura.^[8]

Observa-se, ainda, na *tabela IV* que, assim como para os nodulares, a condutividade térmica do vermicular atinge um máximo, aproximadamente a 200°C, diminuindo continuamente para maiores temperaturas. No entanto os ferros fundidos cinzentos evidenciam um comportamento que difere sob este aspecto dos nodulares e com grafita compacta, uma vez que apresentam diminuição de condutividade com a elevação da temperatura já a partir de 100°C.^[26]

Desta forma para algumas microestruturas a condutividade térmica do ferro vermicular ferrítico excede a do cinzento perlítico na temperatura de aproximadamente 350°C. Também é evidente, a partir dos dados apresentados, que a condutividade térmica do vermicular é cerca de 25 a 30% maior do que a dos nodulares. Isto pode ser explicado pelo fato de que, assim como a grafita lamelar, a grafita compacta é interconectada.^[28]

2.3.2 Coeficiente de Dilatação Linear e Expansão Térmica

A dilatação linear é a medida do aumento das dimensões lineares com o aumento da temperatura. O coeficiente de dilatação linear permite comparar a dilatação linear de diferentes materiais^[29]. A *tabela V* mostra dados de coeficientes de dilatação linear para ferro cinzento, nodular e vermicular.^[1]

Tabela V: Coeficientes de dilatação linear a partir de 26,6 °C, para temperaturas de 100 a 700 °C de ferros fundidos cinzentos, com grafita compacta e nodular.^[1]

<i>Propriedade</i>	<i>Ferro Fundido</i>	<i>Temperatura (°C)</i>						
		<i>100</i>	<i>200</i>	<i>300</i>	<i>400</i>	<i>500</i>	<i>600</i>	<i>700</i>
Coeficiente Dilatação Linear(x10 ⁻⁶ C)	Cinzento	10,40	11,65	11,99	12,75	13,17	13,45	15,64
	Nodular	10,40	11,65	11,99	12,75	13,17	13,45	14,08
	Vermicular	10,40	11,65	11,99	12,75	13,17	13,45	14,08

Conforme esta tabela o coeficiente de dilatação linear apresenta valores constantes para temperaturas de até 600 °C para os ferros fundidos cinzentos, nodulares e com grafita vermicular. Os ferros fundidos cinzentos, a partir desta temperatura, apresentam um maior acréscimo que os ferros nodulares e com grafita vermicular.^[1]

É chamado de expansão térmica o aumento linear das dimensões de um corpo devido a um incremento na temperatura^[29]. A expansão térmica é medida pelo coeficiente de expansão linear^[26], que é dependente da estrutura da matriz do fundido. Matrizes ferríticas e martensíticas têm um coeficiente de expansão ligeiramente elevado se comparado com matrizes perlíticas. Valores para ferros austeníticos podem ser cada vez maiores, dependendo da percentagem de níquel^[30]. No entanto, a estrutura da grafita tem pouco efeito sobre esta propriedade.

Para ferros fundidos nodulares, a expansão é complexa por causa da transformação que ocorre envolvendo a solução e precipitação da grafita, grafitização da perlita e formação da austenita acima de 700 °C. Adicionalmente, ocorrem expansões irreversíveis devido ao crescimento decorrente da oxidação^[19].

Com relação à expansão do ferro fundido vermicular, o volume reduzido da grafita aumenta o comprimento médio de trajeto de difusão do carbono, o que definitivamente torna o vermicular menos sensível ao aumento de temperatura.^[26,29]

Dawson^[26] relata que os coeficientes de expansão linear para todos os três ferros fundidos são iguais para o intervalo de temperatura entre 20 e 700°C. Um resultado mais realístico mostra uma faixa estreita de variação, pois o comportamento da expansão é uma função da estrutura da matriz. Para fins de projeto, contudo, as diferenças na expansão térmica de todos os ferros fundidos com grafita podem ser consideradas irrelevantes. A variação da expansão térmica como função da temperatura para os mesmos três tipos de ferros fundidos é mostrada na *figura 10*.

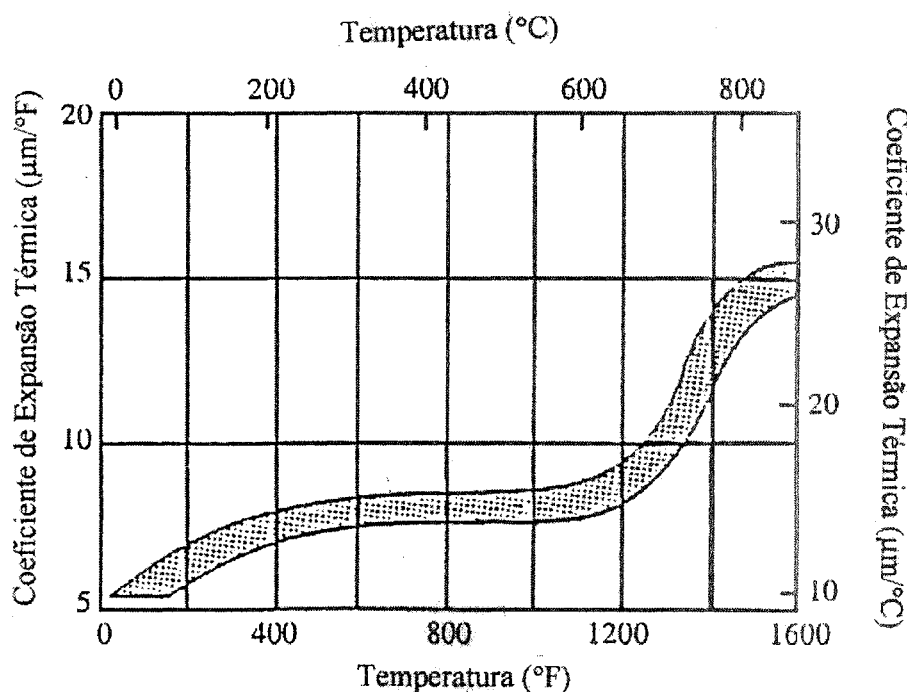


Figura 10: Variação do comportamento da expansão térmica em ferro fundido cinzento, nodular e vermicular, com matriz variando de predominantemente ferrítica até predominantemente perlítica, em função da temperatura.^[26]

2.3.3 Oxidação e Estabilidade Microestrutural

Para ferros fundidos cinzentos, a oxidação interna ocorre ao longo da grafita, sendo muito danoso ao material, já que acarreta a sua fragilização e a diminuição de

sua condutividade térmica. A oxidação interna é, também, responsável por alguma expansão que pode ocorrer, a qual é acelerada durante o ciclo térmico.^[4]

A decomposição da perlita logicamente traz o enfraquecimento dos ferros perlíticos. Também produz crescimento quando toda perlita converte-se em ferrita mais grafita. O ferro fundido nodular não sofre influência da oxidação apresentando-se mais adequado para o uso a altas temperaturas em relação aos ferros fundidos cinzentos.^[4]

No entanto, para Riposan *et alli*^[31], o ferro fundido vermicular apresenta lento processo de corrosão em comparação ao ferro fundido cinzento, devido à favorável distribuição da estrutura. A morfologia do ferro vermicular mostra que a invasão do oxigênio na estrutura da matriz durante a oxidação é pouco superior que a registrada para o nodular. Em ambientes muito propícios à oxidação, a diferença entre o ferro vermicular e o nodular é muito pequena.

Como já mencionado, as partículas de grafita do ferro fundido vermicular são menores do que as lamelas de ferro cinzento. Assim, a oxidação superficial da grafita não penetra tão profundamente como no cinzento. Isto é, tendo como base o volume unitário, há menos partículas de grafita no vermicular do que no cinzento. Deste modo, menos partículas de grafita interceptam a superfície plana para permitir que a oxidação se propague.^[28]

Beckert e Duram^[21] relatam que peças espessas de ferro fundido vermicular submetidas a temperatura de 600°C por um período de 32 semanas, apresentaram uma menor expansão térmica e uma maior resistência a perda da carepa formada em relação ao cinzento nas mesmas condições, como pode ser visto no gráfico da *figura 11*.

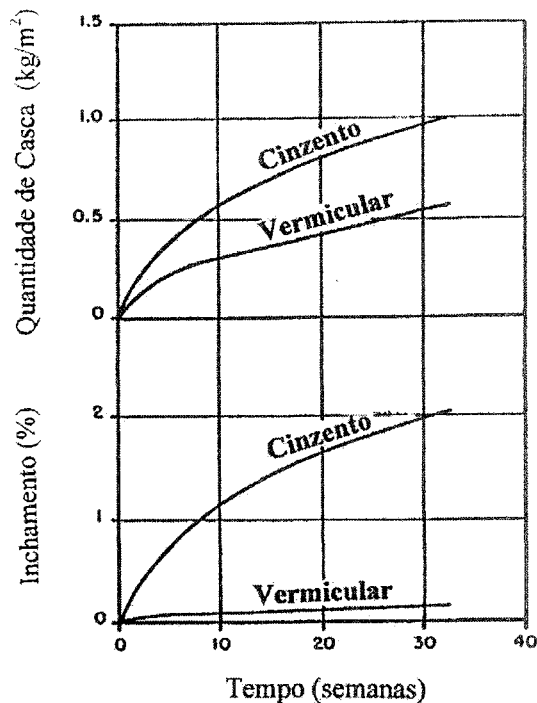


Figura 11: Resultados quanto ao inchamento e perda da casca em temperaturas de 600°C, em peças espessas de ferro fundido cinzento e vermicular.^[21]

Segundo Röehrig^[4], a taxa de oxidação duplica se a temperatura for aumentada de 450°C para 500°C e dobra novamente se aumentada para 550°C. Se for dado um incremento de temperatura para 650°C, a taxa de oxidação tem um incremento de um fator 8.

A estabilidade microestrutural de um fundido é de fundamental importância para uso em elevadas temperaturas, conferindo maior resistência à degradação do componente diante da solitação térmica.^[29]

Experiências mostram que a oxidação e a decomposição da perlita em ferros não ligados ocorrem em torno de 400°C. Adições de cromo, estanho ou cobre podem trazer uma estabilidade estrutural a 450°C. Estes elementos de liga garantem estabilidade em curtos tempos de exposições a temperaturas acima de 550°C. Acima de 550°C, ferros não ligados apresentam decomposição após 100 horas e ligados com cromo (cerca de 0,7% Cr) apresentam decomposição após 1000 horas.^[4]

Gundlach^[28] relatou que alguns autores observaram alterações estruturais para ferros não ligados e ligados expostos por 100h à temperatura de 540°C. Já quando

expostos a 650°C por 100h praticamente ocorre uma completa decomposição da perlita para ferros não ligados, sendo a decomposição não muito expressiva para ferros ligados com 1% de molibdênio e, ainda, pouquíssima decomposição após 100h para ferros ligados com 0,6% de Cr-Mo.

A decomposição estrutural é também detectada pela diminuição do limite de resistência e diminuição da dureza durante elevados tempos de exposição dos fundidos a altas temperaturas.^[32]

2.3.4 Resistência em Elevadas Temperaturas

A diminuição da resistência à tração com o aumento da temperatura é atribuída ao alívio de tensões (relaxação de tensões nas temperaturas mais baixas), transformação da perlita residual em ferrita nas temperaturas intermediárias e transformação da perlita em austenita em temperaturas mais altas (ver também as tabelas VII e VIII, que encontram-se a seguir).^[1]

A variação do limite de resistência à tração com a temperatura é mostrada na figura 12, para um ferro fundido cinzento (3,48% C e 2,2% Si, FC-250), um ferro fundido nodular (3,88% C e 2,95% Si, FE-42012) e um ferro fundido com grafita compacta (3,45% C e 2,45% Si, L.R. = 380-420MPa, A=3-4%).^[1]

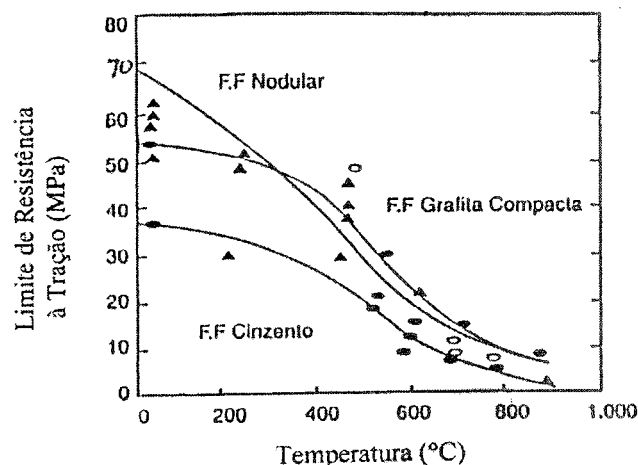


Figura 12: Efeito da temperatura no limite de resistência à tração de diversos tipos de ferros fundidos.^[1]

2.3.5 Módulo de Elasticidade

Devido à não proporcionalidade do diagrama tensão x deformação ($\sigma \times \epsilon$), no caso dos ferros cinzentos, a aplicação de tensões de tração ou compressão resultam em uma imediata diminuição no módulo de elasticidade. Porém, tanto o vermicular como o nodular possuem alguma ductilidade e, assim, exibem uma faixa de proporcionalidade. Isto significa que ambos possuem um verdadeiro módulo elástico a altas temperaturas. Para o nodular e o vermicular, o módulo elástico permanece constante até um certo limite de tensão de tração dependente da temperatura e, depois disso, diminui de uma forma linear. Este comportamento é ilustrado na *figura 13*. Para o ferro vermicular o módulo de elasticidade é menos afetado pelo aumento da temperatura.^[26]

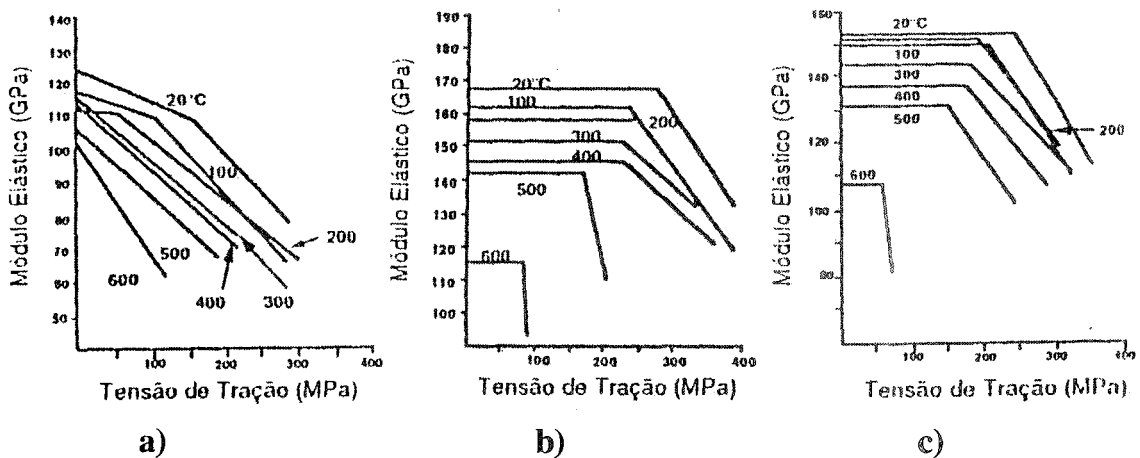


Figura 13: Módulo elástico: a) ferro fundido cinzento perlítico; b) ferro fundido nodular; c) ferro fundido com grafita compacta. Todos como uma função da tensão de tração e temperatura. ^[26]

2.3.6 Influência da Composição Química

2.3.6.1 Propriedades Mecânicas

Dawson^[26] relata que vários autores têm conduzido estudos sobre a resistência à tração e o limite de escoamento dos ferros fundidos em função da temperatura. Este mesmo autor compilou os resultados de resistência à tração em diferentes temperaturas para diferentes composições químicas. Estes resultados aparecem nas *tabelas VI e VII*.

É interessante notar o efeito do molibdênio tanto no ferro fundido nodular quanto no vermicular.

Tabela VI: Resistência à tração em função da temperatura para diversas composições de ferros fundidos.^[26]

<i>Tipo de Ferro</i>	<i>% de Nodul</i>	<i>Tipo Matriz</i>	<i>Comentário Químico (%)</i>	<i>Resistência à Tração (MPa)</i>				
				<i>20°C</i>	<i>200°C</i>	<i>450°C</i>	<i>540°C</i>	<i>700°C</i>
Cinzento	0	0F-100P	4,1 CE	260	-	-	185	-
	100	0F-100P	0,052 Mg	665	-	-	332	-
Nodular	100	95F-5P	2,5 Si/0,4 Mo	435	-	-	-	120
	100	95F-5P	2,5 Si/0,6 Mo	460	-	-	-	120
Vermi- cular	10	30F-70P	--	405	385	340	310	-
	15	52F-48P	0,06 Ti	413	350	381	-	75
	15	73F-27P	0,07 Ti	386	331	282	-	-
	8	65F-35P	0,15 Ti	370	-	-	180	-
	5	5F-95P	0,17 Ti	400	-	-	220	75
	10	92F-8P	0,19 Ti	300	-	-	165	-
	9	91F-9P	0,18Ti/0,43 Mo	410	-	-	240	-
	8	0F-100P	0,18 Ti/0,5 Mo	540	-	-	370	-
	9	5F-95P	0,18 Ti/0,9 Mo	585	-	-	430	-

Tabela VII: Resistência ao escoamento (0,2%) em função da temperatura de diversos ferros fundidos.^[26]

<i>Tipo de Ferro</i>	<i>% de Nodul</i>	<i>Tipo Matriz</i>	<i>Comentário Químico(%)</i>	<i>Tensão de Escoamento (MPa)</i>				
				<i>20°C</i>	<i>200°C</i>	<i>450°C</i>	<i>540°C</i>	<i>700°C</i>
Cinzento	0	0F-100P	4,1 CE	210	-	-	155	-
	100	0F-100P	0,052 Mg	420	-	-	230	-
Nodular	100	95F-5P	2,5 Si/0,4 Mo	290	-	-	-	97
	100	95F-5P	2,5 Si/0,6 Mo	312	-	-	-	98
Vermi- cular	10	30F-70P	--	300	265	245	180	-
	10	70F-30P	--	320	265	240	235	-
	8	65F-35P	0,15 Ti	305	-	-	130	-
	5	5F-95P	0,17 Ti	320	-	-	180	-
	10	92F-8P	0,19 Ti	260	-	-	124	-
	9	91F-9P	0,18 Ti/0,43 Mo	320	-	-	200	-
	8	0F-100P	0,18 Ti/0,52 Mo	435	-	-	265	-
	9	5F-95P	0,18 Ti/0,9 Mo	435	-	-	260	-

A influência de elementos como silício e molibdênio na resistência à tração em temperaturas elevadas pode ser visto na *figura 14*.

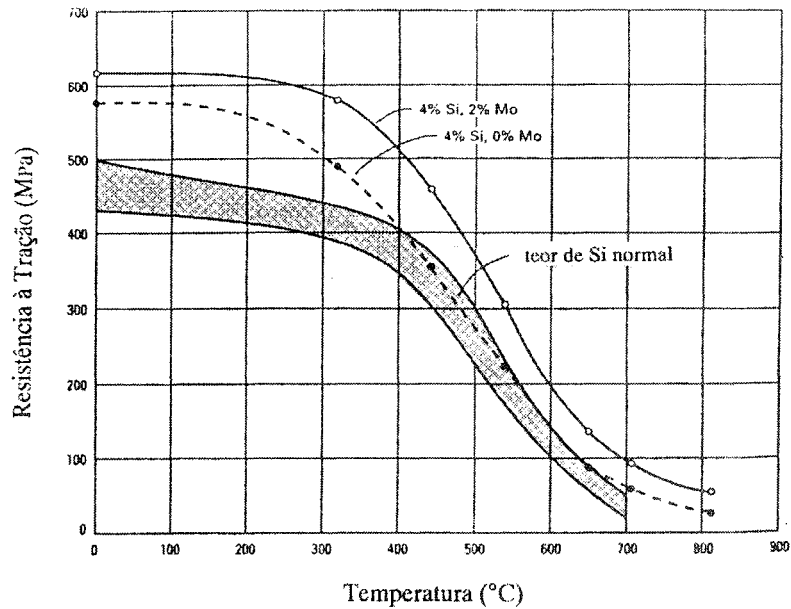


Figura 14: Limite de resistência à tração em temperaturas elevadas para o ferro fundido nodular.^[211]

2.3.6.2 Módulo de Elasticidade

O molibdênio melhora as propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, dentre estas propriedades está o módulo de elasticidade. Gundlach^[30] relata que o módulo de elasticidade sofre influência também das combinações de Cr-Mo e Cr-Mo-Sn, conforme mostra a *figura 15*.

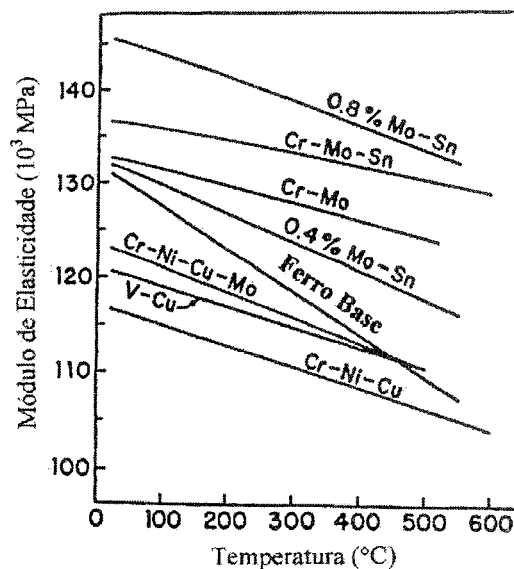


Figura 15: Módulo de elasticidade como função da temperatura e variações de ligas para ferros fundidos cinzentos.^[30]

2.3.6.3 Condutividade Térmica

A condutividade térmica dos ferros nodulares e vermiculares é consideravelmente influenciada pela composição química, como já dito. Silício, níquel e alumínio apresentam uma forte influência. Gundlach^[28] mostra a influência de vários elementos na condutividade térmica do ferro puro, conforme *figura 16*. Todos formam uma solução sólida com o ferro e baixam a condutividade térmica, sendo que o alumínio e o silício exercem maior influência.

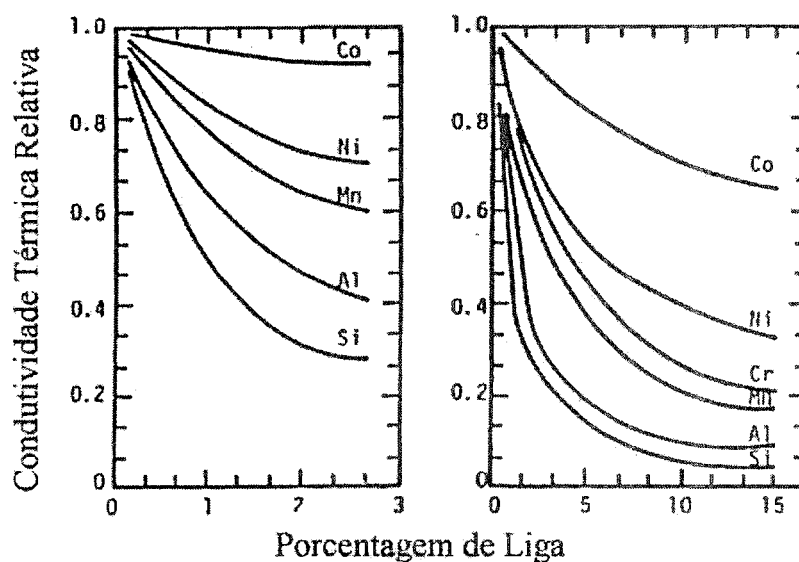


Figura 16: Diminuição da condutividade térmica do ferro puro (ferrita) com adição de elementos de liga.^[28]

2.3.6.4 Resistência à Oxidação

O silício pode vir a auxiliar na resistência à oxidação. Um alto conteúdo deste elemento, cerca de 4%, aumenta a temperatura de estabilidade da ferrita e incentiva a resistência à oxidação^[33]. Quando o conteúdo de silício é elevado nos ferros fundidos, a composição da carepa muda de essencialmente óxidos de ferro para silicatos de ferro. Ocorre uma alta resistência ao transporte de átomos de oxigênio para o interior do metal a partir da superfície e para a difusão de átomos de metal para fora da superfície^[24], diminuindo a taxa de oxidação, como ilustra a *figura 17*.

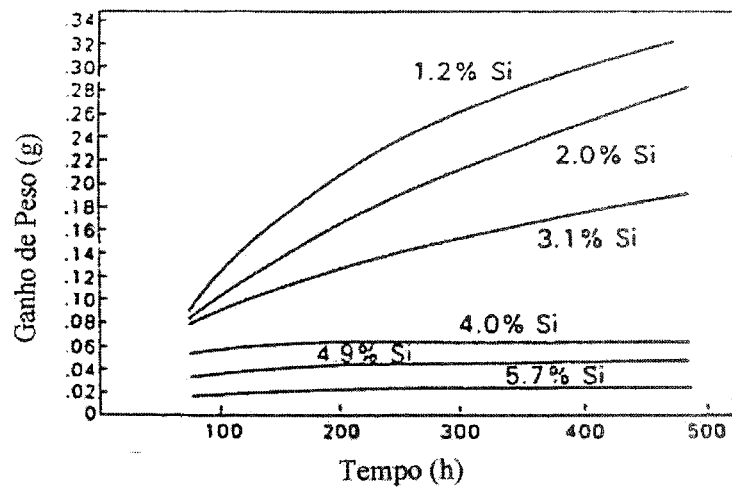


Figura 17: Resultados de testes de oxidação superficial a 650°C para ferros fundidos cinzentos e nodulares com diferentes teores de silício.^[24]

2.4 *Fadiga Térmica em Ferros Fundidos*

2.4.1 *Fadiga Térmica*

Fadiga é uma condição em que a falha resulta da aplicação de tensões alternadas ou flutuantes. Fadiga térmica, por sua vez, origina-se de condições em que a tensão é resultante de expansões ou contrações térmicas restringidas.^[22]

Tal fadiga pode ainda ser causada por um rápido aquecimento ou resfriamento, o que impõe às partes do componente gradientes de temperatura expressivos. Alterações na microestrutura, alterações de volume e oxidação interna e externa podem estar associadas com as tensões induzidas pelas diferentes temperaturas^[29]. A fadiga térmica está associada às propriedades do material, às condições do ciclo térmico e geometria da peça.

Várias são as propriedades que influem na magnitude das tensões térmicas geradas em condições de fadiga térmica. Entre elas podem ser incluídas o alívio de tensões, o coeficiente de expansão térmica, o módulo elástico, a condutividade térmica, a resistência à oxidação e a resistência à fluência. Sendo a fluência um fenômeno dependente do tempo, então o período de aquecimento do ciclo passa a ter uma influência significativa na magnitude das tensões térmicas. A condutividade térmica também é dependente do tempo, portanto as taxas de aquecimento do ciclo afetam a distribuição da temperatura no componente, afetando conseqüentemente a distribuição das tensões térmicas.^[34]

Por definição a relaxação de tensões é o processo que permite a diminuição, com o tempo, da tensão que atua sobre o corpo que foi submetido a uma quantidade fixa de deformação.^[22]

2.4.2 Distorção, Fissuramento e Trincamento

As conseqüências de aplicações repetidas de aquecimentos e resfriamentos rápidos a componentes são geralmente a ocorrência de distorção, formação de fissuras e/ou trincas. O fissuramento é definido como a formação de pequenas trincas na superfície da peça fundida que, eventualmente, podem se propagar para causar a ruptura, enquanto o trincamento constitui a ruptura através de uma trinca maior que, às vezes, pode ocorrer após poucos ciclos de solicitação, enquanto em outros casos se verifica após um longo período.^[3]

A *figura 18* apresenta o desempenho à fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, nodulares e com grafita compacta.^[3]

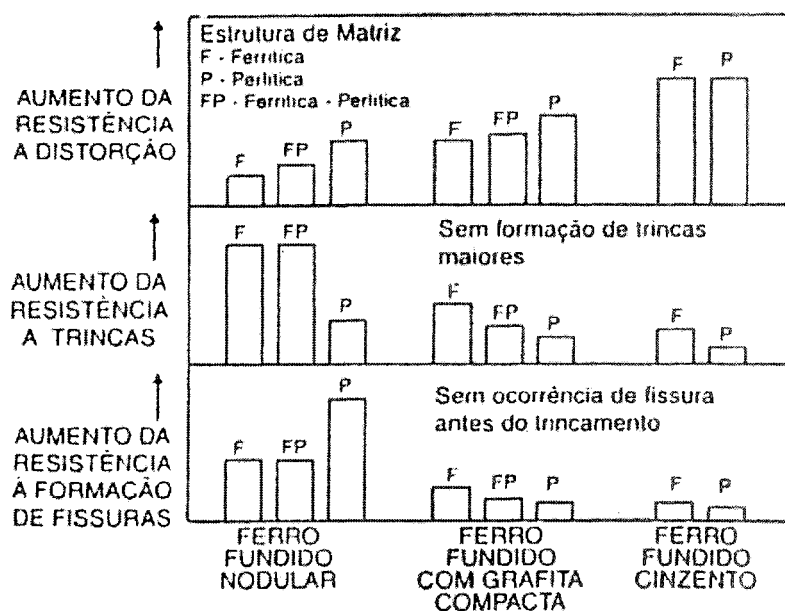


Figura 18: Desempenho quanto à fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, nodulares e de grafita compacta.^[3,26]

Os resultados da *figura 18* evidenciam que os ferros fundidos com grafita compacta apresentam maior resistência à distorção que os nodulares, sendo esta, no entanto, inferior à apresentada pelos ferros fundidos cinzentos. A resistência à formação de trincas nos ferros fundidos com grafita compacta é mais elevada que a dos ferros fundidos cinzentos, sendo que o ferro com grafita compacta ferrítica também é superior ao nodular perlítico. No que se refere à resistência à formação de

fissuras, os ferros fundidos com grafita compacta apresentam melhor desempenho que os cinzentos, enquanto os nodulares, notadamente o perlítico, apresentam resistência mais elevada. A resistência à fadiga térmica para uma mesma forma de grafita varia com a matriz metálica, como também observa-se na *figura 18*. Assim, a resistência à distorção é maior nos ferros fundidos perlíticos que nos ferríticos, enquanto estes últimos são os que possuem mais elevada resistência à formação de trincas e fissuras.^[3]

2.4.3 Tipos de Fadiga Térmica e Faixas de um Ciclo Térmico

A falha que ocorre durante o ciclo térmico pode ser desenvolvida de três formas distintas^[4]:

1. Aparecem trincas primeiramente no lado quente do fundido, desenvolvendo-se através da microestrutura e podendo, eventualmente, propagar ao longo da seção do material. Este é o tipo mais comum de falha nos ferros fundidos cinzentos.

2. Ocorrem severas distorções dimensionais. Esta é a falha mais comum em ferros fundidos nodulares.

3. Trincas severas ocorrem de uma extremidade a outra da seção em poucos ciclos térmicos. Esta falha indica que a especificação do material não é apropriada para este uso.

Ocorrem, ainda, a oxidação interna e externa e alterações na forma, influenciando na estabilidade dimensional, como já mencionado anteriormente.^[4]

Existem três faixas distintas que descrevem o ciclo térmico^[4]:

1. *Em temperatura baixa:* Danos ocorrem somente pela solicitação mecânica.

2. *Em temperatura intermediária:* Nesta região somam-se à solicitação mecânica a oxidação e a decomposição da perlita, dependendo da composição química do fundido e do tempo de exposição.

3. *Em temperatura elevada:* Região onde a temperatura máxima excede à temperatura de transformação. Esta região está sujeita a parcial ou completa austenitização e retransformação para martensita, bainita, perlita em ferrita mais grafita, dependendo da taxa de resfriamento. Ocorre alta tensão, deformação dimensional e acelerada oxidação.

2.4.4 Tensão Térmica

As tensões que produzem falha por fadiga a temperaturas elevadas não são, necessariamente, provenientes de fontes mecânicas. A falha por fadiga pode ser provocada por tensões térmicas flutuantes sob condições em que não são produzidas tensões de origem mecânica. As tensões térmicas aparecem quando as variações de dimensões de um componente, resultantes do aumento de temperatura, são impedidas de ocorrer devido a algum tipo de restrição.^[28]

Todos os tipos de falhas causadas pela tensão térmica são resultado da restrição à expansão e contração térmica, causada pela diferença de temperatura dentro do fundido ou do conjunto. Esta tensão em escala microscópica ou macroscópica é, provavelmente, responsável também pela oxidação observada durante o ciclo térmico. Importantes parâmetros que influem na tensão térmica estão relacionados de acordo com a equação que segue^[4]:

$$\sigma_{th} = [(\alpha E \Delta T) / (1 - \nu)] F$$

Equação 2

onde:

σ_{th} - tensão térmica

α - coeficiente de expansão térmica

E - módulo de Young (elástico)

ΔT - diferença de temperatura

ν - razão de Poisson

F - fator de forma

Ou de forma simplificada, segundo Dieter^[22]

$$\sigma_{th} = \alpha E \Delta T$$

Equação 3

Na análise da *equação 2* fica evidente um aumento da tensão térmica residual com o aumento da temperatura e, também, a importância do módulo de elasticidade e expansão térmica do material. Ainda, o desempenho dos fundidos de acordo com a tensão térmica residual é o mesmo que com o módulo elástico^[4].

Roehrig^[4] registra que a falha ocorre no período de resfriamento do ciclo térmico e em temperaturas relativamente baixas, porque é nestas baixas temperaturas que a máxima tensão ocorre. É claro que a tensão de compressão desenvolvida no lado quente durante o aquecimento é balanceada pela tensão de tração no lado frio. É na região com tensões de tração que geralmente ocorrem as falhas.

2.4.5 Parâmetros Determinantes na Fadiga Térmica

Inicialmente três propriedades influem na magnitude da fadiga térmica. O primeiro é o módulo de elasticidade (evidente nas *equações 2 e 3*). O segundo é a resistência à relaxação de tensões, pela deformação plástica ou fluência em elevadas temperaturas. O último parâmetro é a condutividade térmica, pois este define os gradientes de temperatura. O coeficiente de expansão térmica também influi na magnitude da tensão térmica mas é virtualmente o mesmo nos ferros fundidos cinzentos e nodulares não ligados ou com baixa liga.^[4]

Somam-se a estas propriedades as condições dos ciclos térmicos. Segundo Röhrig^[4] há uma complexa interação entre a condutividade térmica, propriedades

mecânicas, temperatura máxima do teste e condições de resfriamento e aquecimento. Portanto a fadiga térmica é também influenciada pela eficiência do resfriamento (velocidades e taxas de aquecimento e resfriamento) e pela diferença de temperatura (temperatura máxima), uma vez que determinam a temperatura máxima do lado aquecido quando há um aquecimento não uniforme.

O desempenho relativo de fundidos em relação à vida em fadiga térmica varia de acordo com as condições dos testes. Quando altas taxas de resfriamento são aplicadas, os dados experimentais mostram que a condutividade e o baixo módulo elástico são mais importantes. Consequentemente, ferros cinzentos de alto carbono (3,6-4,0% C) são superiores aos demais ferros fundidos.^[4,16]

Quando taxas intermediárias de resfriamento ocorrem, os ferros fundidos nodulares ferríticos e vermiculares têm maior resistência à ruptura, mas estão sujeitos a distorções. Quando baixas taxas de resfriamento são predominantes, os nodulares perlíticos de alta resistência ou nodulares ligados com silício e/ou molibdênio são melhores para resistir à ruptura e à distorção.^[4,16]

Dawson^[26] enfatiza que a composição química também tem grande importância na resistência à fadiga térmica, pois influi nas propriedades do material.

2.4.6 O Ciclo Térmico e a Influência da Temperatura

Sabe-se que a severidade do ciclo térmico é determinada pela diferença de temperaturas, pela máxima temperatura atingida no ciclo e pelas taxas de resfriamento^[4].

Um aumento na temperatura máxima de aquecimento ocasiona dois efeitos principais: primeiro o aumento na diferença de temperatura (maior ΔT) e, segundo,

uma deformação plástica em níveis de tensão mais baixa. Longos tempos de exposição à elevadas temperaturas têm efeito similar.^[4]

Testes de laboratório^[4,34] indicam que para cada 50°C de incremento na temperatura máxima, o risco de falha dobra. Segundo Shea^[35] o número de ciclos que precedem a falha varia inversamente com a temperatura. As *tabelas VIII e IX*^[34], a seguir, apresentam resultados de testes de fadiga térmica constrangida com corpo de prova circular, onde fica clara a influência da variação da temperatura. Para uma variação de 40°C, tem-se uma variação expressiva do número de ciclos médios.

Tabela VIII: Resultados dos testes de fadiga térmica constrangida, para ciclos térmicos entre 100 e 500°C.^[34]

<i>Classe de Ferro Fundido</i>	<i>Números de Ciclos para a Falha</i>		<i>Tensão Térmica Máxima, MPa</i>
	<i>Individual</i>	<i>Média</i>	
Cinzeno ligado Ni-Cu-Mo	1210, 978, 1437	1208	132
Cinzeno sem liga	98, 258, 309, 189	214	155
Vermicular ligado Cu-Sn	1665	1665	252
Vermicular ligado Cu	702, 630, 619	650	259

Tabela IX: Resultados dos testes de fadiga térmica constrangida, para ciclos térmicos entre 100 e 540°C.^[34]

<i>Classe de Ferro Fundido</i>	<i>Números de Ciclos para a Falha</i>		<i>Tensão Térmica Máxima, MPa</i>
	<i>Individual</i>	<i>Média</i>	
Cinzeno ligado Ni-Cu-Mo	211, 188	199	164
Cinzeno sem liga	48, 51, 75	58	183
Vermicular ligado Cu-Mo	1187, 1509, 2727	1808	265
Vermicular ligado Cu-Mo-Sn	1171, 654, 1284	1036	237
Vermicular ligado Cu-Sn	567, 717, 671	652	262
Vermicular ligado Cu	237, 287, 297	274	268

Ainda, em se tratando de elevadas temperaturas acima de 500°C, ocorre a oxidação interna e externa e a decomposição da perlita, que reduzem a resistência à fadiga térmica. Acima de 720°C a transformação austenítica também contribui para a redução da vida do fundido.^[4]

2.4.7 Ensaios de Fadiga Térmica

O teste de fadiga térmica constrangido citado anteriormente e apresentado por Zeigler *et alli*^[9], Gundlach^[28,30] e Park *et alli*^[34,36], diferencia-se dos demais apresentados pela bibliografia^[2,4,8,9,19,26,29,31-36] por estar apto a monitorar, através de uma célula de carga, as tensões térmicas desenvolvidas num corpo de prova durante os sucessivos aquecimentos e resfriamentos, além das respectivas tensões de compressão e tração. A fadiga térmica constrangida utiliza corpos de prova usinados a partir de barras de 30mm de diâmetro, chegando a um corpo de prova com as dimensões indicadas na *figura 19*. No teste de fadiga térmica constrangido o corpo de prova fica posicionado entre duas chapas estacionárias rígidas. O aquecimento é por indução com média frequência (450kHz) e a água à temperatura ambiente que passa pela serpentina, nas extremidades do corpo, provoca o resfriamento, conforme a *figura 20*. A temperatura é controlada por um termopar posicionado em um furo central.

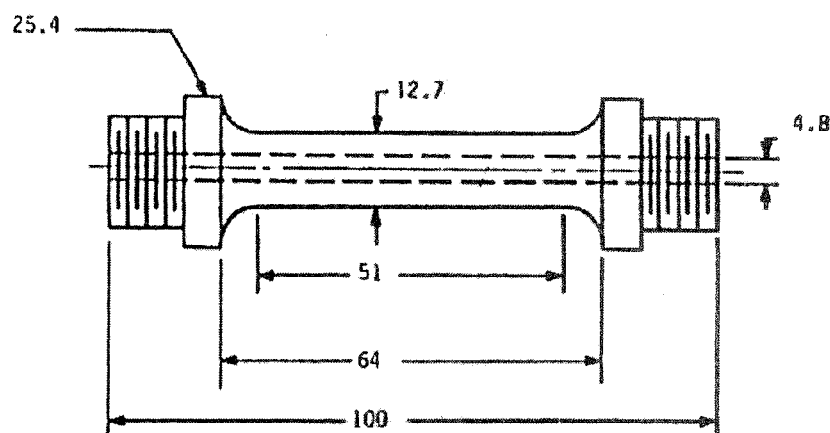


Figura 19: Corpo de prova para teste de fadiga térmica constrangida, com dimensões finais em mm.^[9,32]

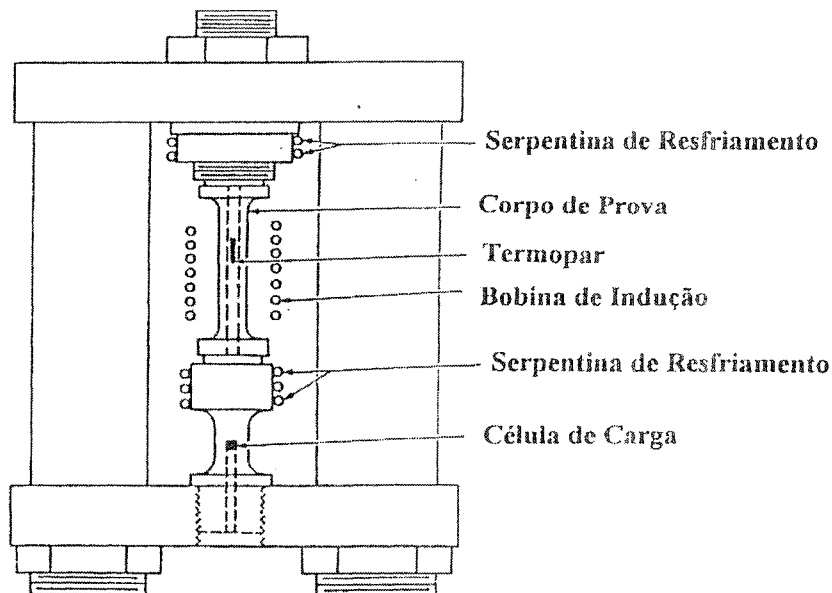


Figura 20: Aparato para teste de fadiga térmica constrangida.^[9,32]

Roehring^[4] e Ziegler *et alli*^[9], por sua vez, apresentaram um método de teste onde o corpo de prova na forma de disco fino (*figura 21*), é colocado em um carrossel e submergido em água até atingir a altura da canaleta. A ligação entre os dois furos é aquecida por indução até 650°C. Após o aquecimento, o corpo de prova é mantido na água à temperatura ambiente até resfriar. A trinca ocorre entre os dois furos.

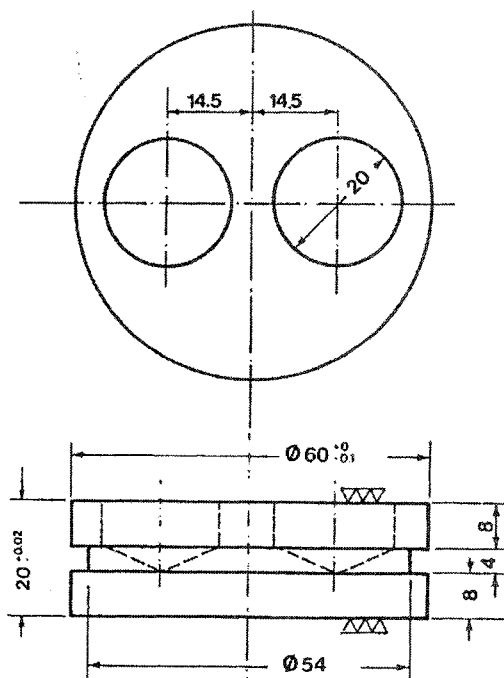


Figura 21: Corpo de prova para teste de fadiga térmica. Dimensões em mm.^[4,9]

Roehring^[4] apresenta ainda um outro método de teste de fadiga térmica. Neste o corpo de prova na forma de cogumelo (*figura 22*), apresenta dois furos no topo/cabeça para simular condições de aquecimento da parte superior de um cilindro diesel onde trincas nas pontes das válvulas são um problema. A face superior é aquecida por bico de gás em temperatura de 460°C em 17s, resfriado por água em 4s até 50°C; então é seco por jato de ar e o ciclo é repetido. Neste, a falha também ocorre unindo os dois furos.

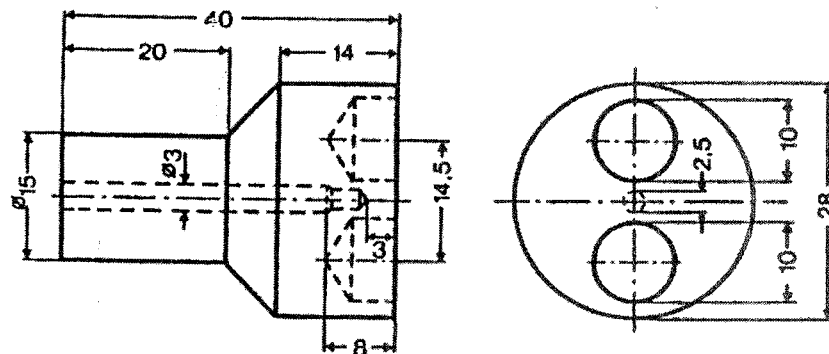


Figura 22: Corpo de prova de fadiga térmica destinado a simular a parte superior de um cilindro diesel. Dimensões em mm.^[4]

Vale registrar que muitos outros testes são ainda apresentados na bibliografia investigada.

2.4.8 Influência da Composição Química na Fadiga Térmica

Adições de vários elementos de liga têm efeito marcante na fadiga térmica, principalmente o cromo e o molibdênio. As adições produzem, normalmente, um aumento na resistência à fadiga térmica.^[4]

Através da *tabela X* constata-se os efeitos da adição de elementos, onde ferros ligados com molibdênio apresentam um grande aumento da resistência ao ciclo

térmico e adições de 0,8% de Mo-Sn mostram um aumento de 1000% na vida do fundido comparado com ferros não ligados.^[32]

Tabela X: Resultados dos testes de fadiga térmica para ciclos térmicos entre 100 e 540°C, em ferro fundido cinzento.^[32]

<i>Ferro Fundido Ligado</i>	<i>Nº de ciclos para a Falha</i>		<i>Tensão Térmica Máxima, MPa</i>
	<i>Individual</i>	<i>Média</i>	
0,8% Mo-Sn	483, 539	511	203
Cr-Mo-Sn	215, 312, 338	288	190
Cr-Mo	218, 221, 223	221	193
0,4% Mo-Sn	137, 154, 242	178	182
Cr-Ni-Cu-Mo	113, 114, 191	139	190
V-Cu	104, 127, 142	124	177
Cr-Ni-Cu	61, 82, 91	78	194
Ferro Base	42, 59	51	182
Cr	32, 48, 63	48	181

Alguns resultados experimentais do teste de fadiga térmica constrangida podem ser vistos na *figura 23*, onde verifica-se a influência da composição da liga diante das tensões de tração e compressão^[19,34], destacando-se o aumento das tensões na presença de molibdênio.

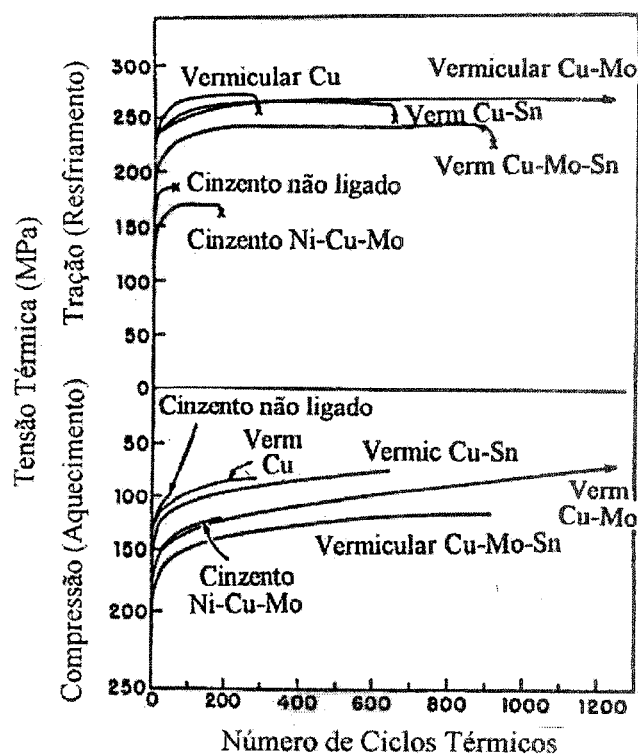


Figura 23: Tensões térmicas de compressão e tração pelo número de ciclos para seis diferentes ferros cinzentos e vermiculares submetidos a ciclos térmicos entre 100 - 540°C. Testes constrangidos.^[34]

Park *et alli*^[34] a partir da análise de dados de testes de fadiga térmica em laboratório, sugeriram uma correlação que evidencia a contribuição do limite de resistência e da porcentagem de molibdênio para a resistência à fadiga térmica:

$$\log N = 0,934 + 0,026 \text{ LRT} + 0,861 (\% \text{ Mo})$$

Equação 4

onde:

N - número de ciclos térmicos suportados pelo material

LRT - limite de resistência, em ksi

Sendo 1 ksi = 10⁷ MPa.

Para melhor ilustrar esta relação, a resistência à fadiga térmica é correlacionada com a resistência à tração, *figura 24*, e com a quantidade de molibdênio, *figuras 25 e 26*.

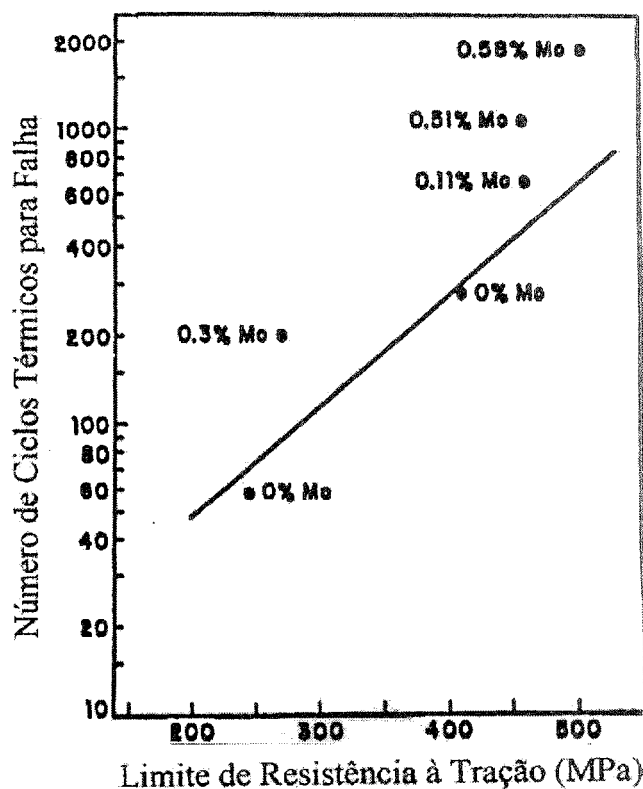


Figura 24: Número de ciclos térmicos necessários para que ocorra a falha em função do limite de resistência à tração.^[34]

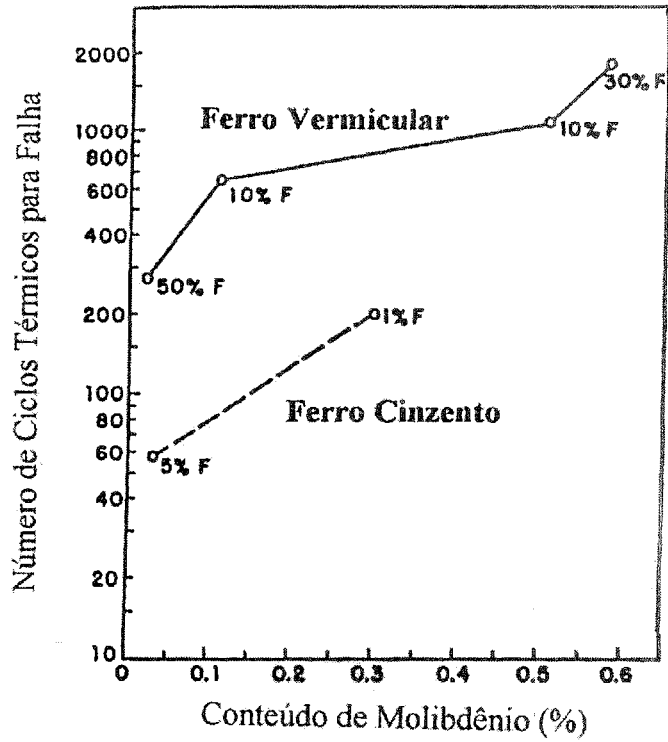
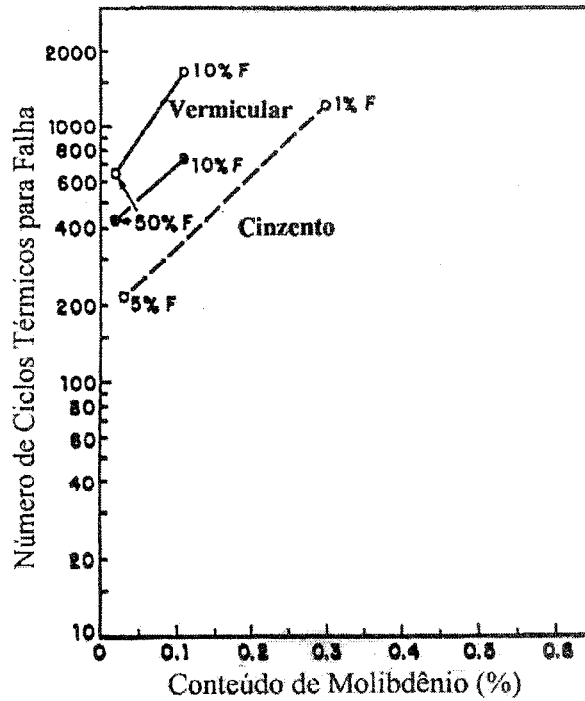


Figura 25: Resultados do teste de fadiga térmica constrangido, submetido a ciclos entre 100 e 540°C, com indicação pontual do teor de ferrita.^[34]



° Corpo de prova com área da seção de 108mm²

• Corpo de prova com área da seção de 85mm²

Figura 26: Resultados do teste de fadiga térmica constrangido, submetido a ciclos entre 100 e 500°C com indicação pontual do teor de ferrita.^[34]

Na *figura 24* é evidente que a resistência à fadiga térmica não é uma função apenas do limite de resistência à tração. A linha é a representação da contribuição do limite de resistência à tração na resistência à fadiga térmica, conforme determinado pela *equação 4*. Esta figura ilustra que a porcentagem de molibdênio apresenta uma contribuição superior ao próprio limite de resistência.^[34]

A contribuição do molibdênio na resistência à fadiga térmica (*figura 24*) pode ser atribuída a sua contribuição no limite de resistência e na resistência à relaxação de tensões dos fundidos. Para Park *et alli*^[34] a resistência à fadiga térmica do ferro fundido vermicular pode ser atribuída ao seu alto limite de resistência e a grande habilidade para acomodar deformações plásticas devido a forma da grafita.

As *figuras 25 e 26* evidenciam a forte influência do molibdênio na resistência à fadiga térmica. O ferro fundido cinzento ligado com molibdênio, por exemplo, mostra uma resistência três vezes maior que o ferro cinzento não ligado, isto para temperaturas entre 100-540°C (*figura 25*). Para temperaturas entre 100-500°C (*figura 26*) o ferro fundido ligado resistiu seis vezes mais que o não ligado. Verifica-se, também, que a performance geral dos ferros vermiculares é melhor que a dos ferros cinzentos em testes de fadiga térmica constrangida para um mesmo nível de molibdênio.^[34]

As *figuras 25 e 26* mostraram, ainda, que o conteúdo de ferrita aparentemente tem pouca influência na vida em fadiga térmica em testes que avaliam a resistência à fadiga térmica constrangida.^[34]

A *tabela XI* apresenta a caracterização de diferentes ligas de ferro fundido nodular apresentados por Park *et alli*^[34]. Os resultados dos testes de fadiga térmica constrangido a que foram submetidas estas ligas, apresentam-se correlacionados com o teor de molibdênio e silício na *figura 27* a seguir.

Tabela XI: Propriedades de tração na temperatura ambiente e na temperatura de 650°C para diferentes teores de silício e molibdênio, para o ferro fundido nodular.^[34]

Composição	0,2% Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Elongação* (%)
Temperatura Ambiente			
2,5% Si - 0% Mo	288	432	27,1
2,5% Si - 0,4% Mo	290	436	23,9
2,5% Si - 0,6% Mo	312	461	22,0
Temperatura - 650°C			
2,5% Si - 0% Mo	72	85	61,0
2,5% Si - 0,4% Mo	97	119	47,10
2,5% Si - 0,6% Mo	98	118	38,5
Temperatura Ambiente			
4% Si - 0% Mo	443	565	19,5
4% Si - 0,4% Mo	470	596	17,0
4% Si - 0,6% Mo	474	609	14,5
Temperatura - 650°C			
4% Si - 0% Mo	67	83	59,0
4% Si - 0,4% Mo	112	130	71,5
4% Si - 0,6% Mo	111	130	53,0

* Base de medida: 51mm.

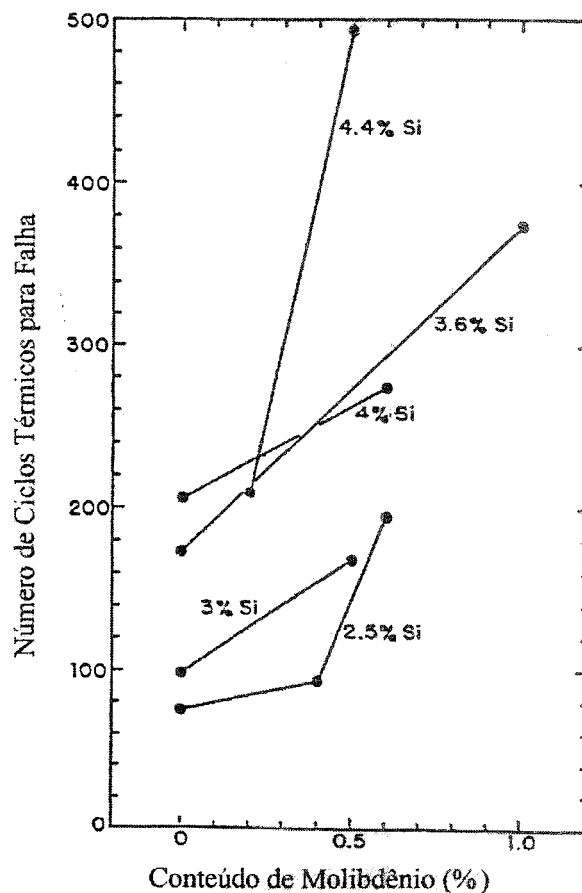


Figura 27: Correlação da vida em fadiga térmica com o conteúdo de molibdênio e silício.^[34]

A *figura 27* mostra o efeito destes dois elementos, molibdênio e silício, na resistência à fadiga térmica. Isto, comentam os autores, pode ser parcialmente explicado pela influência destes elementos na tensão de escoamento (*tabela XI*). Ocorre um aumento de, aproximadamente, 55% na tensão de escoamento com o aumento do silício de 2,5 para 4%, na temperatura ambiente. Para um teor de silício de 2,5% ocorre uma diminuição menor da tensão de escoamento, cerca de 9% a menos, quando passamos da temperatura ambiente para 650°C, com um aumento de 0 para 0,6% de molibdênio. O mesmo pode ser observado para o material com 4% de silício. Em vista disto constata-se que o silício tem influência na tensão de escoamento em ferros fundidos nodulares em baixas temperaturas, enquanto o molibdênio mostra forte influência em elevadas temperaturas. O aumento na tensão de escoamento vem a reduzir a deformação plástica que ocorre durante os ciclos térmicos, o qual resulta numa melhora na resistência à fadiga térmica dos ferros fundidos nodulares neste caso.^[34]

2.4.9 Propriedades Requeridas de um Fundido para Resistir a Fadiga Térmica

Para resistir à tensão térmica, um ferro fundido deve apresentar um baixo módulo de elasticidade e uma alta resistência à deformação plástica em temperaturas elevadas. A diferença de temperatura, por sua vez, é minimizada por uma alta condutividade térmica. Um alto limite de resistência à tração e à fadiga são necessários para resistir às tensões térmicas e às tensões externas impostas pela geometria do componente. Ainda, se o componente operar em temperaturas entre 500-550°C, este deve ter também resistência à oxidação e deterioração microestrutural. Finalmente, o material deve ser economicamente atrativo^[4]. Porém estes requisitos não podem ser encontrados num só material uma vez que, alguns destes são contraditórios. Um resumo comparativo das propriedades dos três materiais pode ser visto na *tabela XII*, a seguir.

Tabela XII: Comparação de propriedades referente aos três tipos de ferros fundidos.^[4]

<i>Propriedades</i>	<i>Cinzento</i>	<i>Nodular</i>	<i>Vermicular</i>
Resistência à Tração (MPa)	100-400	380-800	300 min
Limite de Escoamento 0,2% (MPa)	--	250-500	230 min
Resistência à Compressão (MPa)	500-1400	600-1200	--
Elongação (%)	1,5 max	15-2	2 min
Dureza (HB)	140-300	120-360	160 max
Módulo de Young (10^3 MPa)	70-155	155-185	140-160
Resistência. em Flexão à Fadiga (MPa)	40-200	200-400	200
Condutividade Térmica (W/Km) 20-100°C	50-67	25-42	42-50
Coefficiente de Expansão Térmica ($10^6/^\circ\text{C}$)	9-12	11-13	12-13

Os ferros fundidos cinzentos perlíticos com grafita tipo A têm boa condutividade e baixo módulo de elasticidade. Contudo apresentam comparativamente baixa resistência mecânica, estabilidade microestrutural limitada e baixa resistência à oxidação. Nodulares ferríticos possuem alta resistência e boa ductilidade, propriedades que previnem falhas catastróficas. São também estáveis estruturalmente e mais imunes à oxidação interna. A desvantagem encontra-se no alto módulo de elasticidade e baixa condutividade^[4]. Os ferros fundidos com grafita compacta apresentam resistência mecânica, ductilidade e tenacidade mais elevada que os cinzentos, enquanto a condutividade térmica, capacidade de amortecimento de vibrações e usinabilidade superior as dos nodulares^[1].

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A **Revisão Bibliográfica** foi realizada com o intuito de situar os ferros fundidos vermiculares em relação aos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Com destaque para as diferenças morfológicas da grafita, as diferenças nas propriedades mecânicas e nas propriedades em elevadas temperaturas. Adicionalmente foi abordado o tema fadiga térmica e os diversos aspectos que, direta ou indiretamente, influem nesta. Também como a importância dos elementos de liga no aumento da vida útil em fadiga térmica. Fornecendo assim subsídios para discussão dos resultados obtidos nos experimentos realizados.

O procedimento experimental que segue, foi desenvolvido para avaliar algumas variáveis apresentadas na **REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**, são elas: influência de elementos de liga, as condições dos testes e a contribuição da geometria na vida em fadiga térmica.

3.1 **Material Escolhido**

Com o objetivo de estudar um assunto que fosse do interesse da indústria, manteve-se contato com a Fundição Tupy, que sugeriu o tema e a oportunidade de produzir os corpos de prova necessários para o desenvolvimento do experimento. O tema é então o estudo do comportamento de componentes sujeitos a condições de temperaturas adversas, como por exemplo, coletores de gases de combustão produzidos em *ferro fundido vermicular*.

Atualmente encontram-se no mercado coletores de gases para motores a combustão produzidos em ferro fundido vermicular com baixos teores de silício, entre 2,5 e 2,8% e com altos teores de silício, cerca de 4%.

Os coletores de gases de combustão são produzidos em ferro fundido com grafita compacta por apresentar resistência mecânica e tenacidade mais elevada que os cinzentos, enquanto que a condutividade térmica, a capacidade de amortecimento de vibrações e usinabilidade, são superiores às dos nodulares.^[1]

Para investigar a influência dos elementos de liga na resistência à fadiga térmica, três composições químicas, variando teores de silício e molibdênio, foram estimadas para a produção dos corpos de prova conforme *tabela XIII*.

Tabela XIII: Comparação dos teores dos elementos estimados para produção dos corpos de prova em ferro fundido vermicular.

<i>Liga/Teores</i>	<i>Silício</i>	<i>Molibdênio</i>
A	alto	sem
B	baixo	baixo
C	alto	alto

Optou-se por fazer composições com diferentes níveis de molibdênio e silício por serem estes elementos que, segundo a bibliografia^[2,3,9,32-34], proporcionam aumentos significativos na resistência à fadiga térmica, conforme já mencionado no Capítulo 2 (REVISÃO BIBLIOGRÁFICA).

3.2 Obtenção dos Corpos de Prova

Os diferentes materiais foram produzidos em forno de indução, com capacidade para 18 toneladas, em cargas distintas. As etapas de produção do *ferro fundido vermicular* foram as seguintes:

1. *Fusão da carga sólida*: composta por gusa, sucata de baixo carbono, retorno de ferro fundido.
2. *Correção da carga*: ainda no forno e com objetivo do ajuste da composição química através da utilização de carburantes e de ferro-ligas, dentre elas

Fe-Si 45% e Fe-Mn 80%. Para as correções, valeu-se da análise química de uma amostra do metal coquilhado em Espectrômetro de Emissão Ótica.

3. *Processo de vermicularização:* com a carga corrigida seguiu-se com a etapa de vermicularização, utilizando-se o método “panela coberta” (*tea-pot*), figura 28. Consiste em vaziar o metal líquido em uma “panela de reação coberta”, isto é, fechada por uma chapa protetora, onde a liga vermicularizante é depositada em um compartimento no fundo com ajuda de um funil. O metal líquido é, então, vazado na panela pela bica de vazamento. Por esta bica o metal entra, para que ocorra a reação e sai, no momento de transferir para a “panela de vazamento”. Foi utilizado 1,5-1,8% da liga Fe-Si-Mg-Ca-Al e Ti, ainda no forno, para degenerar a grafita.

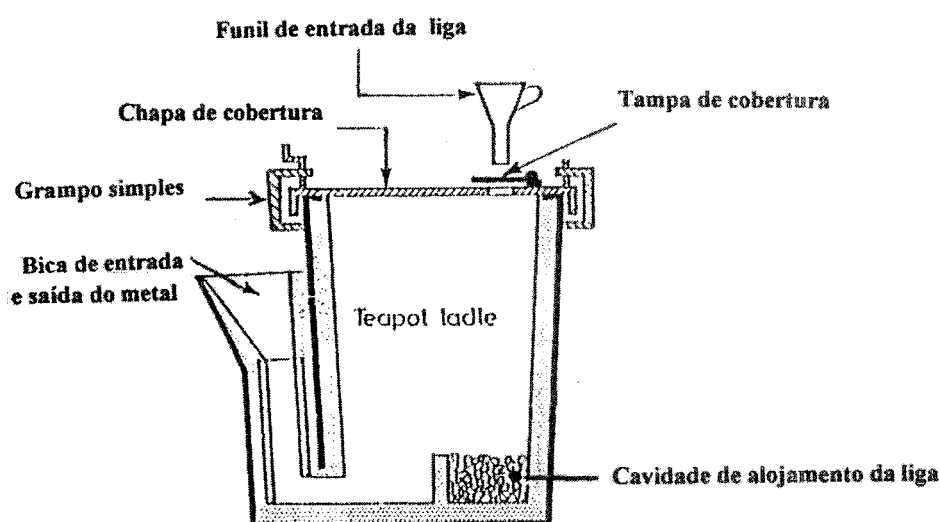


Figura 28: “Panela coberta” utilizada no processo de vermicularização.

4. *Etapa de inoculação:* a produção encerra com a etapa de inoculação. Consiste na adição da liga Fe-Si-Ca-Al, 0,8 à 0,9%, no jato de metal no momento da transferência do metal da “panela de reação” para a “panela de vazamento”. Esta, como o próprio nome diz, é que irá permitir os vazamentos dos corpos de prova, concluindo a etapa de produção.

Para a produção dos corpos de prova foi confeccionado um modelo no qual estavam distribuídos uniformemente 12 corpos de prova. A moldagem e o vazamento

foram realizados em linha de produção automatizada, sendo a moldagem efetuada com areia verde, pelo sistema “vacupress”, com cabeçote multi-pistão.

3.3 Desenvolvimento da Metodologia para os Testes de Fadiga Térmica

Não há normas para testes que avaliem a resistência à fadiga térmica. A partir dos testes apresentados no item **2.4.7 (Ensaio de Fadiga Térmica)**, desenvolveu-se uma forma simplificada e eficiente de aquecimento e resfriamento para a realização dos testes de fadiga térmica. Vale registrar que além dos três testes apresentados existem outros ainda.

3.3.1 Formato dos Corpos de Prova

Como foi mencionado anteriormente, não existem normas para testes que avaliem a resistência à fadiga térmica. Então a determinação da geometria dos corpos de prova partiu da premissa de que, para que os corpos de prova fossem representativos dos coletores de gases de combustão, estes deveriam ter uma espessura proporcional as paredes dos coletores, uma vez que, a produção de ferro fundido com grafita vermicular é fortemente influenciada pela espessura da parede (ou seja pela velocidade de resfriamento).

Optou-se, então, por produzir corpos de prova cilíndricos com dimensões, quando no estado bruto de fusão, de: 90 mm de diâmetro e 7,5 mm de espessura, *figura 29*.

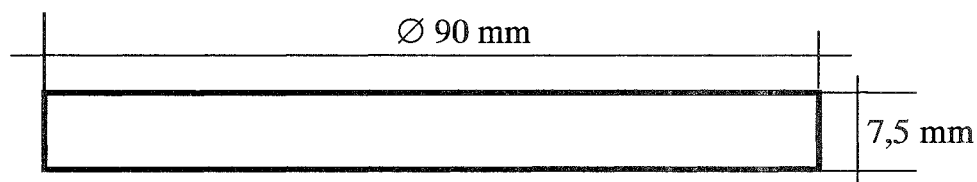


Figura 29: Dimensões do corpo de prova bruto de fusão.

Para realizar o teste de resistência à fadiga térmica os corpos de prova brutos de fusão foram usinados até uma espessura de 4mm. Foram feitos dois rebaiços circulares centrais em uma das faces, conforme *figura 30*.

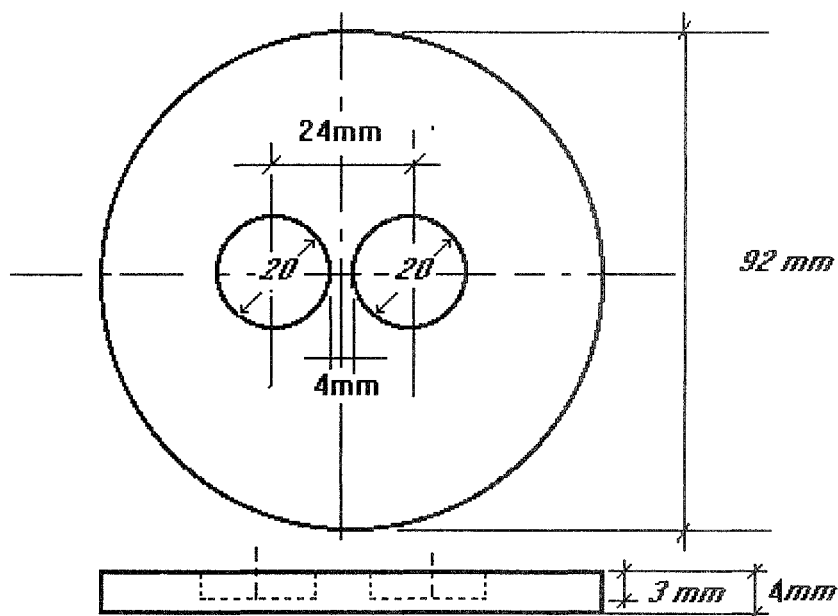


Figura 30: Esquema do corpo de prova para ensaio de fadiga térmica usinado.

Os rebaiços restringem a área prevista para a falha devido a concentração de tensões nas mudanças de seção. A influência deles é representada pela variável do *fator de forma* na equação 2, a qual avalia a fadiga térmica.

A face usinada com os rebaiços foi a destinada ao aquecimento.

3.3.2 Métodos de Aquecimento e Resfriamento

Optou-se por aquecer o corpo de prova por chama de gás liquêfeito de petróleo (GLP) e resfriar com jato d'água na face oposta à do aquecimento. O jato d'água era acionado manualmente, e mantido até que o corpo de prova atingisse a temperatura de 50°C. É importante salientar que quando a temperatura máxima era atingida, o sistema

de resfriamento era ativado com a manutenção da chama. Sendo o resfriamento praticamente instantâneo.

3.3.3 Aparato para o Teste

O aparato desenvolvido para o teste consistiu em um cilindro metálico que sustentava o corpo de prova verticalmente e evitava que a água apagasse a chama. Desta forma tinha a face com os rebaixos aquecida pela chama da queima do gás GLP e a outra face, que continha os termopares, resfriada por jato d'água. Conforme o esquema da *figura 31*.

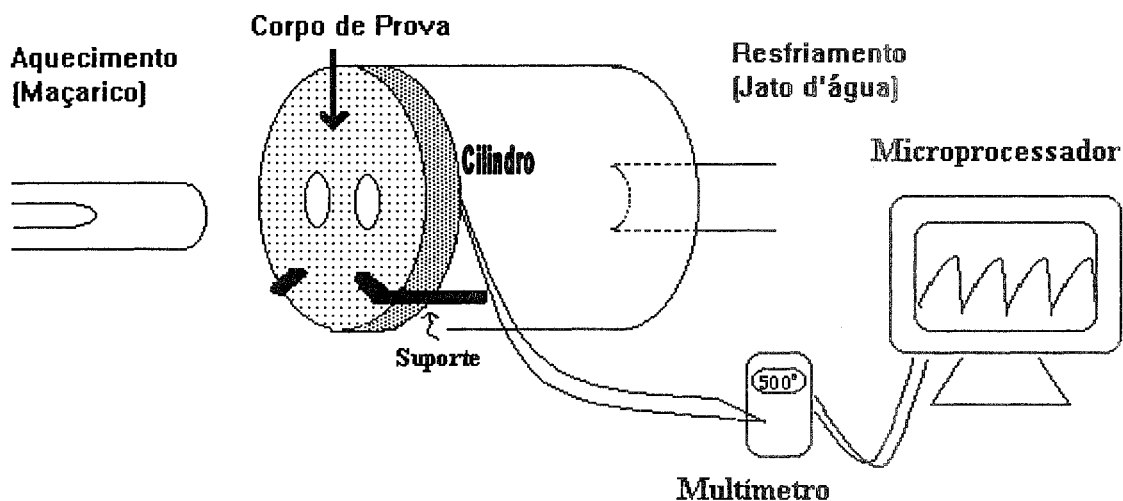


Figura 31: Esquema do aparato desenvolvido para os testes de fadiga térmica.

3.4 Preparação dos Corpos de Prova Para o Ensaio

Após a usinagem os corpos de prova foram preparados para o teste. Primeiramente tiveram sua face usinada com os rebaixos lixada para melhorar o acabamento superficial. O lixamento seguiu as determinações de preparação de uma superfície para exame metalográfico. A seqüência de lixas utilizadas foi: 50, 100, 150, 400, 600 e 1000, consecutivamente, observando mudança de 90° no sentido do lixamento na passagem de uma lixa para outra.

Em seguida na face oposta, em cada corpo de prova, eram soldados pares de termopar tipo K (cromel-alumel) para que a etapa de medição, controle e registro das temperaturas dos ciclos pudesse ser efetuada. A região de soldagem do termopar foi estipulada como sendo dentro de um raio entre 15 à 20 mm, na região entre os rebaiços de usinagem, conforme a *figura 32*.

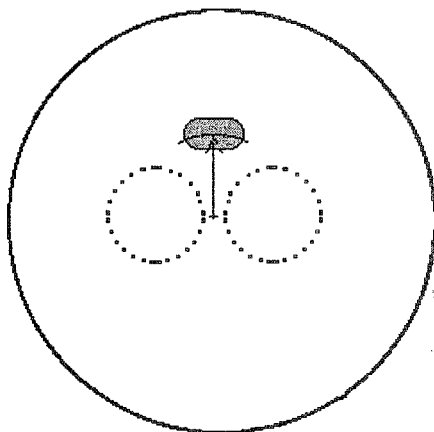


Figura 32: Devido a simetria a região escura é a região arbitrada para a soldagem do termopar no corpo de prova, na face oposta os rebaiços de usinagem.

Para avaliar a condição de severidade da geometria (cantos agudos deixados pela usinagem) do corpo de prova na resistência à falha por fadiga térmica, alguns corpos de prova tiveram chanfrados os cantos vivos deixados pela usinagem dos rebaiços circulares, conforme *figura 33*.

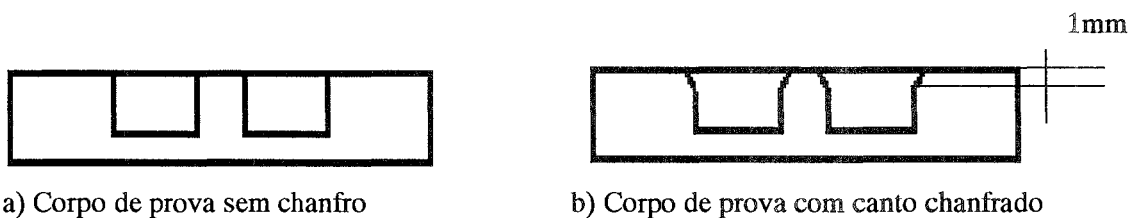


Figura 33: Esquema dos corpos de prova usinados sem e com chanfro nos cantos deixados pela usinagem dos rebaiços circulares centrais. Os chanfros apresentaram profundidade de 1mm.

3.5 Instrumentação e Aquisição de Dados

Nos testes de fadiga térmica há necessidade de um controle rigoroso das temperaturas dos ciclos. Para isto a implantação de um sistema instrumentado em cada corpo de prova a ser ensaiado passou a ser essencial para a realização do teste, com o objetivo de medir, controlar e registrar as temperaturas dos ciclos.

Os termopares tipo K soldados na face resfriada, conforme já apresentado anteriormente, foram conectados a um multímetro. Este multímetro, por sua vez, foi conectado a um micro processador para o registro de todos os dados referentes à temperatura de cada ciclo térmico.

Para a aquisição e registro dos dados de temperatura correlacionados ao tempo, utilizou-se o programa “*Recording Meter*” distribuído pela “*Extrech Instruments*”, próprio para a aquisição de dados via termopar.

3.6 Parâmetros do Ensaio

Para garantir uma reprodutibilidade do ensaio estipulou-se alguns parâmetros que foram mantidos fixos:

1. Os corpos de prova eram posicionados no aparato de forma que a região onde o termopar estava soldado ficasse sempre para cima.
2. Para evitar flutuações na intensidade do aquecimento, convencionou-se que o maçarico ficaria a uma distância (d) de aproximadamente 10,5 cm. A regulação da chama, determinada pela quantidade de gás e de ar comprimido, seria tal que resultasse numa chama com um cone (c) de 10,0 cm. A padronização do tamanho do cone da chama tem o objetivo de minimizar a influência da quantidade de GLP no botijão. Ainda, a chama encontrava-se sempre direcionada para o centro do corpo de prova (entre os dois rebaixos de usinagem). Ver esquema da *figura 34* a seguir.

3. O teste era interrompido quando surgia na face aquecida uma ou mais trincas que uniam os dois rebaixos circulares, e eram vistas a olho nu quando da retirada, ou não, da chama.

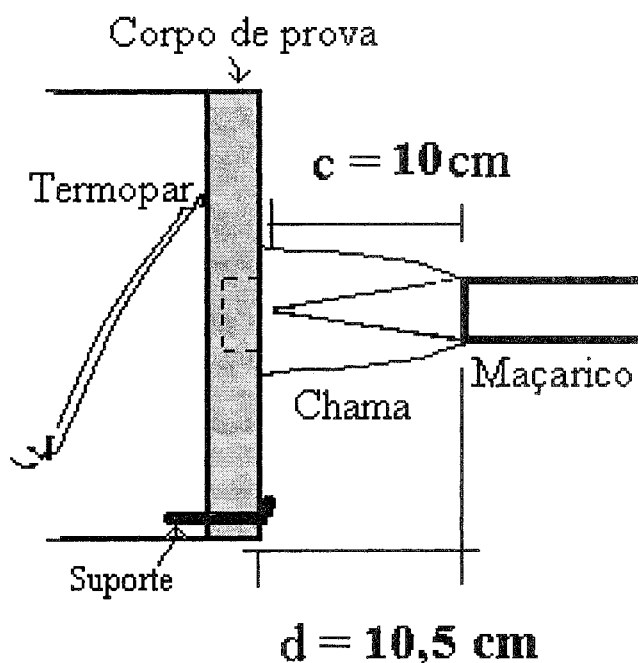


Figura 34: Esquema da vista lateral do dispositivo para o teste de fadiga térmica, indicando a distância entre o maçarico e a posição do corpo de prova (d) e o tamanho do cone da chama (c).

3.7 O Ensaio Térmico Propriamente Dito

Basicamente o ensaio constituiu-se em aquecer o corpo de prova a partir da temperatura ambiente até atingir a temperatura máxima pré-determinada (550, 500 ou 450⁰C) e então resfriar imediatamente até 50⁰C. Repetiu-se o aquecimento e consecutivo resfriamento até que a falha fosse constatada.

4 RESULTADOS

Os resultados que passam a ser apresentados são oriundos de etapas distintas:

1^a- Caracterização do material utilizado – etapa na qual realizou-se a análise química do material, avaliação e registros metalográficos (para caracterização da microestrutura), análise por elétrons secundários (para confirmar a presença do molibdênio e titânio) e testes mecânicos.

2^a- Ensaios de fadiga térmica – nesta etapa executou-se os ensaios, sendo os resultados que foram agrupados e graficados.

3^a- Análise e registros fotográficos dos resultados: dos aspectos macroscópicos dos corpos de prova após os ensaios térmicos, da microestrutura (para verificação de alguma alteração após ensaio), das fraturas apresentadas pelos corpos de prova utilizando-se de lupa e microscópio eletrônico de varredura.

4.1 Caracterização do Material

4.1.1 Composição química

A composição química dos corpos de prova produzidos está apresentada na *tabela XIV*. Estes resultados foram obtidos a partir de amostras coquilhadas retiradas do banho metálico quando do momento do vazamento e analisadas em Espectrômetro de Emissão Ótica.

Tabela XIV: Composição química dos corpos de prova em ferro fundido vermicular.

<i>Elementos (%)</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mo</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ti</i>	<i>Sn</i>	<i>Cu</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>Mg</i>	<i>CE</i>
A	3,40	4,10	--	0,27	0,045	0,023	0,10	0,014	0,05	0,01	--	0,018	4,78
B	3,45	2,63	0,023	0,21	0,059	0,020	0,066	0,009	0,03	--	0,012	0,020	4,35
C	3,43	4,27	0,70	0,25	0,045	0,020	0,10	0,025	0,05	--	0,018	0,019	4,87

Contrariamente ao pretendido, a composição B apresentou apenas um teor residual de molibdênio. Vale registrar, que a composição A, é uma das composições comerciais utilizada na produção de coletores de gases de combustão pela Fundação Tupy.

4.1.2 Microestrutura

Para a análise metalográfica e registro fotográfico foram preparados um corpo de prova de cada composição química, seguindo as normas de preparação de uma superfície para exame metalográfico, isto é, lixamento seguido de polimento com pasta de diamante de 1 μ m. A análise metalográfica foi realizada na região entre os dois rebaixos de usinagem. As *figuras 35 a 37* trazem micrografias que ilustram a forma da grafita apresentada pelas amostras. As micrografias foram realizadas no microscópio Union Versamet 3.

Estas mesmas amostras foram posteriormente atacadas com nital 2%, para identificação da microestrutura da matriz, *figuras 38 a 40*, a seguir.

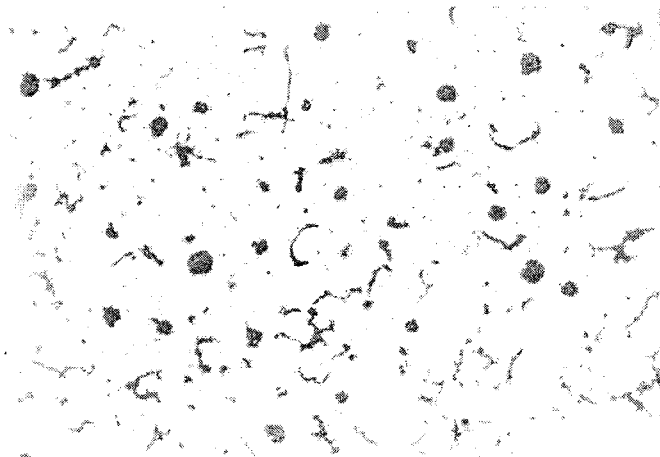


Figura 35: Microestrutura típica apresentada pelos corpos de prova do material A. Observa-se a formação de parte da grafita em nódulos. Há uma distribuição randômica de pequenos pontos pela matriz contendo titânio. Sem ataque, magnificação 200X.

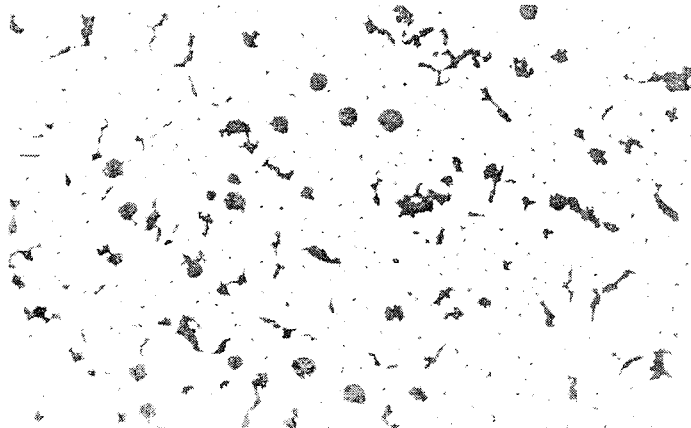


Figura 36: Observando-se a microestrutura correspondente ao material B, verifica-se que este apresentou uma quantidade um pouco maior de grafita em nódulos e apresentou, também, o titânio distribuído uniformemente na matriz. Sem ataque, magnificação 200X.

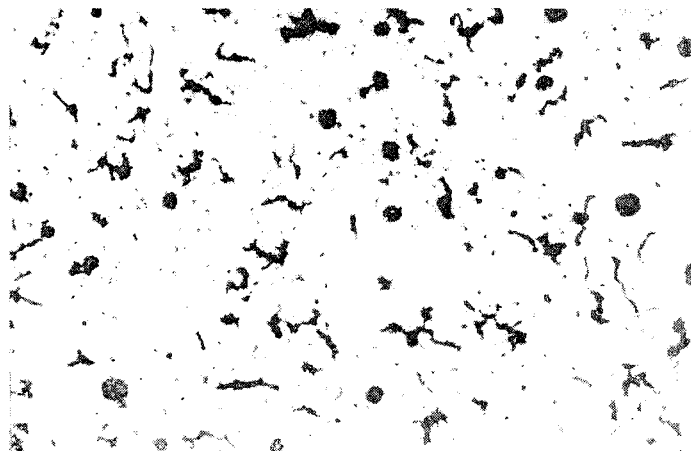


Figura 37: Esta imagem mostra a micrografia típica encontrada no material C. Além da grafita em forma de vermes apresenta também formação de grafita em forma de nódulos e pontos de titânio em toda matriz. Sem ataque, magnificação 200X.

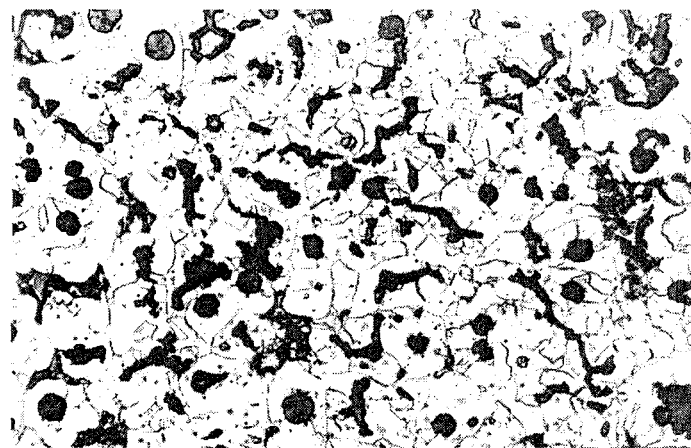


Figura 38: Na micrografia do material A com ataque químico para revelação da matriz observa-se o contorno do grão ferrítico e presença de perlita e carbonetos em alguns contornos de grão. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.

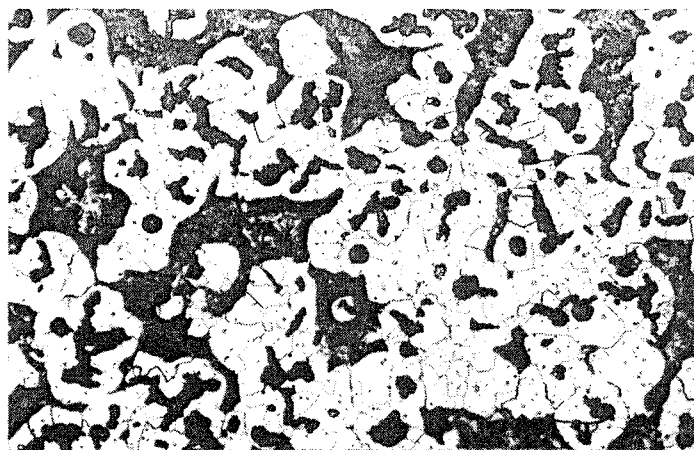


Figura 39: Observamos a microestrutura apresentada pelo material B, verifica-se que a quantidade de perlita e carbonetos é superior a apresentada pelo material A. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.

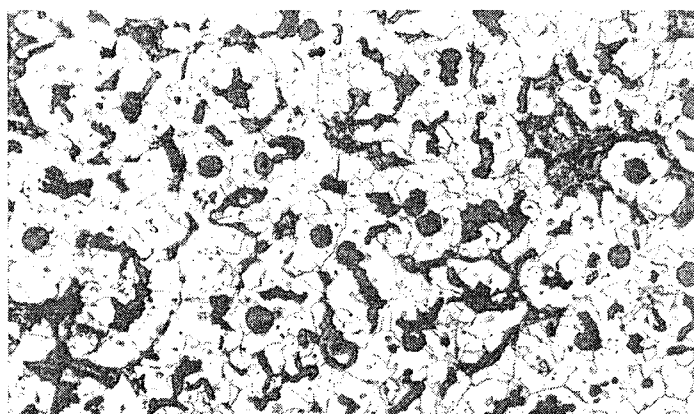


Figura 40: A micrografia do material C apresenta-se muito semelhante ao do material A, contorno do grão ferrítico em destaque e presença de perlita e carbonetos em alguns contornos de grão. Ataque com nital 2%, magnificação 200X.

Com base na análise metalográfica das amostras, quantificou-se, por comparação, a porcentagem de grafita em forma de vermes e a composição da matriz, porcentagens de ferrita, perlita e cementita, dos três tipos de materiais.

No momento da produção dos corpos de prova buscava-se a obtenção de *ferro fundido vermicular*, ou seja, no mínimo 80% da grafita na forma compacta, conforme especifica a norma. No entanto, comercialmente aceita-se até com 50% de nódulos. Nos corpos de prova aqui produzidos obtivemos grafita vermicular em torno de 60-70%, conforme mostram os resultados da *tabela XV*.

Tabela XV: Quantificação da porcentagem de grafita em forma de vermes e da porcentagem de ferrita, perlita e cementita na matriz dos três materiais de ferro fundido vermicular.

<i>Material</i>	<i>Grafita Vermicular (%)</i>	<i>Matriz (%)</i>		
		<i>Ferrita</i>	<i>Perlita</i>	<i>Carbonetos</i>
A	70	94	5	1
B	60	64	34	1 - 2
C	70	94	5	1

Os três materiais apresentaram tamanho da grafita entre 7 e 8, segundo a ASTM A-247. O alto CE apresentado pelos materiais A e C, não favoreceu a formação da grafita em forma de nódulos de forma superior ao material B, conforme mencionado na **REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**. Com efeito, o material B tem menor carbono equivalente e maior quantidade de grafita em nódulos. O molibdênio também não trouxe um refinamento de grão significativo para o material C, em comparação com os demais, como esperado. Provavelmente estes dois aspectos: a influência do CE na presença de grafita em nódulos e o refinamento da microestrutura pelo molibdênio, não foram confirmados devido a pequena espessura dos corpos de prova.

Os materiais caracterizaram-se, também, pequenos pontos randomicamente distribuídos pela matriz, evidente nas *figuras 35 a 37*, provavelmente decorrentes da presença de titânio na composição química.

Os baixos percentuais de perlita e carbonetos apresentados pelos materiais A e C devem-se a influência dos altos teores de silício e CE nas suas composições, em comparação ao material B. Por outro lado, esperava-se que o material C apresentasse um percentual de carbonetos elevado devido ao alto teor de molibdênio, no entanto como já dito, o conteúdo de carbonetos foi baixo.

4.1.3 Análise por Elétrons Secundários

Para investigar a presença de molibdênio na amostra C foi utilizado o recurso da análise por Elétrons Secundários em microsonda (EDAX Detecting Unit) que se encontra acoplada ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) XL 20 - Philips. Foram realizados dois tipos de análises: análise pontual e análise de varredura da

amostra objetivando detectar apenas o elemento molibdênio. A *figura 41* a seguir, apresenta uma imagem do material C e sua respectiva varredura mostrando que o molibdênio encontra-se nos carbonetos (pontos claros).

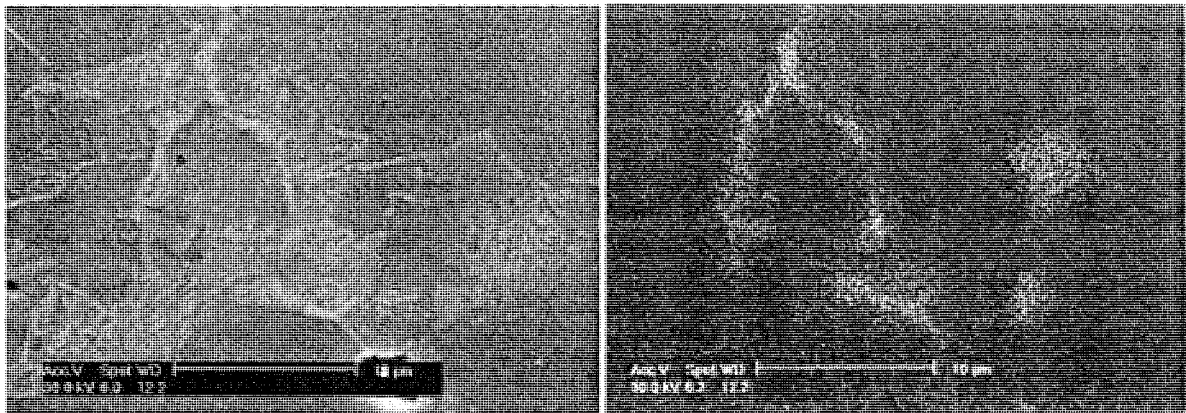


Figura 41: A primeira imagem apresenta uma região da matriz do material C contendo perlita e carbonetos. Na segunda imagem temos a varredura da amostra, onde os pontos brancos são sinais do elemento molibdênio detectado pela microsonda na varredura que coincidem com os carbonetos.

As *figuras 42 e 43* a seguir apresentam, respectivamente, uma imagem realizada no MEV indicando o local onde foi feita a análise pontual na microsonda, e o espectro respectivo. Para análise do espectro da *figura 43* vale saber que a linha de excitação $K\alpha$ do elemento molibdênio possui 17,44keV de energia. Então a presença de um pico nesta posição, aliado a presença da linha de excitação $K\beta$ (19,605keV) e da linha $L\alpha$ (2,293keV), indicam a presença de molibdênio. No entanto, a linha $L\alpha$ (2,293keV) é que realmente confirma a presença de molibdênio em virtude da voltagem de excitação utilizada ser maior do que 3 vezes o respectivo valor da linha de excitação.

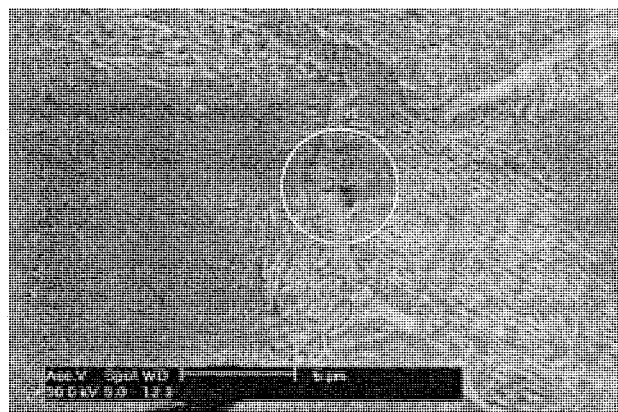


Figura 42: Imagem em detalhe de perlita e carbonetos indicando o local sobre o carboneto, onde foi realizada a análise pontual pela microsonda.

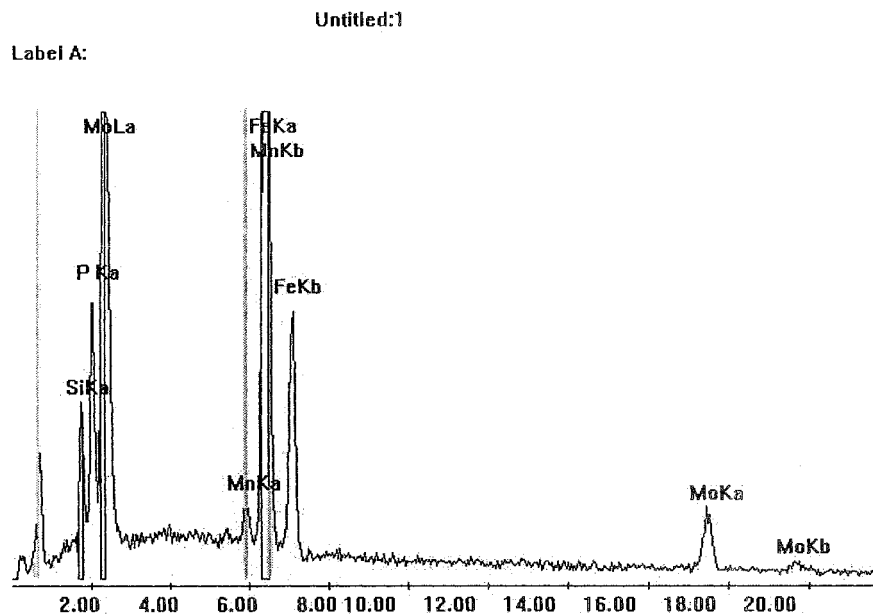


Figura 43: Espectro referente a análise pontual realizada no carboneto da figura 42. O eixo X apresenta energia em keV e o eixo Y a intensidade relativa de raio X.

4.1.4 Propriedades Mecânicas

Para a caracterização mecânica dos materiais foram realizados ensaios de tração, além de, medidas de dureza Brinell, convencionalmente utilizada em ferros fundidos, e Vickers para averiguação da dureza da ferrita. A *tabela XVI* apresenta estes resultados.

fundidos, e Vickers para averiguação da dureza da ferrita. A *tabela XVI* apresenta estes resultados.

Tabela XVI: Resultados de ensaios mecânicos nos três materiais de ferro fundido vermicular investigadas no teste de fadiga térmica.

<i>Material</i>	<i>Limite de Resistência à Tração (MPa)*</i>	<i>Limite de Escoamento, 0,2%(MPa)*</i>	<i>Dureza (HB)**</i>	<i>Microdureza da Ferrita (VH)***</i>
A	535	420	235	246,5
B	395	160	198	179,5
C	570	400	244	242,6

* Média de dois ensaios.

** Média de cinco medições, utilizando esfera de 5mm de diâmetro e carga de 750kg.

*** Média de quatro medições, utilizando carga de 100g.

Os elevados teores de silício apresentados pelo material A propiciaram valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento, dureza Brinell e dureza da ferrita (HV), muito próximos aos valores apresentados pelo material C. Este, no entanto, além de apresentar elevado teor de silício continha também um alto teor de molibdênio em sua composição.

4.2 Resultados dos Testes de Resistência à Fadiga Térmica

4.2.1 Caracterização dos Ciclos Térmicos

A partir dos dados registrados no sistema de aquisição de dados foi possível correlacionar valores de temperatura com tempo, representando os ciclos térmicos, para as diversas temperaturas de ensaio. A *figura 44* mostra um gráfico representativo dos ensaios de fadiga térmica.

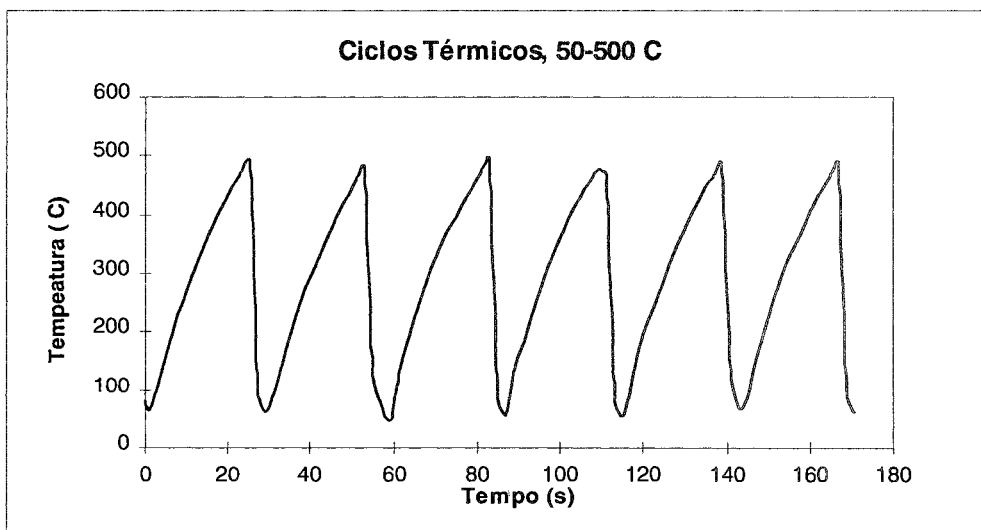


Figura 44: Ciclos de aquecimento e resfriamento do teste de fadiga térmica desenvolvido, com temperaturas entre 50 e 500°C.

4.2.2 Resultados dos Testes de Fadiga Térmica

Pôde-se observar, durante os testes, que a trinca ocorreu sempre na etapa de resfriamento. Isto porque, esta etapa apresentava uma taxa de resfriamento muito alta e, diferentemente da etapa de aquecimento, não permitindo o alívio das tensões. Vale registrar que a ruptura ocorria, muitas vezes, com emissão de som. A *tabela XVII*, a seguir, apresenta os resultados obtidos nos testes de fadiga térmica realizados.

Tabela XVII: Número de ciclos térmicos que resistiram os corpos de prova em ferro fundido vermicular em diferentes temperaturas máximas de ensaio.

<i>Temperatura Máxima do Ciclo</i>	<i>Material</i>	<i>Nº de ciclos para a Falha</i>		
		<i>Individual</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio Padrão</i>
50-550°C	A	11, 11, 12, 13	12	± 0,95
	B	14, 15, 17, 21	17	± 3,09
	C	22, 23, 24, 30	25	± 3,59
50-500°C	A	17, 18, 18, 26	20	± 4,19
	B	24, 27, 27, 31	27	± 2,87
	C	31, 36, 48, 52	42	± 9,87
50-450°C	A	21, 22, 27, 28	25	± 3,51
	B	32, 37, 39, 40	37	± 3,55
	C	42, 44, 50, 52	47	± 4,76
50-550°C *	A	--	--	--
	B	22, 25, 31	26	± 4,58
	C	56, 66, 77	66	± 10,50

* Ensaio com corpos de prova sem o canto vivo deixado pela usinagem dos rebaixos circulares - chanfrados.

Não foram realizados ensaios com corpos de prova chanfrados para o material A devido a falta de corpos de prova. Numa primeira análise fica evidente a influência do molibdênio na vida em fadiga térmica, devido aos valores apresentados pelo material C e da geometria dos corpos de prova, sendo os chanfrados mais resistentes que os demais. Discussões mais detalhadas serão apresentadas no **Capítulo 5**.

Vale ressaltar a reprodutibilidade dos resultados obtidas nos testes. Como podemos ver na tabela acima o desvio padrão dos resultados individuais, na grande maioria não ultrapassaram 5.

A partir dos resultados foi possível correlacionar o número de ciclos médios necessários para que ocorresse a falha do corpo de prova com a temperatura máxima do ciclo e correlacionar, também, o número de ciclos médios que resistiram os corpos de prova chanfrados e não chanfrados em relação ao teor de molibdênio, *figuras 45 e 47*.

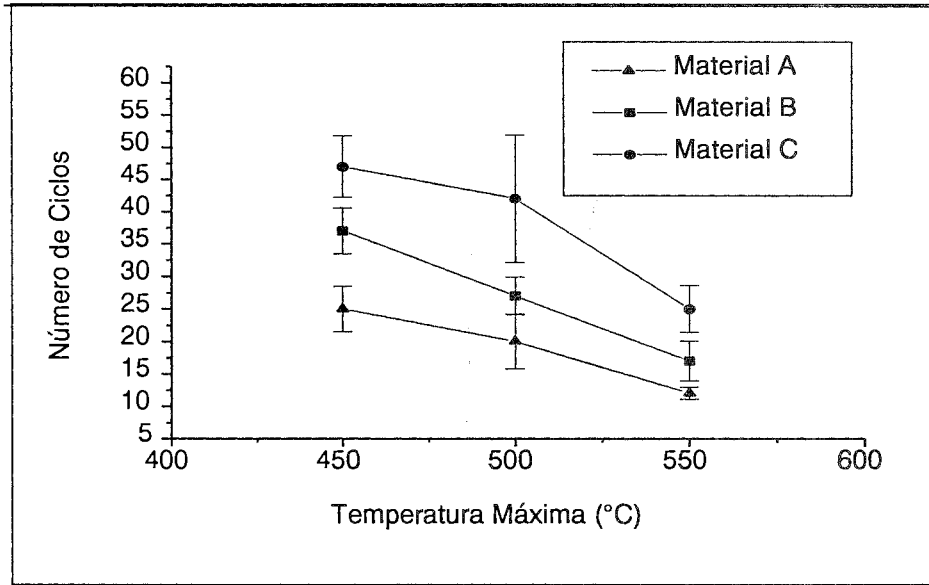


Figura 45: Relação do número de ciclos térmicos médios necessários para o surgimento de trinca pela temperatura máxima do ciclo, para cada material, indicando a dispersão.

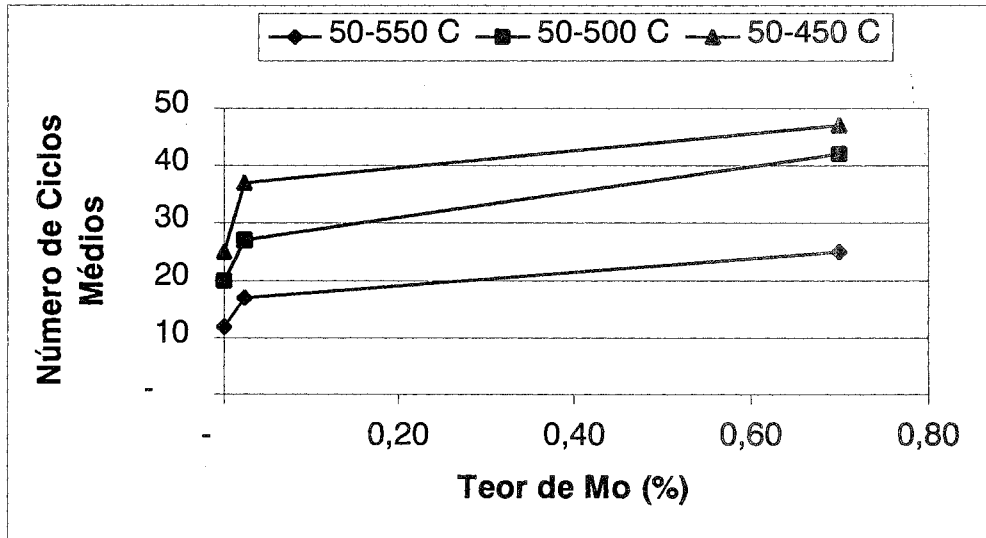


Figura 46: Relação do número de ciclos térmicos médios necessários para o surgimento de trinca pelo teor de molibdênio.

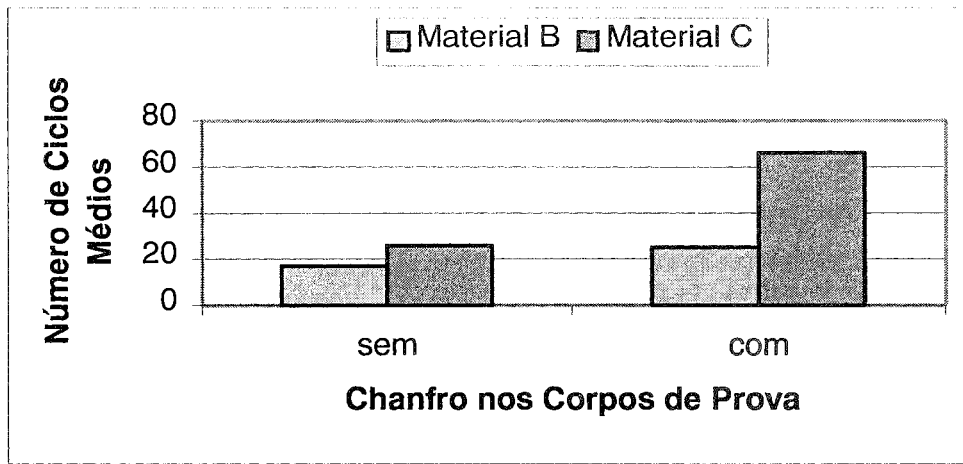


Figura 47: Relação entre o número de ciclos médios necessário para falha e a influência do chanfro nos corpos de prova, para os materiais B e C.

4.2.3 Análise Metalográfica e Registros Fotográficos dos Resultados

Após constatada a falha, os corpos de prova foram submetidos à análise macrográfica e micrográfica realizada em diversas etapas.

Etapa 1. Após serem submetidos a diversos ciclos térmicos os corpos de prova apresentavam aspecto macroscópico como o registrado na *figura 48*. Outros aspectos das trincas são apresentados pelas *figuras 49 e 50*, detalhes observados no MEV.

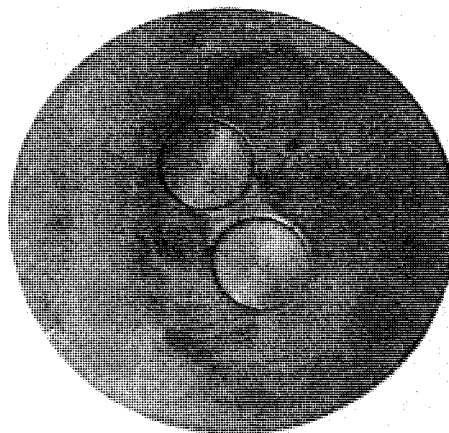


Figura 48: Aspectos típicos de um corpo de prova após ensaio de fadiga térmica. Apresenta em algumas regiões coloração azulada característica de material que recebe tratamento térmico e, regiões com coloração “acobreada” decorrente da oxidação gerada na etapa de resfriamento. Corpo de prova chanfrado.

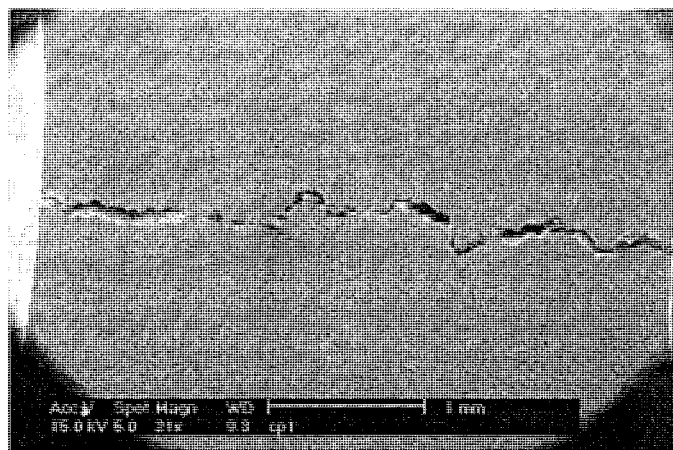


Figura 49: Aspecto de trinca unindo os dois rebaixos de usinagem apresentada por um corpo de prova do material C, após 31 ciclos térmicos com temperatura máxima do ciclo de 550 °C. Superfície polida após o ensaio, corpo de prova com canto vivo da usinagem.

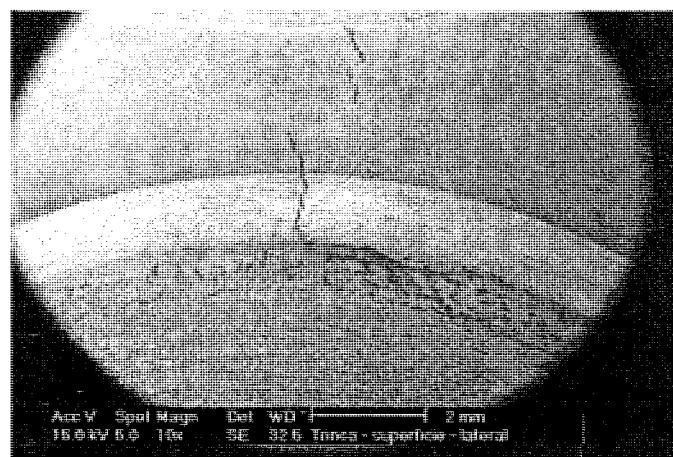


Figura 50: Outro aspecto de uma trinca unindo os rebaixos de usinagem, desta vez a trinca apresenta um caminho de propagação bem sinuoso. Verifica-se que a trinca propaga não só na superfície como também na parede lateral deixada pela usinagem. Material A após 17 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500°C, corpo de prova com canto vivo de usinagem.

Etapa 2. As micrografias das *figuras 51 a 53* apresentam a matriz de corpos de prova fadigados na temperatura máxima do ciclo, de 550°C. Observando as figuras verifica-se que não houve alteração na microestrutura, tal como esferoidização ou decomposição da perlita, após os ensaios de fadiga térmica. Devido ao curto tempo de exposição dos materiais à temperaturas elevadas como de 550°C e/ou as baixas temperaturas de ensaio.

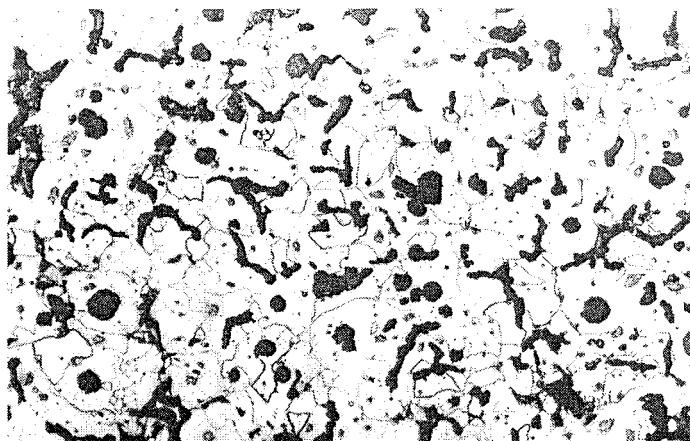


Figura 51: Microestrutura apresentada por um corpo de prova do material A após ensaio de fadiga térmica. Não apresentou alteração quanto as quantidades de perlita e carbonetos, em relação ao material bruto de fusão. Ataque nital 2 %, magnificação 200X.

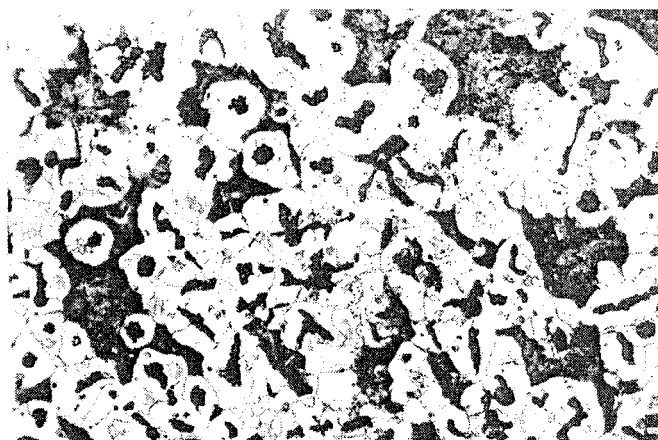


Figura 52: Micrografia de um corpo de prova do material B após ensaio de fadiga térmica. Também manteve a microestrutura do material bruto de fusão. Ataque nital 2 %, magnificação 200X.

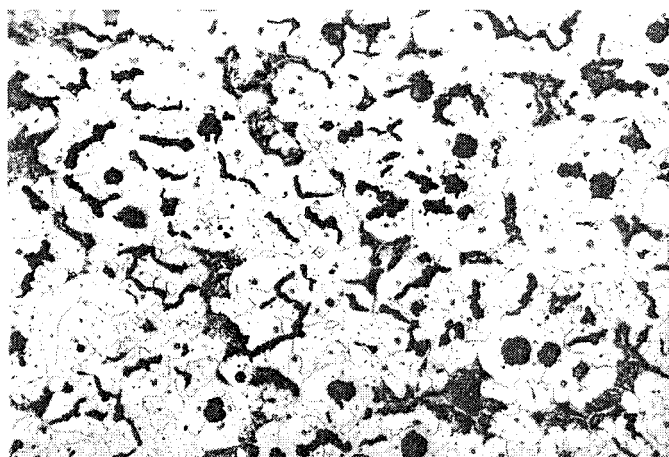


Figura 53: Esta imagem mostra que também o material C não apresentou alteração microestrutural. Ataque nital 2 %, magnificação 200X.

Etapa 3. As fraturas de alguns corpos de prova foram fotografadas utilizando lupa Stemi SV 11 – Zeiss de baixo aumento, *figuras 54 a 57.*

Observa-se que a fratura por fadiga térmica inicia nos cantos deixados na face usinada e propaga-se de forma irregular para a base. O início da propagação da fratura apresenta-se sempre bem oxidado, devido ao resfriamento por jato d'água ao qual era submetido o corpo de prova durante os ciclos térmicos. Em alguns corpos de prova a fratura ultrapassa a espessura do corpo de prova (*figura 56*), em outros não (*figuras 54, 55 e 57*). Na *figura 54* observa-se uma faixa clara que determina o final da propagação da trinca, menos oxidada que no início, após esta linha a fratura é característica de uma fratura causada por uma sobrecarga aplicada após o ensaio. Esta sobrecarga foi utilizada, em alguns corpos de prova, para possibilitar a análise da superfície formada pela fratura, em diversos corpos de prova.

Na fractografia da *figura 56*, apenas na extremidade inferior da foto a superfície é mais rugosa devido a fratura por sobrecarga final. Ainda, perto da face usinada há uma concentração de microrrechupes. Os microrrechupes foram encontrados em muitos corpos de prova analisados. Já, a imagem da *figura 57* mostra uma superfície de propagação de fadiga térmica não uniforme, caracterizada pela região escura.

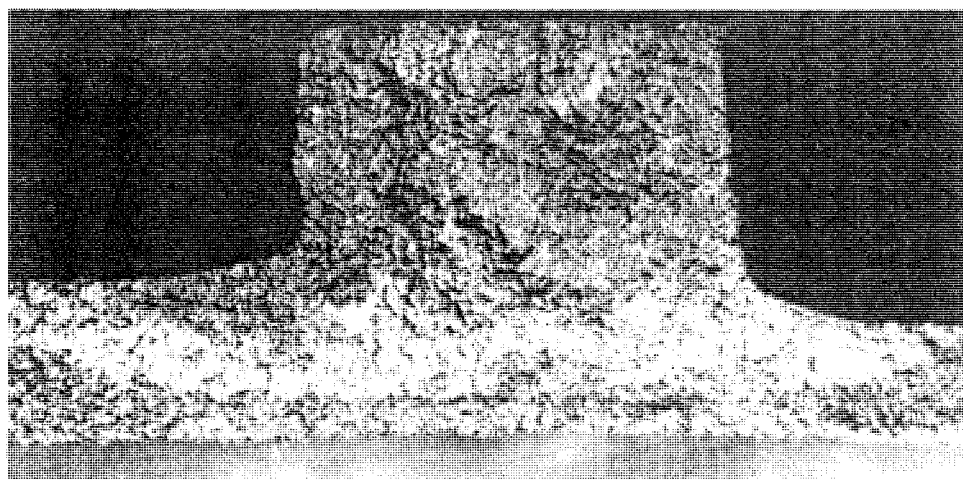


Figura 54: Aspecto da fratura de um corpo de prova do material B, que resistiu a 27 ciclos, em um ensaio com temperatura máxima do ciclo de 500 °C. A faixa clara elíptica indica onde cessou a propagação da trinca. Aumento 14X.

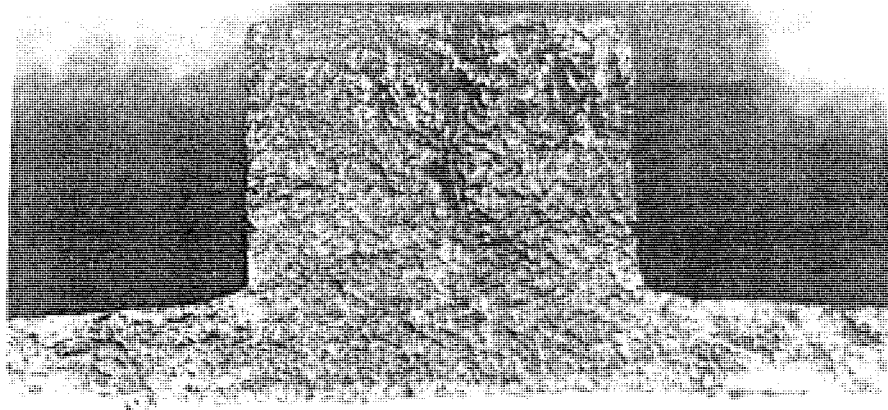


Figura 55: Fractografia apresentada pelo material C, após 30 ciclos, com temperatura máxima de 550°C. A fratura propagou-se por toda espessura. Aumento 12,5X.

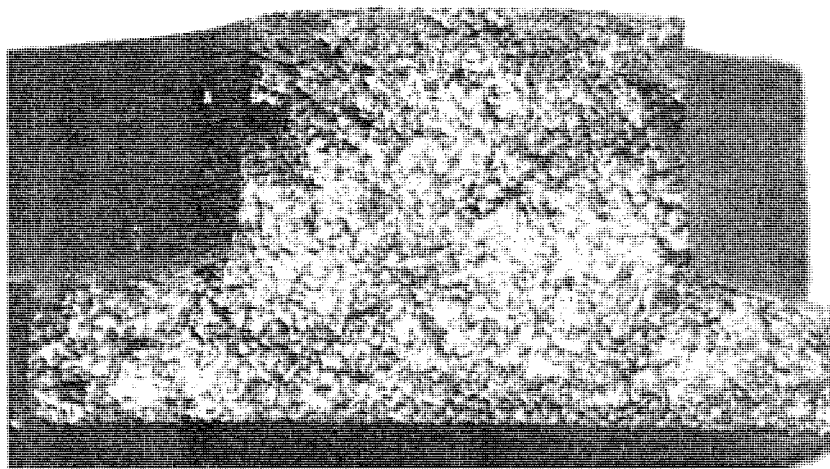


Figura 56: Observando esta fractografia do material A verifica-se que a propagação deu-se apenas nos dois cantos usinados, caracterizada pelas zonas mais escuras, após 18 ciclos, com temperatura máxima do ciclo de 500°C. Aumento 14X.

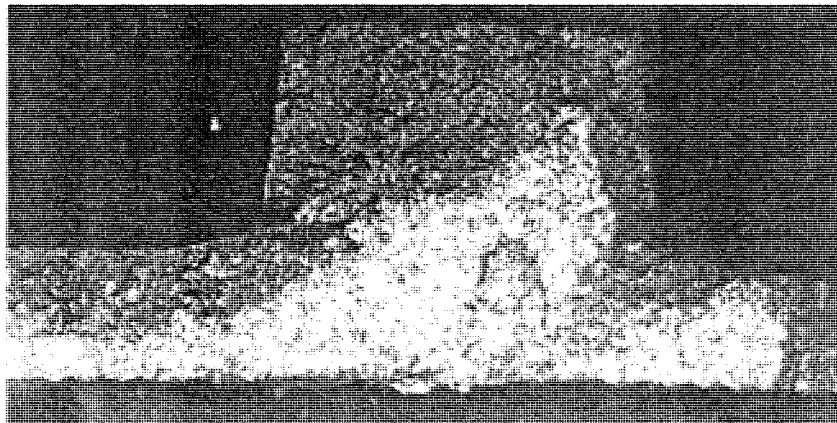


Figura 57: Aspecto da fratura de um corpo de prova do material B, que resistiu a 17 ciclos, com temperatura máxima do ciclo de 550°C. A fratura apresenta uma propagação não uniforme. Aumento 12X.

Etapa 4. As figuras 58 a 61, apresentam imagens feitas no MEV.

A figura 58 apresenta uma imagem da superfície oxidada de uma trinca. Pode-se constatar a presença de carepa e de seu descolamento em algumas regiões em torno da trinca.

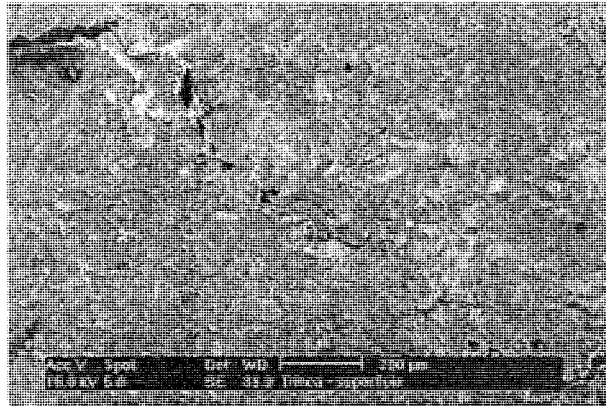


Figura 58: Aspecto da superfície oxidada da trinca, material C, após 24 ciclos térmicos com temperatura máxima de 550°C. Verifica-se na extremidade superior da trinca desprendimento da carepa.

Analisando as fractografias, das figuras 59 a 61 verifica-se que as fraturas foram predominantemente frágeis. Os micromecanismos das fraturas apresentadas por todos os materiais, invariavelmente, contêm *facetas frágeis* indicadas nas figuras pela letra **a**, *bordas de cisalhamento* também conhecido como *rasgamento*, indicado nas figuras pela letra **b**, e ainda aspectos de *quase clivagem* indicados nas figuras pela letra **c**.

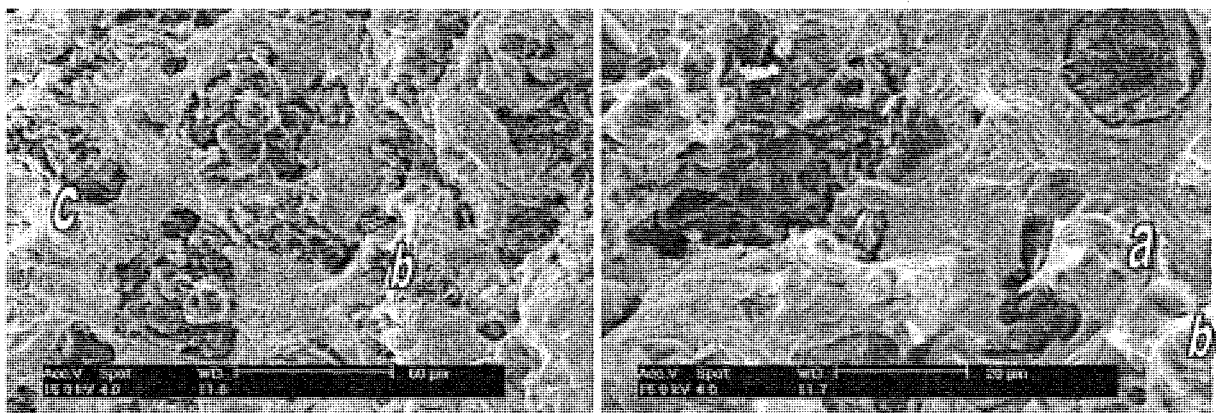


Figura 59: Aspectos da fratura do material A, que apresentou trinca passante de uma face a outra após 17 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500°C. Na primeira imagem, com menos aumento, podemos identificar *bordas de cisalhamento* (b), e *quase clivagem* (c). Já na segunda imagem com mais aumento, encontramos *facetas frágeis* (a) e também *bordas de cisalhamento* (b).

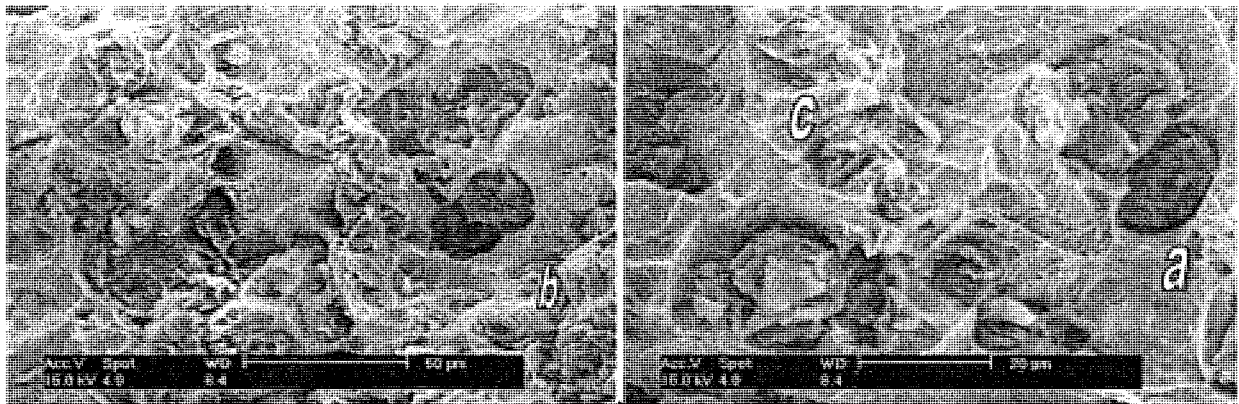


Figura 60: Estas imagens mostram aspectos da fratura apresentada pelo material B, com *bordas de cisalhamento (b)*, para menor aumento e *quase clivagem (c) e facetas frágeis (a)*, para a imagem com mais aumento. Este corpo de prova apresentou trinca superficial após 27 ciclos térmicos com temperatura máxima de 500 °C.

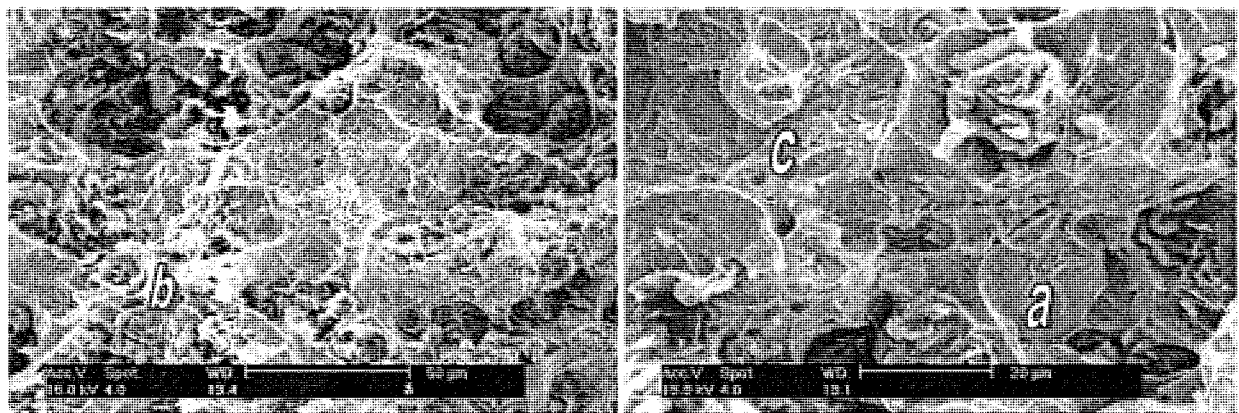


Figura 61: Fractografias de um corpo de prova do material C, que apresentou trinca superficial após 22 ciclos térmicos com temperatura máxima de 550 °C. Analisando estas imagens encontramos *bordas de cisalhamento (b)*, para menor aumento e *quase clivagem (c) e facetas frágeis (a)*, para a imagem com maior aumento.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Esta discussão está voltada a avaliar a influência de três variáveis na resistência à fadiga térmica. São elas:

1. *composição química*: teores de Si e Mo.
2. *condições dos testes*.
3. *geometria dos corpos de prova*.

5.1 *Composição Química*

Os resultados dos testes para avaliar a fadiga térmica realizados com os três materiais distintos encontram-se na *tabela XVII* e graficados nas *figuras 45 a 47*. De acordo com estes resultados, para estas condições de ensaio conclui-se:

1. *Influência do Teor de Silício na Resistência à Fadiga Térmica*

A influência do teor de silício pode ser analisada comparando entre si o comportamento em fadiga térmica dos materiais A e B (o material A possui teores de silício bem superior ao material B). O baixo teor de silício favoreceu a formação de uma quantidade maior de perlita no material B garantindo um melhor desempenho na vida em fadiga térmica deste material, em média 1,4 vezes superior.

No caso em questão, o baixo teor de silício, que refletiu no elevado teor de perlita, mostrou-se mais significativo, na resistência a fadiga térmica, que o teor de CE e os limites de resistência à tração e alongamento apresentados pelos materiais. Uma vez que o material A apresentou elevado teor de CE, limite de resistência à tração e limite de escoamento em comparação com B, o que segundo a Bibliografia consultada deveria favorecer a vida em fadiga térmica, no entanto o material A resistiu menos.

2. Influência do Teor de Molibdênio na Resistência à Fadiga Térmica

A influência do teor de molibdênio, por sua vez, pode ser analisada verificando o comportamento em fadiga térmica dos materiais A e C, em particular (composições com teor de Si e CE muito próximos). O material C, com 0,7% de Mo, apresentou comportamento em média 2 vezes superior ao material A, isento de molibdênio.

O aumento da vida em fadiga térmica propiciado pelo molibdênio pode-se atribuir basicamente a dois fatores, mencionados por Honeycombe^[18]:

a. O molibdênio atua como um ancorador do tamanho de grão, ou seja, ele propicia um refino na microestrutura, aumentando assim a resistência do material, uma vez que quanto menor o tamanho do grão maior a resistência mecânica.

b. O molibdênio é um elemento conhecido por possuir eficiente efeito de endurecimento por solução sólida substitucional, precipitando em contornos de grão. Desta forma, além de refinar o grão como dito no item **a.**, ele dificulta o movimento das discordâncias, pois provoca uma distorção do reticulado, aumentando a resistência do material.

No estudo em questão, o aspecto apresentado no item **b.**, *endurecimento por solução sólida substitucional*, parece ser o mais significativo para justificar a elevada resistência a fadiga térmica apresentada pelo material C. Pois o molibdênio não trouxe grandes refinamentos microestruturais devido a pequena espessura do corpo de prova. Com efeito, o que deve ter influenciado mais fortemente nesta resistência, então, foi o endurecimento por solução sólida provocado por este elemento.

5.2 Condições dos Testes

Analisando também a *tabela XVII* e o gráfico da *figura 46*, verifica-se que quanto maior a temperatura máxima do ciclo térmico, menor é a vida em fadiga térmica nas condições específicas em que o ensaio foi realizado.

A temperatura final implica na severidade do ciclo térmico. Com o aumento da temperatura máxima ocorre um aumento nas tensões de compressão geradas no aquecimento (devido a dilatação). Como a alta taxa de resfriamento a qual eram submetidos os corpos de prova não permitia, devido ao curto espaço de tempo, o alívio destas tensões, ocorrendo então uma contração violenta no corpo de prova (tração), favorecendo a ruptura.

Por este motivo quanto maior a temperatura máxima do ciclo, menor foi a vida em fadiga térmica. Os corpos de prova resistiram em média 1,62 vezes mais quando a temperatura máxima do ciclo passou de 550°C para 500°C e, em média a vida em fadiga térmica dobrou quando a temperatura passou de 550°C para 450°C

5.3 Geometria dos Corpos de Prova

Analisando os resultados dos ensaios apresentados na *tabela XVII* e graficados na *figura 47*, para a temperatura máxima de 550°C, para corpos de prova com o canto vivo deixado pela usinagem e corpos de prova com este canto chanfrado, verifica-se que a eliminação do canto vivo aumentou a vida em fadiga térmica dos corpos de prova em 1,5 vezes para o material B e 2,6 vezes para o material C. O aumento da vida ocorreu devido ao fato que o canto vivo é uma região crítica, um concentrador de tensões que favorece a nucleação das trincas e, com a eliminação deste, a resistência à fadiga térmica aumenta.

Assim como a influência dos rebaixos é representada pela variável do *fator de forma* na equação 2, a qual avalia a fadiga térmica, os chanfros passam a compor esta variável, afetando os resultados de resistência a fadiga térmica de forma positiva.

6 CONCLUSÕES

Para as condições do ensaio desenvolvido pode-se concluir que:

1. O molibdênio aumentou a resistência à fadiga térmica dos corpos de prova por endurecimento por solução sólida.

2. O alto conteúdo de perlita, em comparação com os demais materiais, decorrente do baixo teor de silício, aumentou vida em fadiga térmica dos corpos de prova, quando comparado ao material com teores de silício e CE próximos.

3. Quanto maior a temperatura máxima em um ciclo térmico, menor a resistência à fadiga térmica, devido ao aumento das tensões geradas e ao curto espaço de tempo para aliviá-las. Ou seja o número de ciclos que precedem a falha varia inversamente com a temperatura

4. A geometria também apresentou influência na vida em fadiga térmica dos corpos de prova. Com a eliminação do canto vivo do corpo de prova houve aumento da vida em fadiga térmica.

5. A metodologia desenvolvida para o ensaio mostrou-se eficiente para avaliar as três variáveis em questão: *composição química, teores de Si e Mo; condições dos testes e geometria dos corpos de prova.*

7 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

1. Monitorar o nucleação e propagação das trincas, para com base nisto determinar o momento exato para interromper o teste do corpo de prova.
2. Monitorar as tensões geradas durante o aquecimento e o resfriamento dos ciclos.
3. Monitorar a temperatura nas duas faces (face aquecida e face resfriada).
4. Testar composições com teores de molibdênio com valores médios entre 0,023 e 0,7%.
5. Fazer tratamento de ferritização nos materiais que apresentarem um teor de perlita elevado para trabalhar com materiais com matriz ferrítica.
6. Medir o módulo de elasticidade dos materiais e correlacionar com a resistência à fadiga térmica.
7. Medir a condutividade térmica dos diferentes materiais e também correlacionar com a resistência à fadiga térmica.
8. Compreender o mecanismo de ruptura visando estimar situações de maior solicitação de um material.
9. Fabricar coletores de gases de combustão com composição normal (composição A) aos produzidos e com alto teores de silício e molibdênio (composição C) e acompanhar a vida útil ou submetê-los a testes em bancada.

8 BIBLIOGRAFIA

[1] FULLER, A.G.; SANTOS, A.B. de S. “Propriedades Físicas e Mecânicas de Ferros Fundidos com Grafita Compacta - Parte 1 ” - **Revista Metalurgia & Materiais**; março 1997, p 136- 140.

[2] GUNDLACH, R.B. - “Elevated - Temperature Properties of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components” - **AFS Transactions**, volume 86, 1978, p 55-64.

[3] FULLER, A.G.; SANTOS, A.B. de S. - “Propriedades Físicas e Mecânicas de Ferros Fundidos com Grafita Compacta - Parte 2 ” - **Revista Metalurgia & Materiais**; abril 1997 - p 201-206.

[4] ROEHRIG, K. - “Thermal Fatigue of Gray and Ductile Irons” - **AFS Transactions**, volume 86, 1978, p 75-88.

[5] FUOCO, R.; ALBERTIN, E.; AZEVEDO, C.R. F. - “Efeito da Inoculação na Formação da Grafita Vermicular em Ferros Fundidos” - **42º Congresso Anual da ABM**, outubro, 1987, volume IV, p 137-152.

[6] SANTOS, A.B.S.; COSTA, P.H.C.; ALBERTIN, E.; TAVARES, M.T. - “Ferro Fundido Vermicular. Obtenção, Microestruturas e Propriedades Mecânicas” - **Metalurgia - ABM** - junho, 1980, volume 36, nº 267, p 73-79.

[7] CHIAVERINI V. -**Aços e Ferros Fundidos**, Publicação da ABM, 1982, Quinta Edição.

[8] HENRY, S.D; REIDENBACH, F.; DAVIDSON, G.M.; BORING, R.L. e SCOTT, W.W.- **ASM Specialty Handbook – Cast Irons** – Editado por J. R. Davis – Davis & Associate - 1996

[9] ZEIGLER, K.R.; WALLACE, J.F. - “The Effect of Matrix Structure and Alloying on the Properties of Compacted Graphite Iron”- **AFS Transactions**, 1984, volume 92, p. 735-748.

[10] DAWSON, S.; WÜRTEMBERG, J. M. von - “Experiências Práticas com Ferro Fundido de Grafita Compactada como Material para Componentes Automotivos” - **SinterCast**, fevereiro, 1994.

- [11] DAWSON, S. - “O Processo SinterCast e o Ferro Fundido de Grafita Compacta (Ferro Fundido Vermicular)”, **BCIRA**, abril, 1994.
- [12] WÜRTEMBERG, J. M. von - “Argumentos Ecológicos para uma Aplicação Maior do Ferro Fundido de Grafita Compacta”- **SinterCast**, fevereiro, 1994.
- [13] MARQUARD,R.; SORGER, H e McDONALD, M. – Crank it up – New Materials Create New Possibilities” – **Engine Techonology International** – Edição 2/98 – p 58-60.
- [14] PIESKE, A.; CHAVES FILHO, L. M.; e REIMER, J.F. -**Ferros Fundidos Cinzentos de Alta Qualidade** - Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville, SC, Quarta Edição, 1985.
- [15] PIESKE, A.; CHAVES FILHO, L. M.; CASTRO, C.P.; ASSADA, F. - “Obtenção de Ferros Fundidos com Grafita Vermicular” - **Metalurgia - ABM**, junho, 1977, volume 33, n^o 235, p 333-340.
- [16] STEFANESCU, D.M. - **Metals Hanbook - Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, volume 1 - Nona Edição.
- [17] COSTA, P.H.C.; GOOSSENS, L.J.M.; SANTOS, A.B.S.; GENTIL Jr, F.F.; NASCIMENTO, V.M. - “Efeitos do Molibdênio em Ferros Fundidos Brancos com 1,5%Cr ” - **XXXV Congresso Anual da ABM**, 1980, volume 3, p 295-310.
- [18] HONEYCOMBE, R.W.K. - **Aços Microestrutura e Propriedades** - Editado por Fundação Calouste Gulbenkian, 1980.
- [19] CARMO, D.J. do; COSTA, E. - “Verificação de Parâmetros que Determinam Propriedades”- **Revista Metalurgia & Materiais**, outubro, 1996, p 576-579.
- [20] DAWSON, S. - “Propriedades Operacionais do Ferro Fundido de Grafita Compactada (CGI): Feedback de Programas de Teses em Andamento” - **SinterCast**, fevereiro, 1994
- [21] BECKERT, E.A.; DURAN, P.V. - “Efeito de Algumas Variáveis de Processo na Fabricação de Ferros Fundidos Vermiculares Obtidos a Partir de Tratamentos com Terras Raras” - **Metalurgia - ABM**, agosto, 1986, volume 42, p 555-563.

- [22] DIETER, G. E. - **Metalurgia Mecânica**, Segunda Edição, Editora Guanabara, 1981.
- [23] SANTOS, A..B.S.; BRANCO, C.H.C. e VIEIRA, R.R. -**Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares** - IPT - Instituto de Pesquisa Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. - 1989.
- [24] WALTON, C.F. e OPAR, T.J. - **Iron Casting Handbook** - Covering data on Gray, Malleable, Ductile, White, Alloy and Compacted Graphite Irons, Publicado por Iron Casting Society, Inc; 1981, p 416-427.
- [25] FUOCO, R.; ALBERTIN, E.; AZEVEDO; C.R.F. - “Efeito do Carbono Equivalente na Morfologia da Grafita e na Microestrutura de Ferros Fundidos Vermiculares”- **Metalurgia ABM**, setembro, 1989, volume 45, nº 382, p 914-921.
- [26] DAWSON, S. - “Propriedades Mecânicas e Físicas do Ferro Fundido de Grafita Compactada (CGI) sob Temperaturas Elevadas” - **SinterCast**, fevereiro, 1994.
- [27] VAN VLACK, L.H. - **Princípio de Ciência dos Materiais** - Editora Edgard Blücher Ltda, 1990, Primeira Edição, 9ª Reimpressão.
- [28] GUNDLACH, R.B. - “ The Effects of Alloying Elements on the Elevated Temperature Properties of Gray Irons” - **AFS Transactions**, 1983, volume 91, p 389-422.
- [29] NOGUCHI, T. ; MUROGA, T. ; MINOYA, K. e NAYUKI, H. - “ Thermal Deformation Charateristics of Low Thermal Expansion Cast Irons with Various Garphite Shapes” - **AFS Transactions**, 1990, volume 98, p 287-293.
- [30] GUNDLACH, R.B. - “Thermal Fatigue Resistance of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components” - **AFS Transactions**,1979, volume 87, p 551-560.
- [31] RIPOSAN, I. ; CHISAMERA, M. ; SOFRONI, L. - “ Contribution to the Study of Some Technological and Applocational Properties of Compacted Graphite Cast Iron” - **AFS Transactions**, 1985, volume 93, p 35-48.
- [32] MONROE, R.W.; BATES, C.E. - “Some Thermal and Mechanical Properties of Compacted Graphite Iron” - **AFS Transactions**, 1982, volume 90, p 615-624.

[33] STEFANESCU, D.M. - **ASM Handbook - Casting**, volume 15, Nona Edição, 1988, p 667-677.

[34] PARK, Y.J.; GUNDLACH, R.B.; JANOWAK, J.F. - "Effects of Molybdenum on Thermal Fatigue Resistance of Ductile and Compacted Graphite Irons" - **AFS Transactions**, 1987, volume 95, p 267-272.

[35] SHEA, M.M. - "Influence of Composition and Microstructure on Thermal Cracking of Gray cast Iron" - **AFS Transactions**, 1978, volume 86, p 23-30.

[36] PARK, Y.J. ; GUNDLACH, R.B. ; THOMAS, R.G. e JANOWAK, J.F. - "Thermal Fatigue Resistance of Gray and Compacted Graphite Irons" - **AFS Transactions**, 1985, volume 93, p 415-422.