MARCOS MACHADO MATSUMOTO

ESTUDO SOBRE A RESISTÊNCIA À CICLAGEM TÉRMICA DOS FERROS FUNDIDOS DE ALTO CROMO E DO AÇO FERRAMENTA AISI D2

São Paulo

2011

MARCOS MACHADO MATSUMOTO

ESTUDO SOBRE A RESISTÊNCIA À CICLAGEM TÉRMICA DOS FERROS FUNDIDOS DE ALTO CROMO E DO AÇO FERRAMENTA AISI D2

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para a obtenção do
Título de Mestre em Engenharia

São Paulo
2011

MARCOS MACHADO MATSUMOTO

ESTUDO SOBRE A RESISTÊNCIA À CICLAGEM TÉRMICA DOS FERROS FUNDIDOS DE ALTO CROMO E DO AÇO FERRAMENTA AISI D2

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para a obtenção do
Título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração.
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Livre-Docente Hélio Goldenstein

São Paulo
2011

“O gênio consiste em um por cento de inspiração e noventa e nove por cento de transpiração.”

(Thomas A. Edison).

DEDICATÓRIA

Aos meus avôs *Silvio Machado* e
Toyoishi Matsumoto (in memorian).

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador professor *Dr. Hélio Goldenstein* pela oportunidade, ensinamentos e confiança na conclusão deste trabalho.

Ao *Dr. Eduardo Albertin* por me acolher em sua equipe de trabalho, pelos esforços para minha utilização das dependências do IPT, pelo apoio profissional e pessoal, e, enfim por ser um dos principais responsáveis pela minha formação.

A *Dr. Claudia Regina Serantoni* pela ajuda inestimável na realização deste trabalho por meio de discussões, sugestões e apoio sem os quais a conclusão desse trabalho seria impossível.

Aos meus amigos *Dr. Mario Vitor Leite* e *MSc. Gilson Teixeira Cornélio* sempre dispostos a ajudar e por permitirem aprender durante esse tempo de convívio.

Aos *Prof. Dr. Amilton Sinatora pelo* apoio na obtenção de recursos para a realização dos ensaios.

Ao *Dr. Philip von Pritzelwitz* que me inseriu ao mundo da simulação por elementos finitos.

A *Elis Almeida Melo* pelo carinho, compreensão e auxilio sempre que necessário.

Aos meus pais Edna e Paulo pelo privilégio de ter uma educação deste nível.

A todos os amigos do IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo e da EPUSP – Escola Politécnica do Estado de São Paulo.

RESUMO

Este estudo apresenta uma abordagem para a avaliação do comportamento de um ferro fundido branco de alto cromo e um aço ferramenta AISI D2 submetido a ciclos térmicos. Para a realização do estudo foi desenvolvido um procedimento para ensaios de fadiga térmica submetidos a números de ciclos variados, usando para aquecimento um sistema indutivo e para resfriamento um tanque de água. Devido a complexidade dos fenômenos envolvidos, um modelo de elementos finitos foi elaborado para a solução do campo de temperaturas e tensões superficiais atuantes. O controle da tensão superficial atuante foi realizado por meio da mudança de geometria do corpo de prova, sendo esta geometria resultante de teste por simulação computacional. Os corpos de prova foram caracterizados quando a sua microdureza e fração volumétrica de carbonetos antes do ensaio e após ensaio foram caracterizados quanto a sua microdureza, número e profundidade das trincas. O regime de propagação durante os primeiros 50 ciclos foi controlado por mecanismo de fadiga de baixo ciclo, exibindo as maiores velocidade de propagação das trincas e o regime de propagação depois dos 50 ciclos foram controlados por mecanismos de fadiga de alto ciclo. A nucleação das trincas ocorreu predominantemente pela interface matriz/carboneto e pelo próprio carboneto, sendo a propagação das trincas predominantemente pela interconexão de carbonetos fraturados na superfície do material e predominantemente na interface matriz carboneto em camadas mais profundas do corpo de prova. Os resultados obtidos mostraram uma boa correlação entre o ensaio e o modelo numérico, permitindo uma maior confiabilidade para execução do modelo mecânico subsequente. Baseado nos resultados foi possível propor uma metodologia para a avaliação de ambos materiais submetidos a ciclos térmicos.

Palavras chave: Ciclagem térmica, ferro fundido branco de alto cromo, aço ferramenta AISI D2

ABSTRACT

This study presents an approach to evaluate the behavior of high chromium white cast iron and AISI D2 tool steel submitted at thermal cycles. It was developed a procedure for a thermal fatigue test in different times of cycles were done, using induced heating and water cooling. Due to the complexity of the phenomena involved, a FEM study was performed for solving the temperatures and superficial stresses fields. The control of superficial stress was done by changing the geometry of the test specimens, what was defined by computational simulation. The test specimens were evaluated the microstructure, microhardness and carbides contends before the test. After the test were evaluated microhardness, amount and depth of thermal fatigue cracks. The propagation during the earlier cycles was defined by mechanics of low cycle instead of after 100 cycles that was defined by mechanics of high cycle fatigue. This mechanics was observed by crack velocity analyses in both periods. The nucleation of thermal fatigue cracks initiate mostly at the matrix/carbide interface or at the carbide itself, being the cracks propagation was mainly by the interconnection of fractured carbides at surface and mainly at the interface matrix/carbide in the inner layer of the specimens test. The results obtained showed an adherence between the test and the numerical model, allowed a greater reliability to the subsequent mechanical model. Based on the results was possible propose a methodology for evaluation of both materials subjected a thermal cycles

Keywords: Thermal cycling, high chromium white cast iron, AISI D2 tool steel

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1- Distribuição típica de deformação (ε) em função da profundidade x causada pelas cargas oriundas de um ciclo térmico. 23

Figura 2- Dano em corpo de prova simulando uma tubulação submetida a ciclos térmicos, revelados por teste de liquido penetrante [9]. 24

Figura 3- Ilustração esquemática de tensão/deformação de um ciclo térmico entre temperaturas T_1 e T_2 (T_2>T_1). Início do ciclo no ponto zero. σ_1 e σ_2 são respectivamente o limite de escoamento a T_1 e T_2. Adaptada da referência [21]. 30

Figura 4- Efeito da temperatura máxima na taxa de propagação das trincas térmicas. Adaptada da referência[26]. 33

Figura 5- Ilustração esquemática mostrando os ciclos térmicos realizados durante o ensaio de fadiga termomecânica. Adaptado da referência [27]. 33

Figura 6- Efeito da presença de subciclos na vida sob fadiga termomecânica. Adaptada da referência [27]. 34

Figura 7- Efeito do raio de curvatura e o tamanho do corpo de prova sobre a profundidade da maior trinca em função do número de ciclos (a). Os corpos de prova A e B apresentam o mesmo tamanho, mas raios de curvatura diferentes (r_A<r_B). Os corpos de prova B e C apresentam tamanhos diferentes (T_C>T_B), e raios de curvatura iguais (b). Adaptada da referência [28]. 35

Figura 8- Ilustração esquemática de um carregamento em fase e fora de fase.....36

Figura 9- Comparação dos ensaios de fadiga termomecânica em fase (IP) e fora de fase (OP) sob atmosfera hélio e ar. Adaptada da referência [29]. 36

Figura 10- Projeção da superfície liquidus do diagrama Fe-Cr-C. (a) proposto por Jackson [34], (b) proposto por Thorpe e Chicco [35]. 37

Figura 11- Ilustração do progresso da reação eutética em um ferro fundido branco de alto cromo hipoeutético com composição 18,37% de cromo e 3,04%. (a) formação de dendritas de austenita pró-eutética, (b) início da reação eutética, (c) meio da reação, (d) final da reação. Adaptada da referência [4]. 39

Figura 12- Diagrama de transformação isotérmica para uma liga 15%Cr, 2,67%C, mostrando os campos de domínio de cada fase. Adaptado da referência [39]. 40
Figura 13- Evolução da microestrutura de um ferro fundido branco de alto cromo submetido a tratamento isotérmico a 650°C [41]. 42
Figura 14- Nucleação e propagação das trincas de fadiga térmica em ferros fundidos multicomponentes. (a) Nucleação da trinca na interface carboneto matriz. (b) Nucleação da trinca no carboneto (c) Propagação das trincas na interface matriz/carboneto e através do carboneto. Adaptado da referência [24]. 45
Figura 15- Microestruturas no estado temperado evidenciando o efeito do teor e carbono na continuidade dos carbonetos eutéticos. (a) Liga 2C. (b) Liga 2,3C. (c) Liga 2,7C [41]. 46
Figura 16- Efeito da fração volumétrica de carbonetos na densidade das trincas, mostrando que o aumento da fração volumétrica de carbonetos eutéticos promoveu um aumento na densidade das trincas devido a maior quantidade de sítios de nucleação [41]. 47
Figura 17- Efeito da fração volumétrica de carbonetos na máxima profundidade da trinca, mostrando que o aumento da fração de carbonetos eutéticos e consequentemente sua continuidade promoveu um aumento da profundidade de propagação [41].....47
Figura 18- Comparação da vida em fadiga térmica em corpos de prova de ferro fundido cinzento com diferentes morfologias de grafita; SG (grafita esferoidal), CG (grafita compacta) e FG (grafita lamelar). Adaptado da referência [47] 48
Figura 19- Corpo de prova tubular utilizado no ensaio fadiga térmica realizado por Pulglia et al. Adaptado da referência [49].....49
Figura 20- Corpo de prova desenvolvido por Petersen e Rubiolo para a realização de ensaios termomecânicos. Adaptada da referência [50]. 50
Figura 21- Esquema de ensaio do corpo de prova desenvolvido por Shimakawa para seu estudo do crescimento das trincas por fadiga térmica. Adaptada da referência [51].....50
Figura 22- Desenho esquemático do corpo de prova desenvolvido por Li et al . Adaptada da referência [22]. 51

Figura 23- Crescimento da trinca na região do entalhe do corpo de prova observado após ciclo térmico [22]. 52
Figura 24- Corpo de prova e princípio do Ensaio CYTHIA [52]. 53
Figura 25- Corpo de Prova do ensaio SPLASH [52]. 54
Figura 26- Corte longitudinal mostrando a profundidade da trinca iniciada na superfície aquecida [52]. 54
Figura 27- Perfil da temperatura da superfície do corpo de prova durante ensaio. Adaptada da literatura [52]. 55
Figura 28- Representação esquemática de um ciclo térmico aplicado ao corpo de prova durante o ensaio de fadiga térmica. Adaptada da literatura [24]. 56
Figura 29- Corpo de prova utlizado no ensaio de fadiga térmica. Adaptada da literatura [24]. 56
Figura 30- Fluxograma da metodologia experimental. 58
Figura 31- Condutividade térmica em função do teor de carbono (a) e cromo (b) [58]. 60
Figura 32- Capacidade térmica em função do teor de carbono [58]. 60
Figura 33- Diferentes geometrias avaliadas, respectivamente (a) G1; (b) G2; (c) G3; (d) G4; (e) G5. 62
Figura 34- Considerações realizadas para a criação do modelo de fadiga térmica. (a) regiões de troca de calor por condução; (b) condições de contorno adotadas para o aquecimento; (c) condições de contorno adotadas para o resfriamento. 64
Figura 35- Distribuição de temperatura (°C) no instante da imersão em água (12s) e 2 segundo após a imersão, instante onde a maior tensão foi observada (14s). (a) geometria G3, instante 12s; (b) geometria G3, instante 14s; (c) geometria G5, instante 12s; (a) geometria G5, instante 14s; 66
Figura 36- Desenho esquemático mostrando a formação das trincas devido aos três componentes de tensão; (a) sistema de coordenadas cilíndricas; (b) tensão na direção radial; (c) tensão na direção axial; (d) tensão na direção circunferencial. 67
Figura 37- Corte da seção transversal evidenciando os resultados de tensões obtidos pelo método dos elementos finitos na geometria G3. (a) tensão radial com 12s; (b) tensão radial com 14s; (c) tensão axial com 12s; (d)

tensão axial com 14s; (e) tensão circunferencial com 12s; (f) tensão circunferencial com 12s. 68
Figura 38- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões obtidos pelo método dos elementos finitos na geometria G5. (a) tensão radial com 12s; (b) tensão radial com 14s; (c) tensão axial com 12s; (d) tensão axial com 14s; (e) tensão circunferencial com 12s; (f) tensão circunferencial com 12s. 69
Figura 39- Comparativo entre o posicionamento das trincas após ensaio de 150 ciclos no aço ferramenta AISI D2. (a) posição das trincas em um corpo de prova G3; (b) tensão axial com 14s; (c) posição das trincas em um corpo de prova G3; (d) tensão radial com 14s; (e) posição das trincas em um corpo de prova G5; (f) tensão radial com 14s; 70
Figura 40- Representação esquemática do efeito da tensão na profundidade da trinca. 72
Figura 41- Desenho esquemático da obtenção dos corpos de prova a partir de uma barra cilíndrica. 73
Figura 42- Microestrutura da liga AISI D2 no estado como recebido. (a) aspecto da microestrutura perlitica, ataque com reagente metalográfico Nital 3%; (b) distribuição dos carbonetos no lingote, ataque com reagente metalográfico Murakami. 73
Figura 43- Desenho esquemático da obtenção dos corpos de prova a partir de um cilindro de laminação 74
Figura 44- Microestrutura da liga FFBAC no estado bruto de fundição. Ataque com reagente metalográfico Villela. 75
Figura 45- Representação esquemática em 3D da microestrutura da liga FFBAC evidenciando a orientação dos carbonetos. (a) seção longitudinal, direção de extração de calor; (b) seção transversal, perpendicular a direção de extração de calor; (c) posição da microestrutura no corpo de prova. Ataque com reagente metalográfico Villela. 76
Figura 46- Curva de resfriamento ao ar soprado. 77
Figura 47- Curvas de revenimento em função da temperatura de austenitização para o aço ferramenta AISI D2 [63]. 78
Figura 48 - Aspecto da microestrutura evidenciando a efetividade do jateamento na remoção da camada branca. (a) superfície com 100 vezes de aumento;

(b) superfície com 200 vezes de aumento. Ataque metalográfico com reagente nital 4%.....79
Figura 49- Ciclo de pintura dos corpos de prova. (a) aquecimento para aplicação da tinta; (b) ciclo de aquecimento para a secagem da tinta. 80
Figura 50- Vista geral do equipamento do ensaio de fadiga térmica.....82
Figura 51- Desenho esquemático do posicionamento do corpo de prova no interior da bobina. (a) geometria G3; (b) geometria G5.....82
Figura 52- Representação esquemática de um ciclo térmico aplicado ao corpo de prova durante o ensaio de fadiga térmica. 83
Figura 53- Desenho esquemático das trincas presentes nos corpos de prova. (a) com 50 ciclos; (b) 100 ciclos; (c) 150 ciclos. 84
Figura 54- Desenho esquemático do plano de corte. (a) geometria G5; (b) geometria G3.....85
Figura 55- Caracterização das trincas de maior profundidade, segundo o parâmetro profundidade ($P_{máx}$). 86
Figura 56- Seção transversal do corpo de prova, mostrando a nucleação (a) superfície corpo de prova AISI D2; (b) superfície do corpo de prova do FFBCA.....91
Figura 57- Modelos de propagação trincas em materiais compósitos. (a) para baixos níveis de tensão e pequena zona plástica na ponta da trinca; (b) para altos níveis de tensão e grandes zona plástica na ponta da trinca. Adaptado da referência [68]. 92
Figura 58- Propagação da trinca evidenciando a semelhança com os modelos descritos. (a) propagação da trinca por meio da fratura dos carbonetos, semelhante ao modelo para altos níveis de tensão e grandes zonal plástica na ponta da trinca; (b) propagação das trincas em regiões adjacentes aos carbonetos, semelhante ao modelo para baixos níveis de tensão e pequena zona plástica na ponta da trinca. 93
Figura 59- Montagem da seção longitudinal do corpo de prova mostrando o caminho preferencial para a propagação da trinca. (a) exemplo de propagação da trinca no aço ferramenta AISI D2; (b) exemplo de propagação da trinca no FFBAC.....94
Figura 60- Profundidade máxima da trinca em função do número de ciclos do FFBAC.....96

Figura 61- Profundidade máxima da trinca em função do número de ciclos do AISI D2. 97
Figura 62- Velocidade de propagação da trinca em função do número de ciclos. 98
Figura 64- Profundidade máxima da trinca obtida na geometria G3 em função do número de ciclos. Análise comparativa de ambos os materiais. 99
Figura 65- Profundidade máxima da trinca obtida na geometria G5 em função do número de ciclos. Análise comparativa de ambos os materiais. 100
Figura 66- Distribuição de temperatura na geometria G3 para os instantes. (a) 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s; (e) 16s 116
Figura 67- Distribuição de temperatura na geometria G5 para os instantes. (a) 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s; (e) 16s 117
Figura 68- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões geometria G3. (a) no instante de 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s. 119
Figura 69- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões geometria G5. (a) no instante de 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s. 120

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Materiais utilizados para aplicação como coquilha. 25
Tabela 2- Classificação básica dos aços ferramentas 43
Tabela 3- Composições químicas dos três tipos de ligas estudadas, valores expressos em % em peso. 46
Tabela 4- Propriedades físicas utilizadas para a simulação computacional do ferro fundido branco de alto cromo. 61
Tabela 5- Propriedades físicas utilizadas para a simulação computacional do Aço ferramenta AISI D2. 61
Tabela 6- Síntese dos parâmetros adotados no ensaio de validação 72
Tabela 7- Composição química (% em massa) do aço AISI D2.....74
Tabela 8- Fração volumétrica de carbonetos do aço ferramenta AISI D2. 74
Tabela 9- Composição química (% em massa) do FFBAC 75
Tabela 10- Fração volumétrica de carbonetos do FFBAC. 75
Tabela 11- Condições de austenitização do aço ferramenta AISI D2. 77
Tabela 12- Condições de tratamento térmico do ferro fundido branco de alto cromo FFBAC.....78
Tabela 13- Parâmetros utilizados para a realização do polimento eletrolítico. 86
Tabela 14- Resultados das medidas de microdureza (HV100g) antes e após ensaio de 150 ciclos para as geometrias G3 e G5. 87
Tabela 15- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de AISI D2 sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G3. 88
Tabela 16- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de AISI D2 sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G5. 88
Tabela 17- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de FFBAC sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G3. 88
Tabela 18- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de FFBAC sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G5. 88
Tabela 19- Contagem do número das trincas na região da secção do corte em função do material e geometria. 89
Tabela 20- Caracterização macroscópica ensaio por líquido penetrante. 90
Tabela 21- Profundidade da maior trinca de cada corpo de prova do material FFBAC em ambas das geometrias. 95

Tabela 22- Profundidade da maior trinca de cada corpo de prova do material AISID2 em ambas das geometrias. 95
Tabela 23- Informações do modelo para a geometria G3. 110
Tabela 24- Informações do modelo para a geometria G5. 111
Tabela 25- Propriedades do estudo térmico.....111
Tabela 26- Cargas térmicas para a geometria G3. 112
Tabela 27- Cargas térmicas para a geometria G5. 113
Tabela 28- Informações de malha para a geometria G3. 114
Tabela 29- Informações de malha para a geometria G5. 114

SIMBOLOGIA

ε_t	Deformação térmica total
ε_e	Deformação elástica
ε_p	Deformação plástica
α	Coeficiente de expansão térmica
E	Modulo de elasticidade
k	Condutividade térmica
σ	Tensão trativa
ν	Coeficiente de Poisson
n	Expoente de ductilidade à fadiga
a	Comprimento da trinca
N_f	Número de ciclos até o inicio de um trinca
$\frac{da}{dN}$	Taxa de propagação das trincas

SUMÁRIO

1. **INTRODUÇÃO** 20
2. **REVISÃO BIBLIOGRÁFICA** 23
2.1. **Fadiga térmica** 23
2.1.1 Propriedades físicas e mecânicas que afetam a resistência a fadiga térmica.....24
2.1.1.1 Condutividade térmica 25
2.1.1.2 Coeficiente de expansão térmica 25
2.1.1.3 Módulo de elasticidade e resistência 26
2.2.1 Tensões térmicas 26
2.3.1 Modelo semi-quantitativo para a predição da vida sob fadiga térmica 28
2.4.1 Parâmetros que afetam o ensaio de fadiga térmica 32
2.4.1.1 Temperatura e tempo de residência 32
2.4.1.2 Geometria e tamanho do corpo de prova.....34
2.4.1.3 Efeito da oxidação.....35
2.5.1 Formação da microestrutura e sua influência na fadiga térmica. 37
2.5.1.1 Formação da microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo 37
2.5.1.2. Formação da microestrutura do aço ferramenta para trabalho a frio tipo AISI D2 42
2.5.1.3. Influência da microestrutura sobre a fadiga térmica.....44
2.6.1 Estado da arte, ensaios e corpos de prova 49
3. **MATERIAIS E MÉTODOS** 58
3.1 **Fluxograma da metodologia experimental** 58
3.2 **Modelo computacional de fadiga térmica**.....59
3.2.1Propriedades físicas 59
3.2.1.1 Ferro fundido branco de alto cromo 59
3.3.1.2 Aço ferramenta AISI D2 61
3.2.2 Análise térmica.....62
3.2.3 Análise de tensões 65
3.3 **Definição da geometria dos corpos de prova** 65
3.4 **Validação do modelo computacional**.....70

3.5 **Obtenção das ligas** 73
3.6 **Tratamento térmico** 76
3.6.1 AISI D2 76
3.6.2 Ferro fundido branco de alto cromo FFBAC 78
3.7 **Eletroerosão a fio** 78
3.8 **Pintura dos corpos de prova** 79
3.9 **Caracterização da microestrutura no estado inicial** 80
3.9.1 Microestrutura 80
3.9.2 Ensaio de microdureza 81
3.10 Ensaio de fadiga térmica 81
3.11 Caracterização dos corpos de prova no estado final 83
3.11.1 Caracterização por líquido penetrante 83
3.11.2 Metalografia qualitativa 84
4. **RESULTADOS E DISCUSSÕES** 87
4.1. **Dureza dos corpos de prova antes e após ensaio** 87
4.2. **Caracterização macroscópica ensaio por líquido penetrante** 89
4.3. **Nucleação e propagação das trincas** 91
4.4. **Profundidade das trincas** 95
4.4.1. Validação da simulação computacional 96
4.4.2. Velocidade de propagação 97
4.4.3. Análise de desempenho do FFBAC e AISI D2 submetidos a ciclos térmicos. 99
5. **CONCLUSÃO** 102
6. **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS** 103
7. **BIBLIOGRAFIA** 104
Apêndice 1 110
Apêndice 2 116
Apêndice 3 118

1. INTRODUÇÃO

O ser humano tem utilizado o efeito das cargas térmicas desde o período pré-histórico, onde o aquecimento de pedras em fogo seguido de um resfriamento em água resultava na fratura das mesmas, possibilitando assim a fabricação de utensílios rudimentares. Todavia, os primeiros estudos realizados sobre os efeitos térmicos datam de 1838, quando J. Duhamel[(1)] publicou equações que previam as tensões térmicas resultantes de um aquecimento não uniforme. Em 1894, Winkelmann e Schott [(2)] investigaram o efeito das tensões térmicas na fratura de vidros submetidos a choques térmicos.

A fadiga térmica ocorre em equipamentos submetidos a ciclos bruscos de aquecimento e resfriamento, como em cilindros de laminação, moldes para injeção, tubulações de trocadores calor de termonucleares e termoelétricas, motores a diesel, turbina a gás entre outros. Este mecanismo de degradação gradualmente reduz a vida útil dos componentes, alterando suas propriedades e induzindo a nucleação e propagação das trincas.

A fadiga térmica, assim como a fadiga mecânica, é o processo de mudança localizada, permanente e progressiva na estrutura do material submetido a flutuações de tensões, que podem culminar em trincas ou em uma fratura catastrófica depois de um determinado número de ciclos.

A falha por fadiga térmica corresponde a um problema comum, que pode afetar a eficiência dos equipamentos, freqüência de manutenções, produtividade e custos operacionais, relacionados com mão de obra e peças de reposição. Estas ocorrências contribuem, em última análise, para um aumento dos custos de produção ou em uma redução da margem de lucro.

Alguns trabalhos mostraram que ligas ferrosas derivadas de aços ferramenta, apresentaram melhor comportamento frente à fadiga térmica quando comparado ao desempenho dos ferros fundidos brancos de alto cromo, devido a elevada dureza da matriz e a morfologia/distribuição dos carbonetos primários [(3)].

Tendo em vista que falhas por fadiga térmica geram incidentes com conseqüências econômicas elevadas, propõe-se o desenvolvimento de uma metodologia para ensaio de materiais submetidos a ciclos térmicos. A escolha de dois materiais com diferentes frações e morfologia de carbonetos permitirá o estudo

da metodologia adotada e do comportamento dos dois materiais. Para tal foi escolhido para ensaio um ferro fundido branco alto cromo hipoeutético e um aço ferramenta tipo AISI D2.

Os ferros fundidos brancos são ligas do sistema Fe-C-Si, que contem baixos teores de Si e que apresentam o carbono quase que inteiramente na forma de Fe_3C, formando um constituinte com a austenita, denominado ledeburita. No caso dos ferros fundidos brancos de alto a relação entre o cromo e o carbono define a fração volumétrica de carbonetos e também a sua morfologia. Teores abaixo de 9% de cromo promovem a formação de M_3C (K_C), teores acima promovem a formação de M_7C_3 (K_2) e $M_{23}C_6$ (K_1) para teores crescentes, onde M representa os elementos ferro e cromo, em proporções variando de acordo com a relação cromo/carbono da liga(4).

A maioria das ligas comerciais é baseada em composições contendo entre 12 e 30% em massa de Cr e 1% a 3,6% em massa de C, mais adições de elementos como Mo, Ni e Cu(5).

O aço ferramenta AISI D2 é considerado um aço ferramenta para trabalho a frio de alto cromo e alto carbono, com teores que variam entre 11,0 a 12,0% em massa de Cr e 1,4 e 1,6% em massa de C, mais adições dos elementos Mo e V da ordem de 1,0%. Devido aos altos valores de carbono e cromo a sequência de solidificação do aço ferramenta tipo D2 é muito semelhante à de um ferro fundido branco hipoeutético, assim como sua estrutura final composta por dendritas de austenita pró-eutética e um composto eutético (austenita + M_7C_3)(6).

O desenvolvimento do trabalho dar-se-á em duas linhas de ação, para estudar o comportamento dessas ligas quando submetidos a ciclos térmicos. São elas:

i. Desenvolvimento de um modelo matemático computacional para o cálculo das tensões geradas durante os ciclos térmicos, pelo método dos elementos finitos, utilizando para a análise térmica e análise mecânica o software SOLIDWORKS versão 2011, para a digitalização da peça e SIMULATION para a análise por elementos finitos. Neste item foi estudado o efeito da geometria do corpo de prova nas macro tensões resultantes do ciclo térmico.
ii. Avaliação do comportamento das ligas sob ciclagem térmica, cujos parâmetros de ensaio são resultantes da simulação computacional, onde

foram definidas as combinações de geometrias que gerassem diferentes magnitudes de tensão no corpo de prova. Os ensaios serão conduzidos em um equipamento específico disponível no Laboratório de Fundição da Divisão de Metalurgia do IPT.

A criação de um modelo computacional permitirá a realização de uma abordagem diferente ao fenômeno de fadiga térmica, uma vez que será possível correlacionar a macro tensão calculada computacionalmente com as diversas aplicações possíveis para as ligas em estudo.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. FADIGA TÉRMICA

A fadiga térmica é caracterizada como um tipo de falha que ocorre quando existe uma variação cíclica de temperatura. Os danos por fadiga térmica surgem devido a esforços internos proporcionados pela anisotropia da expansão térmica e pela presença de outras fases com propriedades bem distintas da matriz.

Segundo Zuchowski o processo de origem e crescimento do dano por fadiga térmica é decorrente de mudanças periódicas de temperatura ou múltiplas mudanças cíclicas, que provocam uma variação da energia interna, produzindo alterações na geometria e nas propriedades físicas do material[7].

Se a fadiga for originada devido a cargas térmicas resultantes de restrições internas, o carregamento é denominado fadiga térmica. Se as cargas surgirem devido a restrições externas ou forças, então o termo fadiga termomecânica é usado.

Tipicamente as cargas térmicas são geradas devido ao rápido aquecimento ou resfriamento da superfície do componente. As cargas térmicas oriundas dessa situação causam um perfil de tensão que apresenta seu máximo na superfície e tem sua intensidade gradualmente reduzida em direção ao centro do componente, esquematicamente apresentada na Figura 1.

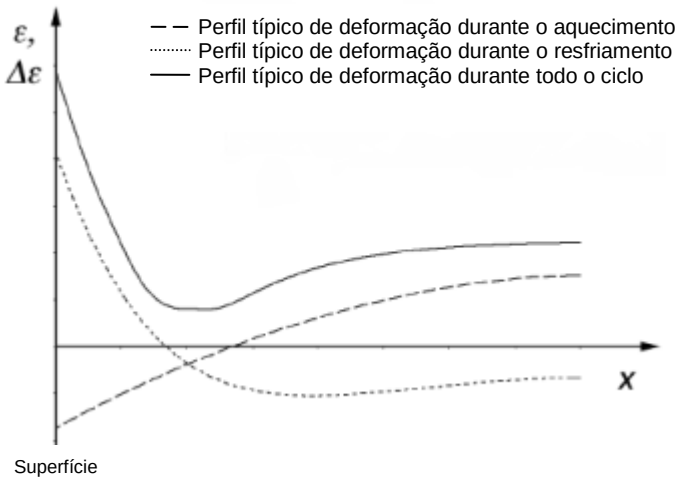


Figura 1- Distribuição típica de deformação (ε) em função da profundidade x causada pelas cargas oriundas de um ciclo térmico.

Os principais fatores que influenciam a propagação das trincas provocadas por fadiga térmica são variações térmicas e sua amplitude, frequência de carregamento, sinergismo com o meio ambiente (reações de oxidação), ductilidade, tamanho de grão, resistência à fluência viscosa, combinação com outros esforços e acabamento superficial[8].

Na Figura 2 é possível observar o aspecto geral corpo de prova simulando uma tubulação que sofreu danos por fadiga térmica.

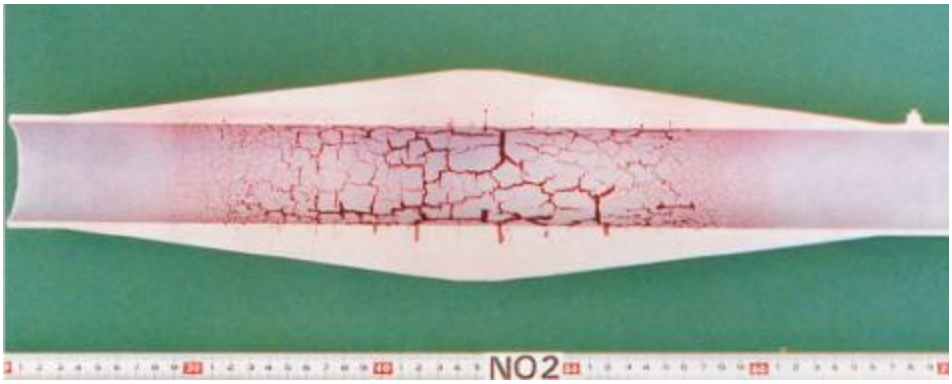


Figura 2- Dano em corpo de prova simulando uma tubulação submetida a ciclos térmicos, revelados por teste de liquido penetrante [9].

2.1.1 Propriedades físicas e mecânicas que afetam a resistência a fadiga térmica

De acordo com a literatura [10] [11] [12] os principais critérios para seleção de materiais em componentes submetidos à fadiga térmica, são:

i. Máxima condutividade térmica;
ii. Menor coeficiente de expansão térmica, reduzindo assim a deformação;
iii. Maior módulo de elasticidade a quente;
iv. Maior ductilidade.

Na prática de seleção de materiais para coquilha a resistência a fadiga térmica do material é proporcional a Equação 1. Na Tabela 1 são apresentados alguns materiais utilizados em coquilha[13].

$$\textit{Resistência a fadiga térmica} \propto \frac{1}{\frac{E \cdot \alpha}{k}} \qquad \text{Equação 1}$$

Tabela 1- Materiais utilizados para aplicação como coquilha.

Ligas	α (K^{-1})	E (GPa)	K (W/mK)	$E \cdot \alpha / K$
Cu-Ag	$1{,}69 \cdot 10^{-5}$	115	346	$5{,}62 \cdot 10^{-6}$
Cupro-Cromo	$1{,}71 \cdot 10^{-5}$	115	315	$6{,}24 \cdot 10^{-6}$
Latão (CuZn40)	$2{,}20 \cdot 10^{-5}$	105	83,9	$2{,}61 \cdot 10^{-5}$
Al-Cu	$2{,}30 \cdot 10^{-5}$	72	115	$1{,}18 \cdot 10^{-5}$
Aço CK45	$1{,}12 \cdot 10^{-5}$	210	50,7	$4{,}64 \cdot 10^{-5}$

2.1.1.1 Condutividade térmica

A condutividade térmica pode ser traduzida como a capacidade de um material em conduzir calor. Sendo equivalente à quantidade de calor transmitida através de uma distância, em uma direção normal à superfície, devido a uma variação de temperatura, sob condições de regime permanente quando a transferência de calor depende apenas da variação de temperatura[14].

Do exposto, conclui-se que elevada condutividade térmica reduzirá os efeitos da fadiga térmica, devido ao menor gradiente de temperatura entre a superfície e o centro do componente.

2.1.1.2 Coeficiente de expansão térmica

O coeficiente de dilatação térmica linear é a taxa de variação dimensional de um determinado material em função da temperatura[14]. O coeficiente de expansão volumétrica é aproximadamente três vezes maior que o coeficiente linear[15].

A combinação de gradiente de temperatura e coeficiente de expansão determina a magnitude de tensão da superfície. Inicialmente a deformação da superfície estará dentro das capacidades elásticas do material. Contudo, se a combinação do gradiente de temperatura e dilatação térmica for suficientemente alta, as tensões desenvolvidas irão exceder o limite elástico do material. A deformação plástica irá dar-se após ter ocorrido inicialmente a deformação elástica

correspondente. Portanto é aconselhável o uso de materiais com elevado limite elástico e baixo coeficiente de dilatação térmica.

2.1.1.3 Módulo de elasticidade e resistência

O módulo de elasticidade é a medida da rigidez do material, definida como a razão entre a tensão e a deformação no regime elástico[15]. Um baixo módulo de elasticidade resulta em uma pequena tensão para causar certa deformação plástica.

A maioria dos materiais cerâmicos e alguns metais é susceptível a falha durante um choque térmico, fato este decorrente de um elevado módulo de elasticidade, combinado com coeficiente de expansão térmica relativamente alto, baixa resistência e baixa condutividade térmica.

Uma importante questão relacionada à resistência dos materiais submetidos à fadiga térmica é a dureza a quente e a variação de resistência em função da temperatura, onde as propriedades possuem um importante papel nos estágios de nucleação e propagação das trincas. A perda dessa propriedade culminará em uma redução da vida sob fadiga térmica[16].

2.2.1 Tensões térmicas

As tensões térmicas são resultantes da expansão ou contração dimensional inerentes ao aquecimento e resfriamento ou mesmo de gradientes térmicos que possam existir ao longo do componente em estudo [17].

Se um corpo é homogêneo e isotrópico, nenhuma tensão térmica resulta da expansão térmica. Entretanto, se tiver sua expansão restringida, por exemplo, por um suporte rígido, tensões térmicas consideráveis serão desenvolvidas.

As tensões geradas são proporcionais ao módulo de elasticidade do material e a deformação elástica, igual ao produto da expansão térmica pelo ΔT.

Para uma barra perfeitamente elástica, restrita somente em uma direção, as tensões térmicas podem ser obtidas por meio da Equação 2.

$$\sigma = E\alpha\Delta T \qquad \text{Equação 2}$$

Yoshimoto et al. [18] mostrou que a máxima tensão térmica que pode ser desenvolvida durante um têmpera, pode ser estimada segundo Equação 3.

$$\sigma_{max} = 0{,}705\ (E\alpha\Delta T) - 43{,}80 \qquad \text{Equação 3}$$

No aquecimento, as tensões resultantes da restrição são de compressão, desde que o corpo tenda a se expandir contra o membro restritivo, já no resfriamento podem resultar tensões semelhantes, mas de caráter trativo.

Se uma chapa com comprimento e largura semelhantes e muito maiores que a sua espessura, for aplicada uma restrição à expansão na sua espessura, o mesmo apresentará um estado plano de tensões biaxial, segundo a Equação 4.

$$\sigma = \frac{E\alpha\Delta T}{1-\nu} \qquad \text{Equação 4}$$

Em materiais que apresentam camadas com propriedades mecânicas distintas, a camada com o maior coeficiente de expansão térmica estará sob regime de tração no resfriamento. Assim a Equação 4 pode ser escrita como[17]:

$$\sigma = \frac{E\Delta\alpha\Delta T}{1-\nu} \qquad \text{Equação 5}$$

Onde $\Delta\alpha$ é a diferença entre os coeficientes de expansão térmica das camadas.

Com base nas Equações 2, 3 e 4 é possível observar que a tensão é desenvolvida a partir de uma variação instantânea de temperatura (ΔT), ou seja, admite-se que não existe gradiente de temperatura ao logo da espessura do componente, o mesmo passa de uma temperatura para outra instantaneamente.

A teoria elementar sobre tensão térmica é bem estabelecida[12] [19]. A solução analítica para as tensões térmicas no regime elástico e plástico, em várias geometrias, encontra-se disponível na literatura[20]. Por exemplo, a tensão térmica em um cilindro ou tubo com distribuição de temperatura radial pode ser obtida por meio das Equação 6 e Equação 7

$$\sigma_r(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2}\left[\frac{r^2-r^2_I}{r^2{}_0-r^2_I}\int_{r_I}^{r_0} Trdr - \int_{r_I}^{r} Trdr\right] \qquad \text{Equação 6}$$

$$\sigma_t(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)r^2}\left[\frac{r^2+r^2{}_I}{r^2{}_0-r^2{}_I}\int_{r_I}^{r_0} Trdr + \int_{r_I}^{r} Trdr - Tr^2\right] \quad \text{Equação 7}$$

Onde: σ_r é a tensão radial (MPa);

σ_t é a tensão tangencial (MPa);

$T(r)$ é a temperatura (K);

r é o raio (mm);

r_I é o raio interno do tubo (mm);

r_0 é o raio externo do tubo (mm)

Se a deformação axial do cilindro é irrestrita, a tensão axial σ_a é dada por:

$$\sigma_a(r) = \frac{\alpha E}{(1-\nu)}\left[\frac{2}{r^2{}_0-r^2{}_I}\int_{r_I}^{r_0} Trdr - T\right] = \sigma_r + \sigma_t \quad \text{Equação 8}$$

As equações supracitadas em termos quantitativos têm demonstrado certo insucesso, visto que os parâmetros variam dinamicamente com a temperatura e algumas vezes também com o tempo de exposição e com o número de ciclos térmicos.

2.3.1 Modelo semi-quantitativo para a predição da vida sob fadiga térmica

Malm e Norströn desenvolveram um modelo para a predição da vida sob fadiga térmica baseando-se no número de ciclos para a fratura (Nf) e na taxa de propagação da trinca ($\frac{\mathrm{da}}{\mathrm{dN}}$)(21).

O desenvolvimento dos parâmetros para a predição da vida baseou-se nas equações de Coffin-Manson para determinação do Nf (vide Equação 9) e de Solomon para a determinação do $\frac{\mathrm{da}}{\mathrm{dN}}$ (vide Equação 10). Ambas as equações são empregadas para o caso de fadiga de baixo ciclo, onde a deformação plástica é maior do que a deformação elástica, se assemelhando aos casos de fadiga térmica(21) (22)(23).

$$\Delta\varepsilon^p {N_F}^n = C \quad \text{Equação 9}$$

Em que Nf é o número de ciclos até o inicio de um trinca, $\Delta\varepsilon^{p}$ é a amplitude de deformação plástica, n é o expoente de ductilidade à fadiga (0<n>1) usualmente 0,5 e C é uma constante (0<C>1).

A amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon^{p}$, pode ser obtida por meio de medidas experimentais

$$\frac{da}{dN} = \rho \cdot a \cdot {\varepsilon_p}^q \qquad \text{Equação 10}$$

Em que a é o comprimento da trinca, N é o número de ciclos, ρ e q são constantes positivas.

Para a criação do modelo utilizando a Equação 9 e a Equação 10, algumas premissas básicas foram estabelecidas [21]:

i. Condição de estado plano de tensões, ou seja, o corpo é fixado e um plano e livre para expandir em direção perpendicular a este;
ii. O material é isotrópico e comporta-se com um sólido elasto-plástico ideal, ou seja, não existe endurecimento por deformação;
iii. Não existe gradiente térmico ao longo da seção da peça.

Considera-se um material submetido a essas premissas, sujeito a variações cíclicas entre uma temperatura superior T_1 e uma temperatura inferior T_2. A expansão térmica total (ε_t) em cada direção será:

$$\varepsilon_t = \alpha(T_2 - T_1) \qquad \text{Equação 11}$$

Em que o valor do coeficiente de expansão térmica na faixa de temperatura de interesse é expresso por:

$$\alpha = \frac{1}{T_2 - T_1}\int_{T_1}^{T_2} \alpha(T)dT \qquad \text{Equação 12}$$

De acordo com a premissa (i), para cada direção a deformação térmica total (ε_t) deverá ser compensada por uma deformação elástica, (ε_e) e se necessário uma deformação plástica (ε_p), portanto para cada direção do plano é válido dizer que:

$$\varepsilon_t + \varepsilon_e + \varepsilon_p = 0 \qquad \text{Equação 13}$$

Na Figura 3 é possível observar esquematicamente as tensões e deformações causadas por um ciclo térmico. Como pode ser observado, há basicamente duas deformações elásticas, ocorrendo nas regiões de mínima e máxima temperatura.

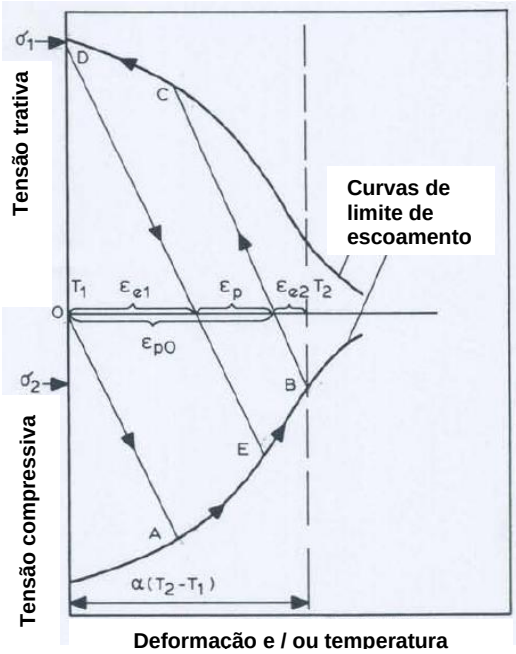


Figura 3- Ilustração esquemática de tensão/deformação de um ciclo térmico entre temperaturas T_1 e T_2 (T_2>T_1). Início do ciclo no ponto zero. σ_1 e σ_2 são respectivamente o limite de escoamento a T_1 e T_2. Adaptada da referência (21).

Aplicando a Lei de Hooke para um estado plano de tensões, para essas duas deformações elásticas obtemos:

$$\varepsilon_{e1} = \frac{(1-\nu_1)}{E_1}\,\sigma_1 \qquad \text{Equação 14}$$

$$\varepsilon_{e2} = \frac{(1-\nu_2)}{E_2}\,\sigma_2 \qquad \text{Equação 15}$$

Os índices 1 e 2 se referem às temperaturas T_1 e T_2 respectivamente.

Na temperatura inicial T_1, (ponto 0 da Figura 3) o material está isento de tensão. No primeiro aquecimento de T_1 para T_2 (0→A→B), em (A) a tensão induzida termicamente intercepta com o limite de escoamento e segue a curva até o ponto (B). A deformação plástica compressiva que ocorre no primeiro aquecimento (ε_{p0}) pode ser obtida por meio das Equações 11, 13 e 15:

$$\varepsilon_{p0} = \alpha(T_2 - T_1) - \frac{1-\nu_2}{E_2}\sigma_2 \qquad \text{Equação 16}$$

O subseqüente resfriamento de T_2 para T_1 (B→C→D) na Figura 3, causará deformação plástica do tipo trativa (ε_p), sendo obtida pelas Equações 11 e 15:

$$\varepsilon_p = \alpha(T_2 - T_1) - \frac{(1-\nu_2)\sigma_2}{E_2} - \frac{(1-\nu_1)\sigma_1}{E_1} \qquad \text{Equação 17}$$

O segundo aquecimento (T_1 para T_2) segue o caminho D→E→B, gerando uma deformação plástica com magnitude igual a ε_p, vide Equação 16. A diferença mais importante na tensão/deformação ocorre no primeiro aquecimento, composto pela deformação plástica compressiva (Equação 16) e pela deformação plástica trativa (Equação 17). Os demais ciclos são idênticos, assim o ciclo térmico entre T_1 e T_2 se repete continuamente seguindo o loop B→C→D→E→B[21].

A equação de Coffin-Manson (Equação 9) pode ser aplicada no caso de fadiga térmica igualando a deformação plástica (ε_p) definida na Equação 17.

$$N_f = \left[\frac{C\cdot\varepsilon_{f1}}{\alpha(T_2-T_1)-\frac{(1-\nu_2)\sigma_2}{E_2}-\frac{(1-\nu_1)\sigma_1}{E_1}}\right]^{\frac{1}{n}} \qquad \text{Equação 18}$$

Da mesma forma a taxa de propagação da trinca pode ser escrita utilizando-se a equação de Solomon (Equação 10) na Equação 17:

$$\frac{da}{dN} = \rho \cdot a\left[\alpha(T_2 - T_1) - \frac{(1-\nu_2)\sigma_2}{E_2} - \frac{(1-\nu_1)\sigma_1}{E_1}\right] \qquad \text{Equação 19}$$

Com o intuito de validar o modelo, Malm e Norström buscaram uma vasta quantidade de experimentos, que continham as informações necessárias para a realização de uma comparação entre os resultados reais e os resultados obtidos

pelo modelo. Verificou-se que a predição do número de ciclos necessários até a fratura foi satisfatório, apresentando uma variação na faixa de 10 a 20% em relação ao valor obtido experimentalmente. A validação da taxa de propagação da trinca não pôde ser realizada, devido principalmente a 3 fatores:

i. Cada equação apresenta duas constantes não especificadas;
ii. Os valores de $\frac{\mathrm{da}}{\mathrm{dN}}$ não são disponibilizados;
iii. A interpretação da propagação da trinca nos experimentos é obscurecida pelo efeito da temperatura na resistência do material durante os testes e pela oxidação das trincas que pode influenciar na tensão deformação.

Cabe ressaltar que a taxa de propagação das trincas por fadiga térmica é um importante parâmetro de predição da vida útil de um componente, principalmente no tocante a tubulações de trocadores de calor e cilindros de laminação. A determinação da taxa de propagação das trincas, ou quanto a trinca cresce por ciclo de carregamento pode ser determinada por meio de ensaios não destrutivos, como raios-X e utrassom realizados a cada ciclo. Os valores de da/dN obtidos experimentalmente são expressos por meio da Equação 20 e representam a velocidade de propagação das trinca, uma vez que a caracterização do corpo de prova é realizada após o número total de ciclos [24] [25].

$$\frac{\mathrm{da}}{\mathrm{dN}} = \frac{\text{Comprimento total das trincas}}{\text{Número total de ciclos}} \qquad \text{Equação 20}$$

1.1.1. Parâmetros que afetam o ensaio de fadiga térmica

2.4.1.1 Temperatura e tempo de residência

A temperatura é o principal parâmetro que governa a fadiga térmica, uma vez que pode influenciar metalurgicamente por meio de redução da resistência do material e transformações metalúrgicas (transformação de fases, esferoidização, crescimento competitivo de precipitados e etc), ou ainda mecanicamente por meio de expansões volumétricas, que por sua vez induzirão tensões compressivas e expansivas. Nas Figura 4 e Figura 6 são exemplificados ambos os efeitos supracitados

Na Figura 4 é possível observar o efeito da variação de temperatura na vida de um componente sob ciclagem térmica. Conforme a Equação 18 o aumento da temperatura máxima tem o efeito de diminuir o número de ciclos até a fratura, devido ao aumento de tensão causado pelo aumento do gradiente térmico.

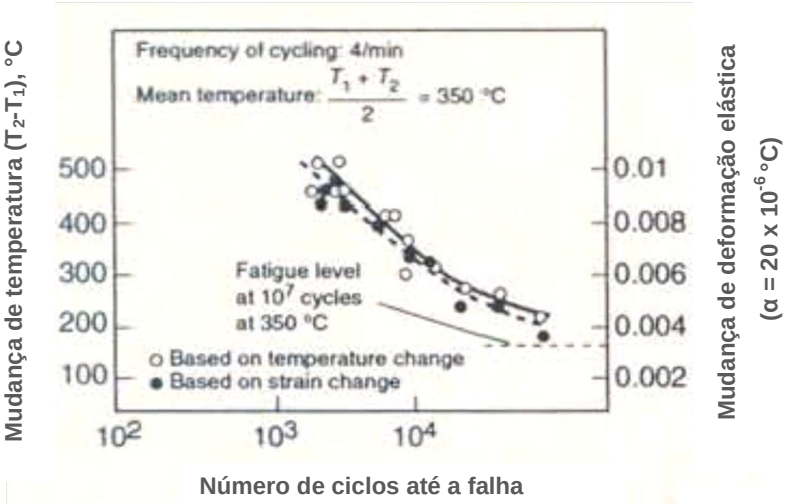


Figura 4- Efeito da temperatura máxima na taxa de propagação das trincas térmicas. Adaptada da referência[26].

Karasek, et al estudaram o efeito do tempo e da temperatura na vida sob fadiga termomecânica de aços SAE 1070. Seus experimentos consistiam em ensaios de fadiga termomecânica que incluíam dois ciclos alternados. Neste caso o ciclo maior consistia em aquecimento de 150°C até 600°C e o ciclo menor de 150°C até diferentes temperaturas sob uma tensão de compressão constante, vide Figura 5[27].

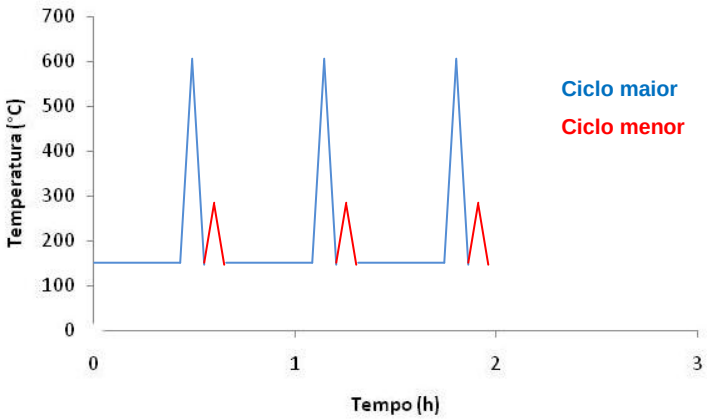


Figura 5- Ilustração esquemática mostrando os ciclos térmicos realizados durante o ensaio de fadiga termomecânica. Adaptado da referência [27].

Os resultados mostravam uma clara deterioração da vida sob fadiga com a presença de ciclos menores, vide Figura 6.

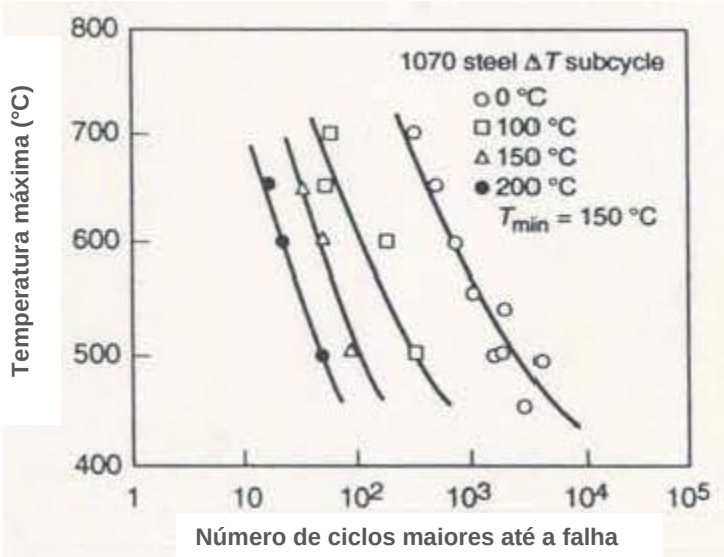


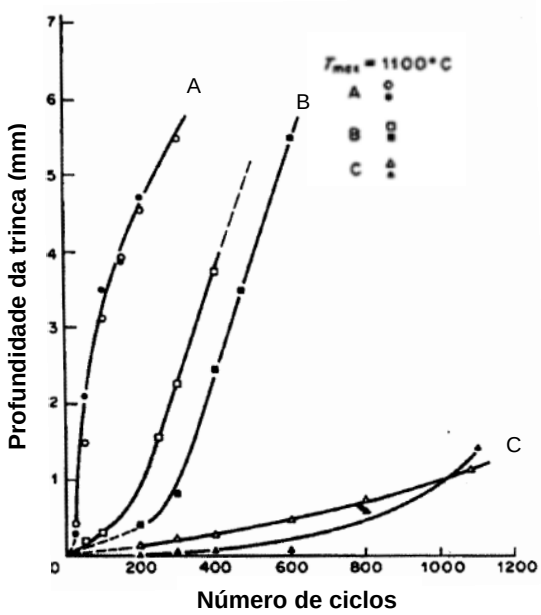
Figura 6- Efeito da presença de subciclos na vida sob fadiga termomecânica. Adaptada da referência [27].

2.4.1.2 Geometria e tamanho do corpo de prova

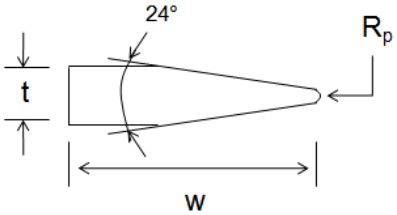
A fadiga térmica, como outras formas de fadiga, ocorre em equipamentos com geometria diversa, expostos a uma ampla faixa de condições térmicas, condições de esforços internos, externos, restrições e materiais variados. Portanto, o estudo da fadiga térmica se tornou extremamente amplo no que se diz respeito à geometria do corpo de prova e à configuração da máquina usada.

A geometria do corpo de prova é uma das principais variáveis no tocante à concentração de tensão em determinados pontos do mesmo. A criação de entalhes ou a redução de raios de curvaturas provocam uma diminuição do desempenho do material sob fadiga térmica [28].

Rezai-Aria[28] mostrou que o aumento do raio de curvatura em corpos de prova de geometria tipo cunha promovia um aumento do desempenho do material. Este comportamento pode ser observado na Figura 7 em que o corpo de prova A possui menor raio de curvatura da ponta do que o corpo de prova B.



(a)



Cp	W(mm)	R_p (mm)	t (mm)
A	27,60	0,25	6,7
B	24,85	1	
C	14,95	1	

(b)

Figura 7- Efeito do raio de curvatura e o tamanho do corpo de prova sobre a profundidade da maior trinca em função do número de ciclos (a). Os corpos de prova A e B apresentam o mesmo tamanho, mas raios de curvatura diferentes ($r_A<r_B$). Os corpos de prova B e C apresentam tamanhos diferentes ($T_C>T_B$), e raios de curvatura iguais (b). Adaptada da referência [28].

Outro efeito verificado não evidenciado pelo autor foi que a diminuição do comprimento do corpo de prova causou uma drástica redução na profundidade da trinca. Este fenômeno pode ser explicado com base na Equação 2, onde a tensão gerada é proporcional a um gradiente térmico, ou seja, para as mesmas condições de ensaio, o corpo de prova menor tende a homogeneizar a temperatura mais rapidamente e concomitantemente menor o gradiente térmico e menor a tensão gerada durante os ciclos de aquecimento e resfriamento.

2.4.1.3 Efeito da oxidação

Quando a temperatura de ensaio excede 500°C uma fina camada de óxido é formada na superfície das ligas ferrosas. A oxidação afeta a nucleação da trinca e sua propagação, devido a sua natureza frágil, que age como um facilitador para o avanço da trinca no substrato ou mesmo para sua propagação[27].

Neu e Sehitoglu[27] realizaram experimentos de fadiga termomecânicas sob atmosfera inerte de hélio e sob atmosfera reativa de ar e verificaram um aumento de cinco vezes no fator de vida do corpo de prova quando ensaiado com atmosfera de hélio no ensaio de fadiga termomecânica fora de fase (OP).

O termo fadiga termomecânica fora de fase (OP) é utilizado quando a máxima temperatura coincide com a mínima tensão, assim com a fadiga em fase (IP) ocorre quando a máxima temperatura coincide com a máxima tensão. Na Figura 8- Ilustração esquemática de um carregamento em fase e fora de fase. é possível observar esquematicamente os ciclos de fadiga térmica em fase e fora de fase.

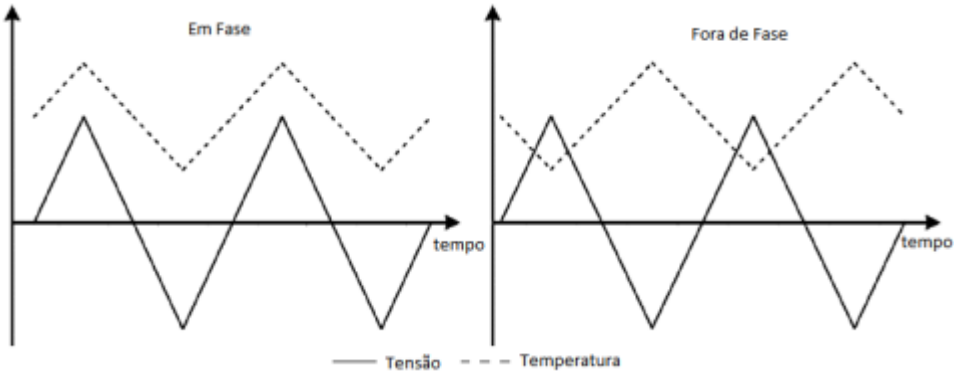


Figura 8- Ilustração esquemática de um carregamento em fase e fora de fase.

Os resultados dos experimentos realizados por Neu e Sehitoglu[27] são mostrados na Figura 9.

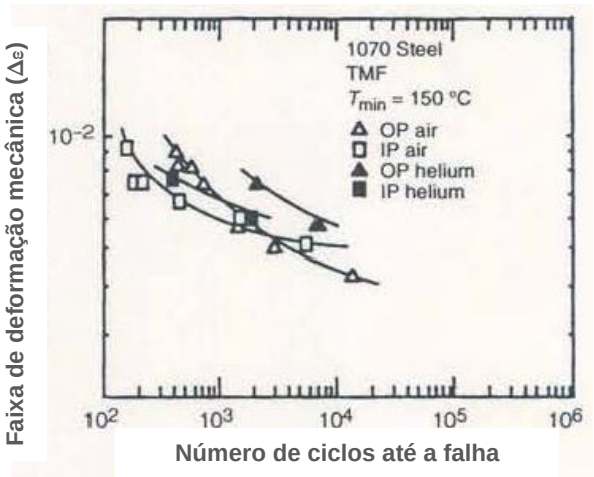


Figura 9- Comparação dos ensaios de fadiga termomecânica em fase (IP) e fora de fase (OP) sob atmosfera hélio e ar. Adaptada da referência [29].

2.5.1 Formação da microestrutura e sua influência na fadiga térmica.

2.5.1.1 Formação da microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo

Os ferros fundidos brancos de alto cromo (FFBAC) são ligas ferrosas baseadas no sistema ternário Fe-C-Cr com quantidades de cromo entre 12 -30% e 1,0 -3,6% de carbono. Também é comum a presença de alguns elementos de liga como o silício, molibdênio, níquel e cobre, esses três últimos atuando principalmente na temperabilidade[30]. A norma mais utilizada para classificar este tipo de ferro fundido é a ASTM A532.

A microestrutura obtida do ferro fundido branco é resultante da composição química, da taxa de extração de calor durante a solidificação e da velocidade de resfriamento após a solidificação [31] [32].

De acordo com Albertin[33] os estudos de Jackson, Thorpe e Chicco sobre a superfície líquidus do diagrama Fe-Cr-C constituem ferramentas fundamentais tanto para o "*alloy design*" quanto para a previsão da microestrutura resultante da solidificação dos FFBAC.

Na Figura 10 é possível observar a projeção da superfície liquidus do diagrama Fe-Cr-C proposto por Jackson [34], Thorpe e Chicco [35].

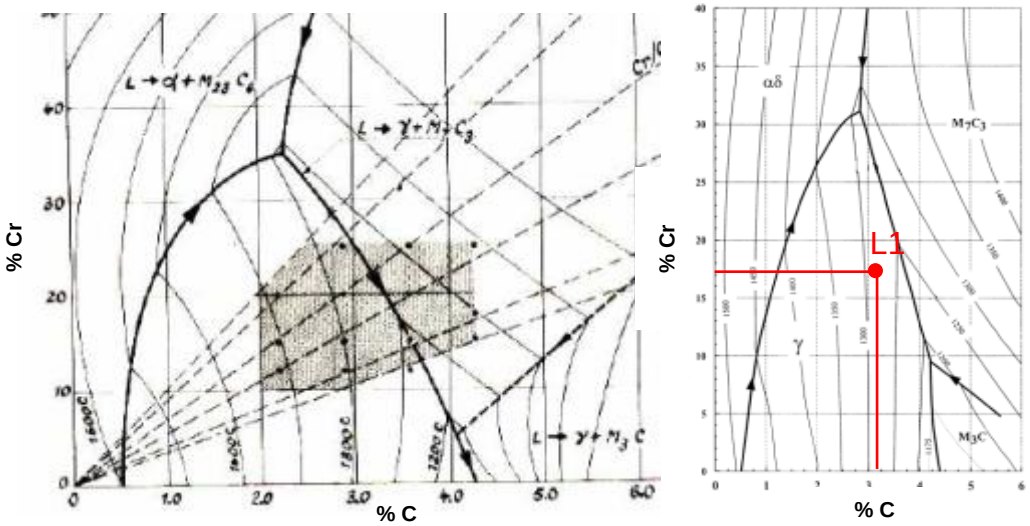


Figura 10- Projeção da superfície liquidus do diagrama Fe-Cr-C. (a) proposto por Jackson [34], (b) proposto por Thorpe e Chicco [35].

Com base na Figura 10 é possível observar que existem três diferenças básicas entre os diagramas de Jackson, Thorpe e Chicco, são elas:

i. Na Figura 10(b) a “calha” eutética representada pela linha U_1 – U_2 está deslocada para teores mais elevados de carbono em relação a mesma linha da Figura 10(a).
ii. A linha A – U_2 na Figura 10(a) indica uma reação peritética monovariante, enquanto a Figura 10(b) indica uma reação eutética monovariante.
iii. Forma e extensão do campo M_3C.

A maioria das ligas comerciais são baseadas em composições hipoeutéticas, cuja microestrutura final de solidificação é constituída por uma fase primária (dendrita de austenita pró-eutética) e um composto eutético austenita + M_7C_3, muitas vezes chamado de descontinuo[36].

Hipoteticamente uma liga com composição L1 (vide Figura 10b) inicia sua solidificação com a formação de dendritas de austenita pró-eutética; à medida que o resfriamento continua o líquido remanescente se enriquece de soluto até atingir a calha eutética, representada pela linha U1-U2, quando a reação eutética tem seu início, e o liquido se decompõe em austenita eutética e M_7C_3. Esta reação prossegue com a composição do líquido seguindo a calha em direção a U_2, até que o líquido seja completamente consumido pela reação.

Na Figura 11 é possível observar a sequência de solidificação de uma liga com 18,37% de cromo e 3,04% carbono evidenciando as etapas de solidificação supracitada [4].

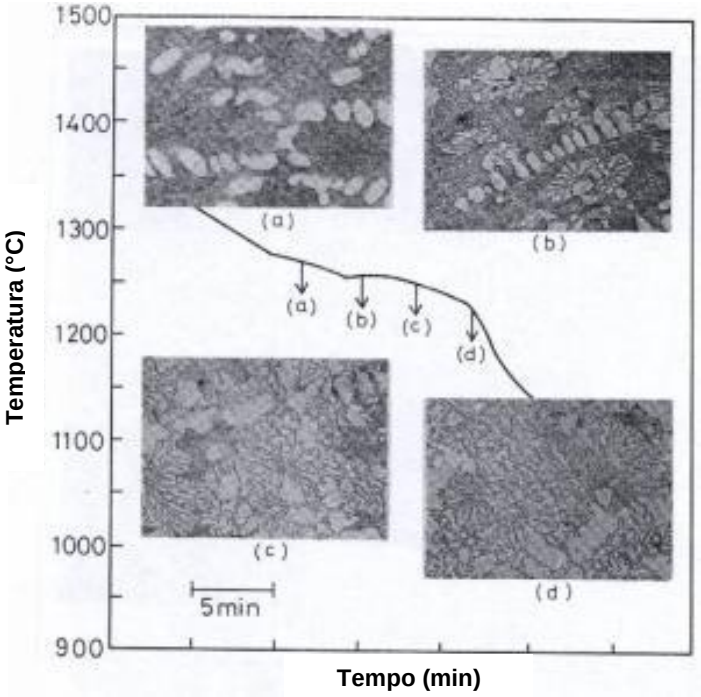


Figura 11- Ilustração do progresso da reação eutética em um ferro fundido branco de alto cromo hipoeutético com composição 18,37% de cromo e 3,04%. (a) formação de dendritas de austenita pró-eutética, (b) início da reação eutética, (c) meio da reação, (d) final da reação. Adaptada da referência[4].

A fração volumétrica de carbonetos eutéticos aumenta proporcionalmente com os teores de cromo e carbono, seguindo a equação empírica sugerida por Maratray[37], mostrada na Equação 21.

$$\%\,carbonetos = 12{,}33 \cdot (\%C) + 0{,}55 \cdot (\%Cr) - 15{,}2 \qquad \text{Equação 21}$$

A Equação 21 foi obtida a partir da regressão linear de medidas por metalografia quantitativa de 42 ligas, com carbono entre 2,2 e 4,2%, cromo entre 12 e 32% e molibdênio até 2% [38].

Em condições de resfriamento lento até o estado sólido, próximos ao equilíbrio, a austenita sofre uma redução da solubilidade de cromo e carbono e consequentemente há precipitação de carbonetos. Quando a liga alcança a temperatura eutetóide ocorre à decomposição da austenita, em ferrita + carboneto. Esse carboneto pode ser do tipo M_3C ou do tipo complexo M_7C_3 ou $M_{23}C_6$. Já em condições fora do equilíbrio, em que o resfriamento é rápido o suficiente para preservar uma estrutura austenitica no estado bruto de fundição torna-se necessário

uma etapa posterior de tratamento térmico cuja finalidade é desestabilizar a austenita bruta de fundição.

Durante os tratamentos térmicos chamados de desestabilização da austenita, ocorre a diminuição dos teores de cromo e carbono da austenita pela precipitação de carbonetos [38]. Basicamente existem três tratamentos térmicos que podem ser utilizados com a mesma finalidade de desestabilizar a austenita bruta de fundição.

A desestabilização critica consiste na manutenção do material por longos períodos na temperatura de austenitização, permitido assim a homogeneização parcial das heterogeneidades de composição química decorrentes da solidificação, bem com a precipitação de carbonetos secundários, oriundos do excesso de carbono e de elemento de liga dissolvido na austenita. Isso promove consequentemente uma elevação da temperatura de inicio de formação da martensita (Ms) [33].

A precipitação de carbonetos secundários inicia-se com a formação de carbonetos dispersos, abundantes e finos em temperaturas mais baixas que a de austenitização. À medida que a temperatura se eleva há uma tendência de crescimento do precipitado.

Maratray e Nanot mostraram que a precipitação de carbonetos secundários é função da temperatura e do tempo, vide Figura 12.

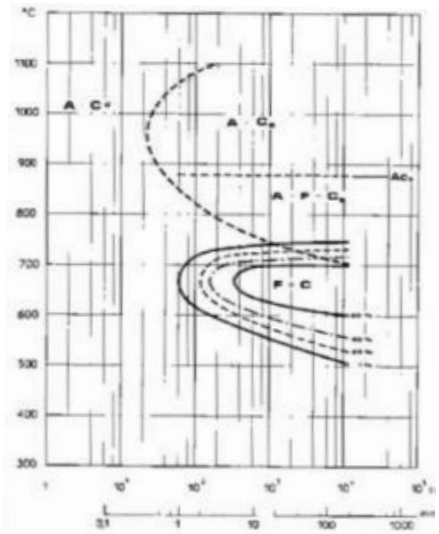


Figura 12- Diagrama de transformação isotérmica para uma liga 15%Cr, 2,67%C, mostrando os campos de domínio de cada fase. Adaptado da referência [39].

A aproximadamente 660°C ocorre decomposição da austenita em ferrita mais carbonetos, originadas de uma reação eutetóide monovariante. O carboneto que precipita pode ser do tipo M_7C_3 ou $M_{23}C_6$. A precipitação se inicia em regiões próximas aos carbonetos eutéticos e se propaga para o centro das dendritas primárias[40].

Uma alternativa tecnológica amplamente utilizada para a desestabilização da austenita bruta de fundição consiste em um tratamento isotérmico na temperatura eutetóide, até que toda austenita se transforme em ferrita mais carbonetos. Esse tratamento intermediário possibilita etapas usinagem e acabamento, alem de reduzir o tempo de austenitização para a têmpera [40].

Estudos anteriores mostraram que a cinética de perlitização apresenta um período de incubação; o tempo necessário para a precipitação total é de 4 a 11 horas dependendo da composição química. Na Figura 13 é possível observar a evolução da microestrutura de um ferro fundido branco de alto cromo com composição em massa de 2,3% de C, 15% de Cr e 1% de Mo, submetido a um tratamento isotérmico a 650°C. Verificou-se que 11 horas foram suficientes para perlitizar a maior parte da austenita bruta de fundição[41].

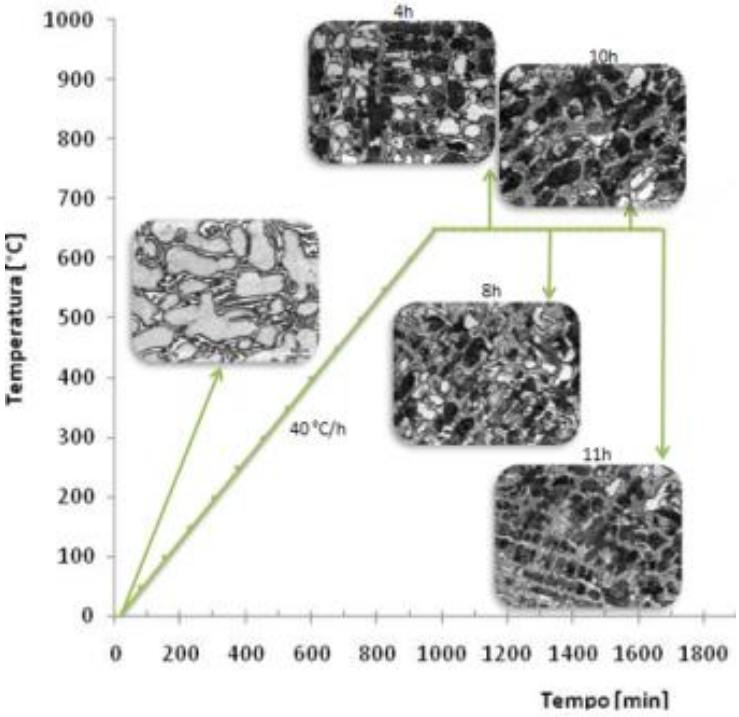


Figura 13- Evolução da microestrutura de um ferro fundido branco de alto cromo submetido a tratamento isotérmico a 650°C [41].

Amorim et al [42] estabeleceram um tratamento térmico de recozimento para a desestabilização da austenita em ligas com 26% Cr - 3,1% C e 19% Cr – 2,9% C , bruta de fundição. Basicamente o tratamento consistiu em um primeiro patamar de aproximadamente duas horas em uma temperatura inferior à de equilíbrio da austenita, ferrita e carboneto seguido de aproximadamente oito horas de patamar na temperatura de domínio de ferrita mais carboneto. Os resultados finais de dureza obtidos são da ordem de 38 a 41 HRC.

2.5.1.2 Formação da microestrutura do aço ferramenta para trabalho a frio tipo AISI D2

Define-se aço ferramenta como uma classe de materiais que são utilizados para a transformação de outros materiais[43].

Os aços ferramenta foram classificados baseando-se em pontos fundamentais como elementos de liga, tratamento térmico e aplicação, sendo

classificação mais difundida desenvolvida pela AISI[43]. A Tabela 2 apresenta uma classificação dos aços ferramenta segundo suas principais características.

Tabela 2 – Classificação básica dos aços ferramentas

Grupo	Atribuição	Símbolo AISI
Aço para trabalho a frio	Elevado teor de Cr e C	D
	Endurecido ao ar	A
	Endurecido ao óleo	O
Aços rápidos	Ligado ao W	T
	Ligado ao Mo	M
Aços para trabalho a quente	Ligados ao Cr, W e Mo	H
Aços ferramenta baixa liga	Endurecido em água	W
Aços resistentes ao choque	Médio carbono	S
Aços para moldes	Baixo carbono	P

Os aços da série D, para trabalho a frio, possuem quantidades em massa de cromo entre 11,5 - 13,0% e 1,0 - 2,35% de carbono. Isso faz com que estes aços apresentem elevada resistência ao desgaste, pela quantidade de carbonetos de cromo existentes em sua microestrutura[44].

As propriedades determinantes para o desempenho do aço ferramenta de trabalho a frio tipo AISI D2 são traduzidas por sua dureza e resistência ao desgaste, fatores estes relacionados com sua microestrutura e distribuição/morfologia dos carbonetos.

Cabe ressaltar que o trabalho mecânico a quente realizado nos lingotes, deve entre, outros objetivos, quebrar a estrutura dos carbonetos eutéticos, sendo a intensidade dessa quebra proporcional ao grau de deformação aplicado.

A sequência de solidificação se inicia pela formação de austenita pró-eutética, à medida que o resfriamento continua o líquido remanescente se enriquece de soluto até atingir a composição eutética. Quando a reação eutética tem seu início, o liquido se decompõe em austenita eutética e M_7C_3, analogamente à solidificação de um ferro fundido branco hipoeutético.

Em condições de resfriamento lento até o estado sólido, próximos ao equilíbrio, a austenita sofre uma redução da solubilidade de cromo e carbono e consequentemente ocorre à precipitação de carbonetos. Quando a liga alcança a

temperatura eutetóide ocorre à decomposição da austenita, em ferrita + carboneto, sendo este último uma mistura do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$.

Os aços da série D exigem uma têmpera muito cuidadosa, uma vez que o elevado teor de elemento de liga favorece a formação de austenita retida, o que diminui a sua dureza e ainda traz sérios inconvenientes dimensionais.

2.5.1.3 Influência da microestrutura sobre a fadiga térmica

Os materiais em estudo podem ser considerados como materiais compósitos, formados de uma fração de fase cerâmica (carbonetos) envoltos por uma matriz metálica.

Durante os ciclos térmicos tensões locais são geradas no próprio carboneto e na interface carboneto/matriz decorrentes dos diferentes valores de expansão térmica, condutividade térmica e propriedades mecânicas dessas fases[45].

Da Silva[24] e Kim et al [46] mostraram que os carbonetos eutéticos cumprem um papel importante no processo de fadiga térmica, uma vez que as trincas nucleiam nesses carbonetos e propagam-se ao longo da interface matriz/carboneto. A nucleação da trinca é decorrente da decoesão da interface matriz/carboneto e ou clivagem do carboneto. Os carbonetos clivados ainda podem atuar com um caminho preferencial para a propagação da trinca. Os mecanismos de nucleação e propagação podem ser observados na Figura 14.

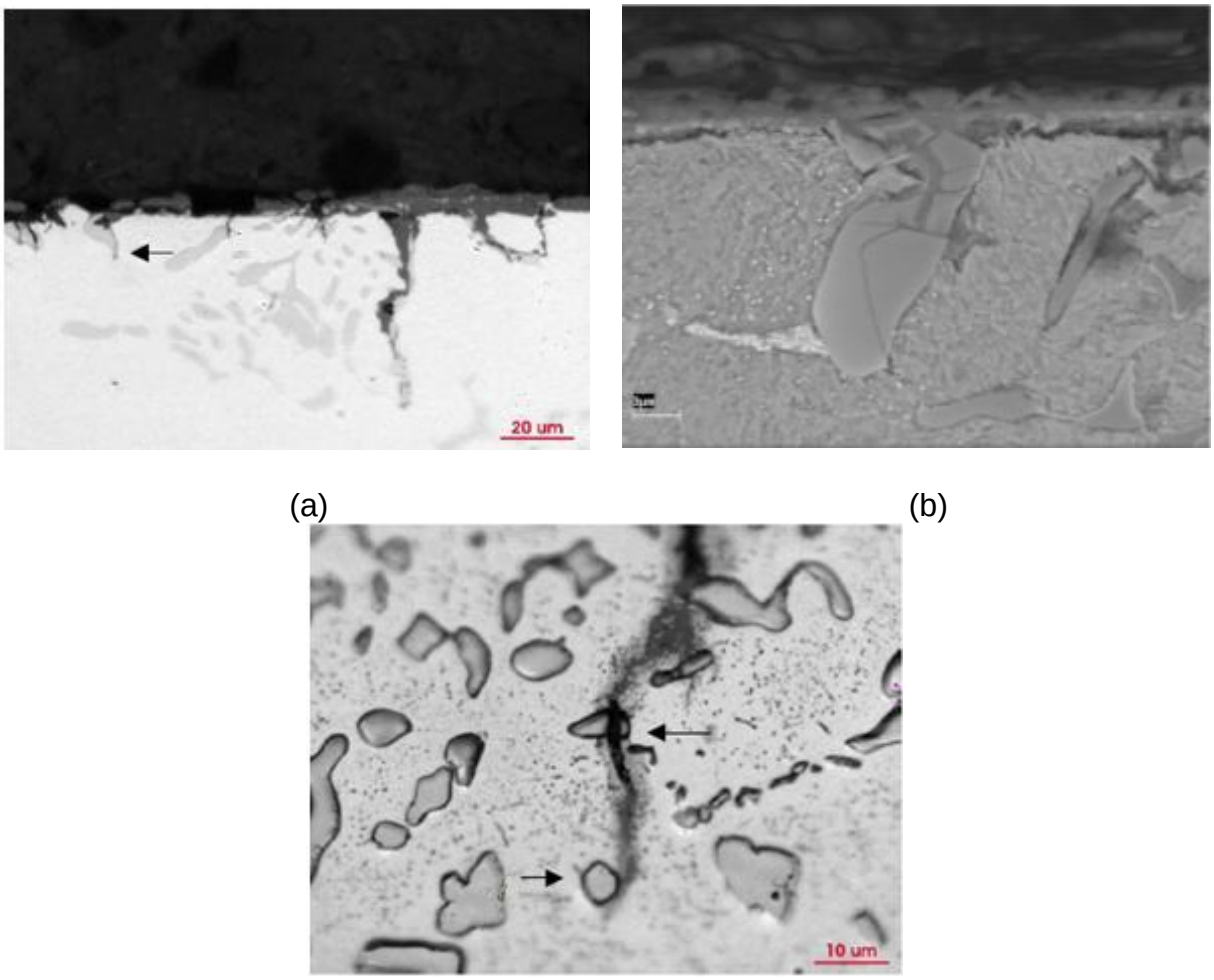


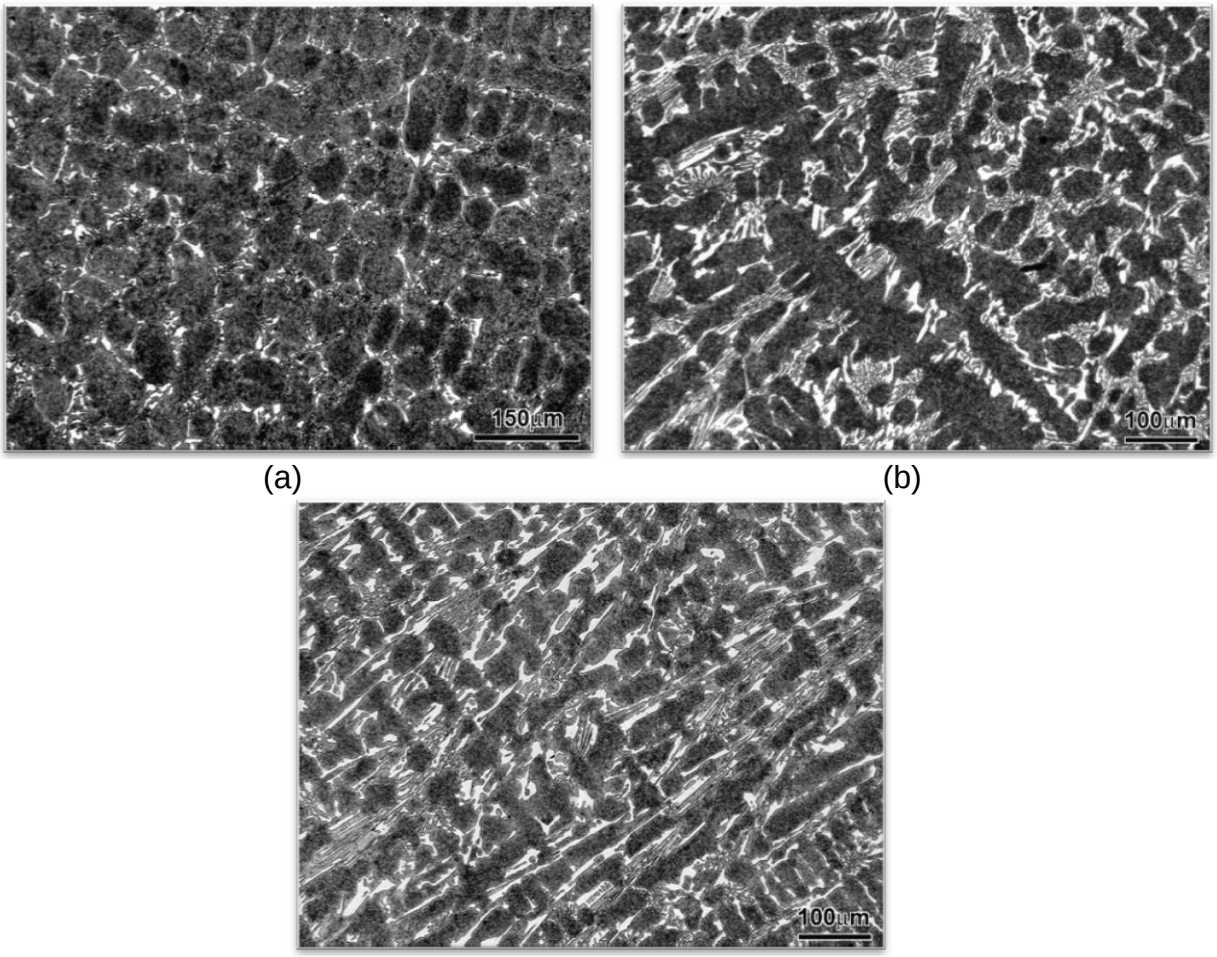
Figura 14- Nucleação e propagação das trincas de fadiga térmica em ferros fundidos multicomponentes. (a) Nucleação da trinca na interface carboneto matriz. (b) Nucleação da trinca no carboneto (c) Propagação das trincas na interface matriz/carboneto e através do carboneto. Adaptado da referência [24].

Os estudos realizados por Albertin et al [41] sobre o efeito da microestrutura no desempenho de ferros fundidos brancos de alto cromo submetidos a ciclos de fadiga térmica evidenciaram a influência da fração volumétrica de carbonetos e de sua continuidade. As ligas avaliadas possuíam composição química e fração volumétrica de carbonetos conforme apresentado na Tabela 3 – Composições químicas dos três tipos de ligas estudadas, valores expressos em % em peso..

Tabela 3 – Composições químicas dos três tipos de ligas estudadas, valores expressos em % em peso.

Material	Vv_K(%)	C	Mn	Si	Cr	Mo
Liga 1	13	2,0	1,1	0,6	14,7	1,3
Liga 2	16	2,3	0,9	0,4	14,2	1,4
Liga 3	20	2,7	1,1	0,6	15,3	1,3

A Figura 15 apresenta a micrografia das ligas 2C, 2,3C e 2,7C. Percebe-se que o aumento do teor de carbono promove uma maior continuidade das redes de carbonetos eutéticos.



(a) (b) (c)

Figura 15- Microestruturas no estado temperado evidenciando o efeito do teor e carbono na continuidade dos carbonetos eutéticos. (a) Liga 2C. (b) Liga 2,3C. (c) Liga 2,7C [41].

Nas Figura 16 e Figura 17 é possível observar o efeito da fração volumétrica de carbonetos na nucleação (expressos pela densidade das trincas por unidade de comprimento) e na profundidade máxima das trincas.

Os ensaios e procedimentos adotados foram os mesmos apresentados na literatura [24].

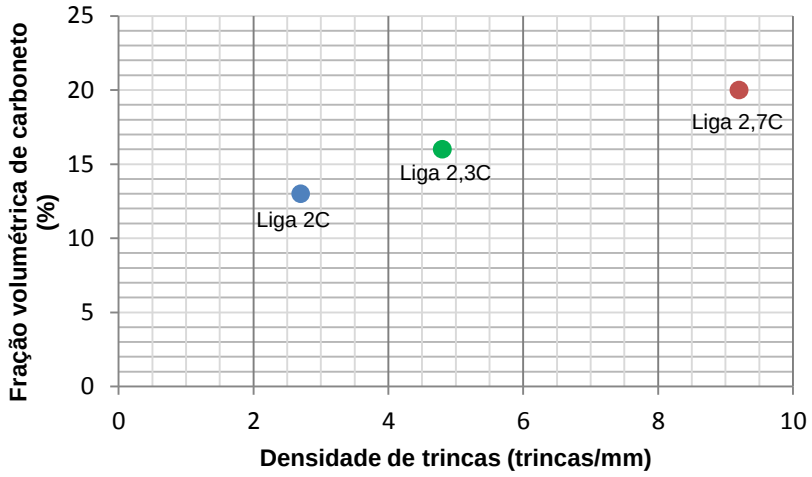


Figura 16- Efeito da fração volumétrica de carbonetos na densidade das trincas, mostrando que o aumento da fração volumétrica de carbonetos eutéticos promoveu um aumento na densidade das trincas devido a maior quantidade de sítios de nucleação [41].

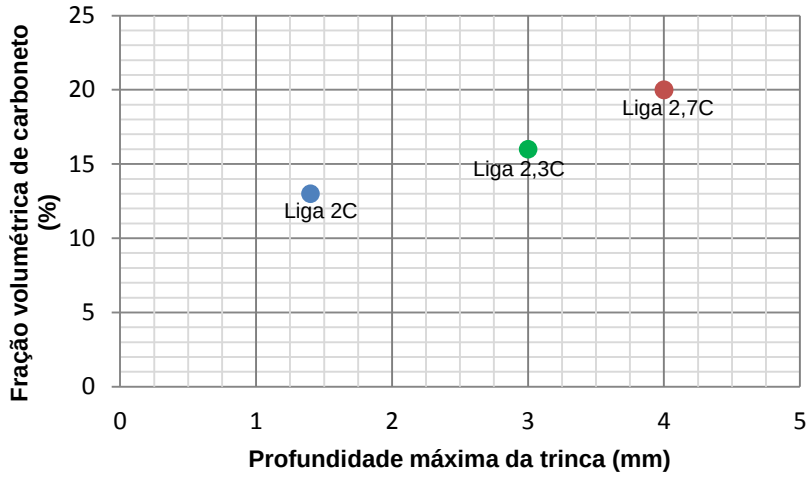


Figura 17- Efeito da fração volumétrica de carbonetos na máxima profundidade da trinca, mostrando que o aumento da fração de carbonetos eutéticos e consequentemente sua continuidade promoveu um aumento da profundidade de propagação [41].

Teores crescentes de cromo e carbono promovem um aumento proporcional na fração volumétrica de carbonetos eutéticos (Equação 20), esse aumento pode ser traduzido em termos de fadiga térmica como:

i. Maior número de sítios para a nucleação da trinca, Figura 16;
ii. Maior propagação das trincas, devido a maior conectividade entre os carbonetos eutéticos, Figura 17.

O efeito de continuidade de partículas de segunda fase também foram observados em estudos realizado por Pan et al[47] , onde verificou-se que ligas de ferro fundido cinzento com grafitas do tipo A apresentavam desempenho 50% menor que ligas com grafitas de morfologia esferoidal, quando submetidos a ciclos de fadiga térmica vide Figura 18.

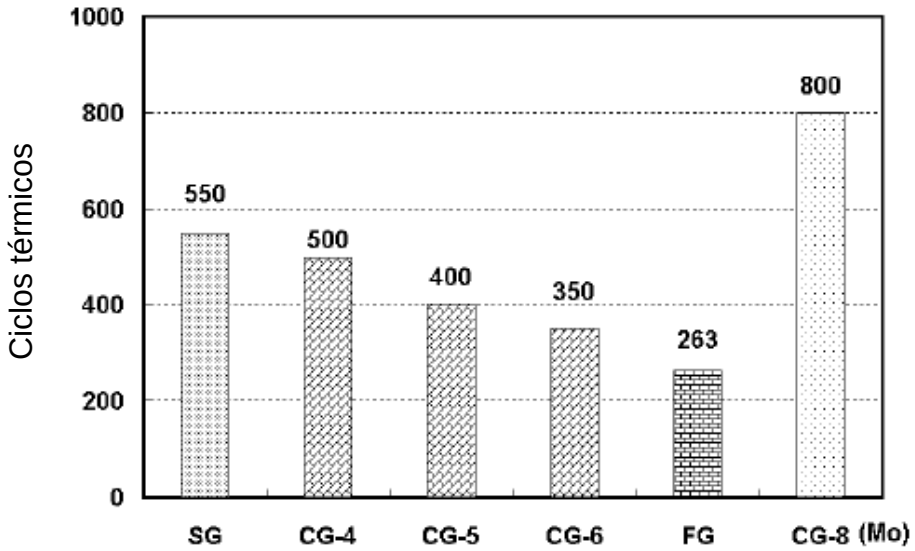


Figura 18- Comparação da vida em fadiga térmica em corpos de prova de ferro fundido cinzento com diferentes morfologias de grafita; SG (grafita esferoidal), CG (grafita compacta) e FG (grafita lamelar). Adaptado da referência [47]

É importante ressaltar que os ensaios foram realizados a 800°C em um corpo de prova com entalhe em “V”, sendo assim as diferentes microestruturas das ligas em estudo, também tiveram sua contribuição no desempenho à fadiga térmica. Uma vez que a matriz ferritica obtida no ferro fundido com grafita esferoidal não apresenta

mudanças significativas de microestrutura na temperatura de ensaio quando comparado com a matriz perlítica obtida no ferro fundido com grafita lamelar tipo A.

2.6.1 Estado da arte, ensaios e corpos de prova

Na maioria das vezes os ensaios foram criados a fim de se simular condições reais em escala laboratorial. Os primeiros estudos foram realizados na década de 50 devido à necessidade de se entender problemas de fadiga térmica em palhetas de turbinas de aviões[48].

Um dos primeiros ensaios de fadiga térmica que se tem registro foi realizado por Pulglia et al [49], onde o experimento foi realizado em um corpo de prova tubular unido no centro por soldagem. Os ciclos térmicos foram produzidos por meio de um forno irradiante, que transforma radiação em calor, e o resfriamento ocorria utilizando-se liquido refrigerante neste caso água, que percorria o interior do tubo. Na Figura 19 é possível observar o corpo de prova tubular utilizado no ensaio fadiga térmica.

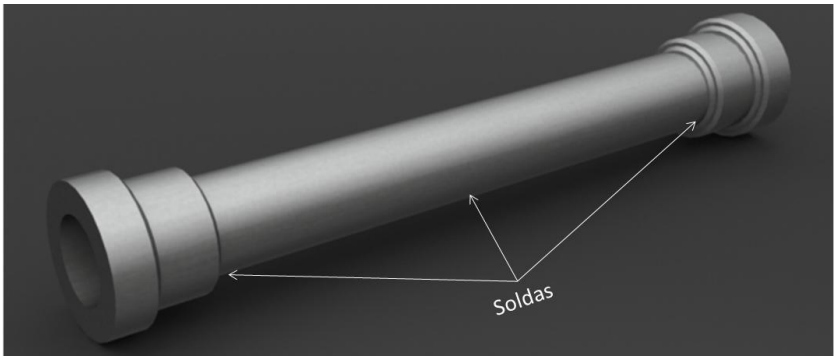


Figura 19- Corpo de prova tubular utilizado no ensaio fadiga térmica realizado por Pulglia et al. Adaptado da referência [49].

Petersen e Rubiolo[50] utilizavam corpos de prova no qual o resfriamento ocorria por líquido refrigerante, que passava pelo centro oco (Figura 20) e o aquecimento acontecia por efeito Joule.

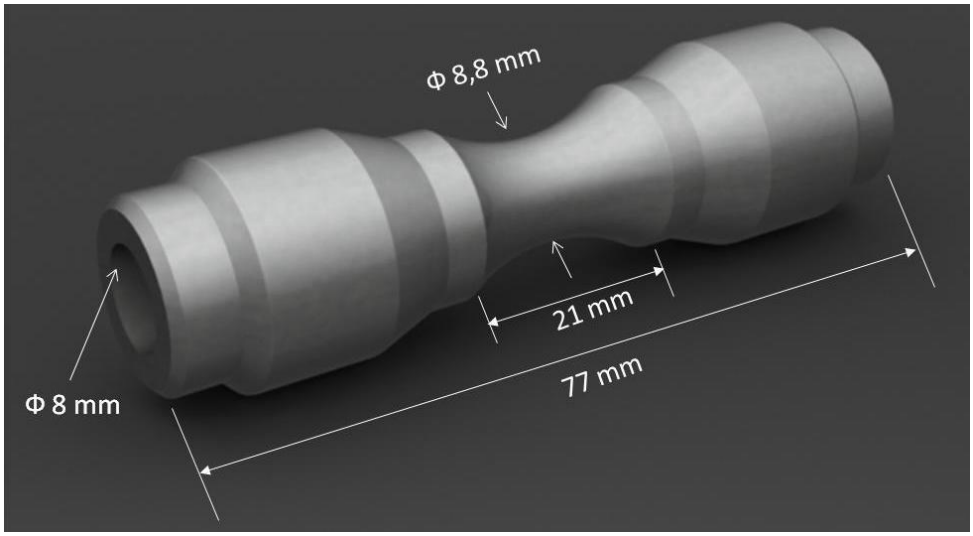


Figura 20- Corpo de prova desenvolvido por Petersen e Rubiolo para a realização de ensaios termomecânicos. Adaptada da referência [50].

Shimakawa et al [51] desenvolveram outro tipo de corpo de prova para analisar a propagação da trinca sob condições de fadiga térmica. O ensaio consistia de um spray de líquido refrigerante borrifado sobre a área de ensaio permanentemente aquecida por efeito Joule, vide Figura 21.

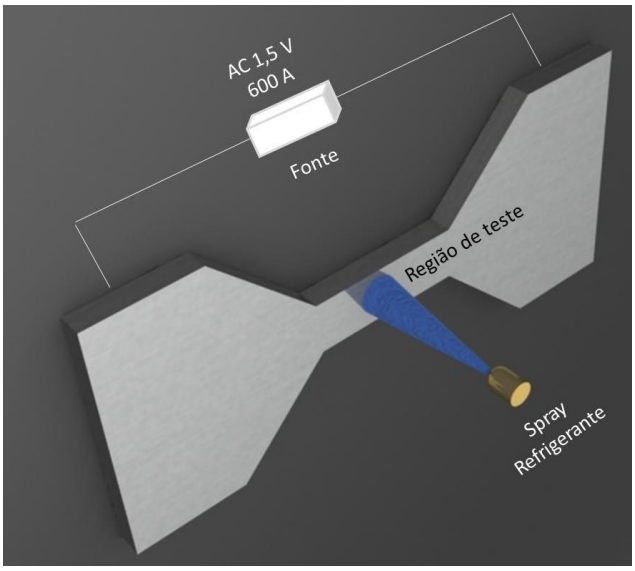


Figura 21- Esquema de ensaio do corpo de prova desenvolvido por Shimakawa para seu estudo do crescimento das trincas por fadiga térmica. Adaptada da referência [51].

Li et al [22] estudaram aços para trabalho a quente, AISI H21 e H13 utilizando-se de corpos de prova retangulares com dimensões 20 X 25 X 8mm e um entalhe concentrador de tensões, como pode ser observado na Figura 22.

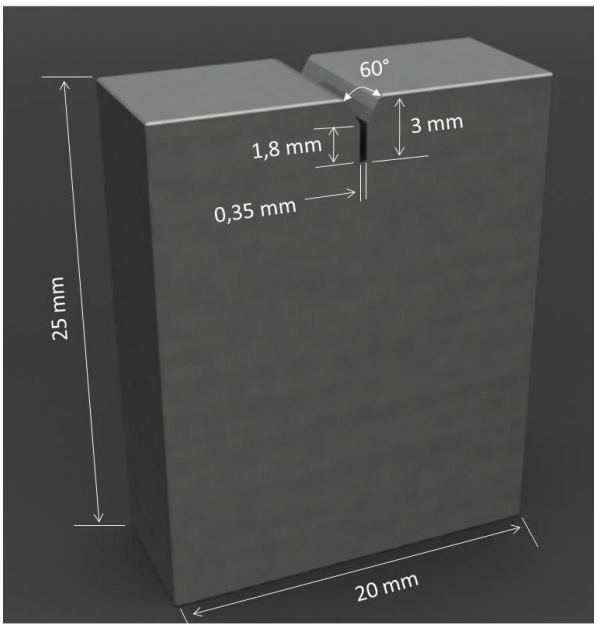


Figura 22- Desenho esquemático do corpo de prova desenvolvido por Li et al . Adaptada da referência [22].

O ensaio consistia em manter os corpos de prova aquecidos em um forno tipo mufla a 850°C e após a temperatura se equalizar, os mesmos eram mergulhados em água a temperatura de 25°C. A temperatura mínima no qual o corpo de prova era submetido dependia do tempo de imersão, neste trabalho adotou-se 20 segundos de permanência em água. O procedimento foi repetido até um determinado número de ciclos no qual a trinca atingia profundidade de 0,25 mm. O corpo de prova foi inspecionado periodicamente de forma a se acompanhar a propagação das trincas. Na Figura 23 é possível observar as trincas resultantes de ensaio.

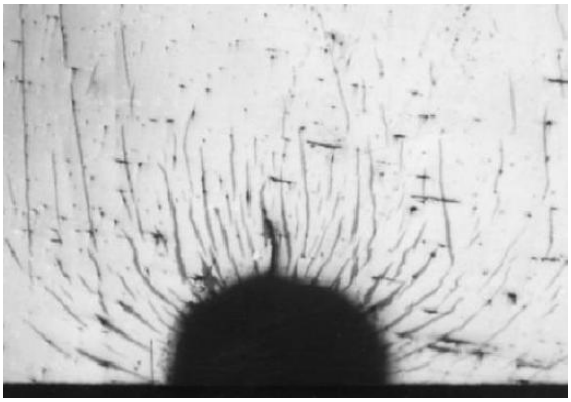


Figura 23- Crescimento da trinca na região do entalhe do corpo de prova observado após ciclo térmico[22].

Estudos sobre fadiga térmica conduzidos no CEA – Commissariat à l'Energie Atomique por Fissolo et al [52] foram realizados com o objetivo de estudar o comportamento à fadiga térmica em aços, como o aço inoxidável AISI 316 L. Nestes estudos foram realizado dois tipos de ensaios, denominados SPLASH e CYTHIA.

No ensaio CYTHIA foram utilizados corpos-de-prova com geometria tubular de 300 mm de comprimento com diâmetro externo de 30mm e uma espessura de parede de 10mm, vide Figura 24.

Durante o ensaio, a superfície externa do corpo de prova era submetida a um aquecimento por condução de susceptor, aquecido utilizando-se de indução de alta freqüência (f = 1 MHz), ao passo que a superfície interna era esfriada continuamente por fluxo de água. Essa variação de temperatura dá origem a um gradiente térmico radial, gerando por sua vez um campo de tensão térmica. A variação térmica cíclica é alcançada variando-se a potência de indução [52].

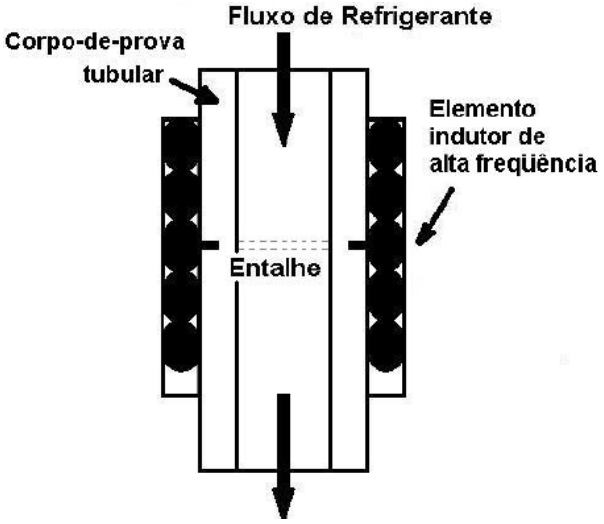


Figura 24- Corpo de prova e princípio do Ensaio CYTHIA[52].

Nos ensaios CYTHIA o tamanho das trincas propagadas foram medidas pelo ensaio de ultra-som.

O ensaio SPLASH foi utilizado para determinar o número de ciclos capaz de produzir uma trinca de comprimento entre 50 e 150μm em uma superfície. As tensões mecânicas foram induzidas pelas dilatações impedidas entre partes quentes e frias. O aquecimento do corpo de prova resultava do Efeito Joule com A.C. 50 Hz e 1000/2000 A e a refrigeração era feita usando spray de água. A rugosidade foi controlada (Ra ≅ 0,8) para evitar a nucleação prematura das trincas [52].

A geometria do corpo de prova utilizado nesse ensaio é mostra do na Figura 25.

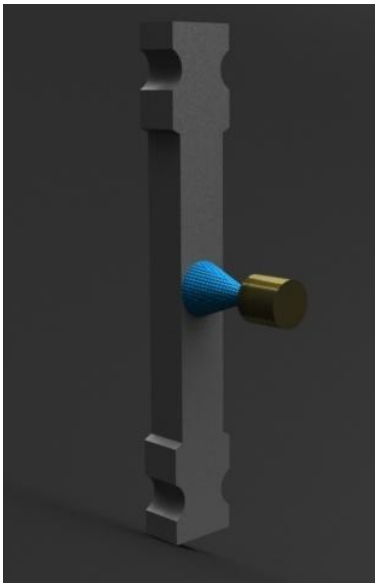


Figura 25- Corpo de Prova do ensaio SPLASH[52].

Os corpos de prova eram removidos do ensaio periodicamente para detectar com precisão o número de ciclos necessários para iniciação da trinca sob um determinado carregamento térmico. Na Figura 26 é possível observar um corte da secção longitudinal de um corpo de prova ensaiado.

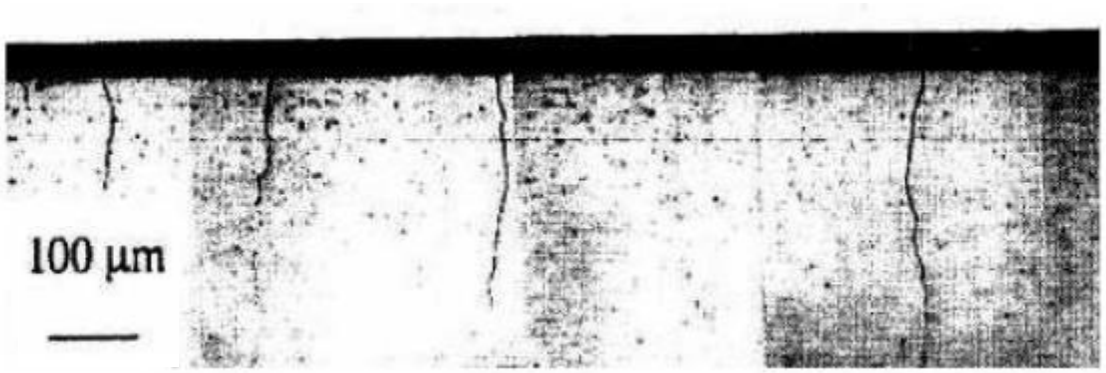


Figura 26- Corte longitudinal mostrando a profundidade da trinca iniciada na superfície aquecida [52].

O ensaio foi conduzido em temperaturas variando entre 250ºC e 550ºC. Na Figura 27 é possível observar o perfil de temperatura da superfície do corpo de prova durante o ensaio.

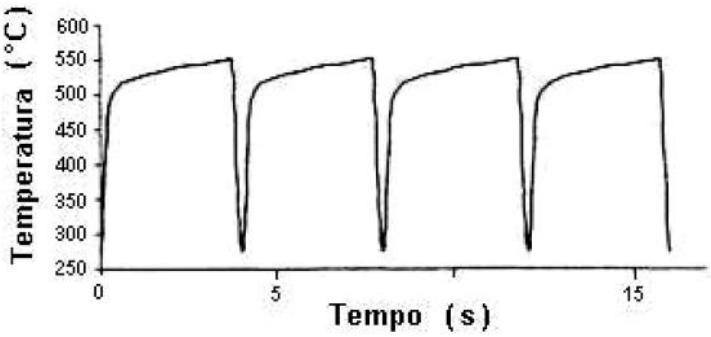


Figura 27- Perfil da temperatura da superfície do corpo de prova durante ensaio. Adaptada da literatura [52].

Por meio dos resultados do ensaio observou-se que o número de ciclos para nucleação diminuiu com o aumento do gradiente de temperatura, ao passo que o aumento do tempo de permanência no patamar não era significativo.

Mais recentemente Serantoni [24] estudou o efeito da fração volumétrica de carbonetos e da dureza da matriz sobre a resistência à fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes. O ensaio basicamente consistia no aquecimento dos corpos de prova por indução de alta freqüência e posterior resfriamento dos mesmos em um tanque com água. A superfície dos corpos de prova foi aquecida até 600°C em aproximadamente 10 segundos, seguido de um resfriamento em água até que as temperaturas da superfície e do centro se equalizassem, experimentos anteriores mostraram que a equalização das temperaturas ocorria em aproximadamente 45 segundos de imersão em água.

A Figura 28 mostra, esquematicamente, o ciclo térmico aplicado ao corpo de prova durante o ensaio de fadiga térmica.

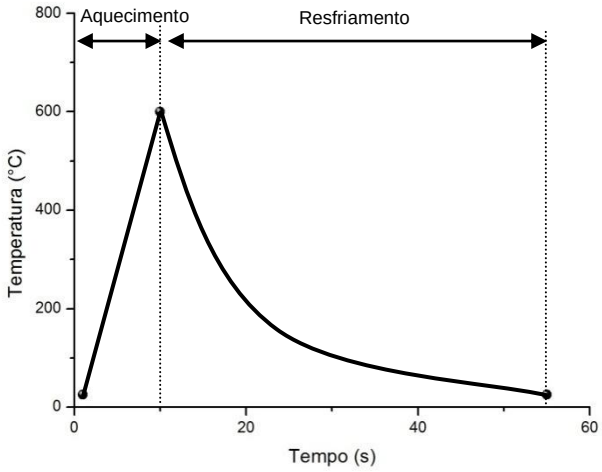


Figura 28- Representação esquemática de um ciclo térmico aplicado ao corpo de prova durante o ensaio de fadiga térmica. Adaptada da literatura [24].

O corpo de prova utilizado no ensaio foi desenvolvido por uma empresa ex-fabricante de cilindros de laminação, cuja geometria impõe um gradiente térmico elevado na região da superfície periférica denominada pista. As dimensões e geometria do corpo de prova utilizado são mostradas na Figura 29.

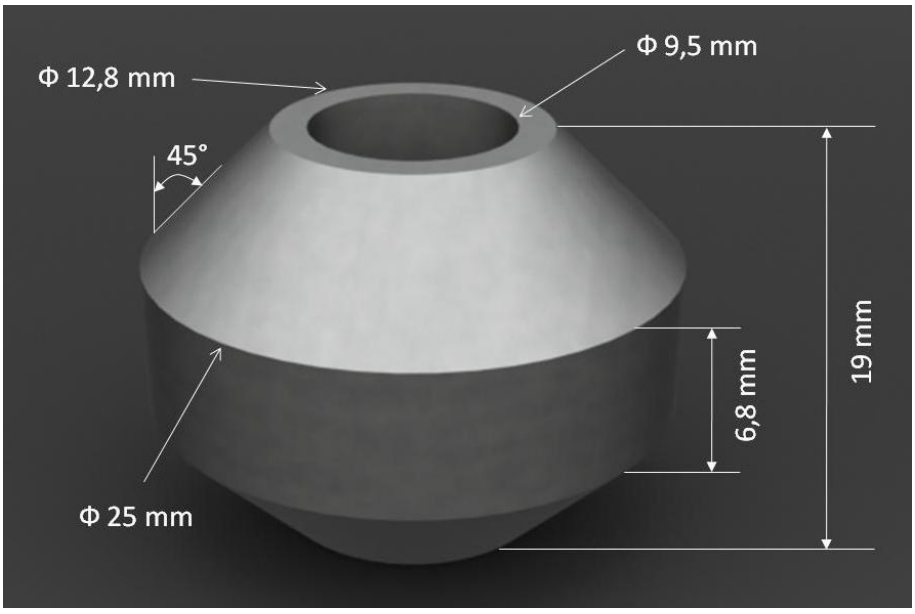


Figura 29- Corpo de prova utlizado no ensaio de fadiga térmica. Adaptada da literatura [24].

Com base nos resultados verificou-se que o aumento da dureza da matriz promove uma redução da taxa de nucleação, assim como um aumento da fração

volumétrica de carbonetos aumenta a taxa de nucleação. Verificou-se também que a propagação das trincas ocorre preferencialmente na interface matriz/carboneto ou através do carboneto, assim quanto maior a relação continuidade de carbonetos/ distância livre média entre carbonetos, maior a taxa de propagação das trincas.

Como pôde ser observado, a fadiga térmica ocorre em uma ampla faixa de condições térmicas, esforços internos, esforços externos, restrições, materiais variados e etc, portanto o ensaio de fadiga térmica se tornou muito variado no quesito corpo de prova e tipo de maquina. A principal dificuldade em se obter reprodutibilidade dos resultados está principalmente atrelado a complexidade do ensaio, ao material e a fabricação do corpo de prova. Logo se torna intuitivo a escolha de um corpo de prova de baixa complexidade para a fabricação e que seja isento de concentradores de tensão, como furos, cantos vivos e entalhes, que possam atuar mascarando o resultado final.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fluxograma da metodologia experimental

A Figura 30 apresenta um fluxograma da metodologia experimental.

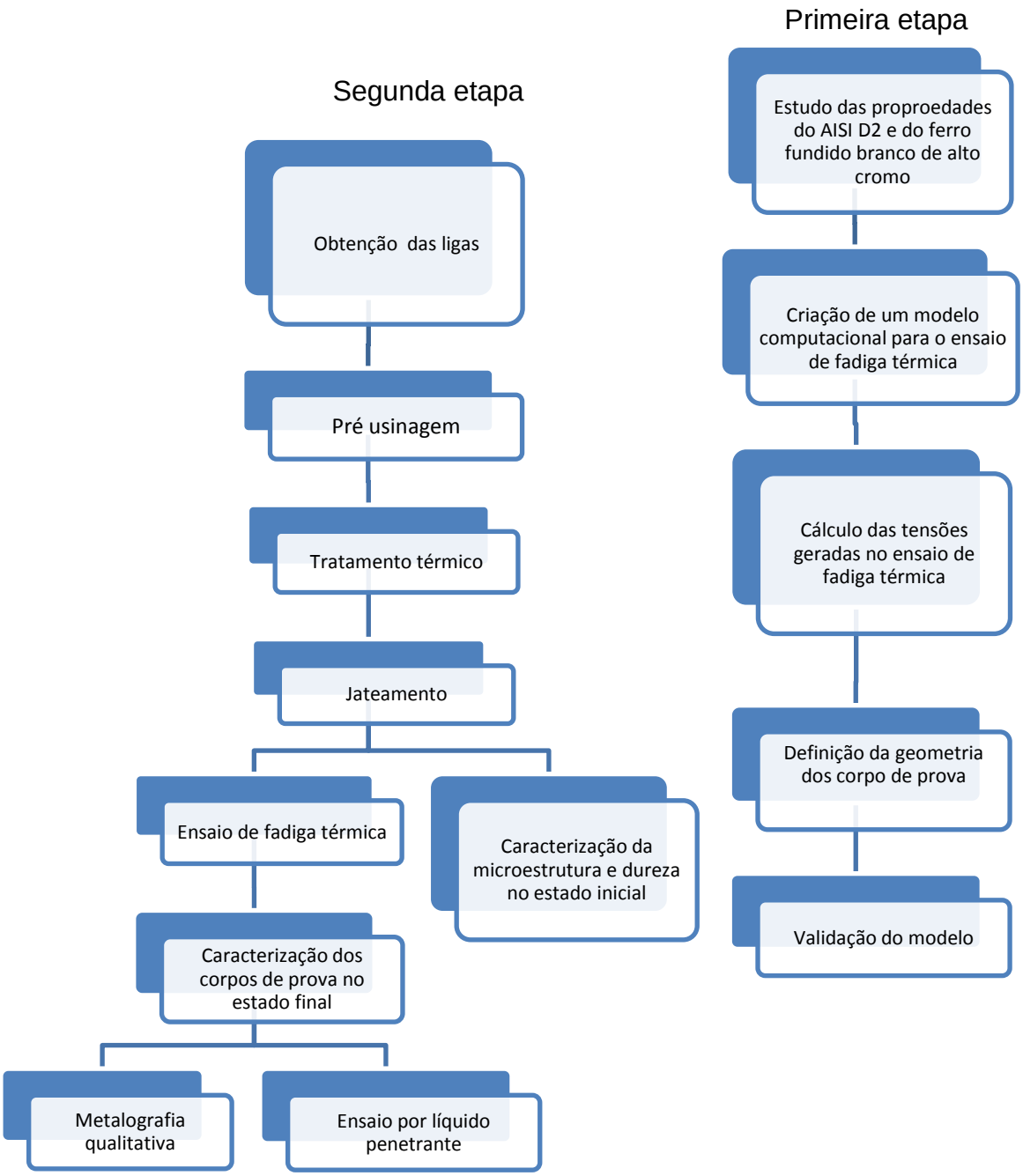


Figura 30- Fluxograma da metodologia experimental.

3.2 Modelo computacional de fadiga térmica

Devido à complexidade dos fenômenos envolvidos no ensaio de fadiga térmica torna-se impraticável resolvê-los de um modo analítico. Assim o método dos elementos finitos torna-se a ferramenta numérica mais indicada para a solução desse tipo de problema.

O método para solução de problemas por elementos finitos vem sendo amplamente utilizado para o cálculo de tensões provenientes de um gradiente térmico [(53), (54), (55), (56), (57)].

Foi utilizado, para a análise térmica e análise mecânica o software SOLIDWORKS 2011, para a digitalização da peça, e Simulation para a análise por elementos finitos.

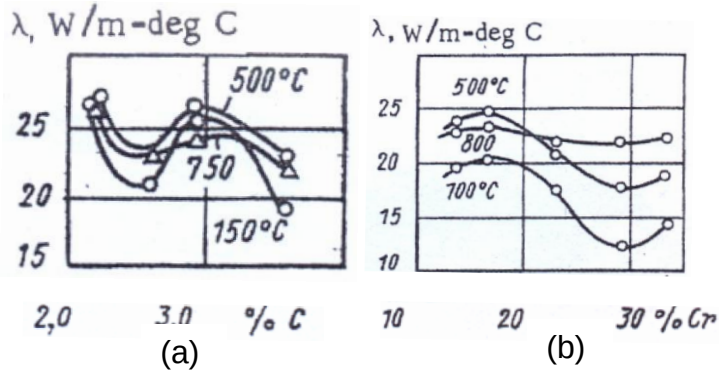
3.2.1 Propriedades físicas

As propriedades físicas têm um papel fundamental na determinação adequada do campo de temperatura e por conseqüência o campo de tensão formado durante o processo de fadiga térmica. A maior dificuldade enfrentada nessa etapa foi o conhecimento das propriedades físicas do metal estudado em função da temperatura.

3.2.1.1 Ferro fundido branco de alto cromo

Nos próximos parágrafos serão apresentadas as propriedades físicas e mecânicas do ferro fundido branco de alto cromo.

A condutividade térmica em função do teor de cromo e carbono foi obtida da Figura 31.



(a) (b)

Figura 31- Condutividade térmica em função do teor de carbono (a) e cromo (b)[58].

É importante observar que sob o ponto de vista térmico as ligas de ferro fundido branco de alto cromo com teores de carbono e cromo menores podem ter melhor desempenho sob fadiga térmica, uma vez que a máxima condutividade térmica facilita a dissipação de calor e equalização das temperaturas internas e externas, resultando assim em um menor gradiente térmico e, consequentemente, menor nível de tensão.

O valor de capacidade térmica em função do teor de carbono foi obtido da Figura 32.

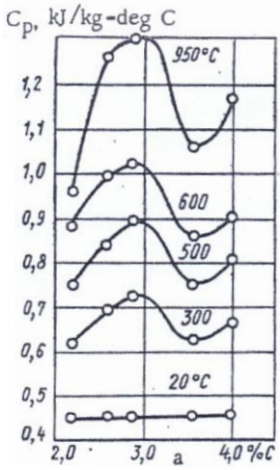


Figura 32- Capacidade térmica em função do teor de carbono[58].

As demais propriedades utilizadas na simulação são apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4- Propriedades físicas utilizadas para a simulação computacional do ferro fundido branco de alto cromo.

Propriedade física	Valor	Referência
Módulo de elasticidade Máximo Mínimo	225 (GPa) 226 (GPa)	(59)
Difusividade térmica	3,7 10^{-6} (m^2s^{-1})	(59)
Coeficiente de expansão térmica Máximo Mínimo	$1,0 \cdot 10^{-6}$ (K^{-1}) $1,1 \cdot 10^{-6}$ (K^{-1})	(59)
Densidade	7530 (kg/m^3)	(59)
Coeficiente de Poisson	0,3	(59)

3.3.1.2 Aço ferramenta AISI D2

Na Tabela 5 são apresentadas as propriedades físicas e mecânicas do aço ferramenta AISI D2 utilizada no modelamento computacional pelo método dos elementos finitos.

Tabela 5- Propriedades físicas utilizadas para a simulação computacional do Aço ferramenta AISI D2.

Propriedade física	Valor	Referência
Módulo de elasticidade Máximo Mínimo	210 (GPa) 190 (GPa)	(60)
Condutividade térmica	20 (W/mK)	(60)
Coeficiente de expansão térmica Máximo Mínimo	$1,04 \cdot 10^{-6}$ (K^{-1}) $1,22 \cdot 10^{-6}$ (K^{-1})	(61)
Densidade	7670 (kg/m^3)	(60)
Coeficiente de Poisson	0,27	(61)

3.2.2 Análise térmica

A análise térmica tem como principal objetivo a determinação do campo das temperaturas do corpo de prova ao longo do tempo de exposição durante os ciclos de aquecimento e resfriamento.

Cabe ressaltar que os resultados da análise térmica têm fundamental importância na determinação das tensões geradas devido ao gradiente de temperatura ao longo da seção do corpo de prova.

A simulação foi realizada com apenas as propriedades de um dos materiais uma vez que os resultados obtidos para ambos foram muito semelhantes.

Na Figura 33 é possível observar as diferentes geometrias avaliadas a fim de se obter diferentes magnitudes de gradientes térmicos e consequentemente de tensão.

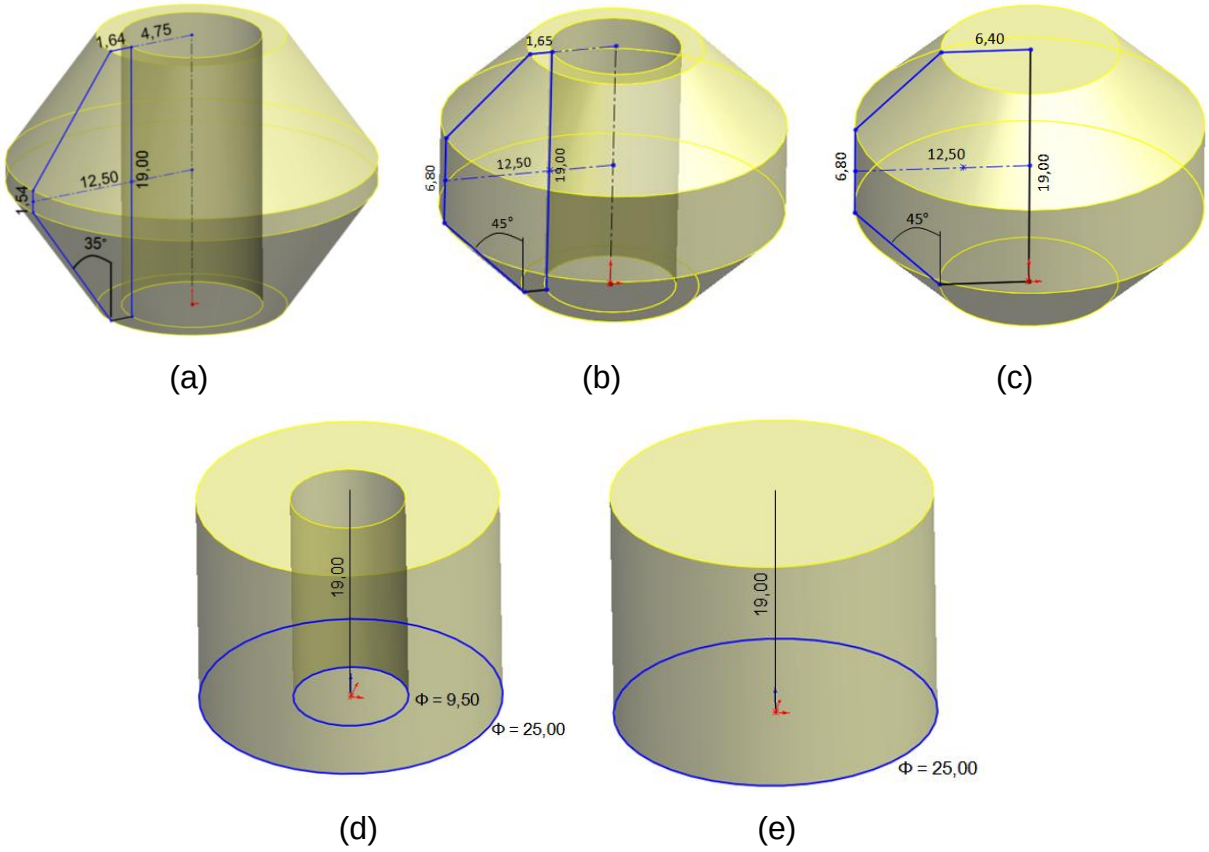


Figura 33- Diferentes geometrias avaliadas, respectivamente (a) G1; (b) G2; (c) G3; (d) G4; (e) G5.

Durante o ensaio de fadiga térmica os corpos de prova estão submetidos a um complexo campo de temperatura, que podem ser divididos em três estágios, baseados em observações dos fenômenos que ocorrem durante os ensaios:

i. O ponto de partida do modelo consiste em um corpo de prova em contato com uma base de aço inoxidável austenítico, ambos com temperatura inicial de 25°C;
ii. O Aquecimento indutivo foi simulado pela aplicação de um potência de 535W atuando por 12 segundos na superfície do corpo de prova, Figura 34(a). Considerou-se apenas o efeito de aquecimento superficial, uma vez que dados da literatura[(62)] indicam que uma típica profundidade de aquecimento indutivo em aços é de 0,03mm para uma freqüência de 450kHz. A determinação da potência aplicada foi obtida de tal forma que, em 12 segundos, a superfície do corpo de prova alcançasse a temperatura de 500°C. Na Figura 34(b) são mostradas as condições de contorno adotadas para o aquecimento;
iii. O resfriamento foi computacionalmente representado pela aplicação de um coeficiente convectivo de 3000W/m²K por 45 segundos. Na Figura 34(c) são mostradas as condições de contorno adotadas para o resfriamento do corpo de prova em água.

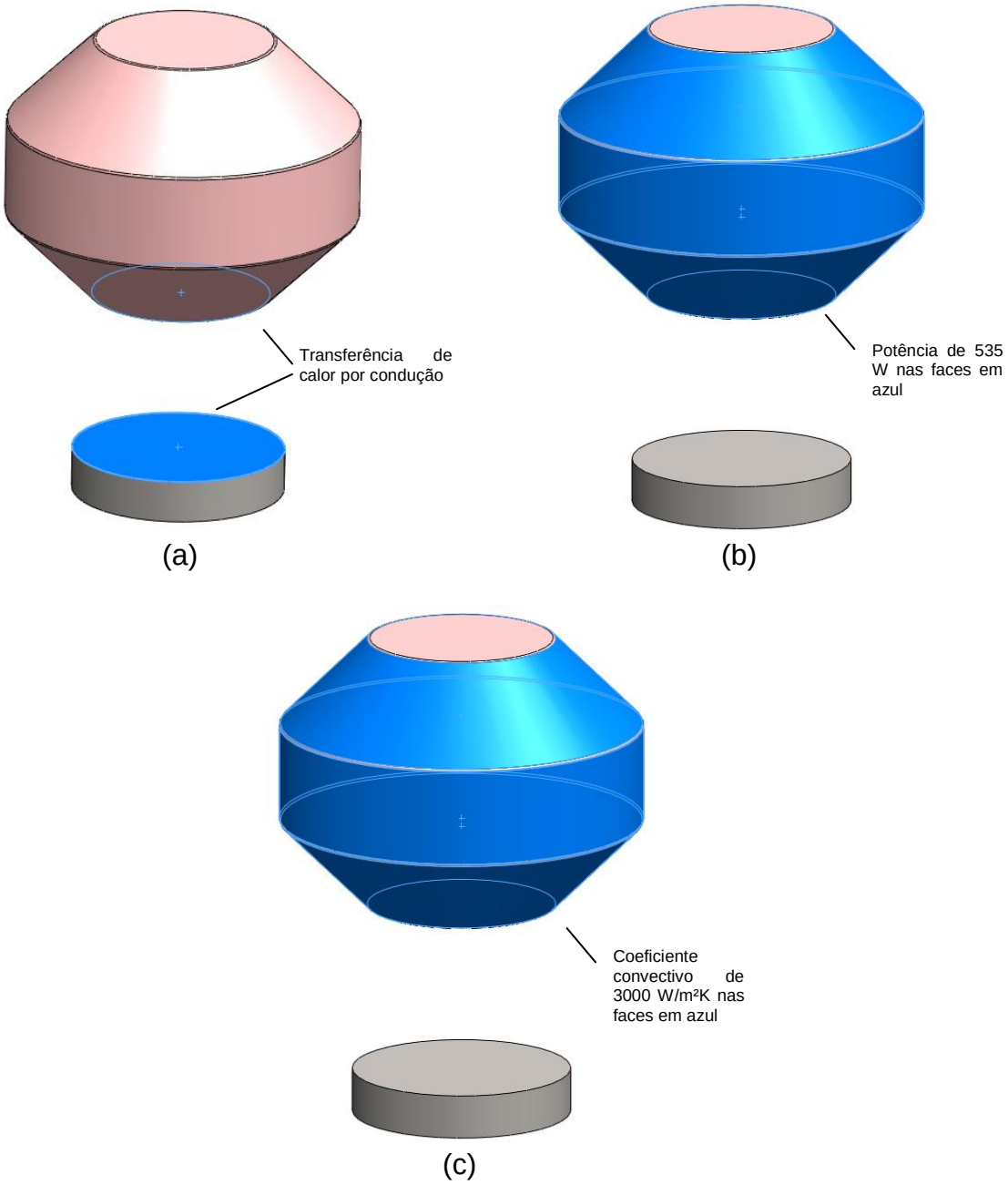


Figura 34- Considerações realizadas para a criação do modelo de fadiga térmica. (a) regiões de troca de calor por condução; (b) condições de contorno adotadas para o aquecimento; (c) condições de contorno adotadas para o resfriamento.

O detalhamento das condições de contorno adotadas para a simulação pode ser observado no Apêndice 1.

3.2.3 Análise de tensões

A análise mecânica, por elementos finitos, permitiu determinar as tensões às quais as diferentes geometrias dos corpos de prova estão submetidos, para tanto serão utilizadas as temperaturas determinadas na análise térmica do problema.

Para a realização da simulação mecânica por elementos finitos três considerações foram feitas, são elas:

i. Não existe restrição a expansões e contrações devido a barreiras físicas, ou seja, existem folgas no sistema de fixação do corpo de prova no equipamento de fadiga térmica;
ii. A única carga externa que atua no corpo de prova é a força da gravidade;
iii. Os deslocamentos provocados por ações exteriores são muito pequenos quando comparados com as dimensões dos componentes em estudo, ou seja, nesse caso admite-se que não existe influência da modificação de geometria da estrutura na distribuição dos esforços e das tensões;

As propriedades mecânicas adotadas para a realização da simulação mecânicas são apresentadas na Tabela 4 para o ferro fundido branco de alto cromo e na Tabela 5 para aço ferramenta AISI D2.

3.3 Definição da geometria dos corpos de prova

A criação de um modelo computacional permitiu o cálculo de tensão para a mesma condição de ciclo térmico e diferentes geométricas de corpo de prova, possibilitando assim a escolha de duas geometrias que proporcionem duas magnitudes de tensão.

Os resultados obtidos por simulação demonstraram que o emprego das geometrias G3 e G5 evidenciadas na Figura 33 criam dois níveis de gradiente térmicos.

Os resultados do modelo de elementos finitos para análise térmica foram mostrados em termos de escala de cores.

A Figura 35 apresenta os resultados de temperatura e tempo, em segundos, para ambas as geometrias escolhidas são elas G3 e G5.

Os resultados completos do estudo térmico podem ser observados no Apêndice 2.

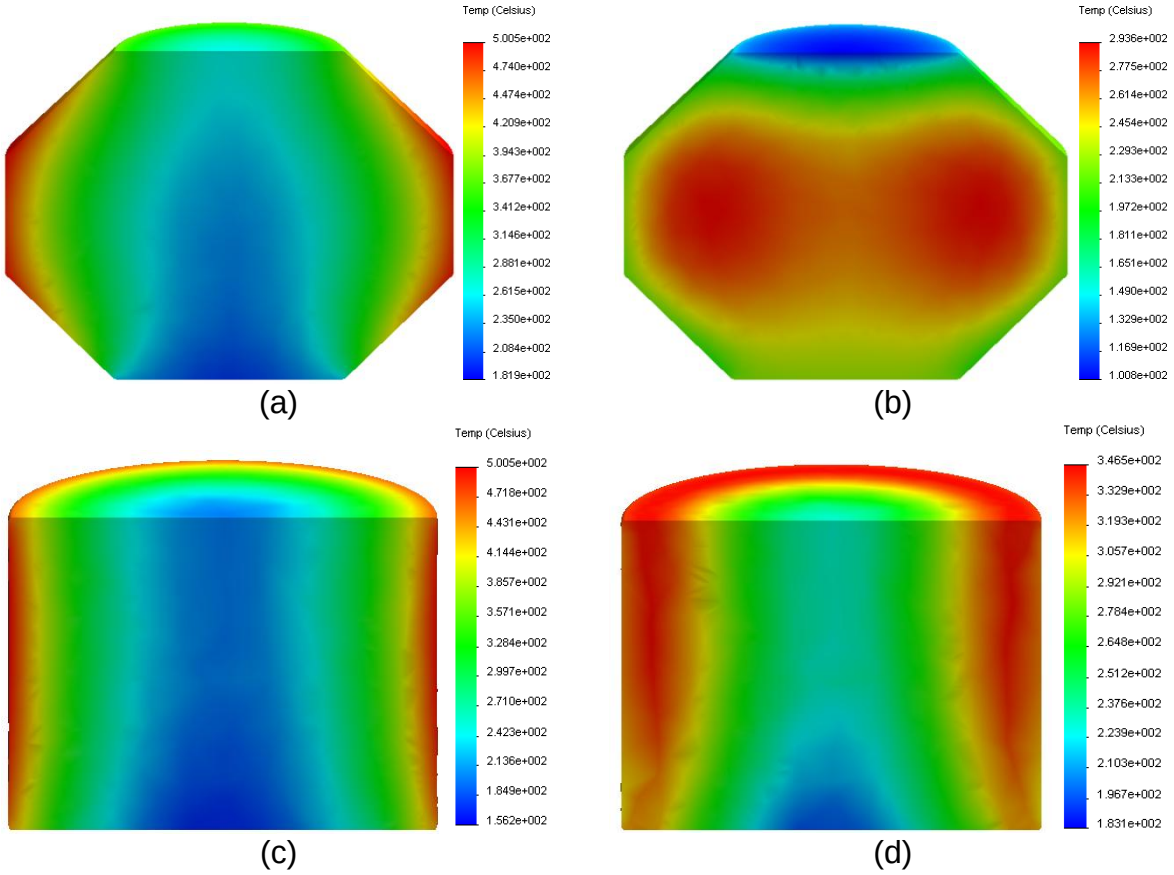


Figura 35- Distribuição de temperatura (°C) no instante da imersão em água (12s) e 2 segundo após a imersão, instante onde a maior tensão foi observada (14s). (a) geometria G3, instante 12s; (b) geometria G3, instante 14s; (c) geometria G5, instante 12s; (a) geometria G5, instante 14s;

Os resultados das tensões atuantes foram plotadas no sistema de coordenadas cilíndricas, no qual a primeira direção é a radial, a segunda axial e a terceira circunferencial. Na Figura 36 é possível observar as componentes de tensão associados às direções do sistema de coordenadas cilíndricas.

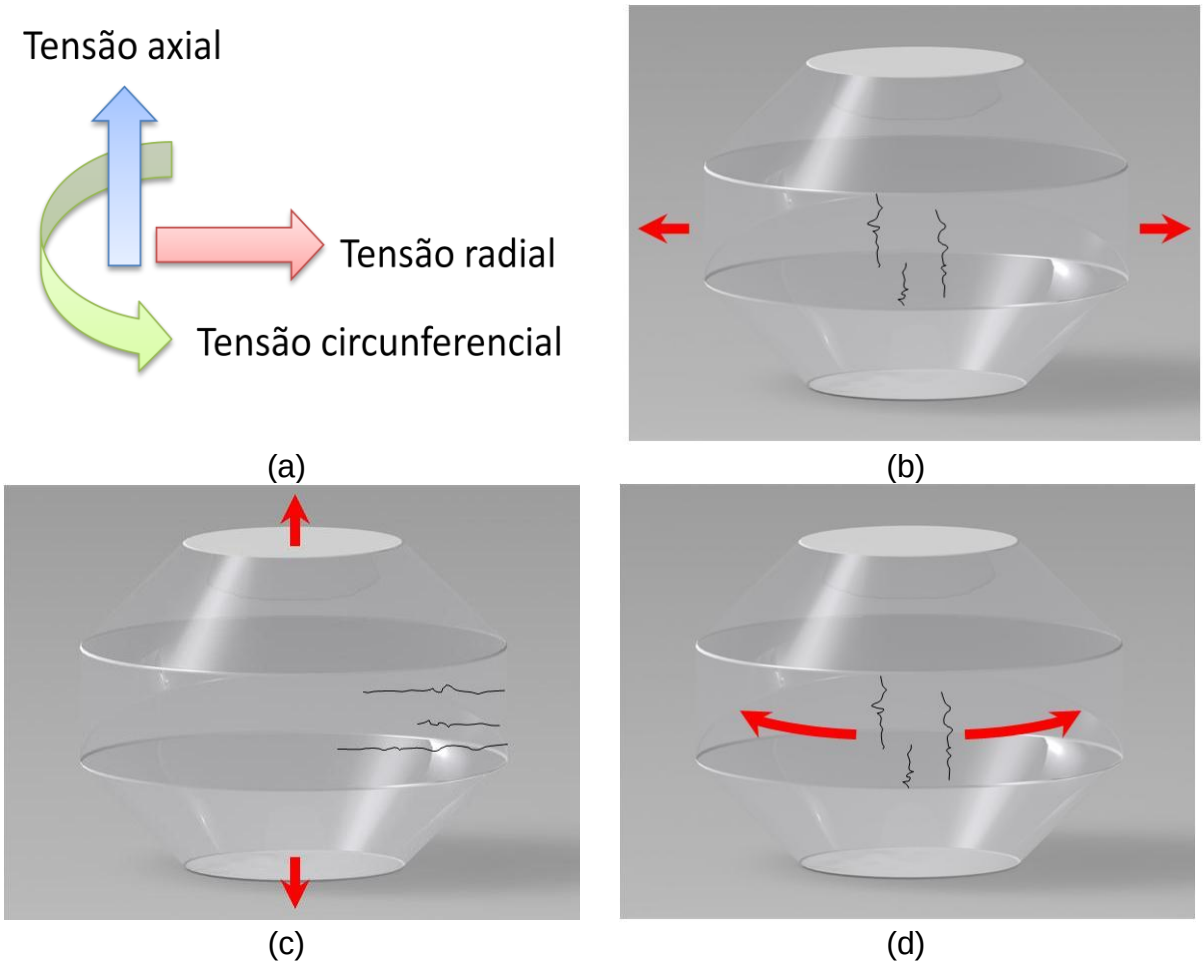


Figura 36- Desenho esquemático mostrando a formação das trincas devido aos três componentes de tensão; (a) sistema de coordenadas cilíndricas; (b) tensão na direção radial; (c) tensão na direção axial; (d) tensão na direção circunferencial.

Com o modelo e condições de contorno mostrados anteriormente e das temperaturas determinadas pelo método térmico foram obtidas as tensões atuantes em todos os instantes de simulação, que compreendem 12 segundo de aquecimento e 30 segundos de resfriamento. Os resultados de simulação mostraram que nos instante de 12 e 14 segundos são desenvolvidas as máximas tensões no aquecimento e resfriamento, respectivamente. Nas Figura 37 e Figura 38 são apresentadas as tensões obtidas.

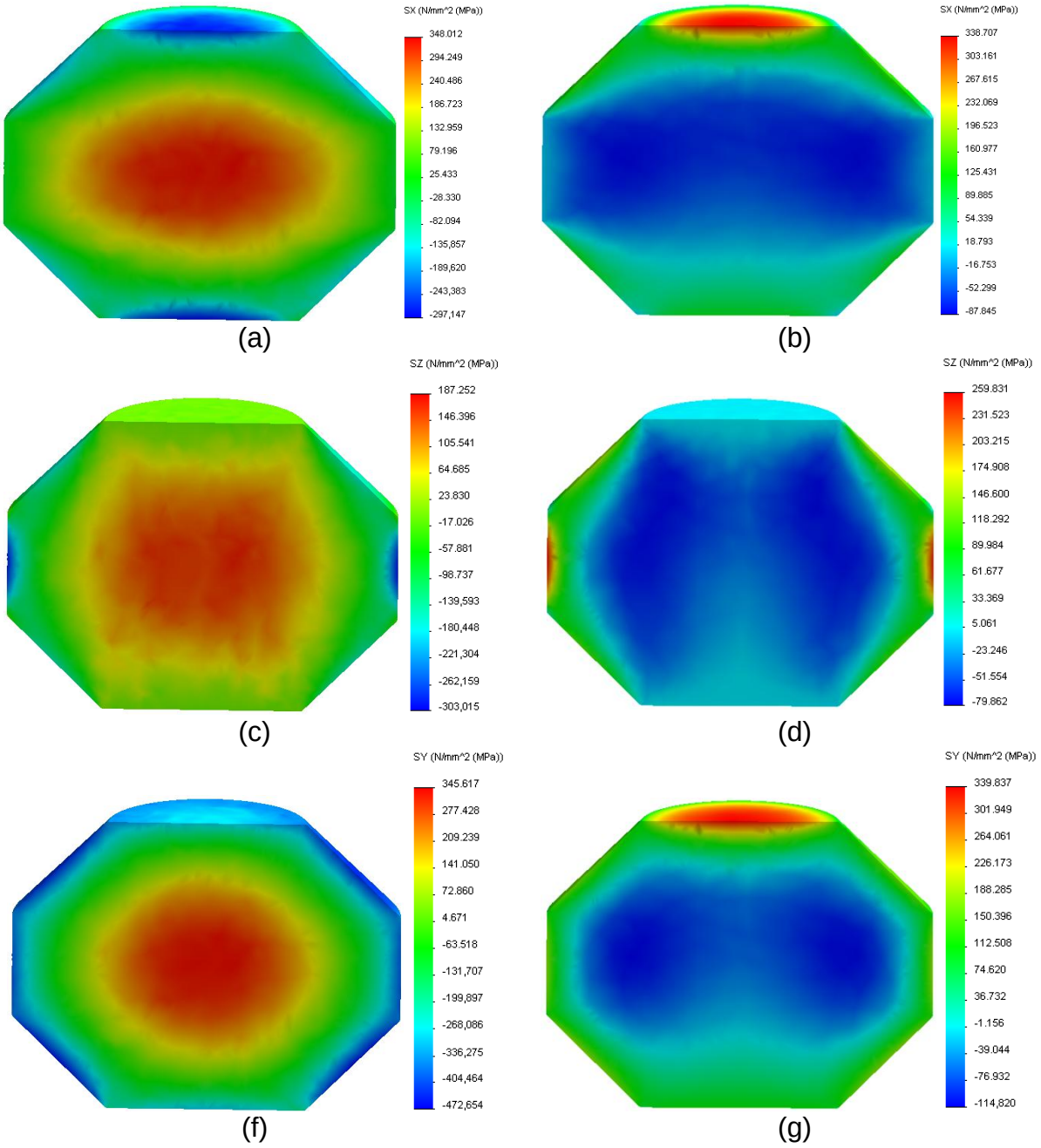


Figura 37- Corte da seção transversal evidenciando os resultados de tensões obtidos pelo método dos elementos finitos na geometria G3. (a) tensão radial com 12s; (b) tensão radial com 14s; (c) tensão axial com 12s; (d) tensão axial com 14s; (e) tensão circunferencial com 12s; (f) tensão circunferencial com 12s.

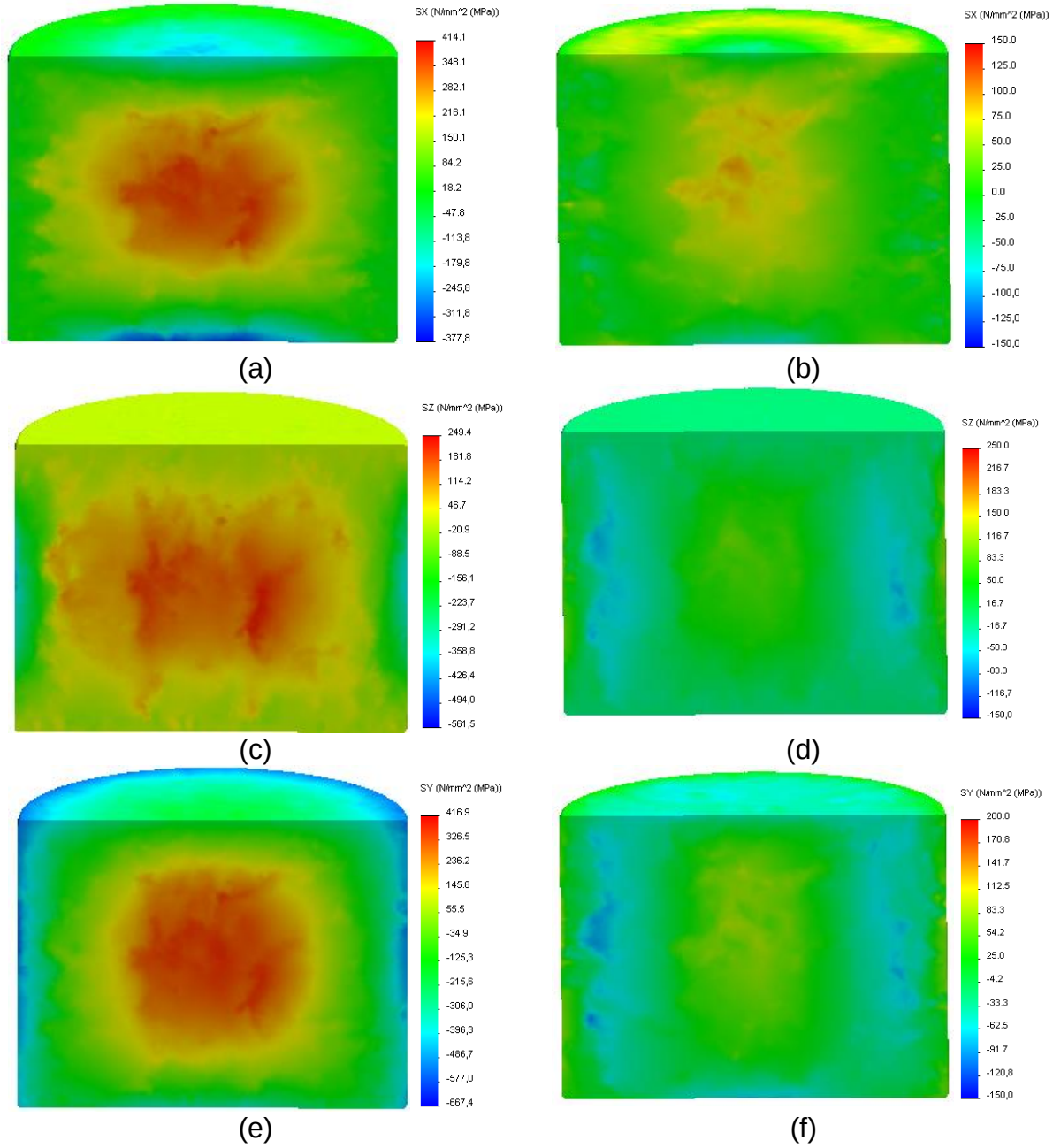


Figura 38- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões obtidos pelo método dos elementos finitos na geometria G5. (a) tensão radial com 12s; (b) tensão radial com 14s; (c) tensão axial com 12s; (d) tensão axial com 14s; (e) tensão circunferencial com 12s; (f) tensão circunferencial com 12s.

Os resultados completos do estudo de tensões podem ser observados no Pêndice 3.

3.4 Validação do modelo computacional

A validação do modelo computacional foi realizada de duas formas. A primeira forma de validação consistiu na comparação do posicionamento das trincas nos corpos de provas ensaiados em relação a distribuição de tensões apresentada nas Figura 37 e Figura 38. A Figura 39 mostra um comparativo entre o campo de tensão obtido por simulação e o posicionamento das trincas evidenciadas pelo ensaio de líquido penetrante, nesta etapa de avaliação optou-se em utilizar o aço ferramenta AISI D2 como comparação, cujo processo de fabricação garante uma estrutura mais homogênea.

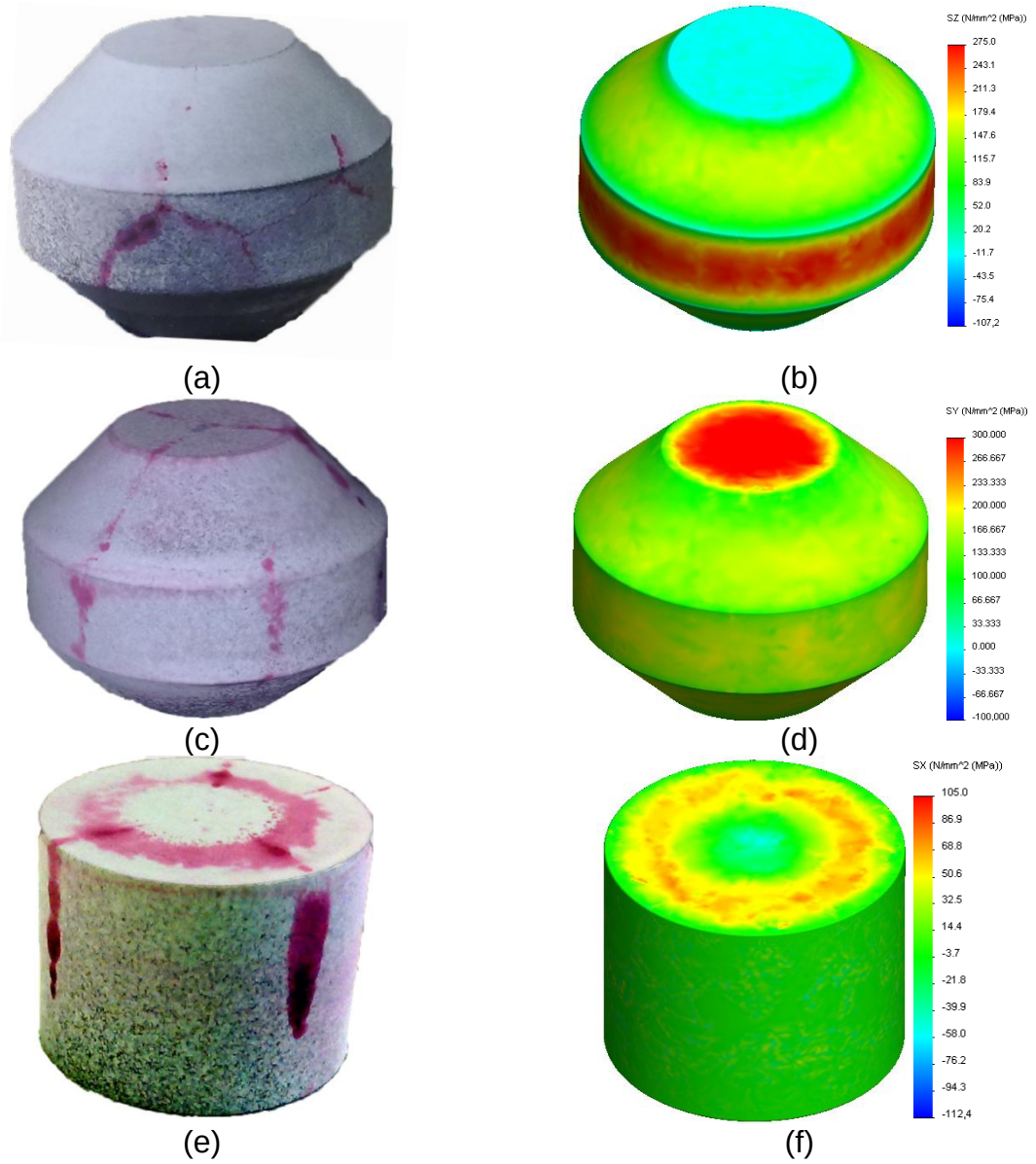


Figura 39- Comparativo entre o posicionamento das trincas após ensaio de 150 ciclos no aço ferramenta AISI D2. (a) posição das trincas em um corpo de

prova G3; (b) tensão axial com 14s; (c) posição das trincas em um corpo de prova G3; (d) tensão radial com 14s; (e) posição das trincas em um corpo de prova G5; (f) tensão radial com 14s;

Com base na Figura 39(a) é possível verificar que as trincas têm sua propagação dificultada, na região do topo do corpo de prova, esse fato pode ser atribuído a uma tensão compressiva de alta magnitude evidenciada pela simulação Figura 39(b).

Cabe ressaltar que o arco, revelado por liquido penetrante, existente na superfície do cilindro trata-se de um artefato devido a queima incompleta da tinta utilizada para a pintura do corpo de prova.

Outra forma de validação parte do pressuposto que se o cálculo de tensões pelo método dos elementos finitos estiver correto quanto maior o número de ciclos maior será a profundidade da trinca para uma mesma geometria e concomitantemente quanto menor a tensão maior o número de ciclo necessário para a formação de uma trinca de uma profundidade determinada.

Na Figura 40 é apresentada uma representação esquemática do comportamento esperado de um material submetido a ciclos térmicos, onde $\sigma_1 < \sigma_2$. Pode se observar que para uma dada profundidade de trinca gerada com uma tensão σ_1 é necessário um número menor de ciclos para criar a mesma trinca com a tensão σ_2.

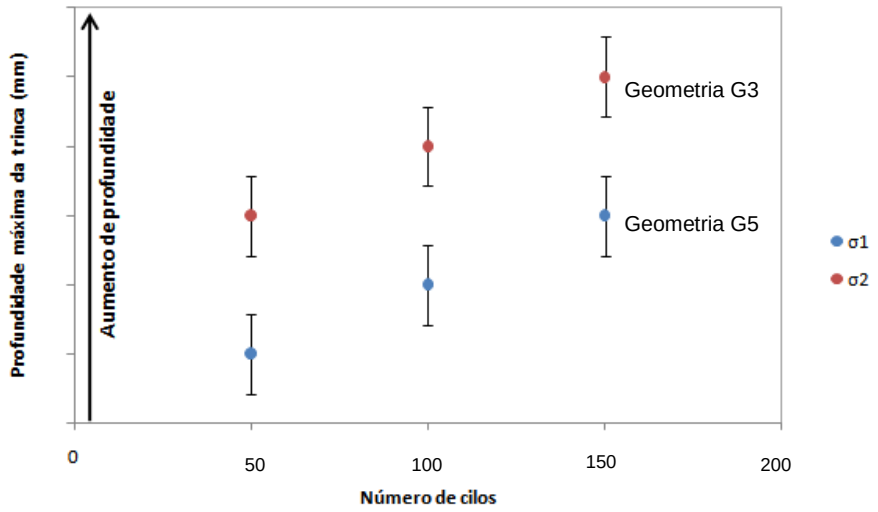


Figura 40- Representação esquemática do efeito da tensão na profundidade da trinca.

Portanto, para a validação do modelo dezoito corpos de prova foram ensaiados, de ambos os materiais, sendo que metade deles com a geometria G3 e a outra metade a geometria G5. Na Tabela 6 é apresentada uma síntese do ensaio realizado para a validação do modelo computacional, as condições abaixo são validas para ambos os materiais.

Tabela 6 – Síntese dos parâmetros adotados no ensaio de validação

11	Condição 1	Condição 2	Condição 3	Condição 4	Condição 5	Condição 6
Tensão Radial*	300	300	300	70	70	70
Tensão Axial*	270	270	270	200	200	200
Tensão Circunferencial*	340	340	340	150	150	150
Número de Cps	3	3	3	3	3	3
Número de ciclos	50	100	150	50	100	150
Geometria	G3	G3	G3	G5	G5	G5
Temperatura Máxima	500°C	500°C	500°C	500°C	500°C	500°C
Tempo de aquecimento	12s	12s	12s	12s	12s	12s
Tempo de resfriamento	45s	45s	45s	45s	45s	45s

*valores referentes às tensões máximas macroscópicas superficiais geradas no resfriamento.

3.5 Obtenção das ligas

O aço ferramenta AISI D2 foi obtido por meio da extração de um segmento de uma barras cilíndricas com 330mm de diâmetro fornecido pela empresa Gerdau Aços Especiais Piratini. Na Figura 41 é possível observar um desenho esquemático da obtenção dos copos de prova a partir da seção da barra cilíndrica.

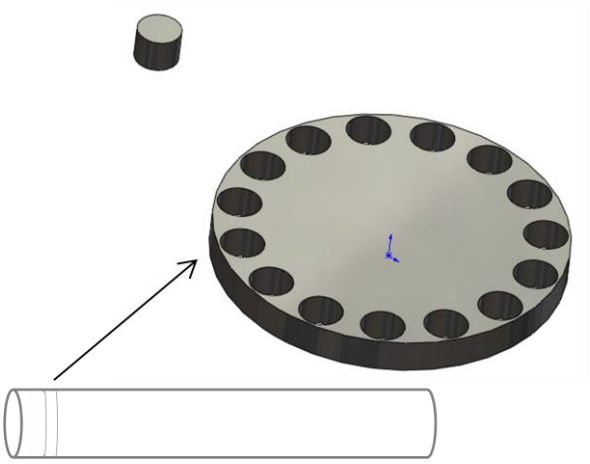
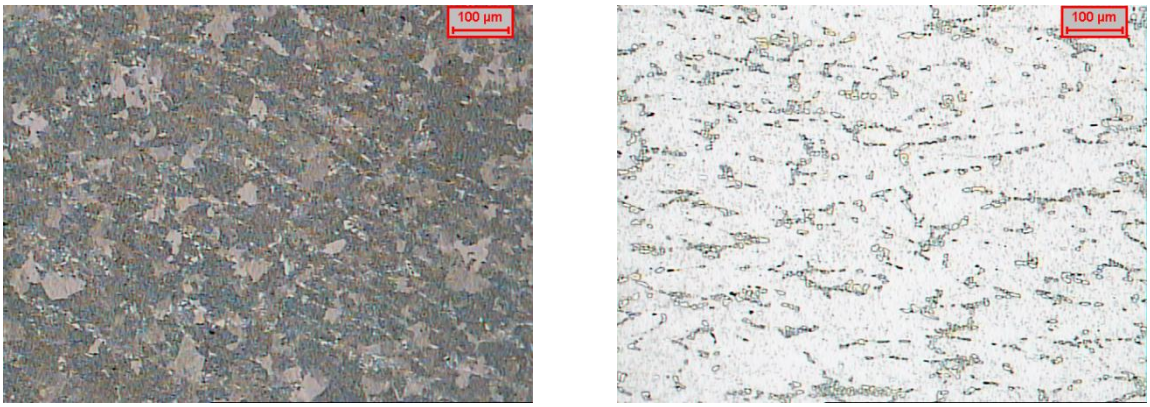


Figura 41- Desenho esquemático da obtenção dos corpos de prova a partir de uma barra cilíndrica.

A Figura 42(a) mostra a matriz perlitica característica do aço ferramenta no estado recozido. A Figura 42(b) mostra o direcionamento e morfologia dos carbonetos eutéticos.



(a) (b)

Figura 42- Microestrutura da liga AISI D2 no estado como recebido. (a) aspecto da microestrutura perlitica, ataque com reagente metalográfico Nital 3%; (b) distribuição dos carbonetos no lingote, ataque com reagente metalográfico Murakami.

Foram utilizadas técnicas convencionais de análise química, combustão direta LECO CS-300 para análise de carbono e enxofre e os demais elementos forma obtidos por espectrometria de fluorescência de raios-X XRF-150 Shimadzu. A Tabela 7 apresenta a composição química do aço ferramenta AISI D2.

Tabela 7- Composição química (% em massa) do aço AISI D2

Aço	C	Mn	Si	W	Mo	Cr	V	P	S	Ni	Co	Al
D2	1,53	0,53	0,07	0,07	0,89	11,7	0,77	0,027	0,0012	0,27	0,03	0,025

A fração volumétrica de carbonetos foi medida com auxílio do software IA32 da LECO, que utiliza método de contraste entre as fases para determinação e quantificação da fração volumétrica de carbonetos. O resultado apresentado na Tabela 8 foi obtidopela média de quinze campos medidos.

Tabela 8- Fração volumétrica de carbonetos do aço ferramenta AISI D2.

	Fração volumétrica de carbonetos (%)
Média	12,1
IC 95%	1,0

O ferro fundido branco de alto cromo ASTM A532 tipo IIA, chamado FFBAC foi obtido por meio da extração de um anel na borda superior da mesa de um cilindro de laminação fundido, vide Figura 43.

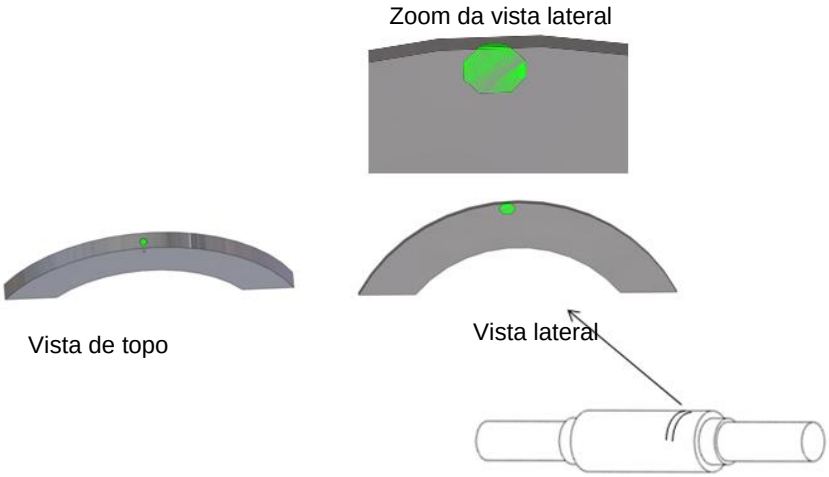


Figura 43- Desenho esquemático da obtenção dos corpos de prova a partir de um cilindro de laminação

A Tabela 9 mostra a composição química obtida da liga em questão, os resultados foram obtidos no mesmo equipamento

Tabela 9- Composição química (% em massa) do FFBAC

Aço	C	Mn	Si	Mo	Cr	P	S	Ni
FFBAC	2,29	1,03	0,54	1,30	15,00	0,026	0,011	1,15

Na Tabela 11 é possível observar a fração volumétrica de carbonetos medidas. A fração foi determinada com o mesmo procedimento adotado para o aço ferramenta AISI D2

Tabela 10- Fração volumétrica de carbonetos do FFBAC.

	Fração volumétrica de carbonetos (%)
Média	17,3
IC 95%	0,4

A liga FFBAC apresenta uma microestrutura austenitica no estado bruto de fundição (Figura 44).

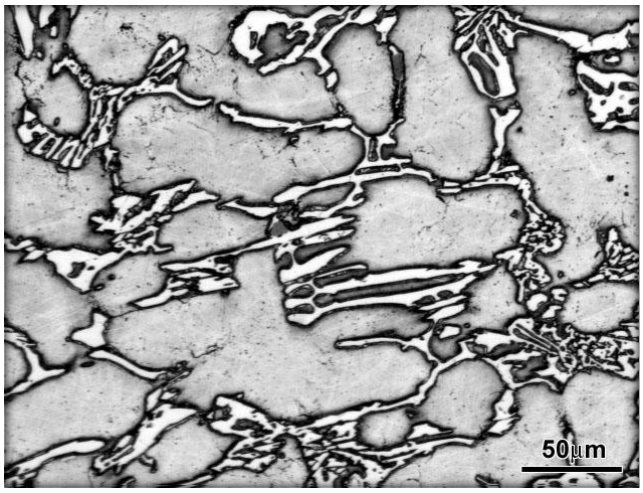


Figura 44- Microestrutura da liga FFBAC no estado bruto de fundição. Ataque com reagente metalográfico Villela.

A caracterização da microestrutura do cilindro com a liga FFBAC evidenciou um efeito do processo de fabricação na direcionalidade dos carbonetos eutéticos. Na

Figura 45(a), seção longitudinal, é possível observar carbonetos alinhados no sentido de extração de calor e na Figura 45(b) é possível observar a seção transversal.

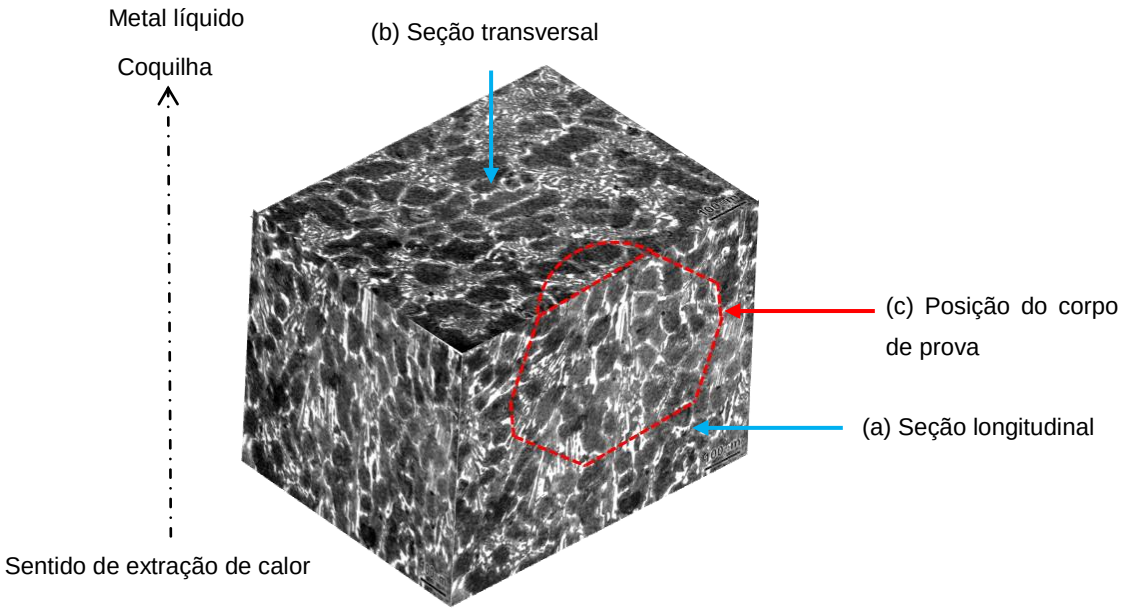


Figura 45- Representação esquemática em 3D da microestrutura da liga FFBAC evidenciando a orientação dos carbonetos. (a) seção longitudinal, direção de extração de calor; (b) seção transversal, perpendicular a direção de extração de calor; (c) posição da microestrutura no corpo de prova. Ataque com reagente metalográfico Villela.

Com o intuito de uniformizar o ensaio tomou-se o cuidado de extrair os corpos de prova de ambos os materiais, de forma que os carbonetos estejam alinhados perpendicularmente ao sentido de atuação das forças térmicas (sentido radial).

3.6 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno tipo mufla da marca EDG.

3.6.1 AISI D2

A temperatura de austenitização indicada na Tabela 11 foi definida com base em trabalhos realizados por Mendanha et al [(63)] .

Tabela 11- Condições de austenitização do aço ferramenta AISI D2.

Material	Temperatura e tempo de austenitização	Meio de resfriamento
D2	1080°C por 4 horas	Ar soprado

O meio de resfriamento, ar soprado produz uma taxa de extração de calor de aproximadamente 2°C por segundo. A Figura 46 apresenta a curva de resfriamento de um corpo de prova retangular de 35 x 25 x 50mm com. Os valores foram obtidos por meio da instrumentação no centro da peça com um termopar tipo K, e a aquisição de dados foi realizado computacionalmente por um software de aquisição de dados (SAT), desenvolvido no IPT com parceria das LINCX.

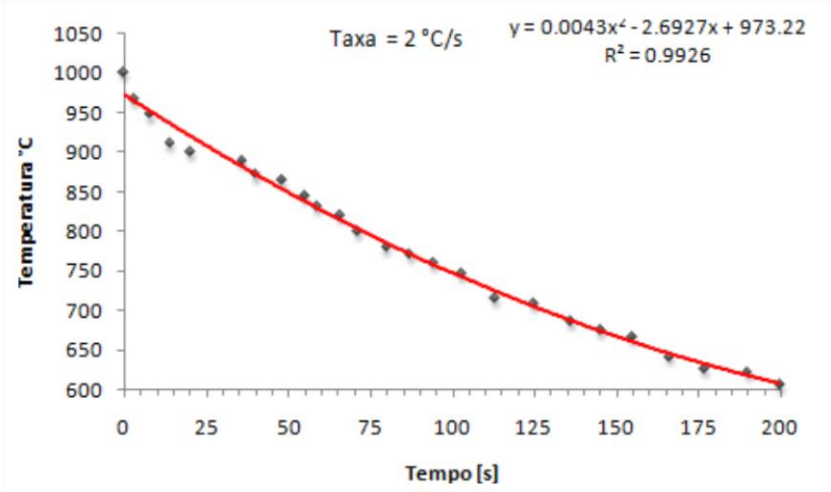


Figura 46- Curva de resfriamento ao ar soprado.

Para o aço ferramenta AISI D2, o fabricante recomenda temperaturas de revenimento entre 200 e 300°C [64]. No entanto, deve-se lembrar que o ensaio de fadiga térmica é realizado em temperaturas de 500°C; logo, o revenimento deve ser realizado em temperaturas superiores a essa para que não haja queda de dureza do material durante o mesmo. A Figura 47 mostra curvas de revenimento em função da temperatura de austenitização, das quais se pode definir que a melhor temperatura de revenimento é 540°C por 2 horas.

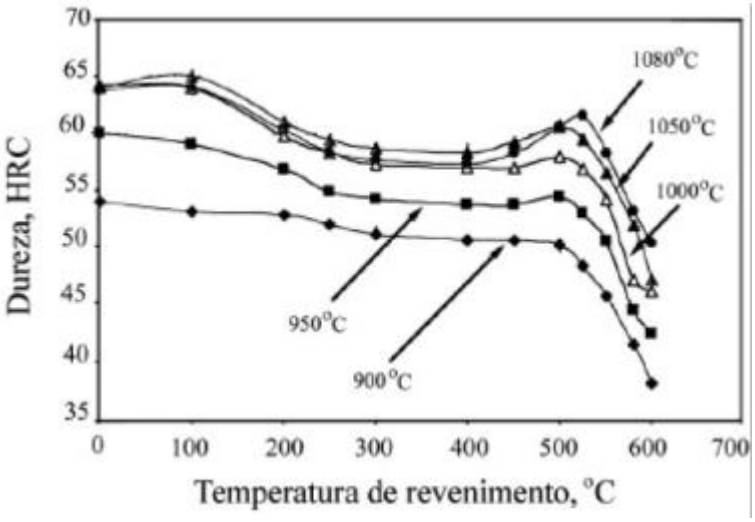


Figura 47- Curvas de revenimento em função da temperatura de austenitização para o aço ferramenta AISI D2 [63].

3.6.2 Ferro fundido branco de alto cromo FFBAC

As temperaturas do ciclo de tratamento térmico foram definidas com base em estudo anteriores[41]. Na Tabela 12 são indicadas as temperaturas de tratamento térmico de desestabilização da austenita bruta de fundição e de austenitização.

Tabela 12- Condições de tratamento térmico do ferro fundido branco de alto cromo FFBAC.

Material	Perlitização*	Temperatura e tempo de austenitização	Meio de resfriamento
FFBAC	675°C / 10h	1000°C / 5h	Ar soprado

*tratamento térmico de desestabilização da austenita cujo objetivo é obter uma microestrutura perlitica.

Para o duplo revenimento do ferro fundido branco de alto cromo adotou-se a temperatura de 540°C, visto que esta temperatura vem sendo amplamente utilizada na fabricação de cilindros de laminação para esta liga em especifico.

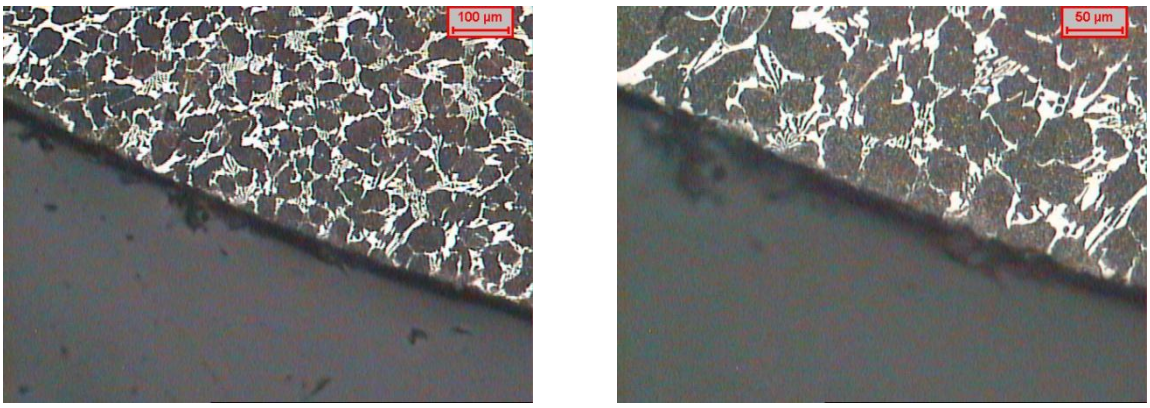
3.7 Eletroerosão a fio

A eletroerosão a fio tem por objetivo a fabricação dos corpos de prova uma vez que os mesmos foram enviados no estado temperado e revenido.

O processo de eletroerosão a fio consiste, basicamente, na ionização ou carregamento elétrico de um fio geralmente confeccionados em ligas a base de

cobre, o qual atravessa o bloco submerso no fluído dielétrico, provocando descargas elétricas responsáveis pelo corte do material. A temperatura de processo situa-se em faixas superiores a 2500ºC, o que resulta na formação de uma zona fundida e frágil denominada camada branca[65]. Por ser prejudicial ao desempenho da ferramenta, há necessidade de remoção desta camada. O processo escolhido para a remoção dessa camada branca foi o jateamento abrasivo com partículas de alumina.

Na Figura 48(a) e (b) foi possível observar que após o jateamento abrasivo com partículas de alumina a superfície do corpo de prova não apresentou camada branca ou trincas térmicas na secção transversal da face cortada por eletroerosão. Portanto podemos afirmar que o processo de fabricação de corpos de prova por eletroerosão seguido de um jateamento pode ser utilizado como uma rota segura de fabricação.



(a) (b)

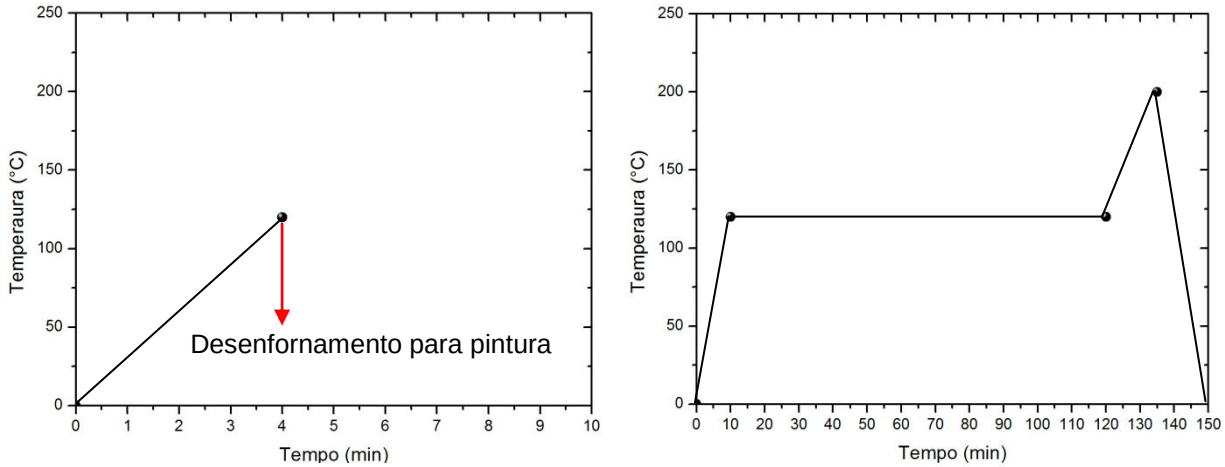
Figura 48 - Aspecto da microestrutura evidenciando a efetividade do jateamento na remoção da camada branca. (a) superfície com 100 vezes de aumento; (b) superfície com 200 vezes de aumento. Ataque metalográfico com reagente nital 4%.

3.8 Pintura dos corpos de prova

A leitura de temperatura do teste de fadiga térmica é realizada por meio de um pirômetro de radiação, cuja calibração é realizada em relação a um corpo negro, ou seja, aquele que absorve (em todas as temperaturas) toda radiação incidente. Portanto para garantir uma leitura mais precisa no inicio do ensaio os corpos de

prova foram pintados com uma tinta preta para alta temperatura. O pirômetro foi calibrado para uma emissividade de 0,94.

O ciclo completo de pintura pode ser observado na Figura 49.



(a) (b)

Figura 49- Ciclo de pintura dos corpos de prova. (a) aquecimento para aplicação da tinta; (b) ciclo de aquecimento para a secagem da tinta.

Utilizou-se uma tinta spray de coloração preta indicada para temperaturas de até 600°C. O procedimento de aplicação seguiu as recomendações do fabricante.

3.9 Caracterização da microestrutura no estado inicial

Destinou-se um corpo de prova de cada liga para caracterização da microestrutura e dureza da matriz no estado que antecede o ensaio de fadiga térmica.

3.9.1 Microestrutura

Todas as ligas estudadas neste trabalho foram caracterizadas do ponto de vista microestrutural utilizando-se técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

A preparação metalográfica foi realizada segundo os procedimentos clássicos de preparação que consistem em:

i. Corte de amostras em uma cortadeira ISOMET com disco diamantado;
ii. Embutimento a quente com baquelite;

iii. Lixamento sequencial em lixas de carboneto de silício com granulometria de 100, 180, 220, 320, 400, 600, 1200 mesh em meio úmido;
iv. Lavagem por agitação ultrasônica por 3 minutos;
v. Polimento sequencial em panos contendo pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm;
vi. Lavagem por agitação ultrasônica por 3 minutos;
vii. Ataque metalográfico

3.9.2 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em equipamento de microdureza da marca Büehler com carga de 100g e aumento de 1000x. A carga de 100g foi escolhida de modo a permitir que as impressões de durezas ficassem contidas nas regiões de matriz. Os valores de microdureza apresentados consistem na média de quinze medições com intervalo de confiança calculado para um nível de confiança de 95%. Os ensaios de microdureza serão efetuados com procedimentos adotados pela norma ASTM E-384 [(66)].

As medidas foram realizadas na zona afetada termicamente, ou seja, próximo a superfície do material nos materiais ensaiados e no material sem ensaios as medidas foram aleatórias.

3.10 Ensaio de fadiga térmica

A Figura 50 mostra uma visão geral do equipamento utilizado para o ensaio de fadiga térmica e a Figura 51 mostra os detalhes de posicionamento dos dois tipos de corpo de prova ensaiados.

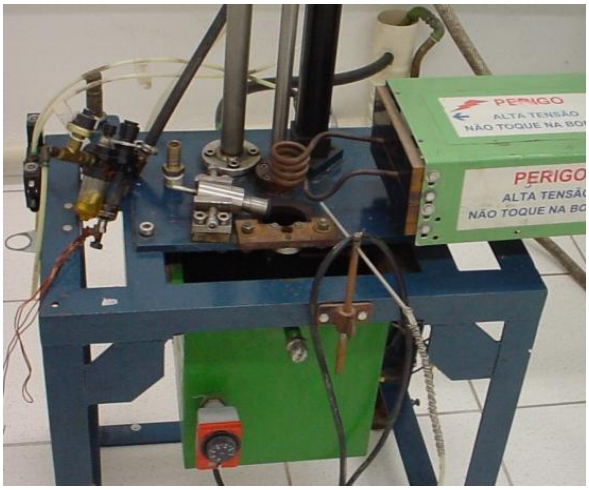
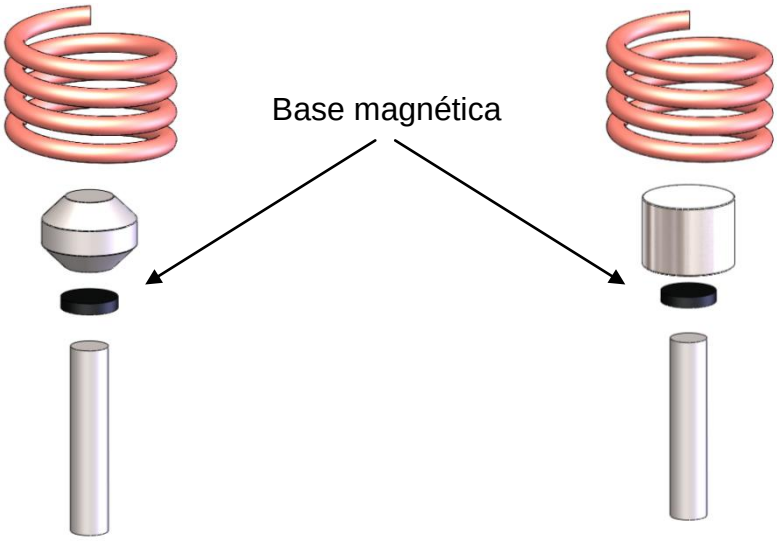


Figura 50- Vista geral do equipamento do ensaio de fadiga térmica.



(a) (b)

Figura 51- Desenho esquemático do posicionamento do corpo de prova no interior da bobina. (a) geometria G3; (b) geometria G5.

O ensaio de fadiga térmica consistiu basicamente no aquecimento da superfície do corpo de prova até 500°C por meio de um sistema indutivo, seguido de resfriamento em um tanque de água a temperatura ambiente; a movimentação de corpo de prova foi realizado por meio de atuadores pneumáticos, e o número de ciclos fica registrado em um contador digital localizado no final do curso ascendente do cilindro pneumático.

Os tempos de aquecimento e resfriamento são respectivamente 12 e 45 segundos. O tempo de imersão em água foi determinado de forma a garantir a

equalização de temperatura da superfície e do centro do corpo de prova. O ciclo de térmico pode ser observado esquematicamente na Figura 52.

Cabe ressaltar que existe uma circulação constante de água no reservatório onde os corpos de prova são resfriados.

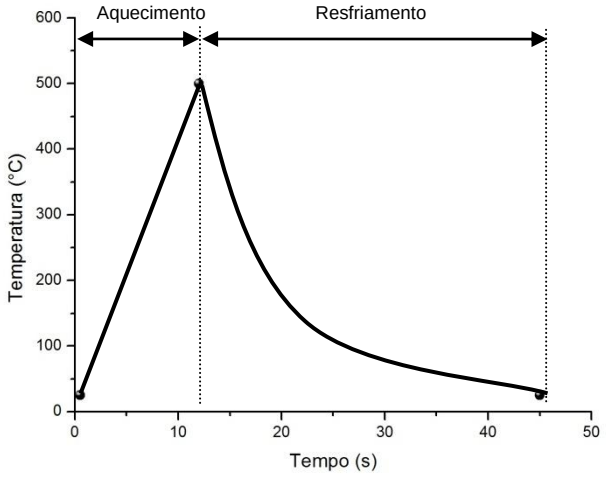


Figura 52- Representação esquemática de um ciclo térmico aplicado ao corpo de prova durante o ensaio de fadiga térmica.

Uma vez que o tempo de aquecimento foi estabelecido, a potência enviada para a bobina pode ser controlada de forma a se obter a temperatura superficial desejada, eliminando assim uma possível variação de temperatura dos materiais ensaiados, devido as suas diferentes propriedades térmicas.

3.11 Caracterização dos corpos de prova no estado final

3.11.1 Caracterização por líquido penetrante

Ao final do ensaio de fadiga térmica os corpos de prova foram submetidos a ensaio por líquido penetrante segundo os procedimentos clássicos que consistem em:

i. Limpeza superficial em ultrassom por 4 minutos;
ii. Aplicação do penetrante com tempo de espera de 5 minutos;
iii. Remoção do excesso de penetrante com auxilio de um pano limpo;
iv. Aplicação de uma fina camada de revelador.

Após a aplicação do revelador, as indicações podem ser observadas, por meio da mancha causada pela absorção do penetrante contido nas trincas.

O ensaio por líquido penetrante foi realizado com o intuito de revelar a densidade e morfologia das trincas macroscópicas.

3.11.2 Metalografia qualitativa

A definição do plano de corte para a geometria G5 foi realizada com base na reconstrução esquemática das trincas em cada condição estabelecida de ensaio (50, 100 e 150 ciclos). A reconstrução foi realizada por meio de cortes transversais sucessivos a cada 5mm do corpo de prova, gerando coordenadas de profundidade das trinca para cada altura avaliada. Os resultados são apresentados esquematicamente na Figura 53.

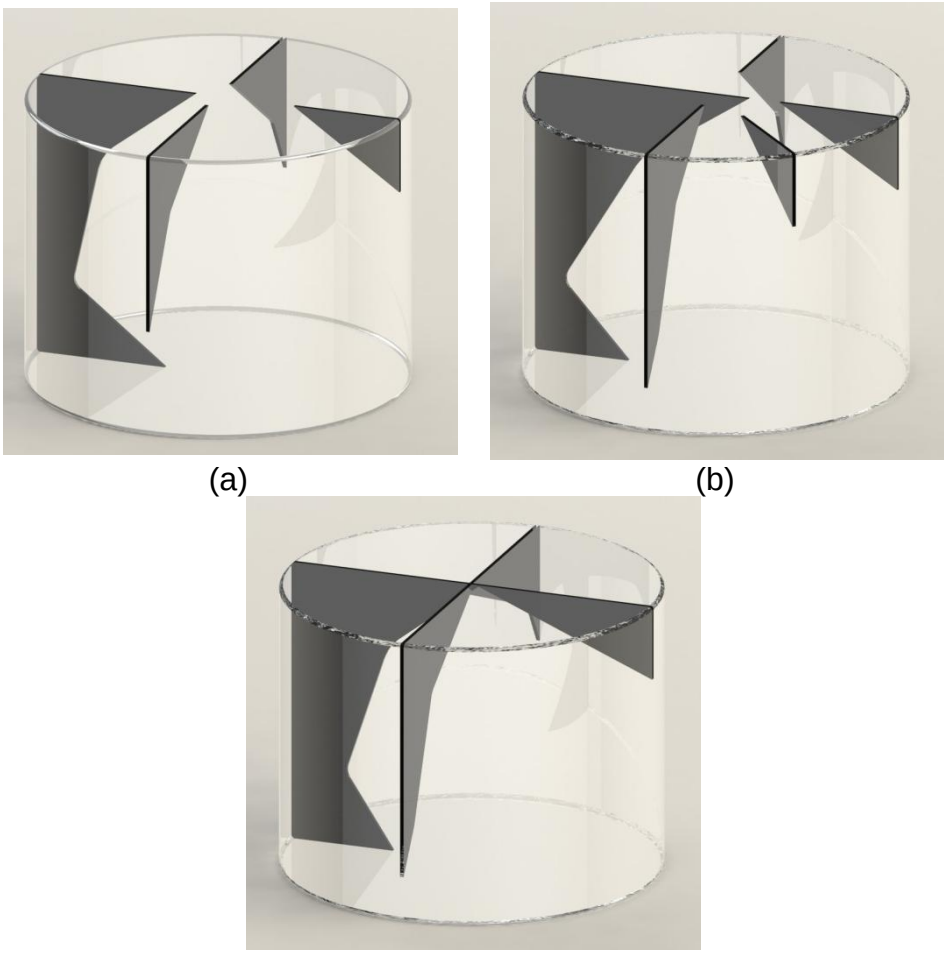
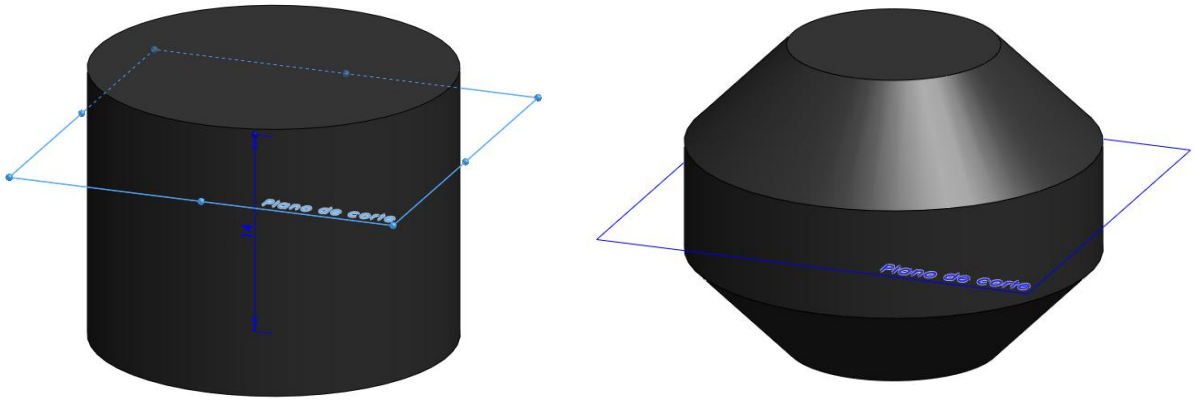


Figura 53- Desenho esquemático das trincas presentes nos corpos de prova. (a) com 50 ciclos; (b) 100 ciclos; (c) 150 ciclos.

Com base nas áreas de propagação das trincas definiu-se como 5mm em relação a superfície superior da amostra como plano de corte para análise. A Figura 54 mostra esquematicamente os planos de corte adotados para ambas as geometrias.

Resultados anteriores[24],[41] mostraram que o melhor plano de corte para a geometria G3 é na região da “pista” vide Figura 54b.

Após a caracterização por líquido penetrante os corpos de prova foram cortados em uma máquina de policorte modelo ISOMET 1000 marca Büehler e disco de diamante de 0,8mm de espessura, evitando assim a propagação das trincas de fadiga térmica.



(a) (b)

Figura 54- Desenho esquemático do plano de corte. (a) geometria G5; (b) geometria G3.

A caracterização do caminho de propagação das trincas utilizou as técnicas de preparação metalográfica descrita no item 3.9.1 com o acréscimo de mais uma etapa de polimento eletrolítico. O polimento eletrolítico foi adotado com o objetivo de revelar as trincas mascaradas por deformação plástica durante o polimento mecânico e concomitantemente criar um melhor contraste para a medição da profundidade da trinca.

O polimento eletrolítico foi realizado em um aparelho automático para polimento e ataque eletrolitico de amostras metalográficas, Mod. KRISTALL-620. Utilizou-se como eletrólito a solução com composta por 33% de água destilada e 53% de ácido fosfórico e 12% de acido clorídrico. Os parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 13.

Tabela 13- Parâmetros utilizados para a realização do polimento eletrolítico.

Material	Tempo (s)	Corrente (A)
D2	15	1,0
FFBAC	10	0,5

Para efeito de apresentação e discussão dos resultados, utilizou-se no parâmetro velocidade de propagação, calculado pela Equação 22.

$$\mathrm{v}_{\mathrm{propagação}} = \frac{p_{máx}}{N_c} \qquad \text{Equação 22}$$

A profundidade das trincas ($P_{máx}$) foi obtida por meio de um microscópio óptico e analisador de imagem, o valor expresso representa a média das três maiores trincas observadas. O número de ciclos (N_c) será obtido diretamente do contador digital disponível no equipamento do ensaio de fadiga térmica.

O parâmetro profundidade máxima da trinca foi adotado devido a sua maior relevância nas aplicações mais usuais de ambos os materiais, onde a maior profundidade da trinca determina a vida útil ou quanto material deve ser removido a fim de se eliminar a trinca.

Na Figura 55 é possível observar esquematicamente como a profundidade máxima da trinca ($P_{máx}$) foi determinada.

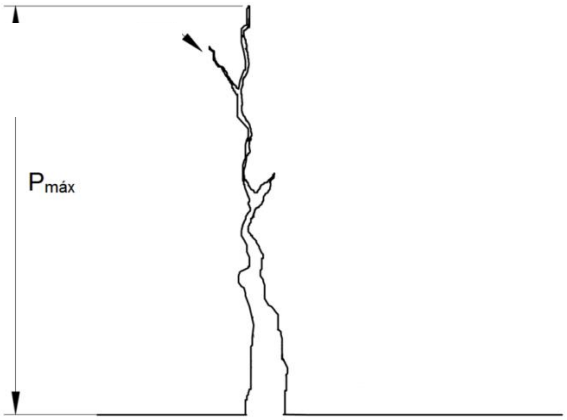


Figura 55- Caracterização das trincas de maior profundidade, segundo o parâmetro profundidade ($P_{máx}$).

Para a determinação da profundidade das trincas utilizou-se um microscópio óptico e aumento de 100x, todas as trincas foram computadas.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Dureza dos corpos de prova antes e após ensaio

O ensaio de fadiga térmica foi realizado a uma temperatura abaixo da temperatura de revenimento de forma a evitar uma componente de tensão devido a transformações de caráter metalúrgico. Na Tabela 14 são apresentados os valores obtidos por meio das medidas de microdureza realizada em ambos os materiais. Cabe ressaltar que a camada afetada termicamente possui apenas alguns micrometros, ver Figura 35, portanto podemos afirmar que uma possível variação de dureza ocorreria somente superficialmente.

Tabela 14- Resultados das medidas de microdureza (HV100g) antes e após ensaio de 150 ciclos para as geometrias G3 e G5.

Material	D2 (novo)	D2 (150 ciclos) G3	D2 (150 ciclos) G5	FFBAC (novo)	FFBAC (150 ciclos) G3	FFBAC (150 ciclos) G5
Média	600	584	609	676	671	664
I.Conf (95%)	16	13	26	11	37	39
Desvio Padrão	28	23	2	20	2	2
Variância	798	517	688	407	1354	1530

A comparação entre as médias foi realizada por meio da análise de variâncias, onde a decisão do teste de hipóteses será realizada comparando o F observado e o $F_{Crítico}$. Se $F>F_{Crítico}$ a hipótese nula será rejeitada, caso contrario à hipótese nula será aceita, ou seja, com hipótese nula seja aceita a diferença entre as médias será insignificante.

Nas Tabela 15,Tabela 17, Tabela 17 e Tabela 18 são apresentados os resultados obtidos pelo teste F, respectivamente para o aço ferramenta AISI D2 geometria G3 e G5 e para o FFBAC geometria G3 e G5 respectivamente.

Tabela 15- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de AISI D2 sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G3.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média dos quadrados	F	Valor - P	$F_{Crítico}$
Entre grupos	1844,0	1	1844,0	2,8	0,1	4,2
Dentro dos grupos	18416,3	28	657,7			

Tabela 16- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de AISI D2 sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G5.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média dos quadrados	F	Valor - P	$F_{Crítico}$
Entre grupos	575,5	1	575,5	0,8	0,4	4,2
Dentro dos grupos	20801,6	28	742,9			

Tabela 17- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de FFBAC sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G3.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média dos quadrados	F	Valor - P	$F_{Crítico}$
Entre grupos	135,2	1	135,3	0,15	0,7	4,2
Dentro dos grupos	24793,5	28	880,6			

Tabela 18- Teste F comparando os resultados obtidos em corpos de provas de FFBAC sem uso (novo) e após 150 ciclos na geometria G5.

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média dos quadrados	F	Valor - P	$F_{Crítico}$
Entre grupos	1030,2	1	1030,2	1,1	0,3	4,2
Dentro dos grupos	27118,9	28	968,5			

A comparação entre as médias dos valores de microdureza evidenciam que estatisticamente não existe diferença entre as médias, ou seja, não houve influência significativa da ciclagem térmica na dureza final do material em ambas as

geometrias, portanto podemos inferir que as trincas formadas durante o ensaio são decorrentes apenas das tensões geradas durante os ciclos térmicos.

4.2. Caracterização macroscópica: ensaio por líquido penetrante

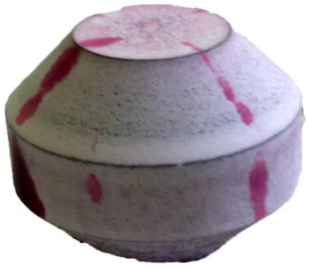
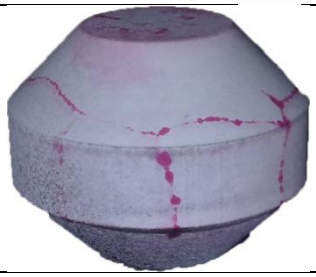
Na Tabela 19 é possível observar o número das trincas detectáveis pelo ensaio dos líquidos penetrantes. A contagem foi realizada apenas na região da seção do corte. Os resultados apresentados representam a média dos três corpos em cada condição.

Tabela 19- Contagem do número das trincas na região da secção do corte em função do material e geometria.

Número das trincas	50 Ciclos	100 Ciclos	150 Ciclos
AISI D2/G3	2	3	4
FFBAC/G3	4	6	5
AISI D2/G5	3	3	3
FFBAC/G5	5	6	6

A Tabela 20 mostra uma visão geral das trincas macroscópica reveladas pelo ensaio.

Tabela 20- Caracterização macroscópica ensaio por líquido penetrante.

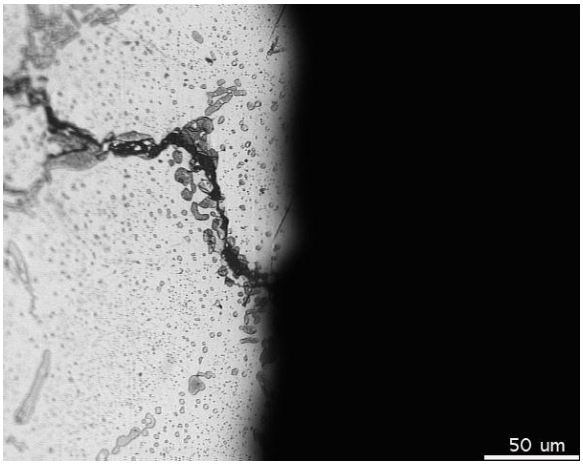
Liga/Geometria	50 Ciclos	100 Ciclos	150 Ciclos
AISI D2/G3			
FFBAC/G3			
AISI D2/G5			
FFBAC/G5			

De uma forma geral, os resultados da caracterização macroscópica por líquido penetrante das trincas mostram duas constatações, são elas:

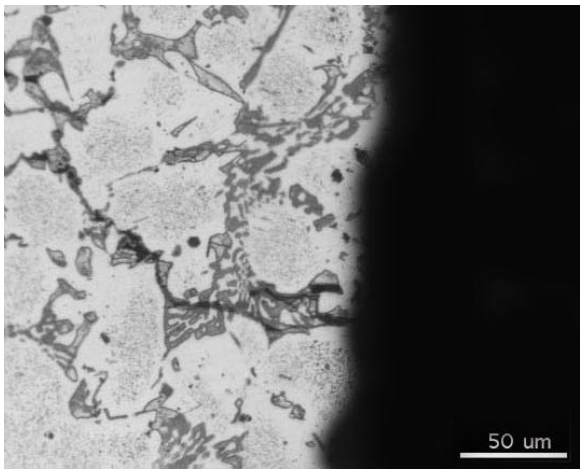
i. Na maior parte dos corpos de prova as trincas não apresentam ramificações;
ii. O número das trincas superficiais apresentadas pelo FFBAC foi pelo menos 25% superior ao número das trincas observadas no aço ferramenta AISI D2.

4.3. Nucleação e propagação das trincas

Analogamente ao observado por Serantoni [24] a nucleação das trincas ocorreu predominantemente pela interface matriz/carboneto e pelo próprio carboneto. Na Figura 56- Seção transversal do corpo de prova, mostrando a nucleação (a) superfície corpo de prova AISI D2; (b) superfície do corpo de prova do FFBCAFigura 56 é possível observar a seção transversal do corpo de prova, mostrando a nucleação da trinca.



(a)



(b)

Figura 56- Seção transversal do corpo de prova, mostrando a nucleação (a) superfície corpo de prova AISI D2; (b) superfície do corpo de prova do FFBCA

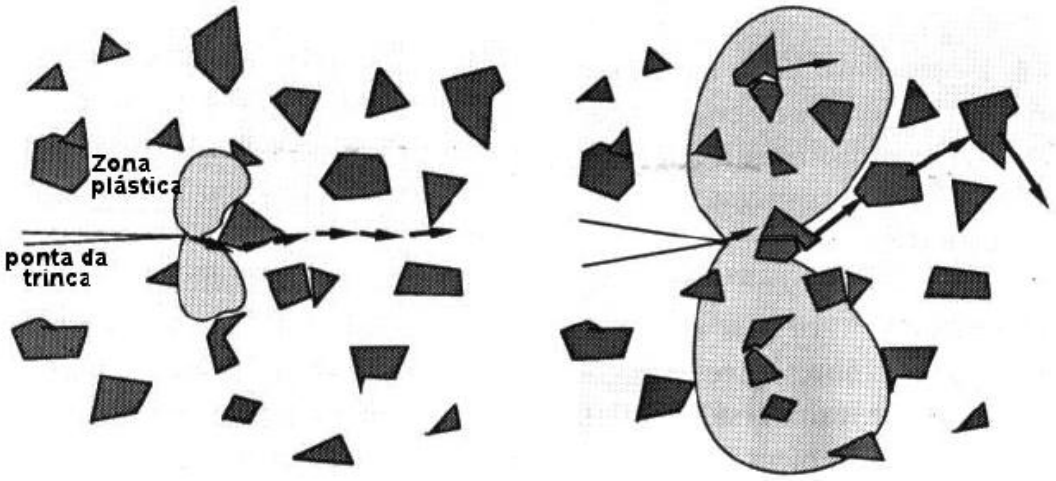
O tipo de nucleação observado está de acordo com a literatura clássica de nucleação das trincas por fadiga em materiais frágeis, no qual a nucleação tipicamente ocorre em materiais não homogêneos assistido por concentradores de tensão como contornos de grão, inclusões não metálicas, vazios e carbonetos[67].

O aumento da fração volumétrica de carbonetos eutéticos de M_7C_3, que atuam como concentradores de tensão promove um aumento da taxa de nucleação, ou seja, a maior fração de carbonetos presente no FFBAC pode ser traduzida como maior disponibilidade de sítios para a nucleação das trincas, fato este evidenciado na Tabela 20, onde podemos observar o maior número das trincas nos FFBAC.

A propagação das trincas por fadiga térmica pode ser explicada com base em modelos de propagação das trincas por fadiga mecânica para compósitos reforçados com partículas de SiC[68]. Na Figura 57 é possível observar o modelo de propagação

das trincas em função do nível de tensão e tamanho da zona plástica na ponta da trinca.

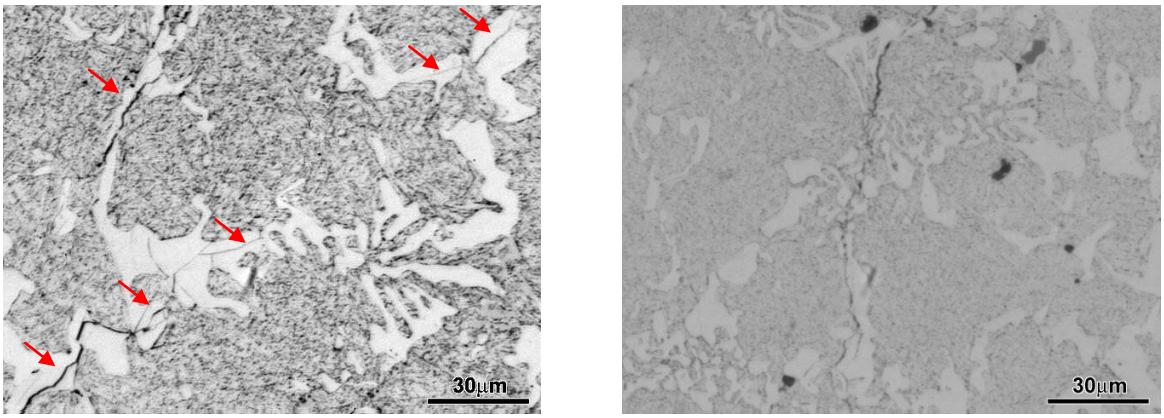
Na Figura 57(a) a propagação ocorre predominantemente pela interface matriz carboneto devido a uma pequena zona plástica (característico de uma fadiga de alto ciclo), quando a tensão é aumentada e concomitantemente a zona plástica (característico de uma fadiga de baixo ciclo) a propagação das trincas ocorre pela interconexão de carbonetos fraturados, vide Figura 57(b).



(a) (b)

Figura 57- Modelos de propagação trincas em materiais compósitos. (a) para baixos níveis de tensão e pequena zona plástica na ponta da trinca; (b) para altos níveis de tensão e grandes zona plástica na ponta da trinca. Adaptado da referência[68].

Ambos os mecanismos descritos por Clyne e Withers[68] foram observados em amostras submetidas a ciclos térmicos vide Figura 58.

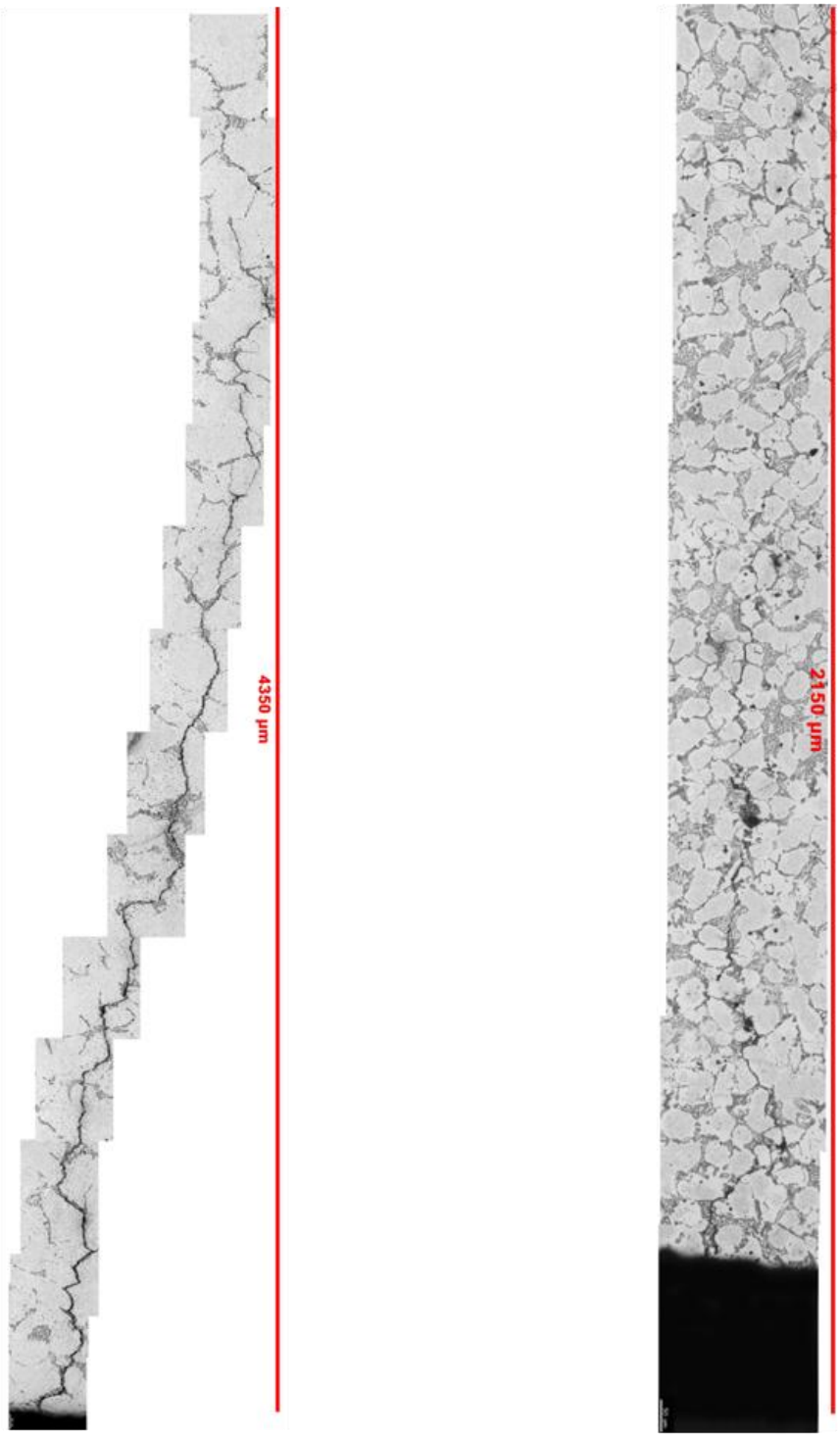


(a) (b)

Figura 58- Propagação da trinca evidenciando a semelhança com os modelos descritos. (a) propagação da trinca por meio da fratura dos carbonetos, semelhante ao modelo para altos níveis de tensão e grandes zonal plástica na ponta da trinca; (b) propagação das trincas em regiões adjacentes aos carbonetos, semelhante ao modelo para baixos níveis de tensão e pequena zona plástica na ponta da trinca.

A constatação dos dois mecanismos de fadiga sugere que na zona afetada pelo calor, onde as maiores tensões foram observadas, ocorre o mecanismo do tipo fadiga de baixo ciclo, vide Figura 58(a), enquanto as regiões mais próximas ao núcleo predominam o mecanismo de fadiga de alto ciclo, vide Figura 58(b).

Na Figura 59 é possível observar uma montagem da seção longitudinal do corpo de prova mostrando o caminho preferencial para a propagação da trinca, ambas as trincas escolhidas aleatoriamente em corpos de prova de AISI D2, vide Figura 59(a) e FFBAC, vide Figura 59(b), ambos os corpos de prova com 150 ciclos de ensaio.



(a) (b)

Figura 59- Montagem da seção longitudinal do corpo de prova mostrando o caminho preferencial para a propagação da trinca. (a) exemplo de propagação da trinca no aço ferramenta AISI D2; (b) exemplo de propagação da trinca no FFBAC.

4.4. Profundidade das trincas

As caracterizações foram realizadas de acordo com o procedimento descrito no item 3.11.2. Nas Tabela 21 e Tabela 22 é possível observar os valores da maior profundidade da trinca em cada corpo de prova ensaiado nas geometrias G3 e G5, respectivamente para FFBAC e AISID2.

Tabela 21- Profundidade da maior trinca de cada corpo de prova do material FFBAC em ambas as geometrias.

	50 ciclos		100 ciclos		150 ciclos	
Profundidade (µm)	G3	G5	G3	G5	G3	G5
Trinca 1	7467	6200	11832	8169	10870	8712
Trinca 2	7259	5100	11661	8365	13435	8840
Trinca 3	7457	4840	11461	9680	13910	8723
Média	**7394**	**5380**	**11651**	**8738**	**12738**	**8758**
Desv Pad	**117**	**722**	**186**	**822**	**1635**	**71**

Tabela 22- Profundidade da maior trinca de cada corpo de prova do material AISID2 em ambas as geometrias.

	50 ciclos		100 ciclos		150 ciclos	
Profundidade (µm)	G3	G5	G3	G5	G3	G5
Trinca 1	6247	4469	8090	8356	7470	9141
Trinca 2	6870	4501	6944	9090	7822	8726
Trinca 3	5847	5086	8359	8056	6998	9037
Média	**6321**	**4685**	**7798**	**8501**	**7430**	**8968**
Desv Pad	**516**	**347**	**751**	**532**	**413**	**216**

A análise crítica dos valores puros indica uma grande dificuldade na interpretação dos resultados, visto que a diferença entre as variâncias de alguns ensaios chegam a ser de ordens de grandeza maior, ou seja, a distribuição da amostragem não apresenta uma tendência normal. A análise por intervalo de confiança pode causar uma interpretação errônea uma vez que a pequena amostragem está relacionada a valores de $t_{student}$ relativamente altos, assim o intervalo de confiança fica 2 ou 3 vezes maior que o desvio padrão da média. Portanto optou-se por realizar as análises com todos os resultados puros ou apenas com a média.

Uma conclusão parcial que pode ser tirada observando os resultados puros, média e desvios é uma tendência que os ensaios realizados no corpo de prova de geometria G3 apresentam trincas de maior profundidade, confirmado assim os resultados da simulação, que indicam maior nível de tensão superficial dessa geometria.

4.4.1. Validação da simulação computacional

As características de severidade e a comparação de ambos os materiais ficam mais evidentes por meio da análise de gráficos de velocidade da propagação das trincas em função do número de ciclos.

Nas Figura 60 e Figura 61 os três resultados de máxima profundidade das trincas são graficamente colocados em função do número de ciclos. Podemos observar que na Figura 60, existe uma clara tendência dos ensaios realizados na geometria G3 apresentarem valores mais altos de tensão do que ensaios realizados na geometria G5. Já na Figura 61 essa tendência fica evidente apenas com 50 ciclos, ocorrendo uma inversão de valores nos ensaio com 100 e 150 ciclos. É importante ressaltar que basicamente nos ensaios de 100 e 150 existe uma sobreposição de valores, ou seja, os desvios são grandes o suficiente para afirmarmos que os valores são estatisticamente iguais.

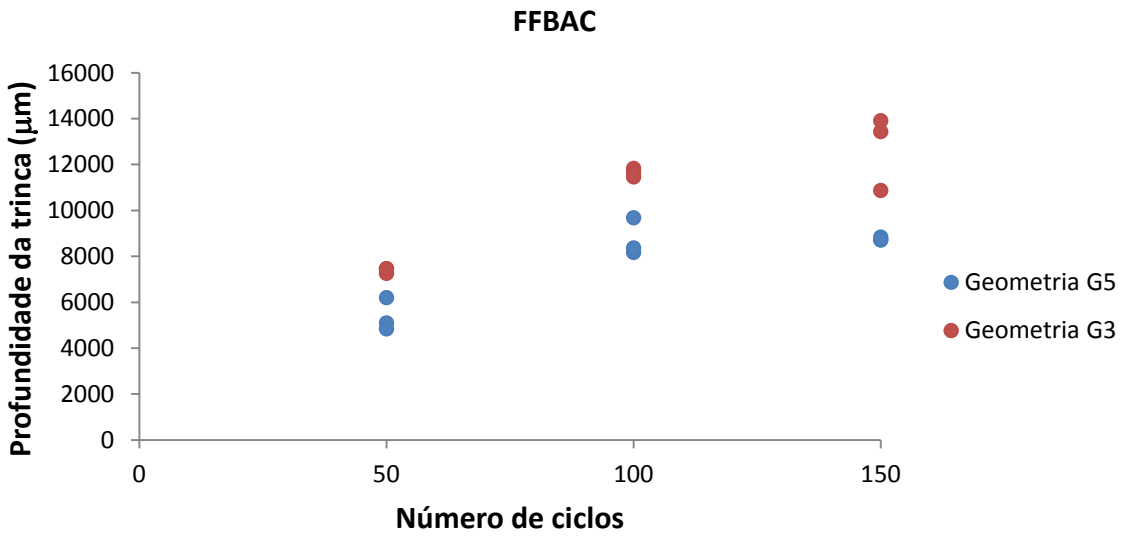


Figura 60- Profundidade máxima da trinca em função do número de ciclos do FFBAC.

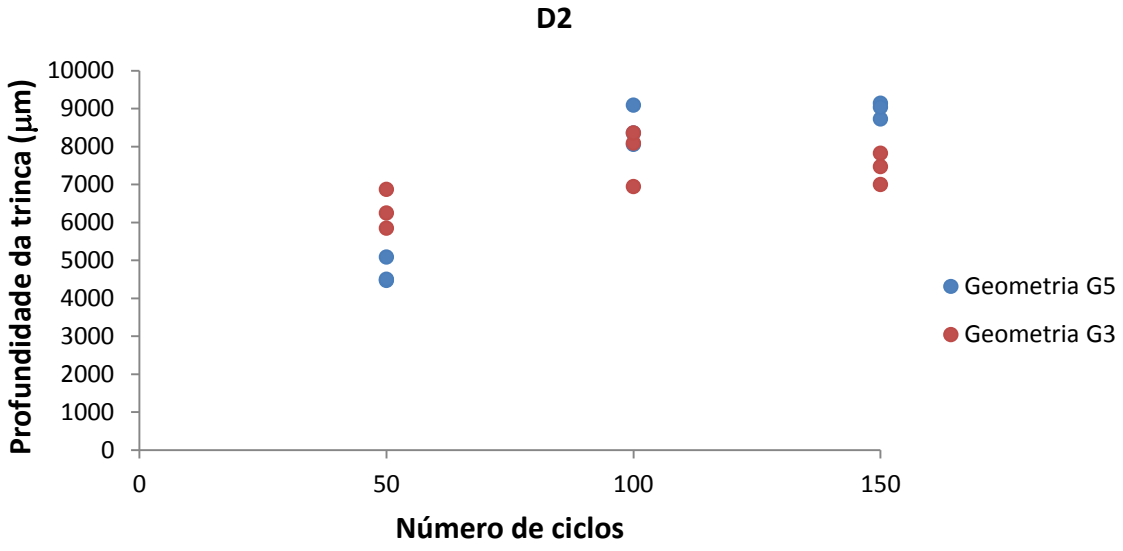


Figura 61- Profundidade máxima da trinca em função do número de ciclos do AISI D2.

A partir dos gráficos evidenciados na Figura 60 e Figura 61 podemos observar que em ambos os materiais e geometrias de corpo de prova entre 100 e 150 ciclos existe uma patamar no qual a profundidade da trinca varia muito pouco em função do número de ciclos.

Com base nos gráficos foi ainda possível observar que o modelo computacional proposto está de acordo com os resultados experimentais, uma vez que tensões superficiais de maior intensidade foram encontradas na geometria G3, vide Tabela 6.

4.4.2. Velocidade de propagação

Na Figura 62 é possível observar o comportamento da profundidade de máxima das trincas em função do número de ciclos e em evidencia a velocidade propagação da trinca obtida por meio da Equação 22. Os valores utilizados para a construção dos gráficos apresentados na figura abaixo são o resultado da média aritmética dos três valores obtidos experimentalmente para ambos os materiais.

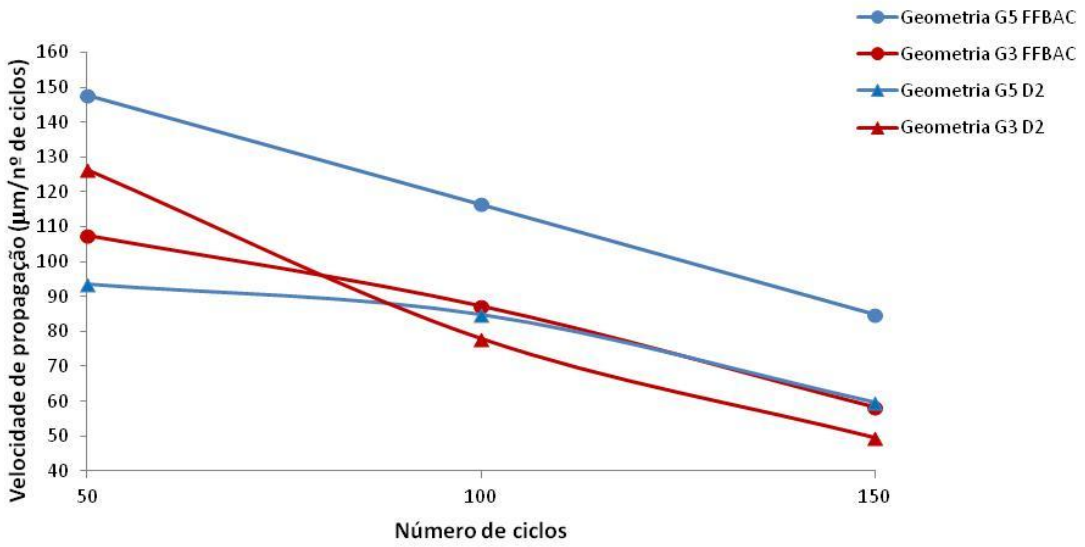


Figura 62- Velocidade de propagação da trinca em função do número de ciclos.

De uma forma geral, os resultados evidenciados na Figura 62 e indicam três constatações, são elas:

i. As maiores velocidades de propagação das trincas ocorrem com 50 ciclos;
ii. A geometria G3 proporciona maiores velocidade de propagação no material FFBAC.
iii. A geometria G3 proporciona maiores velocidade de propagação no material AISI D2 até 50 ciclos, após este número de ciclos ocorre uma inversão de comportamento.

As duas primeiras constatações comprovam a existência dos mecanismos descritos por Clyne e Withers[68], ou seja, a superfície do material está sujeita a tensão de maior intensidade prevalecendo a fadiga de baixo ciclo. À medida que a trinca se propaga e sua profundidade aumenta a tensão atuante tem sua intensidade reduzida prevalecendo a fadiga de alto ciclo.

Os resultados de simulação evidenciados no Pêndice 3 mostram o desenvolvimento de uma tensão de caráter compressivo no centro do corpo de prova a medida que o resfriamento se desenvolve, a existência desse campo de tensão compressivo dificulta a propagação da trinca segundo as literaturas[69],[70],

portanto a existência de um patamar entre 100 e 150 ciclos é favorecida ainda pela existência de um campo compressivo próximo ao centro do corpo de prova em ambas as geometrias.

4.4.3. Análise de desempenho do FFBAC e AISI D2 submetidos a ciclos térmicos.

Os resultados obtidos por meio das caracterizações da profundidade das trincas permitiram uma análise comparativa entre os materiais em estudo. Nas Figura 63 e Figura 64 é apresentada a profundidade máxima da trinca em função do número de ciclos, para a construção dos gráficos fixou-se a geometria do corpo de prova.

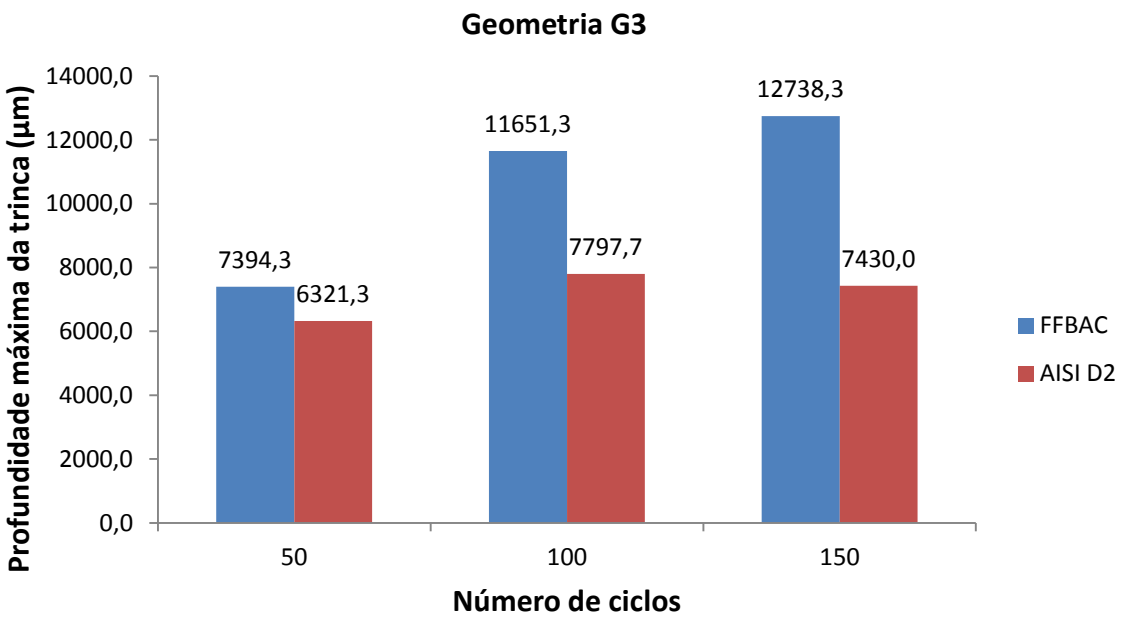


Figura 63- Profundidade máxima da trinca obtida na geometria G3 em função do número de ciclos. Análise comparativa de ambos os materiais.

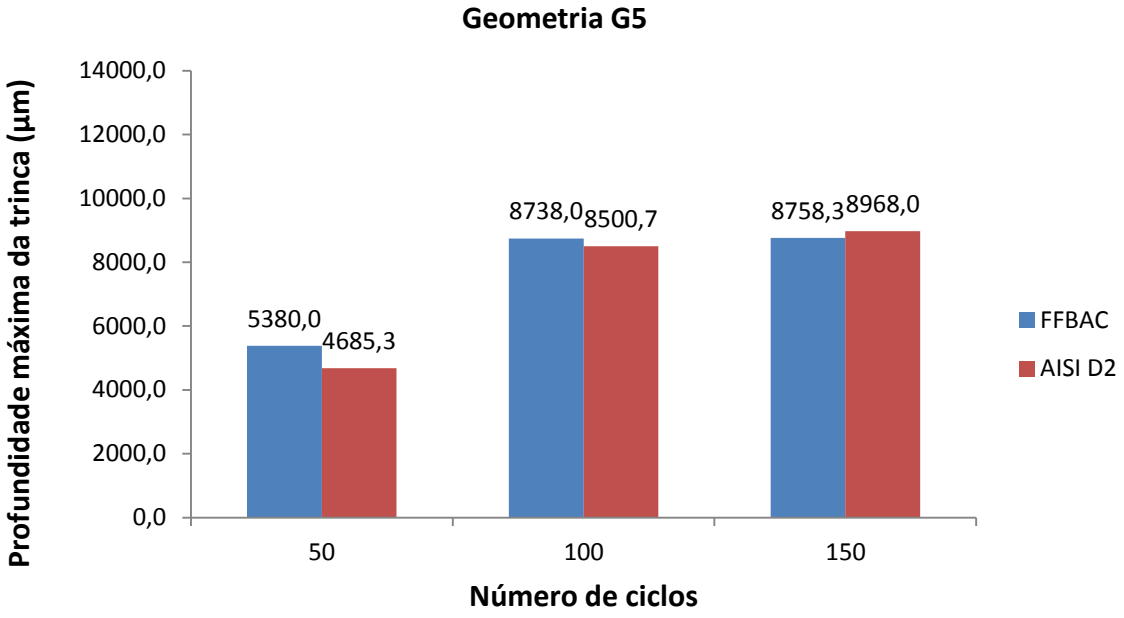


Figura 64- Profundidade máxima da trinca obtida na geometria G5 em função do número de ciclos. Análise comparativa de ambos os materiais.

De uma forma geral, os resultados evidenciados nas Figura 63 eFigura 64 indicam três constatações, são elas:

i. Ensaios realizados na geometria G3 indicam que o aço ferramenta AISI D2 apresenta profundidade de trincas menor quando comparado ao FFBAC, respectivamente 17, 49 e 71% menor para 50, 100 e 150 ciclos;
ii. Ensaios realizados na geometria G5 indicam que o aço ferramenta AISI D2 apresenta a profundidade das trincas menor quando comparado ao FFBAC, apenas com 50 e 100 ciclos, respectivamente 15%, 3% menor. Os ensaios realizados com 150 o AISI D2 apresentou trincas com profundidade 2% maior que o FFBAC;
iii. Com apenas 50 ciclos de ensaio é possível classificar o material quanto a sua resistência a propagação das trincas térmicas.

As duas primeiras constatações podem ser explicadas com base na discussão realizada no item 4.3 onde a nucleação e propagação das trincas ocorrem predominantemente pela interface matriz/carboneto e ou através do carboneto,

portanto a microestrutura do material é um importante indicativo do desempenho do mesmo quando submetido a ciclos térmicos.

A diferença de fração volumétrica de carbonetos existente entre o FFBAC (17,3%) e o aço ferramenta AISI D2 (12,1%) reflete diretamente na quantidade de sítios disponíveis para a nucleação e propagação das trincas. O efeito da fração volumétrica de carbonetos na quantidade das trincas foi constado na Tabela 19 onde os ensaios realizados no material FFBAC evidenciaram que o número da trincas foi de pelo menos 25% superior à quantidade e trincas observadas no AISI D2.

A caracterização da microestrutura evidenciou duas morfologias distintas de carbonetos inerentes ao processo de fabricação, (FFBAC fundido e AISI D2 forjado), essa diferença de morfologia pode ser traduzida pela forma e continuidade dos carbonetos, onde a propagação é favorecida pela presença de carbonetos com maior continuidade como no caso do FFBAC.

Os resultados de propagação das trincas com apenas 50 ciclos correspondem a maior parcela da profundidade das trincas em ensaios com 100 e 150 ciclos, essa parcela corresponde a mais de 50% em todos os casos. A maior tensão atuante na superfície é o principal responsável pela elevada velocidade de propagação no inicio do ensaio e consequentemente maior profundidade da trinca.

É importante ressaltar que comparativamente a diferença relativa da profundidade das trincas entre os materiais AISI D2 e FFBAC são de 15 e 17%, respectivamente para as geometrias G3 e G5 com 50 ciclos, portanto podemos inferir que o material AISI D2 possui desempenho entre 15 e 17% superior ao FFBAC.

5. CONCLUSÃO

O estudo sobre a resistência à ciclagem térmica dos ferros fundidos de alto cromo e do aço ferramenta AISI D2 mostrou que:

i. Analogamente ao observado por Serantoni [24] a nucleação das trincas ocorreu predominantemente pela interface matriz/carboneto e pelo próprio carboneto;
ii. A propagação das trincas ocorreu predominantemente pela interconexão de carbonetos fraturados na superfície do material e predominantemente na interface matriz carboneto em camadas mais profundas do corpo de prova;
iii. Os modelos elaborados pelo método dos elementos finitos se mostrou de acordo com os resultados experimentais, tanto na geometria de maior tensão quanto na posição para surgimento das trincas.
iv. Os materiais ensaiados na geometria G3 apresentaram maior velocidade de propagação em relação aos materiais ensaiados na geometria G5, consolidando o modelo computacional.
v. A ausência de furos no centro dos corpos de prova tornou os ensaios mais consistentes, eliminando efeitos de resfriamento no furo e concentradores de tensão devido ao acabamento interno do mesmo.
vi. O regime de propagação durante os primeiros 50 ciclos é controlado por mecanismo de fadiga de baixo ciclo, exibindo as maiores velocidade de propagação das trincas.
vii. O regime de propagação entre 100 e 150 ciclos é controlado por mecanismos de fadiga de alto ciclo, logo o incremento de profundidade das trincas de 100 para 150 ciclos é muito pequeno.
viii. Com apenas 50 ciclos foi possível classificar o material quanto ao seu comportamento quando submetido a ciclos térmicos.
ix. O material AISI D2 apresentou melhor desempenho quando comparado ao FFBAC.
x. Todas as considerações acima descritas evidenciam que foi possível estabelecer uma metodologia bem definida para avaliação de materiais submetidos a ciclagem térmica.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

i. Fazer a medição da profundidade das trincas por meio de métodos de quantificação não destrutivos com o ultrassom volumétrico, Raio X e etc. Dessa forma a velocidade de propagação pode ser determinada em função do número de ciclos para um mesmo corpo de prova, evitando assim efeitos de concentradores de tensão.

ii. Fazer ensaios com ciclos intermediários aos testados, verificando com maior exatidão o inicio do patamar (transição dos mecanismos de propagação).

iii. Realizar pelo menos 5 repetições para que um tratamento estatístico possa ser realizado com os resultados, e concomitantemente identificar com maior precisão o efeito de inversão de desempenho observado em ensaios realizados com a geometria G5.

iv. A obtenção de tensão atuante na superfície do corpo de prova pode ser realizada por meio da variação de temperatura, de forma a se eliminar a variável de geometria.

7. BIBLIOGRAFIA

[1.] DUHAMELl, J.M.C. **Memoires de l'Institut de France**. 1838.

[2]. WINKELMANN, A., SCHOTT, O. **Dependence of the thermal resistance of various glasses from thechemical composition**. *Annalen der Physikalischen Chemie.* 1894, Vol. 51, p.730-746.

[3]. HASHIMOTO, M., ODA, T., HOKIMOTO, K., KAWAKAMI, T., KURAHASHI, R. **Development and application of high speed tool steel rolls in hot strip rolling**. *Nippon steel technical report.* 1995, Vol. n.66, p.82-90 .

[4]. MATSUBARA, Y., OGI, K. e MATSUDA, K. **Eutectic solidification of high chromium cast iron - Eutectic structures and their quantitative analysis**. *American Foundrymen's Society, Transactions.* 1981, Vol. 89, p.183 - 196.

[5]. WIENGMOON, A., CHAIRUANGSI, T. e PEARCE, J. T. H. **A microstructural study of destabilized 30wt%Cr – 2,3wt%C high chromium cast iron**. *ISIJ International.* 2004, Vol. 44, p. 369-403.

[6]. Metals Handbook - **Metallography, structure and phase diagrams**. v.8 : p.402-404, 1978.

[7]. ZUCHOWSKI, R. **Analysis of thermal fatigue process**. *journal of materials processing technology.* 2000, Vol. 106, p.167-172.

[8]. HAKALA, J., HANNINEN, H., ALTONEN, P. S**tress corrosion and thermal fadigue - Experiences and countermeasures in austenitics piping of finnish BWR plants.** *Nuclear engeneering and desing.* 1990, p389-398.

[9]. ASAYAMA, T., TAKASHO, H., KATO, T. **Probabilistic prediction of crack depth distributions observedin structures subjected to thermal fatigue**. *Journal of pressure vessel technology.* 2009, Vol. 131, p.1-9.

[10]. RIBEIRO, J. D. **Avaliação do aço para trabalho a quente H13 - Propriedades mecânicas e fadiga térmica** - Dissertação de mestrado, Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 1998.

[11]. LU, T.J., FLECK, N.A. **The thermal shock resistance of solids**. *Acta Materialia.* 1998, Vol. 46.

[12]. CAMPBELLl, I.E. ***High temperature technology***. s.l. : John Wiley and Sons, 1957.

[13]. NOESEN, S. J., WILLIAMS, H. A. **The thermal fatigue of die-castings dies**. *Transactions.* 1967, Vol. 75, p.133.

[14]. KREITH, F., BOEHM, R. F., RAITHBY, G. D., HOLLANDS, K. G. T., SURYANARAYANA N.V. **Heat and Mass Transfer**. *The CRC Handbook of Thermal Engineering.* 2000.

[15]. CALLISTER, W. D.,. **Materials science and engineering**. Jonh Wiley & Sons, Inc : 2007, p.138.

[16]. WERONSKI A., HEJWOWSKI, T. **Thermal fatigue of metals**. *Pergamon Press.* 1991, p.366.

[17]. HERTZBERG, R. W. ***Deformation and fracture mechanics of engineering materials***. New york : John Wiley, 1995. p. 786.

[18]. YOSHIMOTO, T., ISHIHARA, S., GOSHIMA, T., MACEVILY, A. J., ISHIZAKIi, T. **An improved method for the determination of the maximum thermal stress induced during a quench test**. *Scripta Materialia.* 41 (5), 1999, P.553-559.

[19]. BOLEY, B., WEINER, J. ***Theory of thermal streeses*** . s.l. : John Wiley & Sons, 1960. p. 586.

[20]. FRITZ, R. J., SCHENECTADY, N. Y. **Evaluation of transient temperatures and stresses** . *Transactions of the ASME .* 1954, Vol. 76, p.913-920.

[21]. MALM, S., NORSTRÖN, L. A. **Material-related model for thermal fatigue applied to tool steels in hot-work applications**. *Metal Science.* 1979, p.544-550.

[22]. LI, G., LI, X., WU, J. **Study of the Thermal Fatigue Crack Initial Life of H13 and H21 Steels**. *Journal of Materials Processing Technology.* 1996, Vol. 74, p.23-26.

[23]. FORREST, P.G., ARMSTRONG, K.B. **Investigation of the thermal fatigue behaviour of nickel-chromium-base alloys by strain cycling tests**. *Journal of the institute of metals.* 1966, Vol. 94, p.204-213.

[24]. Da Silva, C. R. S. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes**. *Dissertação de mestrado em engenharia metalúrgica - Programa de pós graduação em Engenharia metalúrgica, Politécnica USP .* 2003.

[25]. HADDAR, N., FISSOLO, A. **2D simulation of the initiation and propagation of crack array under thermal fatigue**. *Nuclear engineering and design.* 2005, p.945-964.

[26]. COFFIN, L.F. **A study of the effects of clyclic thermal stresses on a ductile metal.** *Trans. ASME,.* 1954, Vol. 76, p.931-950.

[27]. KARASEK, M., SEHITOGLU, H., SLAVIK, D. **Deformation and damage unter thermal loading**. *low cycle fatigue.* ASTM, 1988, p.184-205.

[28]. RÉZAI-ARIA, F., FRANÇOIS, M., RÉMY, L. **Thermal fatigue of MAR-M509 superalloy** - I, The influence of specimen geometry. *Fatigue Fract. Engne. Mater. Struct.* 1988, Vol. 11, p.277-289.

[29]. NEU, R., SEHITOGLU, H. **Thermo-mecanical fatigue oxidation, Part II: Life prediction** . *Metall. Trans. A.* 1989, Vol. 20A, p.1769-1783.

[30]. LAIRS, G., GUNDLACH, R. e ROHRIG, K. **Abrasion - Resistant Cast Iron**. *Edited by AFS.* p.1-215, 2000.

[31]. ASENSIO, J., PERO-SANZ, J.A. e VERDEJA, J.I. **Microstruture selection criteria for cast irons with more than 10 wt.% chromium for wear applications.** *Materials Characterization.* 2003, Vol. 49, p.83-93.

[32]. SHÕN, C.G. e SINATORA, A. **Simulation of solidification paths in high chromium white cast irons for wear applications**. *Calphad.* 1998, Vol. 22, p.437-448.

[33]. ALBERTIN, E. **Efeito da porcentagem de carbonetos e da microestrutura da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo – Ensaio em moinho de bolas.** *Tese de doutorado.* Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993, p.297.

[34]. JACKSON, R. S. **The austenite liquidus surface and constitutional diagram for te Fe-Cr-C metastable system**. *Journal of the Iron and Steel Institute.* 1970, Vol. 208, p.163-167.

[35]. THORPE, W.R e CHICCO, B. **The Fe – rich corner of the metastable Fe-Cr-C liquidus surface**. *Metallurgical Transactions A,.* 1985, Vol. 16A, p.1541-1549.

[36]. JACKSON, R. S. **Metallurgical and prodution aspects of high chromium casr irons for abrasion resisting aplications**. *The British Foundryman.* 1984, Vol. 67, p. 34-41.

[37]. MARATRAY, F. AFS TRANSACTIONS. 1971, Vol. 79, p.121-124.

[38]. MARATRAY, F. e USSEGLIO-NANOT, R. **Factors affecting the struture of chomium and chromium molybdenum white irons.** *Climax Molybdenum Co.* 1970, p.32.

[39]. MARATRAY, F., USSEGLIO-NANOT, R. Atlas; **Transformation characteristics of chromium and chromium-molybdenum white irons**. *Climax Molybdenum.* 1993.

[40]. ARRUDA, M. V . P., TEIXAIRA, I. O., MASTUMOTO, M. M. **Otimização do tratamento térmico do ferro fundido branco alto cromo classe II B submetidos a desgaste abrasivo**. *65 Congresso anual da ABM.* Rio de Janeiro, 2010.

[41]. ALBERTIN, E., MATSUMOTO, M. M. ***Melhorias incrementais em cilindros de ferro fundido branco de alto cromo.*** São Paulo : s.n., 2009. Relatório técnico 113 171-205.

[42]. AMORIM, P., SANTOS, H., SANTOS, J., COIMBRA, S., SÁ, C. **Soft annealing of high chromium white cast iron**. *Materials Science Forum.* 2004, Vols. 455-456, p.290-294.

[43]. ROBERTS, G., KRAUSS, G., KENEDY, R. **Tool steels**. *American society for metals, Metals Park.* 5. ed, 1998.

[44]. ROBERTS, G. A., HAMAKER, J.C., JOHNSON, A. R. ***Tool steels.*** Ohio : American society for metals, 1962.

[45]. FORREST, P.G. **Fatiga de los metales**. Bilbao, Espanha : Editora URmo, 1972, p. 281-286.

[46]. KIM, C. K., PARK, J. I., RYU, J. H., LEE, S. **Correlation of microstructure and thermal-fatigue properties of centrifugally cast high-speed steel rolls**. *metallurgical and materials transaction A.* 2004, Vol. 35A, p.481-492.

[47]. PAN, Y., FAN, C., CHANG, C. **Effects of graphite shape on thermal fatigue property of thin wall graphitic cast irons**. *Engineering Materials.* 2011, Vol. 457, p. 398-403.

[48]. SPERA, D. A. **What is thermal fatigue? *Thermal fatigue of materials and components***, *ASTM STP 612.* 1976, p.3-9.

[49]. PUGLIA, A. D., MANFREDI, E., TOMASSETTI, G. **High temperature fatigue experiments on welded stainless steel tubular elements**. *4 Conference on strutural mechanics in reactor technology.* 1977, p.1-10.

[50]. PETERSEN, C., RUBOLO, G .H. **High Temperature Thermal Fatigue of AISI 316L Steel**. *Journal of Nuclear Materials.* 1991, p.488-491.

[51]. SHIMAKAWA, T., TAKE, K., UNO, M., TAKAMATSU, S. **Development of the Evaluation Method for Crack Propagation due to Thermal Striping**. *Nuclear Engineering and Design.* 1992, Vol. 138(3), p.283-296.

[52]. FISSOLO, A., ROBERTSON, C., MAILOT, V. Prediction of Crack **Initiation and Growth under Thermal Fatigue**. *Thermomechanical Fatigue & Fracture.* 2002, P.67-105.

[53]. VRABEL, P., SIMURKA, P., CÚTH, V. **Modelling of the pressing process in glass stemware production: computation ofstresses for the prediction of mould damage.** *Glass Technol.* 2005, Vol. 4, p.262-267.

[54]. DUSSERRE, G., SCHMIDT, F., DOUR, G., BERNHART, G. **Thermo-mechanical stresses in cast steel dies during glass pressing process.** *Materials processing technology .* 2005, p.484-491.

[55]. CHANG-SHENG., L, HAI-LIANG, Y., GUAN-YU, D., XIANG-HUA, L., GUO-DONG, W. **Numerical Simulation of Temperature Field and Thermal Stress Field of Work Roll During Hot Strip Rolling**. *Journal of iron and steel research .* 2007, p.18-21.

[56]. MERCAD-SOLIS, R. D., TALAMANTES-SILVA, J., BEYNON, J.H., HERNANDEZ-RODRIGUEZ, M. A. L. **Modelling surface thermal damage to hot mill rolls**. *Wear.* 2007, p.1560-1567.

[57]. RÉZAI-ARIA, F., MEDJEDOUB, F., DOUR, G., LE ROUX, S. **Some aspects of thermal fatigue of metallic tools.** ***International conference****. Abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills.* 2005.

[58]. BELEYAKOVA, P. E., GARBER, M. E. e ROZHKOVA, E. V. **Physical properties of white chromium cast iron.** *Liteinoe Proizvodstvo.* 1975, p. 1041 - 1044.

[59]. SUN, C.G., HWANG, S.M. **Prediction of roll thermal profile in hot strip rolling by the finite element method**. . *ISIJ International.* 2000, Vol. 4, p.794-801.

[60]. http://www.matweb.com. *Bohler-Uddeholm D2 Cold Work Tool Steel .* [Online]

[61]. http://www.efunda.com. *Tool Steel AISI D2.* [Online]

[62]. WARNE, D.F. ***Eletrical engineer`s handbook****.* Londres : Newnes, 2000.

[63]. MENDANHA, A., PINEDO, C. E., GOLDENSTEIN, H. **Efeito da temperatura de austenitização sobre a tenacidade do aço ferramenta para trabalho a frio D2**. *15º Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais (CBECIMAT 2002).* 2002, p. 9-13.

[64]. Villares Metals, S.A. **Aços para trabalho a frio VD-2. *Aços ferramentas*** *Villares, catálogo técnico.* 1992(b).

[65]. FULLER, J. E. **Electrical discharge machining, metals handbook**. s.l. : 9ª ed. v. 16, machining, p. 557-564, 1989.

[66]. AMERICAN SOCIETY AND TESTING MATERIALS. ASTM E-384. ***Standard test method for microhardness of materials***. Philadelphia, 2001.

[67]. MURAKAMI, Y., ENDK, M. **Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength**. *International Journal of Fatigue.* 16, 1993, Vol. 4, p.163-182.

[68]. CLYNE, T. W., WITHERS, P. J. **An introduction to metal matrix composites**. *Cambridge University.* 1993.

[69]. LESKOVŠEK, V., PODGORNIK, B., NOLAN, D. **Modelling of residual stress profiles in plasma nitrided tool steel**. *Materials characterization.* 2008, p.454-461.

[70]. D'ACUNTO, M. **Characterization of residual stress and roughness of steel components**. *3rd AIMETA Int. Tribology Conference, Salerno, Italy.* 2002, p.9.

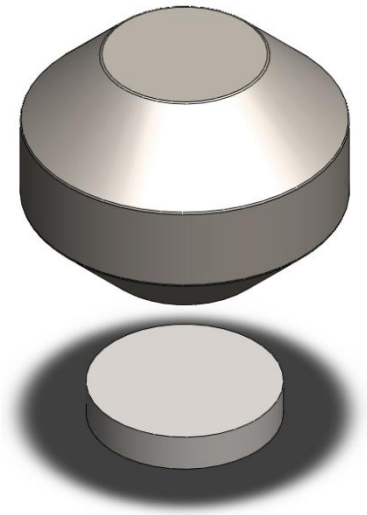
[71]. DIETER, G. E., BACON, D. **Mechanical metallurgy**. s.l. : McGraw-Hill, 1988.

APÊNDICE 1

CONDIÇÕES DE CONTORNO PARA A SIMULAÇÃO

Nas Tabela 23 e Tabela 24 são listadas as informações do modelo utilizado para a simulação dos ciclos térmicos.

Tabela 23- Informações do modelo para a geometria G3.



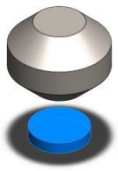
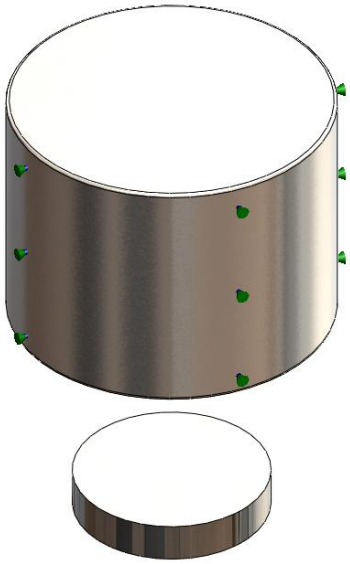
Desenho	Tratado como	Propriedades volumétricas
	Base	Massa: 0,00424115kg Volume: $5{,}30144 \cdot 10^{-7}$ m^3 Densidade: 8000 kg/m^3 Peso: 0,0415633N
	Corpo de prova geometria G3	Massa:0.0518004kg Volume: $6{,}87921 \cdot 10^{-6} m^3$ Densidade: 7530kg/m^3 Peso: 0,507644N

Tabela 24- Informações do modelo para a geometria G5.



Desenho	Tratado como	Propriedades volumétricas
	Base	Massa: 0,00424115kg Volume: $5{,}30144 \cdot 10^{-7} m^3$ Densidade: 8000 kg/m^3 Peso: 0,0415633N
	Corpo de prova geometria G5	Massa: 0,0702135kg Volume: $9{,}32451 \cdot 10^{-6} m^3$ Densidade: 7530kg/m^3 Peso: 0,688093N

As propriedades da simulação do estudo térmico em ambas as geometrias podem ser observadas na Tabela 25.

Tabela 25- Propriedades do estudo térmico.

Nome do estudo	Estudo térmico
Tipo de análise	Térmico(Transiente)
Tipo de malha	Malha sólida
Tipo de Solver	FFEPlus
Tipo de solução	Transiente
Tempo total	30 Segundos
Incremento de tempo	1 Segundos
Resistência de contato definida?	Sim

As cargas térmicas adotadas para a simulação são apresentadas nas Tabela 26 e Tabela 27.

Tabela 26- Cargas térmicas para a geometria G3.

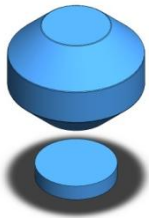
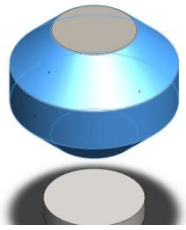
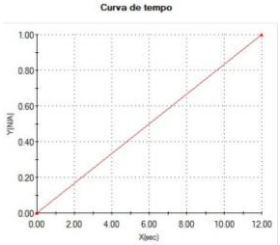
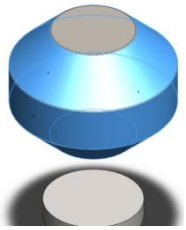
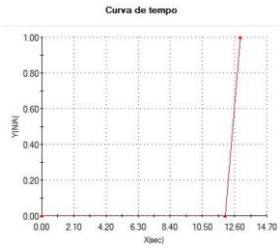
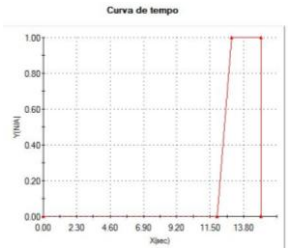
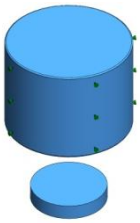
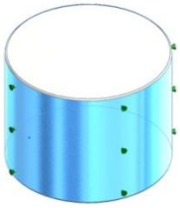
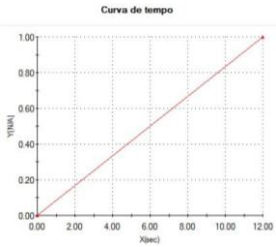
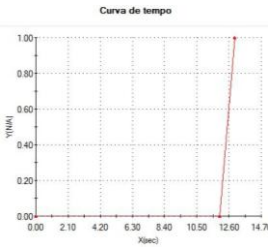
Carga	Imagem	Detalhes de carga	Curva de função
Temperatura		Entidades: 2 componentes Temperatura inicial: 25°C Variação de tempo: Ativada	
Energia térmica		Entidades: 3 faces Potência térmica: 444 W Variação de tempo: Ativada	 Curva de tempo
Convecção		Entidades: 3 faces Coeficiente de convecção: 3000 W/(m^2.K) Variação de tempo: Ativada	 Curva de tempo
Convecção		Entidades: 1 face Coeficiente de convecção: 3000 W/(m^2.K) Variação de tempo: Ativada	 Curva de tempo

Tabela 27- Cargas térmicas para a geometria G5.

Carga	Imagem	Detalhes de carga	Curva de função
Temperatura		Entidades: 2 componentes Temperatura inicial: 25°C Variação de tempo: ativada	
Energia térmica		Entidades: 1 face Potência térmica: 1670 W Variação de tempo: ativada	 Curva de tempo
Convecção		Entidades: 1 face Coeficiente de convecção: 3000 W/(m^2.K) Variação de tempo: Ativada	 Curva de tempo

As informações detalhadas das malhas geradas para a execução da simulação por elementos finitos podem ser observadas nas Tabela 28 e Tabela 29, respectivamente para as geometrias G3 e G5.

Tabela 28- Informações de malha para a geometria G3.

Tipo de malha	Malha sólida
Gerador de malhas usado:	Malha com base em curvatura
Pontos Jacobianos	4Pontos
Tamanho máximo de elemento	2mm
Tamanho de elemento mínimo	0.3mm
Qualidade da malha	Alta
Total de nós	60615
Total de elementos	36695
Proporção máxima	6.0131

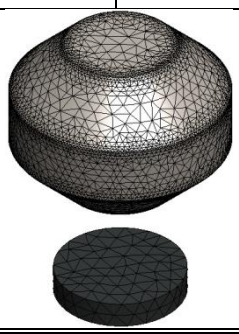


Tabela 29- Informações de malha para a geometria G5.

Tipo de malha	Malha sólida
Gerador de malhas usado:	Malha com base em curvatura
Pontos Jacobianos	4 Pontos
Tamanho máximo de elemento	3 mm
Tamanho de elemento mínimo	0.6 mm
Qualidade da malha	Alta
Total de nós	19898
Total de elementos	11660
Proporção máxima	12.341

APÊNDICE 2

RESULTADOS DO ESTUDO TÉRMICO

Os resultados dos estudos térmicos são apresentados nas Figura 65 e Figura 66 respectivamente da geometria G3 e G5.

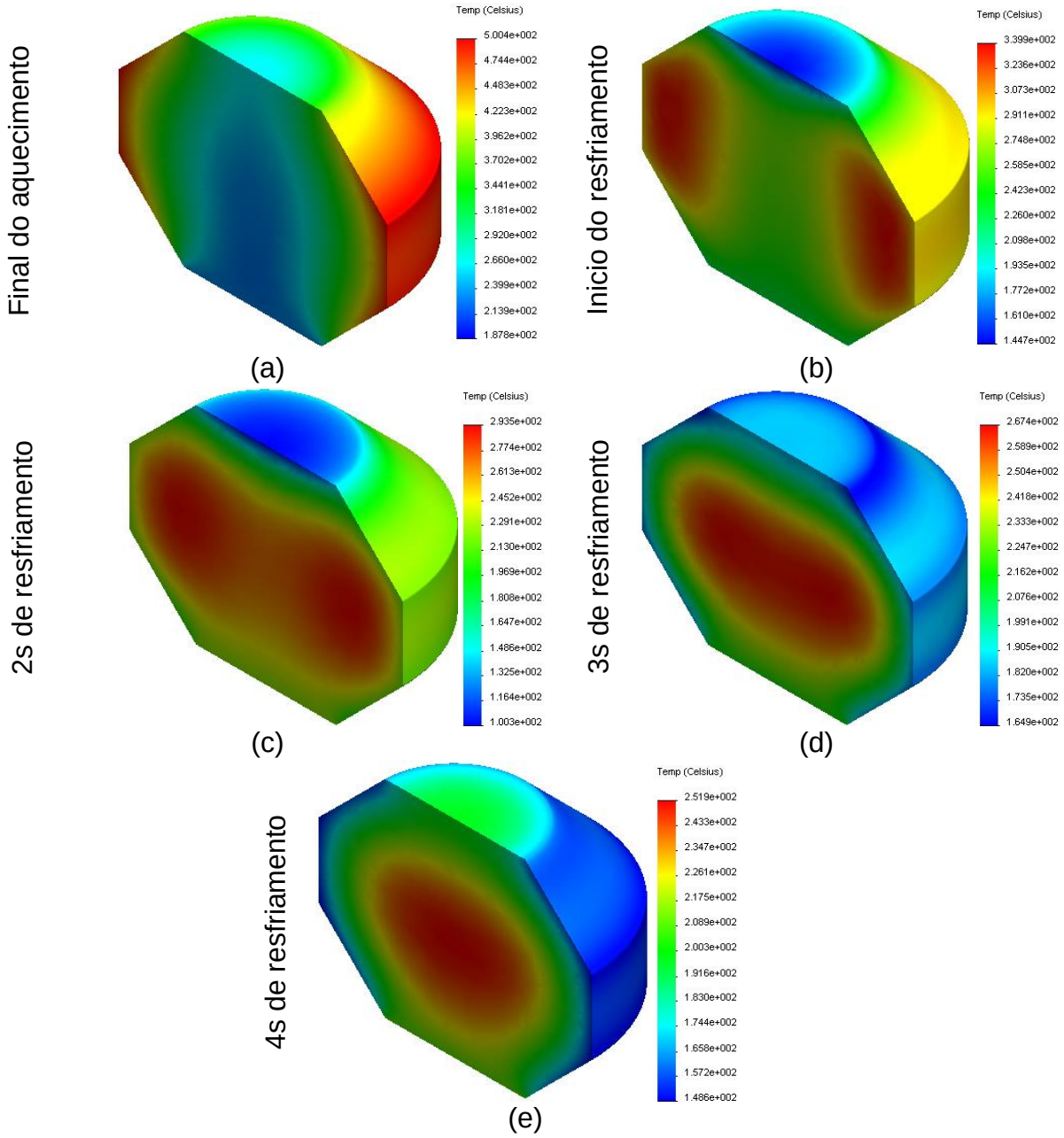


Figura 65- Distribuição de temperatura na geometria G3 para os instantes. (a) 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s; (e) 16s

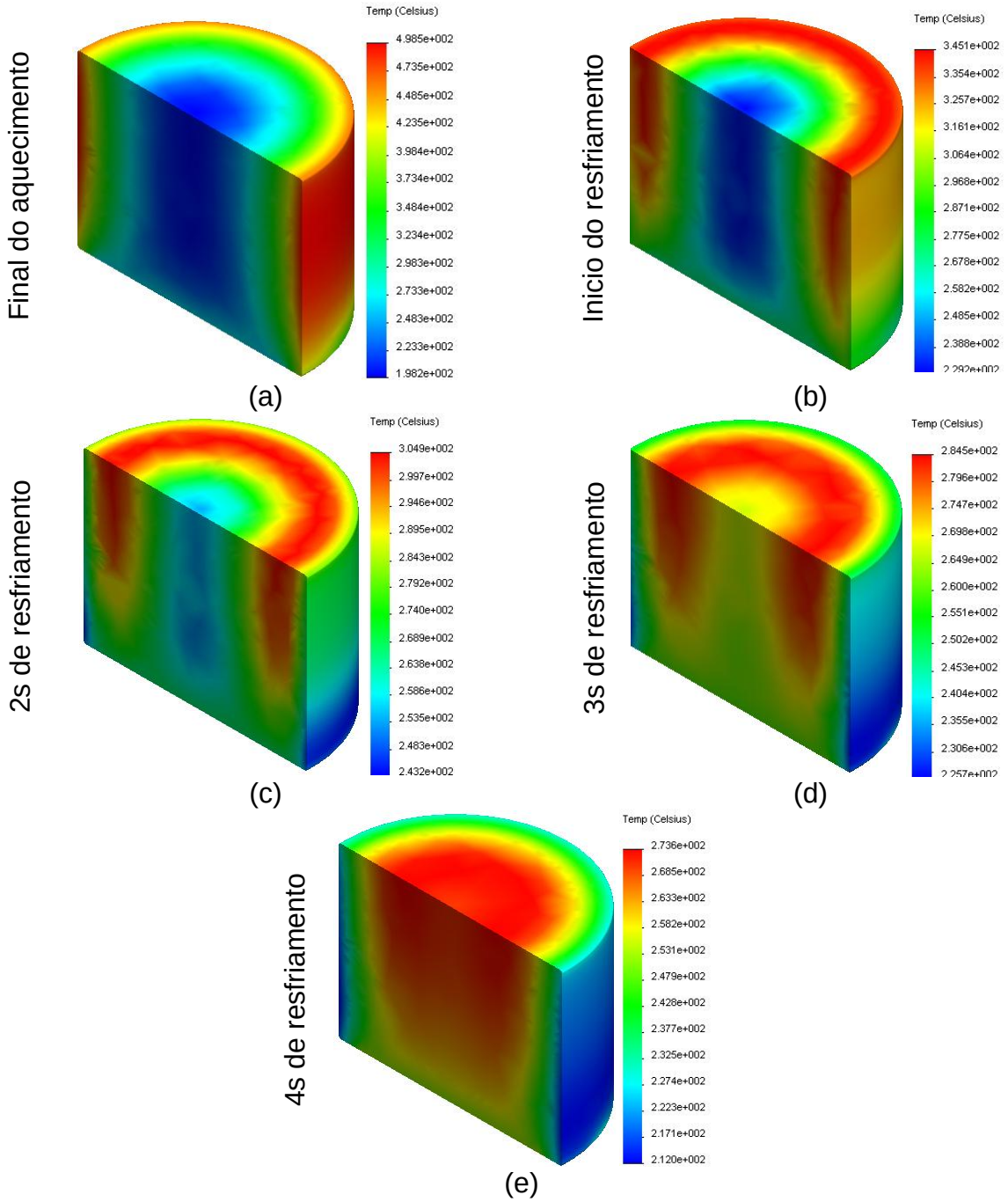
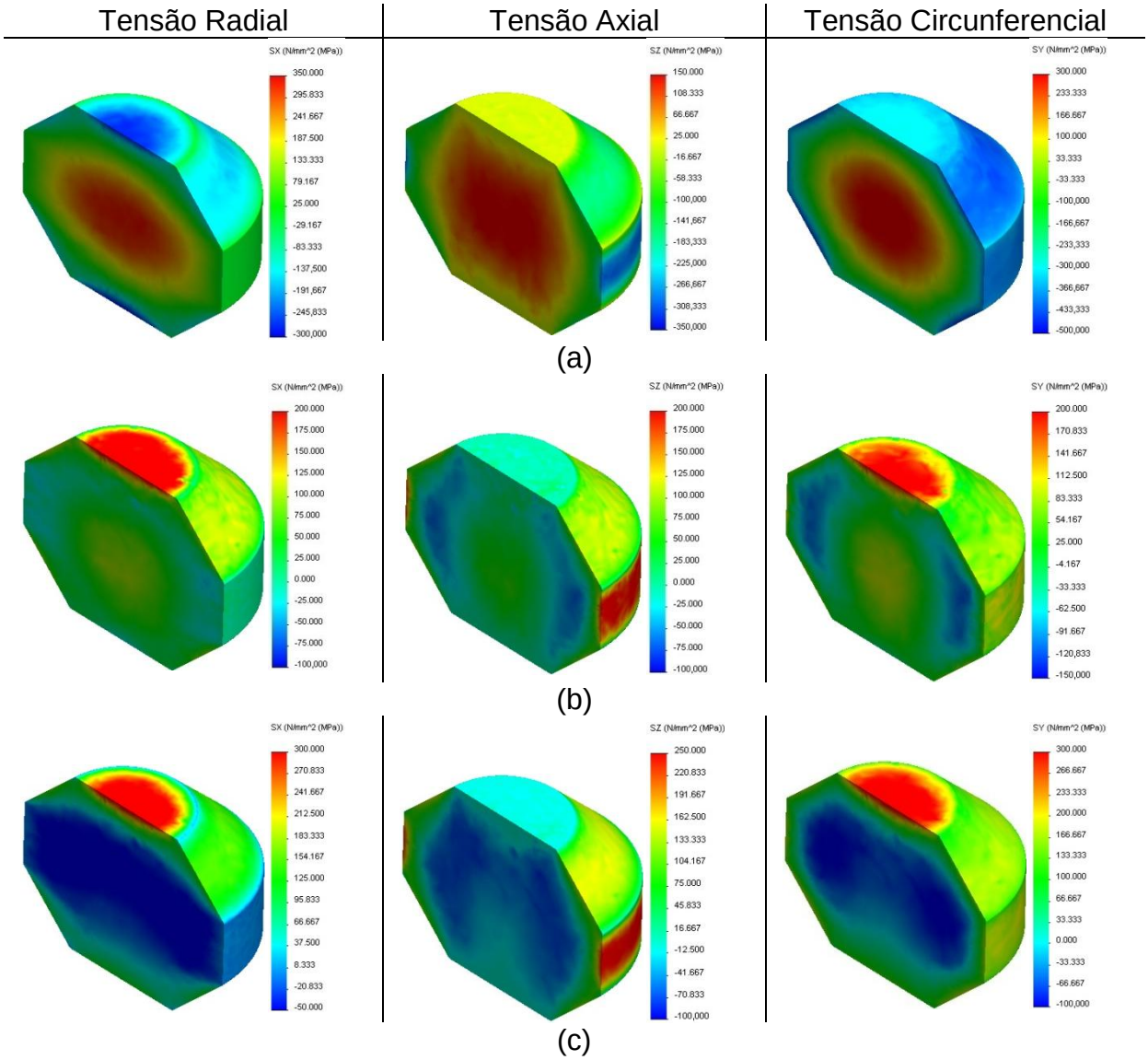


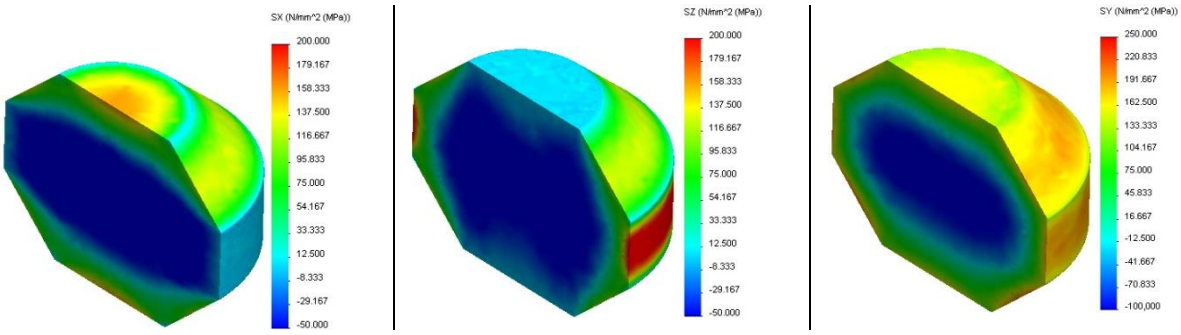
Figura 66- Distribuição de temperatura na geometria G5 para os instantes. (a) 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s; (e) 16s

PÊNDICE 3

RESULTADOS DO ESTUDO DE TENSÕES

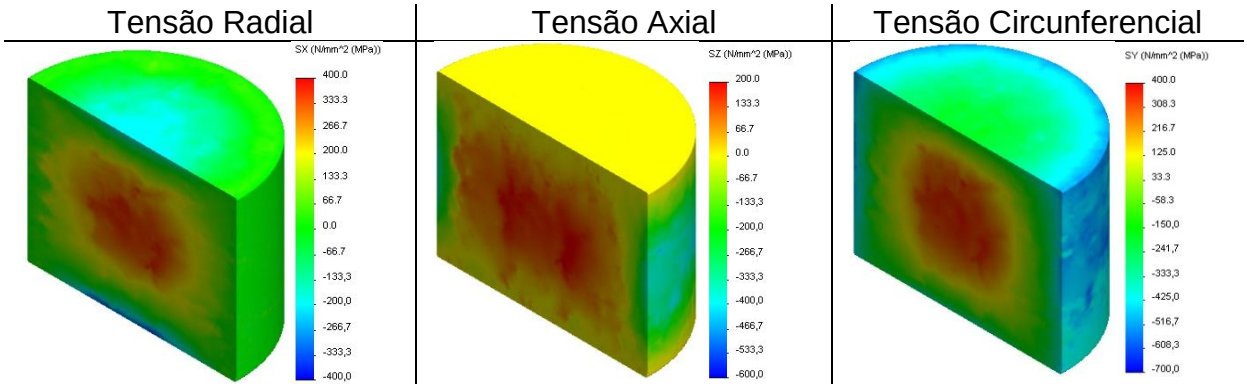
Para cada instante do estudo térmico evidenciado no Apêndice 2 as tensões no sentido radial, axial de circunferencial foram calculadas, os resultados são apresentados nas Figura 67 e Figura 68 respectivamente da geometria G3 e G5.



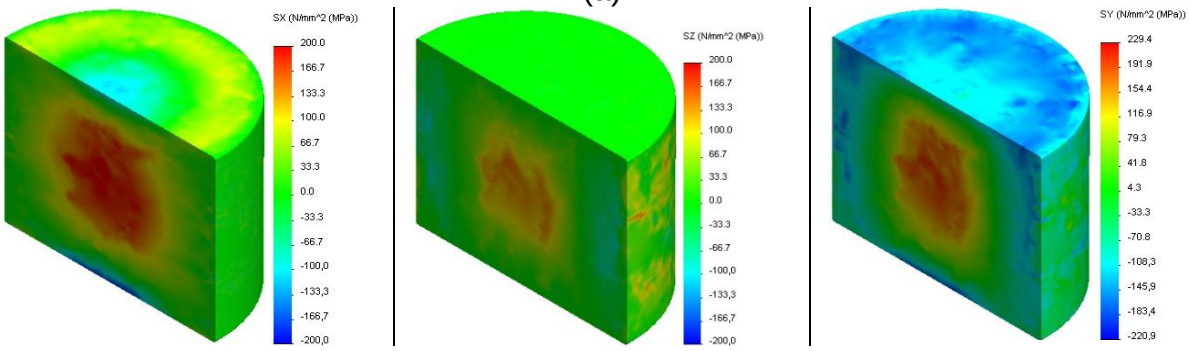


(d)

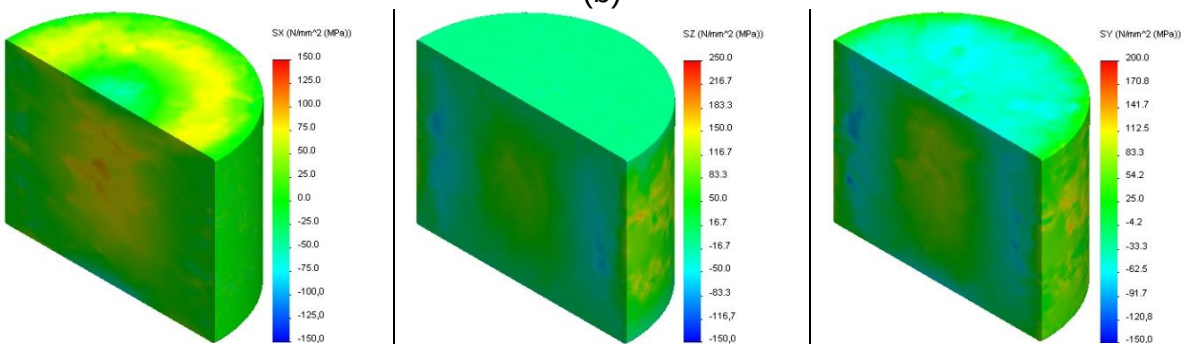
Figura 67- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões geometria G3. (a) no instante de 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s.



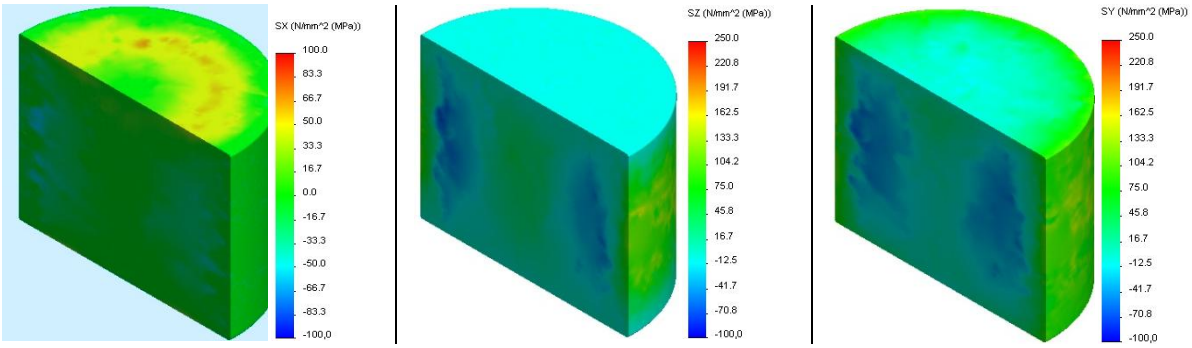
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 68- Corte da secção transversal evidenciando os resultados de tensões geometria G5. (a) no instante de 12s; (b) 13s; (c) 14s; (d) 15s.