

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

DEIVYSON AUGUSTO PEREIRA

**DESENVOLVIMENTO E CONSTRUÇÃO DE UM SISTEMA DE AQUECIMENTO
INDUTIVO PARA ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA DE BAIXO CICLO EM LIGAS
FERROSAS**

Itajubá

2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA ENGENHARIA

DEIVYSON AUGUSTO PEREIRA

**DESENVOLVIMENTO E CONSTRUÇÃO DE UM SISTEMA DE AQUECIMENTO
INDUTIVO PARA ENSAIOS DE FADIGA ISOTÉRMICA DE BAIXO CICLO EM LIGAS
FERROSAS**

Dissertação submetida ao Programa de Pós Graduação em Materiais para Engenharia como parte dos requisitos para obtenção de Título de Mestre em Ciências em Materiais para Engenharia.

Orientadora: Dra. Reny Angela Renzetti

Itajubá

2019

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação à minha esposa Sônia e minha filha Lorena que foram minha inspiração para não desistir nos momentos de dificuldade e a meus pais José Rosário e Maria Neusa por sempre me incentivarem e acreditarem no meu potencial.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que me concedeu a vida, saúde, colocou boas pessoas em minha caminhada e permitiu alcançar mais essa imensa graça;

À minha esposa Sônia, por sempre me incentivar e compreender nos momentos que mais precisei. Também à minha filha Lorena, que embora pequenina foi e é uma fonte de forças e inspiração para seguir em frente e não desanimar;

Aos meus pais, José Rosário e Maria Neusa e à minha irmã Lidiane por todo incentivo;

À professora Reny Angela Renzetti, por toda orientação, disponibilidade, paciência, ensinamentos e por acreditar no meu potencial e no trabalho desenvolvido;

Ao professor Moisés Parucker, por ter proporcionado o contato com o professor Wilson Luiz Guesser, que gentilmente compareceu à UNIFEI, compartilhou seu conhecimento, sugeriu melhorias e conseguiu junto à empresa TUPY Fundições, as amostras de ferro fundido para os ensaios. Agradeço imensamente à empresa pela prontidão no envio das amostras;

Ao professor José Carlos de Lacerda (UNIFEI), por ter gentilmente fornecido as amostras de aço 1045 para os ensaios;

Ao professor Waner Wodson (UNIFEI) e ao técnico de laboratório Moisés Gonçalves (UNIFEI), por toda ajuda no desenvolvimento do sistema de aquecimento, programação do controle e medição da temperatura nos ensaios;

Ao técnico de laboratório Jasson Ribeiro, pela colaboração na usinagem dos corpos de prova;

Ao técnico e amigo Jordânio Siqueira, pela disponibilidade e acompanhamento nos ensaios no laboratório de metalografia e na obtenção das imagens de microscopia eletrônica;

Aos amigos Cristiano e Julimar, pela amizade e companheirismo;

Aos colegas de estudo e todos que, de alguma maneira colaboraram para conclusão de mais esta etapa;

Por fim, à Universidade Federal de Itajubá - UNIFEI por disponibilizar o programa de pós-graduação, infraestrutura e recursos. E também aos professores do programa, por todo conhecimento compartilhado.

EPÍGRAFE

“Confia no senhor de todo o coração e não te apoies em sua própria inteligência. Lembra de Deus em tudo que fizeres, e Ele te mostrará o caminho certo”.
(Provérbios 3, 5-6).

RESUMO

Pereira, D. A. (2019), Desenvolvimento e construção de um sistema de aquecimento indutivo para ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo em ligas ferrosas, Itabira, 121p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em materiais para engenharia) – Universidade Federal de Itajubá.

Os ensaios mecânicos são amplamente utilizados para a determinação da resistência dos materiais. Além das solicitações estáticas, muitos componentes sofrem esforços cíclicos, tornando o material susceptível a falhar por fadiga. Componentes de máquinas, embora solicitados no regime elástico, podem apresentar solicitações plásticas em pontos de concentração de tensão. A abordagem da fadiga que tem como foco as deformações plásticas é de baixo ciclo, também conhecida como fadiga controlada pela deformação. Além dos esforços cíclicos, os componentes como engrenagens eixos, cabeçotes e blocos de motores podem ser submetidos à temperatura. A combinação da fadiga com a temperatura pode resultar na chamada fadiga isotérmica.

No presente trabalho foi projetado e construído um sistema de aquecimento indutivo de baixo custo, com controle de temperatura o qual foi adaptado a uma máquina universal de ensaios, permitindo o estudo das propriedades mecânicas de tração e fadiga isotérmica de baixo ciclo. Para o estudo, foram utilizadas ligas de aço de fabricação mecânica ABNT 1045 e ABNT 4140 e ferros fundidos FC250 e FC300, materiais amplamente utilizados na fabricação de peças solicitadas em fadiga. Ambas as ligas foram ensaiadas em temperatura ambiente (25°C) e em 250°C, em ensaios de tração e em fadiga, no último com percentuais de deformação que variaram de 0,2% a 1%. Os ensaios de tração apresentaram queda da tensão de ruptura com o aumento da temperatura para os aços e os ferros fundidos. Os resultados dos testes de fadiga mostraram a influência do percentual de deformação, temperatura e acabamento superficial na resistência. O aumento do percentual de deformação para todos os materiais proporcionou uma queda no número de ciclos para falhar. O aço ABNT 1045 apresentou endurecimento cíclico para todos os percentuais de deformação em temperatura de 250°C, enquanto o ABNT 4140 apresentou amolecimento cíclico em temperatura ambiente e à 250°C. Os ferros fundidos apresentaram estabilidade cíclica. Os resultados obtidos por meio do equipamento adaptado para os ensaios são compatíveis com os encontrados na literatura, demonstrando a confiabilidade do sistema desenvolvido.

Palavras Chave: Aços, ferros fundidos, fadiga de baixo ciclo.

ABSTRACT

Pereira, D. A. (2019), Desenvolvimento e construção de um sistema de aquecimento indutivo para ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo em ligas ferrosas, Itabira, 121p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em materiais para engenharia) – Universidade Federal de Itajubá.

The mechanical tests are widely used to determine the strength of materials. In addition to static stresses, many components are cyclically stressed, leading the material likely to fail due to fatigue. Machine components, although required in the elastic regime, may present plastic stresses at stress concentrating points. The approach to fatigue that focuses on plastic deformations is low-cycle fatigue, also known as strain-controlled fatigue. In addition to cyclic stresses, components such as gear shafts, cylinder heads and engine blocks can be subjected to temperature. Combining fatigue with temperature can result in so-called isothermal fatigue.

In the present work a low cost inductive heating system with temperature control was developed, assembled, and adapted to a universal testing machine, allowing the study of mechanical properties of traction and low cycle isothermal fatigue. For the study, mechanical alloy steel ABNT 1045 and ABNT 4140 and cast iron FC250 and FC300 were used, materials widely used in the fabrication of fatigue requested parts. Both alloys were tested at room temperature 25°C and 250°C, in tensile and fatigue tests, in the latter with deformation percentages ranging from 0.2% to 1%. The tensile tests showed a decrease of the tensile strength with the increase of the temperature for the steels and cast irons. The results of the fatigue tests showed the influence of the deformation percentage, temperature and surface finish on the resistance. Increasing the deformation percentage for all materials led to a decrease in the number of cycles to fail. ABNT 1045 steel showed cyclic hardening for all deformation percentages at 250°C, while ABNT 4140 mild cyclic softening at room temperature and 250°C. The cast irons showed cyclic stability. The results obtained by the equipment adapted for the tests are compatible with those found in the literature, demonstrating the reliability of the developed system.

Key words: Steels, cast irons, low-cycle fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Curvas de fadiga (tensão x número de ciclos) para uma liga de aço (ABNT 1045) e alumínio (2014-T6).....	20
Figura 2: A) Evolução da amplitude de tensão e deformação em função do número de ciclos do ensaio: a) sob deformações cíclicas simétricas e b) sob tensões cíclicas simétricas.	21
Figura 3: Ciclos típicos de aplicação de carga na fadiga: a) tensão alternada, b) tensão flutuante e c) tensão aleatória.	22
Figura 4: Ciclo de histerese de tensão-deformação ($\sigma \times \epsilon$) resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo com deformação cíclica constante.	25
Figura 5: Representação do comportamento de um material em um ensaio sob controle de deformação mostrando endurecimento e amolecimento cíclico.	26
Figura 6: Ciclo de histerese de uma liga 41Fe 25,5Ni 23,3Cr, para diversos números de ciclos com amplitude de deformação de 0,3%.	26
Figura 7: Construção de uma curva de tensão-deformação cíclica: a) ciclos de histerese para diferentes deformações e b) curva obtida com os dados de a)	27
Figura 8: Curvas de tensão deformação monotônica e cíclicas nas temperaturas de: a) $T=20^{\circ}\text{C}$ e b) $T=600^{\circ}\text{C}$	28
Figura 9: Fadiga termomecânica: (a) em fase e (b) fora de fase.	29
Figura 10: Curvas de amplitude de deformação em função do número de ciclos para o aço Inoxidável 316 em diferentes temperaturas.	30
Figura 11: Evolução dos picos de tensão em ensaio de fadiga de baixo ciclo: a) em amplitudes de deformação de 0,4%, 0,6% e 0,8%, e temperatura de 200°C e b) em diferentes taxas de deformação à temperatura ambiente e à 200°C	31
Figura 12: Curvas esquemáticas do logaritmo da amplitude de deformação elástica, plástica e total em função do logaritmo do número de reversos.	33
Figura 13: Mecanismo de formação das extrusões e inclusões na banda de deslizamento.	34
Figura 14: Propagação de trinca de fadiga. a) Carga zero, b) Pequena carga de tração, c) Carga máxima de tração, d) Pequena carga de compressão, e) Carga máxima de compressão, f) Pequena carga de tração.	34
Figura 15: Representação esquemática da nucleação, propagação e colapso, estágios 1, 2 e 3, respectivamente, de uma trinca por fadiga, com tensão de tração atuando.	35
Figura 16: Aspectos macroscópicos de uma ruptura por fadiga, em um eixo, com destaque para as regiões de nucleação, propagação e colapso.	36
Figura 17: Representação esquemática de uma máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.	37
Figura 18: Modelo esquemático de uma máquina de fadiga do tipo tração/compressão.	38
Figura 19: Sistema de aquecimento por indução com peça cilíndrica e bobina.	39

Figura 20: Potência e frequência de semicondutores usados em circuitos para aquecimento indutivo.	40
Figura 21: Ressonância em séries para circuito RLC.....	41
Figura 22: Classificação dos aços segundo sua composição química.	42
Figura 23: Diagrama de fases ferro-carbono.....	42
Figura 24: Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos: (a) cinzento, (b) vermicular e (c) nodular. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura.	45
Figura 25: Tipos de grafita em ferros fundidos: (a) tipo A, (b) tipo B, (c) tipo C, (d) tipo D e (e) tipo E.	45
Figura 26: Fluxograma do procedimento experimental.....	46
Figura 27: Ferro fundido cinzento utilizado no trabalho: a) cabeçote fundido indicando a região onde as amostras foram retiradas e b) amostras de FC250 e FC300 após serem retiradas do cabeçote.	47
Figura 28: Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de tração e suas dimensões em mm.....	48
Figura 29: Desenho esquemático do corpo de prova de fadiga de baixo ciclo e suas dimensões em mm.....	50
Figura 30: Sistema de fixação dos corpos de prova no equipamento universal de ensaio: a) sistema original com garras, b) parte superior do sistema modificado e c) parte inferior do sistema de rosca modificado.	52
Figura 31: Hastes do extensômetro modificadas: a) sem e b) com a bobina para aquecimento indutivo.	53
Figura 32: Sistema de aquecimento indutivo:(a) módulo de controle e (b) módulo de aquecimento.	54
Figura 33: Esquema do circuito de aquecimento indutivo projetado para o equipamento.	55
Figura 34: Desenho esquemático da configuração utilizada para verificação da homogeneização da temperatura na seção útil do corpo de prova.	55
Figura 35: Visão geral do aparato de ensaios com bobina para aquecimento, sistema de fixação do corpo de prova com refrigeração e termopar.	56
Figura 36: Curvas tensão-deformação de engenharia para o aço ABNT 1045 ensaiado a 25°C e a 250°C.	57
Figura 37: Curvas tensão-deformação para o aço ABNT 4140 ensaiados a 25°C e 250°C.....	57
Figura 38: Microestrutura do aço ABNT 1045 obtida longitudinalmente à região da fratura após o ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. F corresponde à região de ferrita e P à perlita.....	60
Figura 39: Microestrutura aço ABNT 4140 após o ensaio de tração realizado em: a) 25°C e b) 250°C. F corresponde à região de ferrita e P de perlita. A seta indica uma inclusão.	61
Figura 40: Imagem da região da fratura do aço ABNT 1045 submetido ao ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As regiões fibrosa e de cisalhamento estão identificadas.....	62

Figura 41: Imagens da região fibrosa obtidas por MEV da fratura do aço ABNT 1045 após ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As setas mostram alguns dos microvazios.	63
Figura 42: Desenho esquemático das etapas de uma ruptura dúctil por tração: a) antes do ensaio, b) submetido à tração com início de formação dos microvazios, c) e d) crescimento dos microvazios, e) coalescimento e f) ruptura.	63
Figura 43: Imagem da região da fratura do aço ABNT 4140 submetido ao ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As regiões fibrosa e de cisalhamento estão identificadas. As setas indicam degraus.	64
Figura 44: Imagens da região fibrosa obtidas por MEV da fratura do aço ABNT 4140 após o ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°. As setas indicam as facetas de clivagem.	65
Figura 45: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 0,6% a: a) 25°C e b) 250°C.	66
Figura 46: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 0,8% a: a) 25°C e b) 250°C.	66
Figura 47: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 1% a: a) 25°C e b) 250°C.	67
Figura 48: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 0,6% a: a) 25°C e b) 250°C.	67
Figura 49: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 0,8% a: a) 25°C e b) 250°C.	68
Figura 50: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 1% a: a) 25°C e b) 250°C.	68
Figura 51: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 1045 ensaiado a 25°C. As retas de ajuste foram obtidas pela Equação 9.	70
Figura 52: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica, para o aço ABNT 1045 ensaiado a 250°C. As restas de ajuste foram obtidas pela Equação 9.	70
Figura 53: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 4140 ensaiado a 25°C. As retas de ajuste foram obtidas pela Equação 9.	71
Figura 54: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 4140 ensaiado a 250°C. As retas de ajuste foram obtidas pela Equação 9.	71
Figura 55: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço ABNT 1045 na temperatura de 25°C e 250°C.	72
Figura 56: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço ABNT4140 na temperatura de 25°C e 250°C.	72

Figura 57: Imagem da região de fratura do aço ABNT 1045 submetido ao ensaio de fadiga a 250°C: a) visão geral e, b) ampliação da região de ruptura. A letra N indica a região de nucleação, P de propagação e C de colapso.	74
Figura 58: Amostra do aço ABNT 4140 fraturada em fadiga a 250°C: a) visão geral e, b) ampliação da região de ruptura.....	75
Figura 59: Vista lateral da secção de comprimento útil de uma amostra do aço ABNT 4140 submetida ao ensaio de fadiga de baixo ciclo em 250°C.....	76
Figura 60: Gráfico da amplitude de deformação-vida para o aço ABNT4140 com acabamento usinado e polido.	77
Figura 61: Corpo de prova com acabamento superficial usinado, submetido a ensaio de fadiga, apresentando ruptura na região de transição do comprimento útil para o raio.	77
Figura 62: Curvas tensão-deformação de engenharia para o FC250 ensaiados a 25°C e 250°C. ...	78
Figura 63: Curvas tensão-deformação de engenharia para o FC300 ensaiados a 25°C e 250°C. ...	78
Figura 64: Morfologia da grafita e matriz perlítica da amostra de FC250. Ataque nital 3%: a) vista geral e b) destaque para a grafita. A região da ponta da grafita está destacada em vermelho.	80
Figura 65: Morfologia da grafita e matriz perlítica da amostra de FC300. Ataque nital 3%: a) vista geral e b) destaque para a grafita.	80
Figura 66: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura de tração do FC300 na temperatura de 25°C: a) Região mostrando a perlita e grafita e b) detalhe dos microvazios na ruptura da matriz perlítica.....	81
Figura 67: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o FC250 ensaiado a 25°C.....	82
Figura 68: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica para o aço FC250 ensaiado a 250°C.....	82
Figura 69: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço FC300 ensaiado a 25°C.....	83
Figura 70: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço FC300 ensaiado a 250°C.....	83
Figura 71: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica para o FC250 na temperatura de 25°C e 250°C	84
Figura 72: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica para o FC300 na temperatura de 25°C e 250°C.	85
Figura 73: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura do FC250 ensaiado em fadiga com amplitude de deformação 0,2% e temperatura de 250°C.....	86
Figura 74: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura do FC300 ensaiado em fadiga com amplitude de deformação 0,2% e temperatura de 250°C.....	87
Figura 75: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 25°C	97

Figura 76: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 250°C	98
Figura 77: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C	99
Figura 78: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C	100
Figura 79: Curvas tensão x deformação das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 25°C ...	101
Figura 80: Curvas tensão x deformação das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 250°C..	102
Figura 81: Curvas tensão x deformação das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 250°C..	104
Figura 82: Posicionamento do módulo de aquecimento na parte posterior da máquina.	118
Figura 83: Posicionamento das hastes roscadas, serpentinas e mangueiras de resfriamento.	118
Figura 84: Dimensões do corpo de prova normalizado para ensaio de fadiga.	119
Figura 85: Módulo de potência e controle.	120

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço ABNT 1045 (% em peso).....	43
Tabela 2: Composição química das amostras (% em peso) das amostras. A composição dos ferros fundidos cinzentos foram obtidas em TUPY Fundições.	47
Tabela 3: Parâmetros obtidos por meio do ensaio de tração para o aço ABNT 1045 e ABNT 4140 nas temperaturas de 25 e 250°C.	58
Tabela 4 - Valores de dureza Vickers para as amostras dos aços ABNT 1045 e 4140 como recebidas e após o ensaio de fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de 0,8% realizado a 25 e 250°C.....	74
Tabela 5: Valores de rugosidade médias da região de comprimento útil das amostras de fadiga. ...	76
Tabela 6: Propriedades mecânicas de tração para o FC250 e FC300.	79
Tabela 7- Valores de dureza Brinel média para as amostras de ferro fundido FC250 e FC300 como recebidas e após o ensaio de fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de 0,2% realizado a 25 e 250°C.	88
Tabela 8: Dados das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 25°C.....	97
Tabela 9: Dados das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 250°C.....	97
Tabela 10: Dados das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C.....	98
Tabela 11: Resultados das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 250°C.....	99
Tabela 12: Dados das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 25°C.....	100
Tabela 13: Resultados das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 250°C.....	101
Tabela 14: Resultados das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 25°C.....	102
Tabela 15: Dados das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 250°C.....	103
Tabela 16: Resultados dos ensaios de fadiga para o aço ABNT1045 em temperatura 25°C e à 250°C.	105
Tabela 17: Resultados dos ensaios de fadiga para o aço ABNT4140 em temperatura 25°C e à 250°C.	105
Tabela 18: Coeficientes de fadiga obtidos dos gráficos deformação vida para os aços ABNT 1045 e ABNT 4140.	106
Tabela 19: Resultados dos ensaios de fadiga para o FC250 em temperatura 25°C e à 250°C.	106
Tabela 20: Resultados dos ensaios de fadiga para o FC300 em temperatura 25°C e à 250°C.	106
Tabela 21: Coeficientes de fadiga obtidos dos gráficos deformação vida para o FC250 e FC300.	107

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
FC	Ferro Fundido Cinzento
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
mm	Milímetros
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
°C	Graus Célcus
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Nf	Número de Ciclos
2Nf	Número de Reversos
FTM	Fadiga Termo Mecânica
R	Razão de Carga
b	Coeficiente de resistência à fadiga
c	Coeficiente de ductilidade à fadiga
XL	Reatância Indutiva
XC	Reatância Capacitiva
RLC	Resistivo Indutivo Capacitivo
D/A	Digital/Analógico
A/D	Analógico/Digital
SRV	<i>Silicon Controlled Rectifier</i>
IGBT	<i>Insulate Gate Bipolar Transistor</i>
MOSFET	<i>Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor</i>
PID	Proporcional Integral Derivativo

LISTA DE SÍMBOLOS

σ_a	Amplitude de tensão	[MPa]
σ_r	Intervalo de tensão	[MPa]
σ_m	Tensão média	[MPa]
σ_{max}	Tensão Máxima	[MPa]
σ_{min}	Tensão Mínima	[MPa]
σ_{esc}	Tensão de Escoamento	[MPa]
$\sigma_{esc0,2}$	Tensão de Escoamento 0,2%	[MPa]
σ_{LRT}	Tensão Limite de Resistencia à Tração	[MPa]
σ_{Rup}	Tensão de Ruptura	[MPa]
ϵ	Deformação de engenharia	[%]
$\Delta\epsilon_t$	Intervalo total de deformação	[%]
$\Delta\epsilon_p$	Intervalo de deformação plástica	[%]
$\Delta\epsilon_e$	Intervalo de deformação elástica	[%]
E	Módulo de Elasticidade	[GPa]
RA	Redução de Área	[%]
L	Indutância	[H]
C	Capacitância	[F]
f_r	Frequência de Ressonância	[Hz]
δ	Profundidade de Penetração	[mm]
μ_r	Permeabilidade Relativa	
ρ	Resistividade	

SUMÁRIO

1. Introdução	18
2. Objetivos	19
2.1. Objetivo geral	19
2.2. Objetivos específicos	19
3. Revisão Bibliográfica	20
3.1. Fadiga	20
3.1.1. Fadiga de alto ciclo	22
3.1.2. Fadiga de baixo ciclo	24
3.1.3. Fadiga em temperatura	28
3.1.4. Resistência a fadiga ou vida em fadiga	31
3.1.5. Nucleação e propagação de trinca por fadiga	33
3.2. Equipamentos para ensaios de fadiga.	37
3.3. Aquecimento por indução	38
3.4. Aços ABNT 1045 e ABNT 4140	42
3.5. Ferros fundidos cinzentos	44
4. Materiais e métodos	46
4.1. Materiais	47
4.2. Métodos experimentais	48
4.2.1. Ensaios de tração e fadiga	48
4.2.1.1. Ensaios de tração	48
4.2.1.2. Ensaios de fadiga	49
4.2.2. <i>Preparação metalográfica</i>	50
4.2.3. <i>Ensaio de dureza</i>	50
4.2.4. <i>Microscopia eletrônica de varredura (MEV)</i>	51
5. Resultados e discussão	52
5.1. Adaptações dos sistemas para ensaios de tração e fadiga com temperatura.	52
5.1.1. <i>Sistema de fixação das amostras</i>	52
5.1.2. <i>Extensômetro</i>	53
5.1.3. <i>Forno de aquecimento indutivo</i>	53
5.1.4. <i>Medição da temperatura</i>	55
5.2. Ensaio mecânico nos aços ABNT 1045 e ABNT 4140	57
5.2.1. Ensaio de Tração	57
5.2.2. Ensaios de Fadiga	66
5.3. Ensaios em Ferros Fundidos	78
5.3.1. Ensaios de tração	78
5.3.2. Ensaios de Fadiga	81
6. Conclusão	89

7. Sugestões para trabalhos futuros	91
Referências:	92
ANEXO I	97
ANEXO II	105
APÊNDICE I	108
APÊNDICE II	111
APÊNDICE III	114
APÊNDICE IV	117

1. INTRODUÇÃO

A maioria dos projetos de componentes mecânicos referenciam as propriedades estáticas dos materiais. Entretanto, em aplicações modernas as peças são cada vez mais solicitadas dinamicamente podendo assim sofrer uma falha prematura e sem aviso prévio em tensões inferiores ao limite de resistência do material, por um fenômeno conhecido como fadiga. Com a maior exigência de resistência dos materiais, os estudos a respeito do comportamento dinâmico precisaram evoluir. Com o advento da eletrônica, muitos equipamentos foram desenvolvidos para o estudo das propriedades mecânicas dos materiais, incluindo a fadiga. As máquinas utilizadas em ensaios de tração e fadiga são geralmente servo-hidráulicas ou servo-mecânicas. Elas foram modernizadas recebendo sistemas de controle e sensores mais precisos, permitindo simular variadas condições e assim melhor prever o comportamento dos materiais. Embora a simulação numérica venha ganhando cada vez mais espaço nas pesquisas, os resultados de ensaios experimentais são ainda muito expressivos na literatura e permitem uma avaliação em condições próximas às solicitações encontradas em serviço.

A presente pesquisa consistiu no projeto e montagem de um sistema de aquecimento indutivo de baixo custo, com controle de temperatura e todos os acessórios necessários para execução de ensaios de tração e fadiga com temperatura, adaptados em uma máquina de ensaios disponível na UNIFEI campus Itabira. As adaptações no equipamento ampliaram a possibilidade de ensaios, tornando a máquina mais versátil, uma vez que só era utilizada para ensaios de tração e compressão sem temperatura. Um pequeno forno de aquecimento por indução foi anexado à máquina sem comprometer sua funcionalidade original. O equipamento possui um sistema *closed-loop* e programação livre, possibilitando sua aplicação para ensaios sob controle de deformação ou tensão em baixas frequências. Equipamentos comerciais para fadiga com temperatura possuem um valor muito elevado, e na instituição não havia uma máquina para ensaios com temperatura. Além do desenvolvimento dos sistemas no equipamento, foram realizados testes em diferentes ligas ferrosas de aço carbono e ferro fundido, a fim de comprovar o correto funcionamento do equipamento. Além disso, os resultados irão contribuir com pesquisas na área de fadiga, uma vez que pouca informação está disponível sobre ensaios de fadiga de baixo ciclo com temperatura para os aços ABNT 1045 e 4140, ligas amplamente utilizadas na indústria devido ao seu baixo custo. Nos ensaios utilizou-se diferentes taxas de deformação (0,2 a

1%), e temperatura (25°C e 250°C), e avaliou-se a influência dessas variáveis na resistência à fadiga nas ligas em estudo.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

O objetivo da pesquisa foi desenvolver e construir um sistema de aquecimento indutivo com controle de temperatura de baixo custo, para aplicação em uma máquina universal de tração com sistema *close-loop*, permitindo assim a realização de ensaios isotérmicos de tração e fadiga de baixo ciclo.

2.2. Objetivos específicos

- Implementar um sistema de controle de temperatura no módulo de aquecimento indutivo.
- Realizar testes de aquecimento em diferentes ligas metálicas.
- Avaliar a resistência à tração e à fadiga de baixo ciclo de ligas a base de ferro ABNT 1045, ABNT 4140 e ferro fundido cinzento FC250 e FC300.
- Comparar os resultados obtidos nos ensaios de tração e fadiga de baixo ciclo com os disponíveis na literatura.

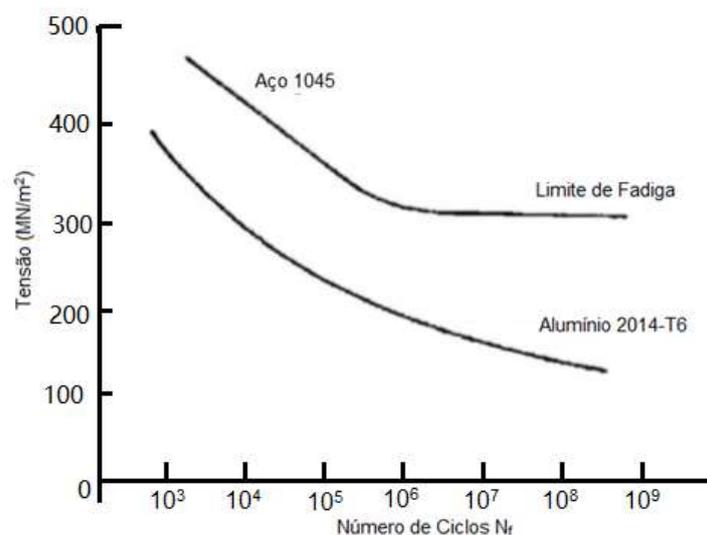
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Fadiga

Os componentes mecânicos são frequentemente solicitados em esforços de diversas naturezas, sendo os estáticos os mais comuns. Porém, são os esforços dinâmicos que levam os materiais a falharem por fadiga em níveis de carga muito inferiores aos necessários para causar uma fratura estática, sendo responsáveis por uma grande parcela das falhas ocorridas e tornando-se objeto de estudo de grande relevância.

A primeira investigação a respeito da fadiga se deu em 1871 por August Wohler que realizou ensaios de carregamento cíclico em eixos ferroviários em modelos de tamanho real e em corpos de prova. Ele obteve o número de ciclos para falha (N_f) em cada tensão (S), o que permitiu a confecção de uma curva conhecida como curva de Wohler ou curva S-N (NICHOLAS, 2006). A Figura 1 mostra curvas de fadiga para uma liga de ferro (aço ABNT 1045) e uma de alumínio (2014-T6). Para o aço, nota-se que o número de ciclos suportado pelo metal antes de falhar aumenta com a diminuição da tensão e apresenta uma tensão limite, conhecida como limite de fadiga, que abaixo dela a falha por fadiga não ocorre. As ligas de alumínio não apresentam essa tensão limite como nos aços, mantendo uma curva decrescente. No caso de ligas de alumínio os valores normalmente são determinados por convenção (VAN, 1999).

Figura 1: Curvas de fadiga (tensão x número de ciclos) para uma liga de aço (ABNT 1045) e alumínio (2014-T6).



Fonte: Adaptado de COURTNEY, 1990.

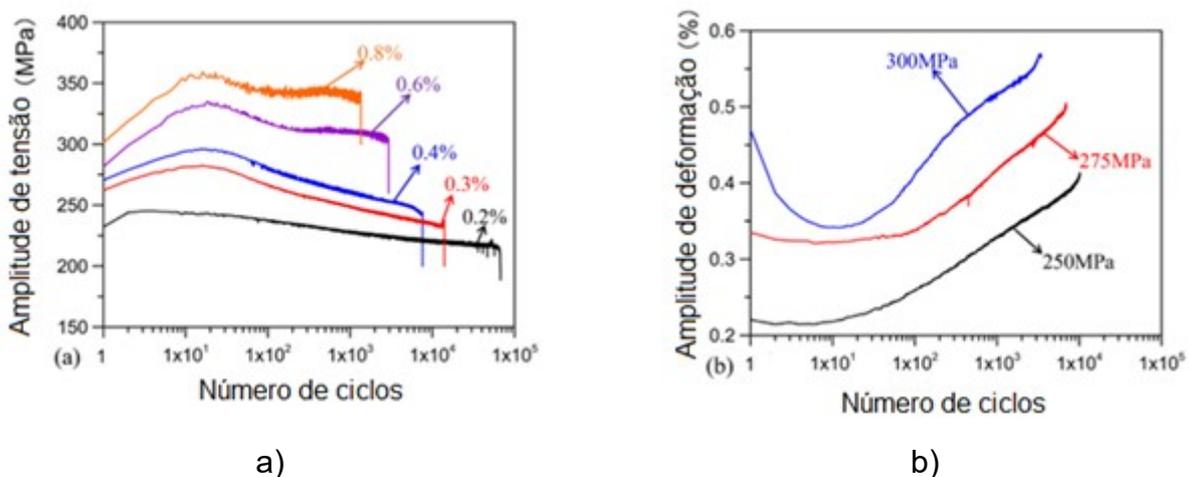
Experimentalmente a obtenção de uma curva S-N consiste em ensaiar um número elevado de corpos de prova em diferentes níveis de tensão, inicialmente com elevados

valores de tensão, onde o material resiste a um pequeno número de ciclos. A tensão é gradativamente reduzida até que as amostras não se rompem em um número específico de ciclos, geralmente 10^7 ciclos (DIETER, 1985).

Os ensaios de fadiga, geralmente são controlados pela tensão ou pela deformação. No primeiro caso, o material resiste a um número elevado de ciclos, sendo assim caracterizada como fadiga de alto ciclo. No segundo caso, o material falha em um número baixo de ciclos, sendo conhecida como fadiga de baixo ciclo. No presente trabalho utilizou-se a abordagem baseada na deformação. Neste método, gera-se uma curva ϵ -N (deformação-vida), obtida através do deslocamento axial cíclico de tração e compressão ao longo do tempo em corpos de prova, a fim de produzir um nível de deformação cíclica elevado.

Os ensaios realizados sob controle da deformação ou tensão, apresentam diferentes comportamentos para o mesmo material, como pode ser observado na Figura 2 para o aço inoxidável AISI 316LN. A Figura 2a mostra a amplitude de tensão em função do número de ciclos para corpos de prova ensaiados em diferentes deformações, de 0,2% a 0,8%. Observa-se que com o aumento da deformação a amplitude de tensão também aumenta e, após os ciclos iniciais há ocorrência de amolecimento cíclico para todas as amplitudes de deformação. Na Figura 2b onde realizou-se o controle da tensão, nota-se nos ciclos iniciais um endurecimento significativo para a tensão de 300 MPa e pequeno endurecimento cíclico para amplitudes de tensão de 250 e 275 MPa, identificado pelos baixos níveis de deformação. Nos ciclos posteriores, há um amolecimento gradual para todos os níveis de tensão. Em ambos os modos de controle não é notado estabilidade cíclica (YUAN *et al.*, 2016). Os conceitos de amplitude de tensão e de deformação serão abordados a seguir.

Figura 2: A) Evolução da amplitude de tensão e deformação em função do número de ciclos do ensaio: a) sob deformações cíclicas simétricas e b) sob tensões cíclicas simétricas.



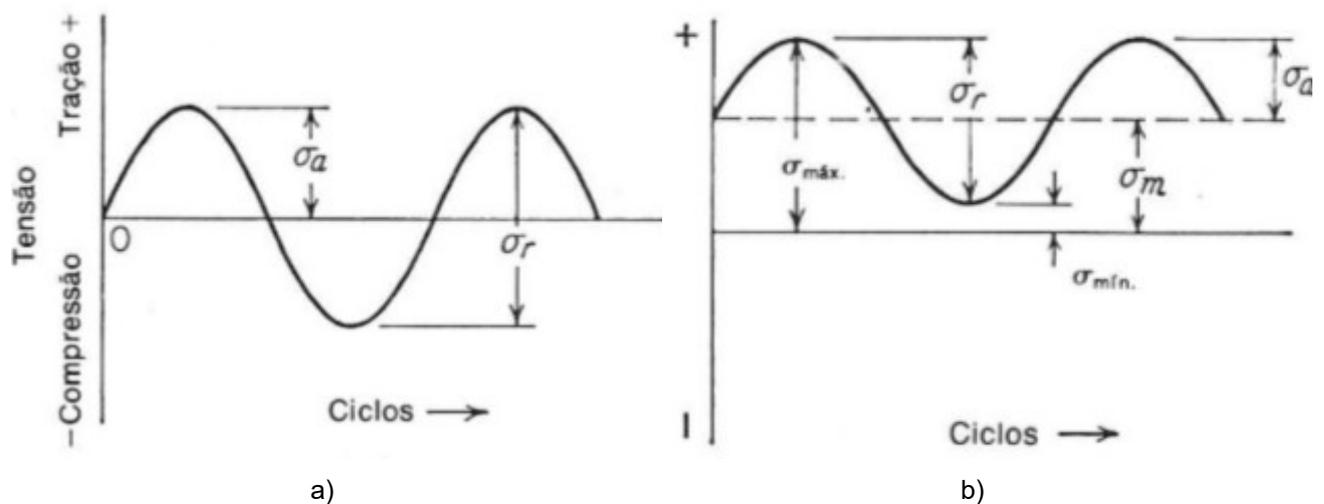
Fonte: Adaptado de YUAN *et al.*, 2016.

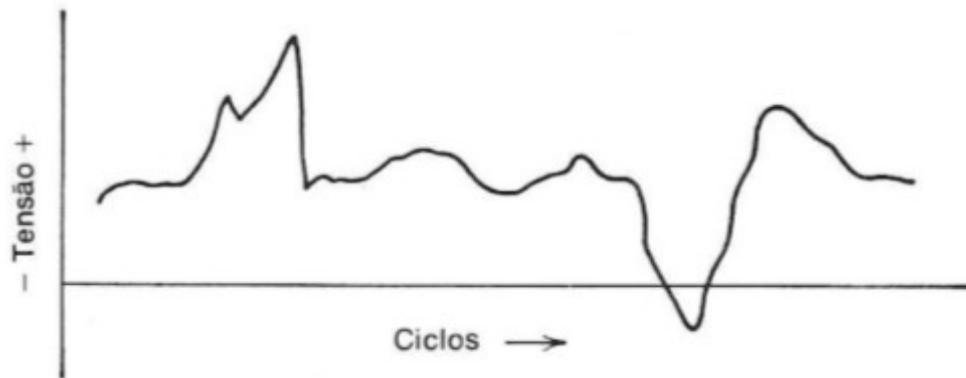
3.1.1. Fadiga de alto ciclo

A fadiga de alto ciclo é amplamente estudada pois, a maioria dos componentes mecânicos é solicitada no regime elástico. A solicitação mecânica sobre o material é inicialmente baixa e o número de ciclos para a ruptura é grande, excedendo 10^3 ciclos (COURTNEY, 1990). As deformações são elásticas, macroscópicas e o número de ciclos (N) está geralmente relacionado a essa deformação e ao nível de tensão. Os materiais que falham por este tipo de fadiga demandam um número elevado de ciclos para a nucleação de trincas e requerem um número muito maior de ciclos para que a propagação alcance o comprimento crítico. Por esta razão, a resistência à nucleação de trinca é uma das principais características que os materiais devem possuir nessas circunstâncias. Metais duros ou com tratamento para endurecimento superficial são adequados para resistirem a este tipo de fadiga, devido à maior resistência na camada superficial desses materiais, demandando um número elevado de ciclos para a ocorrência do primeiro estágio da falha por fadiga (nucleação da trinca) (FIGUEIREDO, 2006).

Uma vez que a fadiga de alto ciclo é controlada pela tensão, a forma mais comum de apresentação dos resultados é por meio das curvas, em escala logarítmica, de tensão em função do número de ciclos até a falha (S-N), conforme abordado no Item 3.1. A forma de aplicar a tensão no material, ou seja, submetê-lo ao carregamento cíclico pode ocorrer conforme mostrado na Figura 3.

Figura 3: Ciclos típicos de aplicação de carga na fadiga: a) tensão alternada, b) tensão flutuante e c) tensão aleatória.





c)

Fonte: DIETER, 1985.

Em carregamentos sob tensão alternada na forma senoidal, Figura 3a, os valores de tensão máxima (σ_{\max}) e mínima (σ_{\min}) são iguais, sendo uma situação idealizada, e normalmente obtida em máquinas de ensaio. No segundo caso, Figura 3b, sob tensão flutuante o material apresenta valores de tensão máxima e mínima diferentes. No exemplo, ambas no regime de tração, podendo ocorrer também com sinais opostos (tração/compressão) ou em regime de compressão. Já na aleatória, Figura 3c, o valor da tensão varia durante toda a sollicitação do material, e é mais próxima das condições reais nas quais muitos materiais são expostos. Porém, os ensaios e a análise dos resultados em tensão aleatória são mais complexos.

As variáveis apresentadas nos ciclos de tensão da Figura 3 são as seguintes:

- Intervalo de tensões, σ_r , é a diferença entre a tensão máxima e mínima (DIETER, 1985).

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (1)$$

- Amplitude de tensão, σ_a , é a metade do intervalo de tensões (LEE, 2005).

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad (2)$$

- Tensão média, σ_m , é a média entre as tensões máximas e mínimas (BANNANTINE, 1990).

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (3)$$

Os efeitos da tensão média são relevantes para vidas em fadiga mais longas. Tensões médias trativas levam a uma diminuição da vida em fadiga, uma vez que facilita a propagação de trinca. Um exemplo da importância da tensão média foi observado no trabalho de Yuan *et. al.* (2016) com o aço inoxidável ABNT 316L. O aço exibiu um endurecimento cíclico rápido seguido por um gradual amolecimento cíclico sob carga simétrica. Porém, com a tensão média sob ciclos de tração, o aço apresentou um rápido endurecimento cíclico seguido de um gradual endurecimento cíclico.

A razão de tensão ou de carga, R , é outra variável importante que caracteriza o grau de simetria do carregamento. Valores de $R=-1$ e $R=0$ são frequentemente usados para análise de fadiga. Valores de R negativos indicam carregamentos de tração-compressão e R positivo para tração-tração (PEREIRA, 2017).

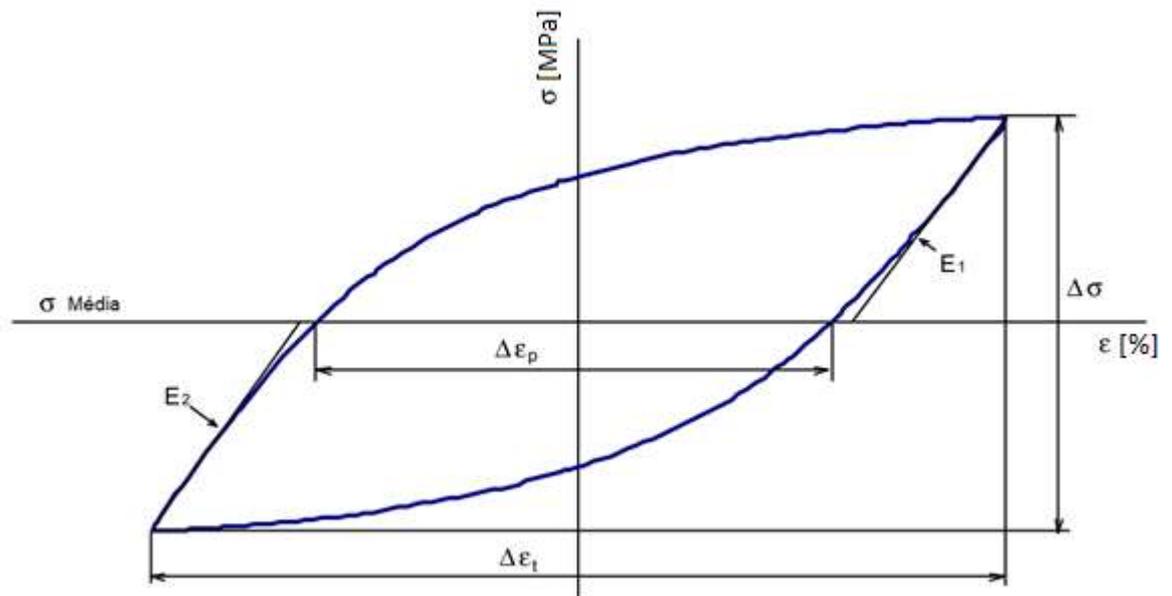
$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

3.1.2. Fadiga de baixo ciclo

Os componentes metálicos estão sujeitos à fadiga de baixo ciclo quando submetidos a esforços que causam deformação plástica, o que pode resultar em um número baixo de ciclos até a falha. Assim as deformações plásticas localizadas podem ocorrer mesmo em componentes submetidos a tensões somente elásticas. Tais deformações estão presentes em pontos concentradores de tensão como regiões soldadas e entalhes, além de defeitos do material como poros e inclusões não metálicas (JANUÁRIO; GOMES, 2011). A fadiga de baixo ciclo também pode ser de origem térmica em componentes mecânicos que encontram-se expostos à temperatura. A expansão térmica resulta em uma variação dimensional, a qual quando ocorre repetidas vezes, causa uma deformação cíclica em vez de tensão cíclica (DIETER, 1985). Assim, a previsão do número de ciclo de carga, com segurança aceitável é de grande importância no projeto de componentes.

Geralmente, os ensaios de fadiga de baixo ciclo são realizados sob controle de deformação. A Figura 4 mostra um ciclo de histerese ideal de tensão-deformação ideal resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo onde a deformação cíclica é mantida constante. As curvas de histerese permitem definir a vida em fadiga de baixo ciclo.

Figura 4: Ciclo de histerese de tensão-deformação ($\sigma \times \varepsilon$) resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo com deformação cíclica constante.

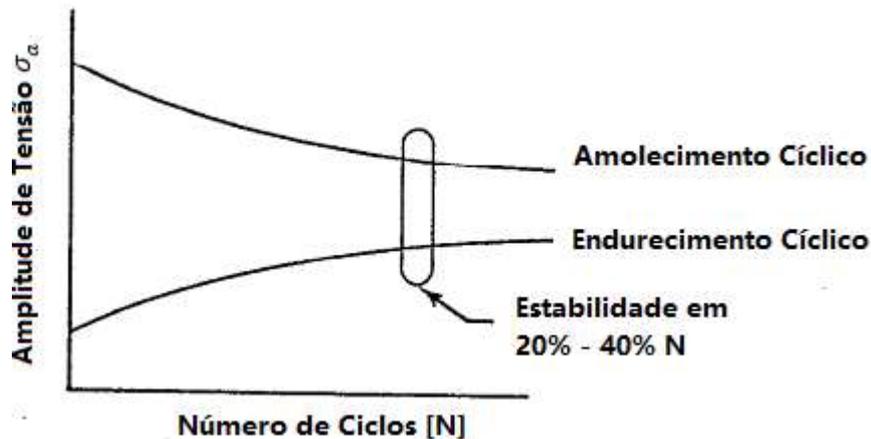


Fonte: Kandil, 2000.

Em um ensaio de fadiga de baixo ciclo, o ciclo de histerese é desenvolvido no carregamento e descarregamento. A largura do ciclo é chamada de intervalo total de deformação, $\Delta\varepsilon_t$, e o intervalo de tensão, $\Delta\sigma$, correspondente à altura do ciclo. O intervalo de deformação possui uma componente de deformação elástica, $\Delta\varepsilon_e$, e uma componente plástica, $\Delta\varepsilon_p$ (KANDIL, 2000).

Os materiais submetidos à deformação constante não apresentam amplitude de tensão constante. A tensão pode aumentar ou diminuir até atingir um ponto estável em um processo conhecido como amolecimento ou endurecimento cíclico que depende do estado inicial do material (EGNER; PIOTROWSKI, 2019). Por exemplo, materiais metálicos trabalhados a frio normalmente exibem amolecimento, enquanto materiais recozidos apresentam endurecimento (MITCHEL, 1978). Uma avaliação destes efeitos em um aço ABNT4140 temperado foi realizada por Thielen *et al.*, (1976) onde, na condição como recebido apresentou endurecimento cíclico atribuído ao envelhecimento dinâmico causado pela deformação. Enquanto amostras encruadas a 200°C revelaram amolecimento cíclico provocado pelo rearranjo e diminuição da densidade de discordâncias durante os ciclos. A Figura 5 mostra de forma esquemática, o comportamento de amolecimento e endurecimento cíclico, e o ponto estacionário onde a variação da tensão não é mais significativa. Nessa figura, nota-se que a estabilidade da tensão ocorre entre 20 e 40% do número total de ciclos. Após a saturação cíclica, a diminuição da amplitude de tensão é causada principalmente por danos por fadiga (YANG, 2005).

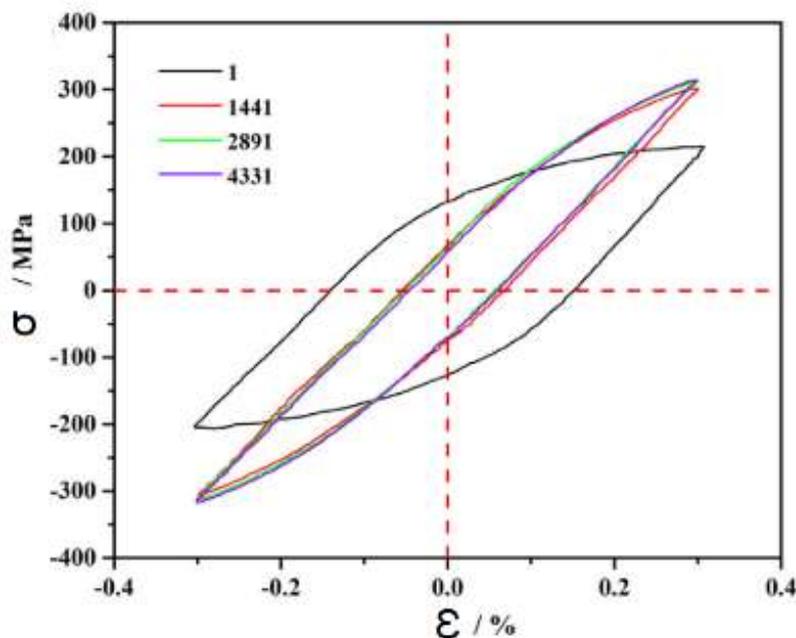
Figura 5: Representação do comportamento de um material em um ensaio sob controle de deformação mostrando endurecimento e amolecimento cíclico.



Fonte: Adaptado de MITCHELL, 1978.

O comportamento de endurecimento ou amolecimento pode ser facilmente notado nos ciclos de histerese obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo. Na Figura 6, são mostrados ciclos de histerese para uma amplitude de deformação de 0,3%, para uma liga 41Fe 25,5Ni 23,3Cr que apresentou o endurecimento. Vale destacar, que na figura são mostradas as curvas de histerese para um número de ciclos específico, sendo 1, 1441, 2891 e 4331 ciclos. No primeiro ciclo, a tensão atingiu um valor máximo, próximo a 200 MPa, chegando a 300 MPa em ciclos maiores (LI, *et al.*, 2019).

Figura 6: Ciclo de histerese de uma liga 41Fe 25,5Ni 23,3Cr, para diversos números de ciclos com amplitude de deformação de 0,3%.

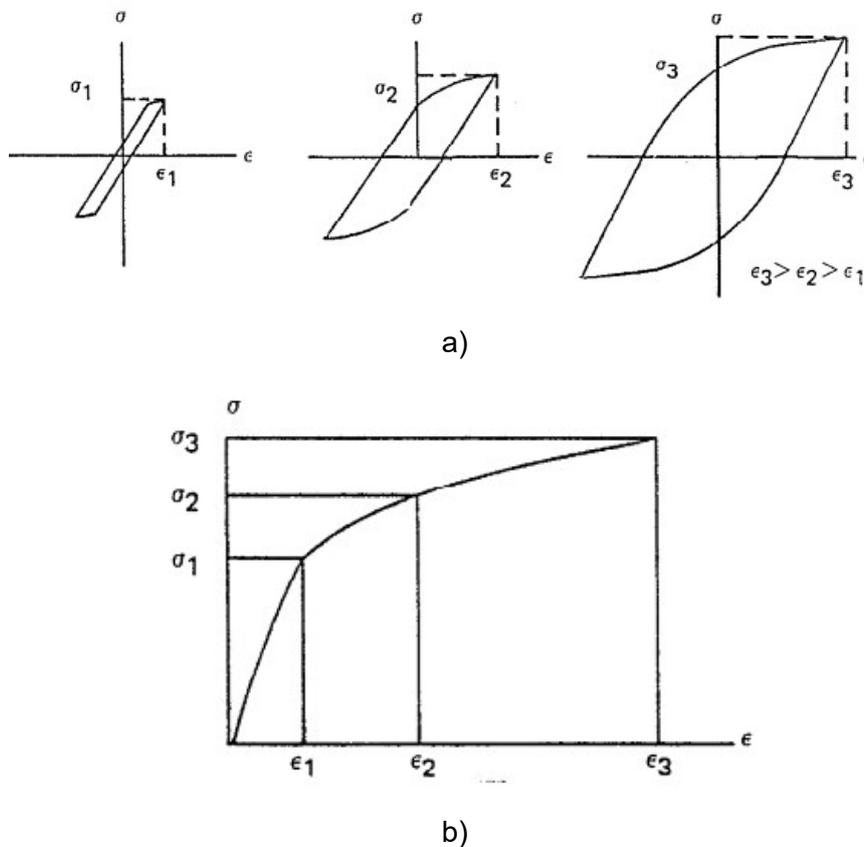


Fonte: LI *et al.*, 2019.

O endurecimento ou o amolecimento do material, além de dependerem do estado inicial do mesmo, também dependem da temperatura e da velocidade de aplicação da carga. De maneira geral, com o aumento da temperatura, a intensidade de amolecimento ou endurecimento é superior. Em alguns casos também o material pode se comportar de maneira estável (OLIVEIRA, 2006).

Ensaio realizados em diversos percentuais de deformação possibilitam a obtenção de dados para a construção de curvas de máximo de tensão-deformação cíclica. Na Figura 7a encontram-se laços de histerese com deformações máximas ϵ_1 , ϵ_2 , e ϵ_3 , ($\epsilon_3 > \epsilon_2 > \epsilon_1$), com tensões correspondentes máximas σ_1 , σ_2 , σ_3 , respectivamente. Ao conectarem as pontas dos picos de tensão máxima nos laços de histerese correspondentes nos eixos X e Y, e, plotando os valores em um único gráfico, obtém-se uma curva tensão-deformação cíclica conforme Figura 7b. Com o gráfico é possível realizar a comparação de curvas de propriedades monotônicas e dinâmicas verificando o comportamento do material nas duas condições.

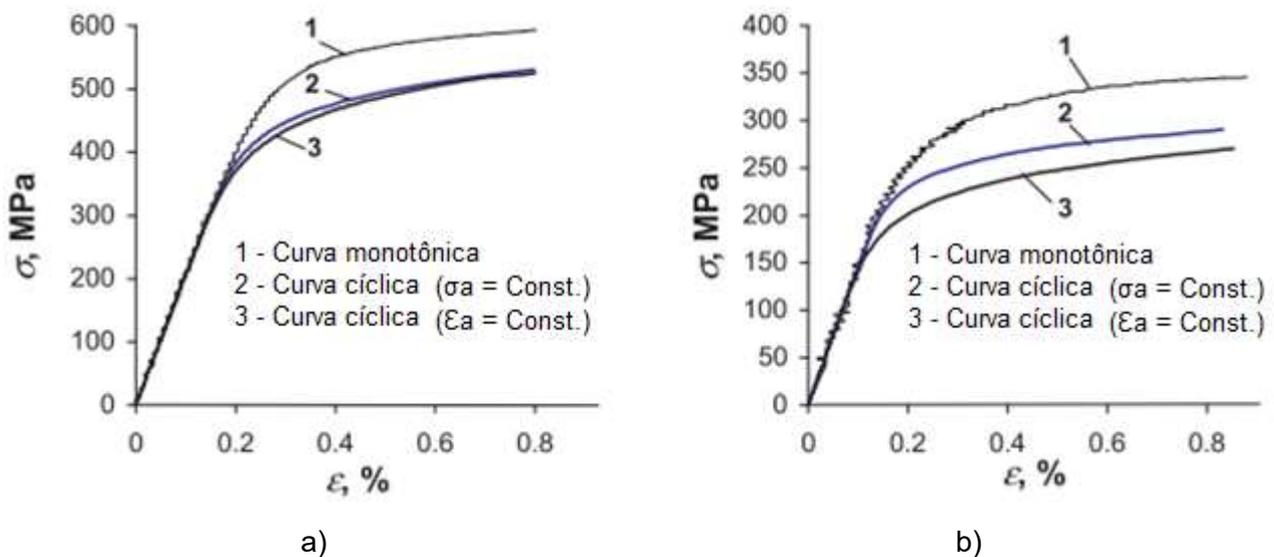
Figura 7: Construção de uma curva de tensão-deformação cíclica: a) ciclos de histerese para diferentes deformações e b) curva obtida com os dados de a)



Fonte: MITCHEL, 1978.

As Figuras 8a e 8b mostram uma curva tensão-deformação monotônica e duas curvas cíclicas, uma com a deformação e outra com a tensão constante do aço P91 nas temperaturas de 20 e 600°C, respectivamente. Os resultados das curvas cíclicas demonstraram que a tensão necessária para produzir uma deformação cíclica diminui quando comparada à curva tensão-deformação monotônica (EGNER; PIOTROWSKI, 2019). Na Figura 8b, as curvas foram obtidas em 600°C e observa-se que a temperatura contribui para uma redução dos valores das tensões.

Figura 8: Curvas de tensão deformação monotônica e cíclicas nas temperaturas de: a) $T=20^{\circ}\text{C}$ e b) $T=600^{\circ}\text{C}$



Fonte: Adaptado de EGNER; PIOTROWSKI, 2019.

3.1.3 Fadiga em temperatura

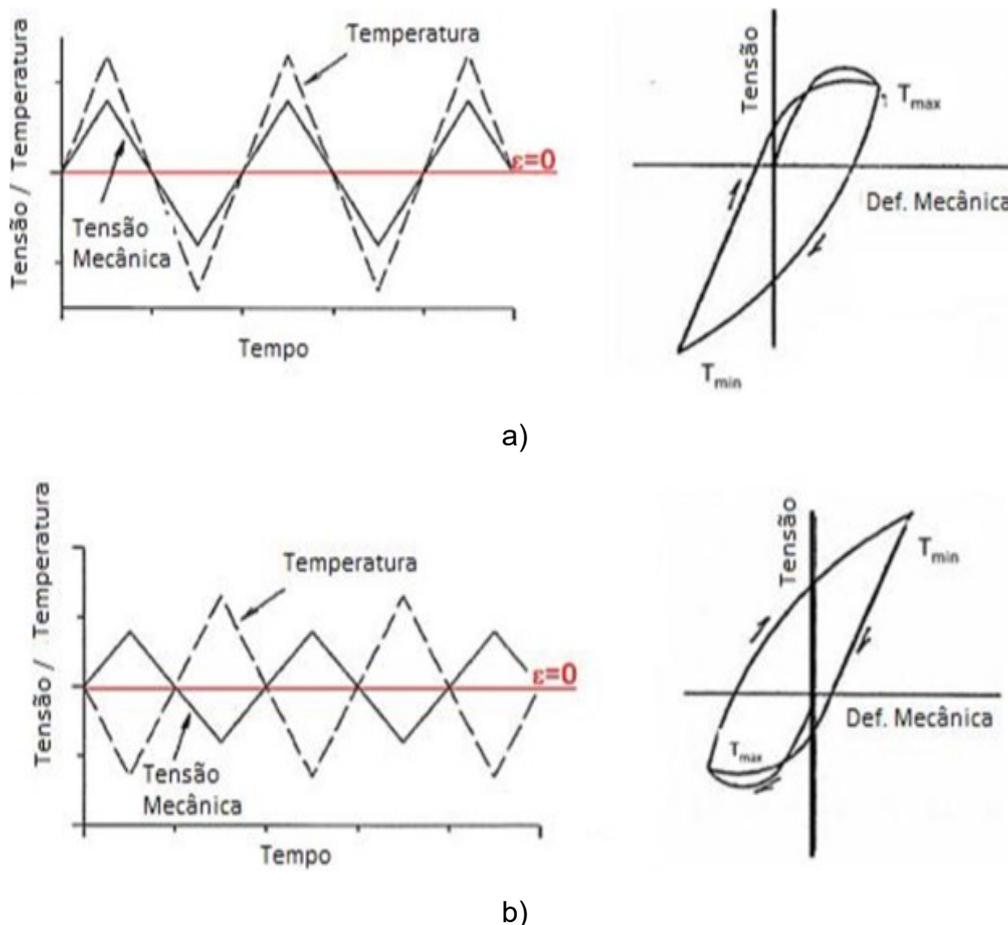
Uma grande variedade de elementos de máquinas e componentes industriais estão submetidos a esforços cíclicos associados a temperaturas elevadas. Para simular as situações em serviço, ensaios de fadiga com temperatura foram desenvolvidos, e eles podem ser isotérmicos ou anisotérmicos.

A fadiga isotérmica é avaliada à temperatura constante. Ensaios isotérmicos de fadiga de baixo ciclo são realizados a temperatura constante com ciclos de esforços mecânicos de tração e/ou compressão com controle da deformação (MANNAN; VALSAN, 2006). A resistência à fadiga de um material pode ser afetada pela temperatura como mostram os ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo realizados no aço ABNT1045 em temperatura ambiente e em 375°C. Nesses ensaios, o aumento da temperatura promoveu uma diminuição na resistência à fadiga do aço (WEISSE *et. al.*, 1993). Em temperaturas

moderadas como a utilizada por Oliveira (2006), na avaliação da resistência à fadiga de baixo ciclo do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N, em temperatura de 300°C, os fenômenos ativados termicamente foram pouco relevantes, atribuindo assim, a redução da vida em fadiga à influência da temperatura na resistência à tração.

Nos ensaios anisotérmicos, a temperatura é variável, podendo também ser combinada à variação de esforços mecânicos, sendo assim classificada como fadiga termomecânica. A variação dos esforços mecânicos e da temperatura podem ser em fase e fora de fase. No ensaio em fase, o pico de esforços de natureza mecânica ocorre junto ao de origem térmica (Figura 9a), já no fora de fase a tensão máxima ocorre quando a temperatura está no menor valor (Figura 9b) (FERREIRA, 2017). Os ensaios de fadiga termomecânica apresentam um nível de complexidade superior e demandam equipamentos mais modernos do que os ensaios isotérmicos. Por isso, ensaios isotérmicos são realizados com mais frequência.

Figura 9: Fadiga termomecânica: (a) em fase e (b) fora de fase.

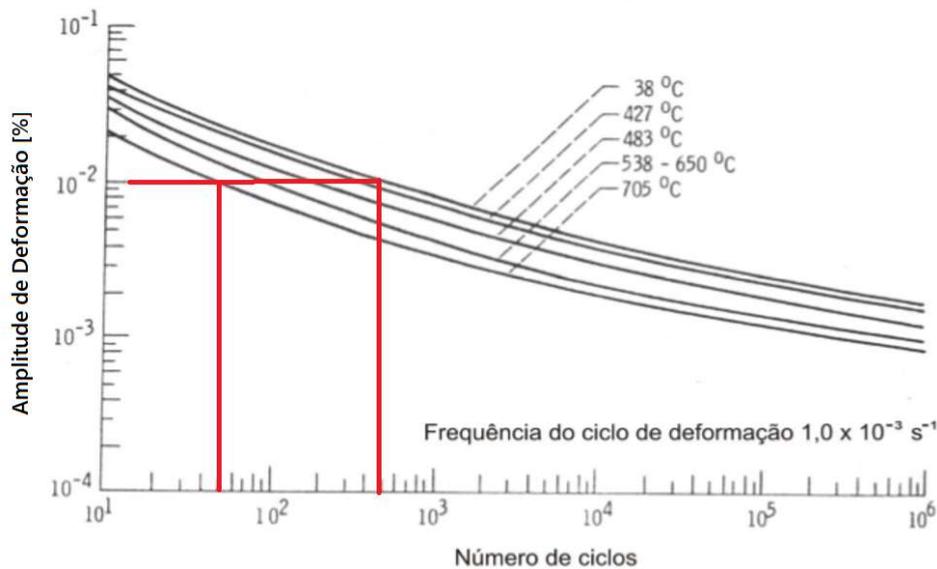


Fonte: FERREIRA, 2017.

Em condições de fadiga isotérmica e termomecânica, a variação da resistência é influenciada por fatores como: amplitude e taxa de deformação, tempo de exposição na

temperatura e magnitude da temperatura. A Figura 10, mostra a influência da temperatura e da amplitude de deformação ($10^{-2}\%$), em destaque na figura, no número de ciclos para um aço inoxidável 316. Percebe-se, que com o aumento da temperatura, o número de ciclos reduz. Para uma mesma amplitude de deformação, ensaios realizados a 38°C apresentam um número de ciclos de vida maior que o ensaio à 705°C (MALUF, 2007).

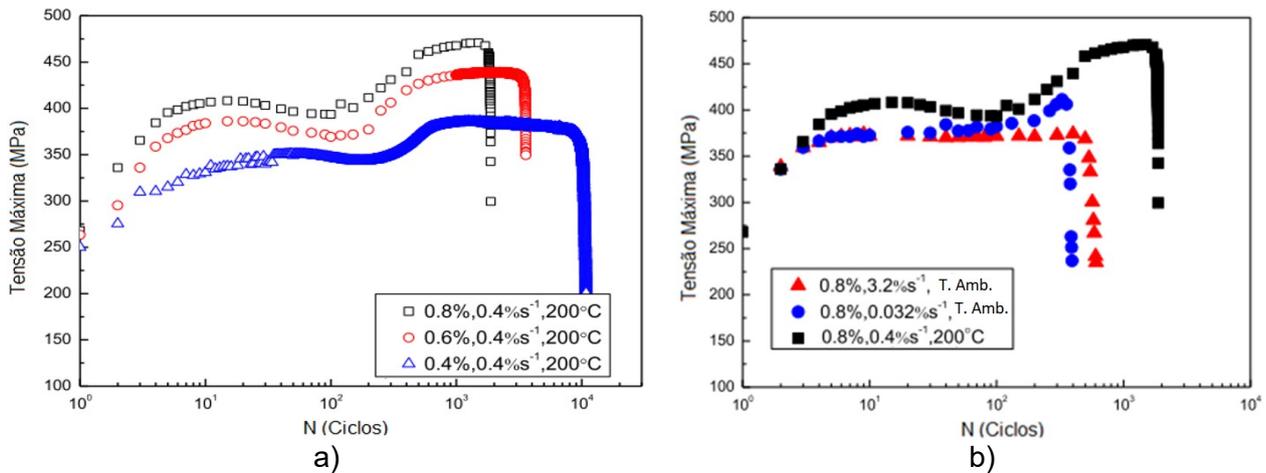
Figura 10: Curvas de amplitude de deformação em função do número de ciclos para o aço Inoxidável 316 em diferentes temperaturas.



Fonte: MALUF, 2007.

Outro exemplo do efeito da temperatura combinada agora com a amplitude e a taxa de deformação para a vida em fadiga de materiais pode ser observado na Figura 11. Sob solicitação de fadiga isotérmica em temperatura de 200°C , a tensão máxima para uma liga de aço A48 elevou-se com o aumento da amplitude de deformação de 0,4, 0,6 e 0,8%, Figura 11a. Os valores de tensão máxima foram estabelecidos para ciclos específicos e estes mostram que independentemente da amplitude de deformação, o material apresentou um endurecimento cíclico inicial, amolecimento nos ciclos intermediários e posterior endurecimento. Na Figura 11b, observa-se que a resposta da tensão é dependente da temperatura e da taxa de deformação. O ensaio realizado na temperatura de 200°C apresentou o maior nível de tensão. Em taxa de deformação mais alta ($3,2\% \text{ s}^{-1}$) em temperatura ambiente não ocorre endurecimento cíclico como em $0,0032\% \text{ s}^{-1}$ (YONG et al, 2016).

Figura 11: Evolução dos picos de tensão em ensaio de fadiga de baixo ciclo: a) em amplitudes de deformação de 0,4%, 0,6% e 0,8%, e temperatura de 200°C e b) em diferentes taxas de deformação à temperatura ambiente e à 200°C.



Fonte: YONG et al., 2016.

3.1.4. Resistência a fadiga ou vida em fadiga

A vida em fadiga é tradicionalmente representada pela curva S-N e a resistência à fadiga refere-se, à capacidade do material resistir a um esforço cíclico, conforme abordado anteriormente. No entanto, a presença de uma deformação plástica mensurável, como ocorre na fadiga de baixo ciclo, faz com que os materiais respondam de forma diferente a uma deformação cíclica ou a uma tensão cíclica. Dessa forma, é conveniente tratar separadamente as componentes elásticas e plásticas da deformação (MEYERS, 2009). A componente elástica pode ser facilmente descrita por meio da relação da amplitude de tensão, σ_a , e o número de reversos $2N_f$ (duas vezes o número de ciclos para a falha). Isto é chamado de relação de Basquin que é expresso por:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (5)$$

onde σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga que é igual à tensão no intercepto a $2N_f = 1$. N_f é o número de ciclos para a falha e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin. Para os metais o valor varia de -0,04 a -0,15 (LEE, 2005).

Uma vez que uma componente de deformação é elástica, a amplitude de tensão pode ser relacionada com a amplitude de deformação elástica, $\Delta\varepsilon_e$, e o módulo de elasticidade, E, por:

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e E}{2} \quad (6)$$

Assim:

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \left(\frac{\sigma'_f}{E}\right)(2N_f)^b \quad (7)$$

Com relação à componente de deformação plástica, esta é descrita pela relação de Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (8)$$

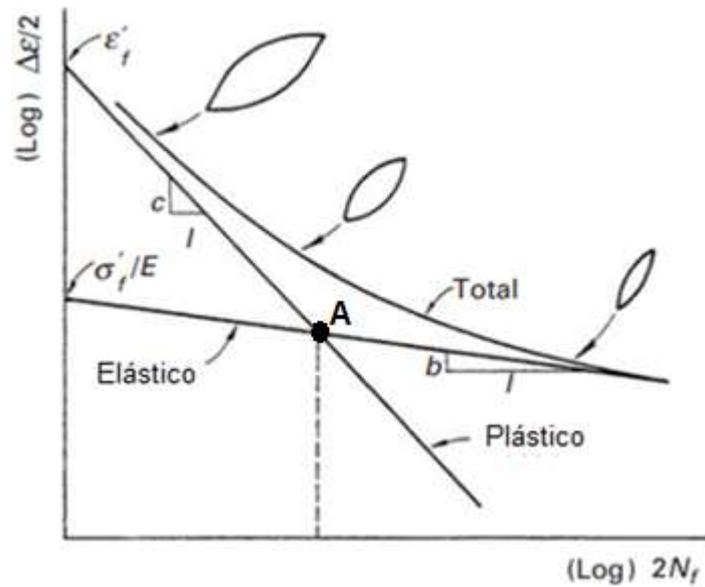
Sendo $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ é a amplitude de deformação plástica, ε'_f é o coeficiente de ductilidade em fadiga que é igual à tensão no intercepto a $2N_f = 1$ e C é o expoente de ductilidade em fadiga. Em uma plotagem log - log, da deformação em função do número de reversos, a relação fornece uma linha reta de inclinação C . Valores menores desta variável resulta em maior vida em fadiga.

Somando-se as componentes elásticas da equação de Basquim e plástica de Coffin-Manson obtêm-se uma equação base para o estudo da fadiga controlada por deformação, Equação 9. Nesta equação $\Delta\varepsilon_t$ corresponde à deformação total.

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\varepsilon_e}{2} + \frac{\varepsilon_p}{2} = \left(\frac{\sigma'_f}{E}\right)(2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (9)$$

A Equação 9, pode ser explicada graficamente por meio da Figura 12, onde as componentes de deformação elástica, plástica e total foram plotadas em escala logarítmica. O ponto **A** é considerado como de transição entre baixo e alto ciclo onde, as amplitudes de deformação elástica e plástica são iguais $\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$. Em número de reversos inferiores a ele o processo é considerado fadiga de baixo ciclo, em que a deformação plástica e o comportamento da fadiga são controlados pela ductilidade do material. Para número de reversos superior a $2N_f$, o processo é considerado como fadiga de alto ciclo. A deformação elástica é maior que a plástica e nessas condições a fadiga do material é controlada pela resistência à tração. Valores de 10^4 a 10^5 ciclos são considerados como transição entre a fadiga de baixo e alto ciclo (FALCÃO, 2002).

Figura 12: Curvas esquemáticas do logaritmo da amplitude de deformação elástica, plástica e total em função do logaritmo do número de reversos.



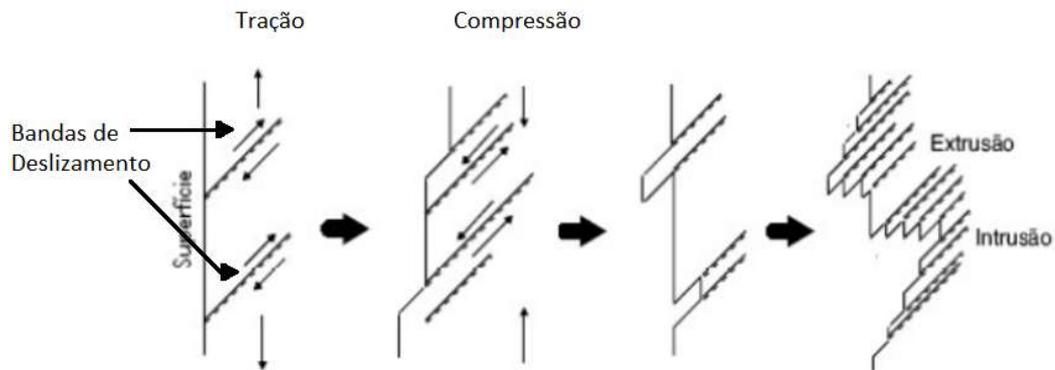
Fonte: MEYERS, 2009.

3.1.5. Nucleação e propagação de trinca por fadiga

Regiões não homogêneas do material, defeitos e inclusões são considerados pontos de concentração de tensão onde normalmente ocorre a nucleação de trincas. Porém, para materiais submetidos à fadiga, a nucleação também pode ocorrer na superfície livre do material. Uma das teorias utilizadas para explicar os mecanismos de danos por fadiga afirma que sob tensão cíclica, bandas de deslizamento são criadas pela movimentação das discordâncias nos planos de escorregamento. O empilhamento das discordâncias produz os concentradores de tensões sendo extrusões e intrusões, que por sua vez formam pontos para nucleação de trincas por fadiga. Figura 13, (MARTINS, 2012).

Sob tensões e deformações de pequena amplitude, até 90% da vida em fadiga é gasta na nucleação de uma trinca por fadiga, já em altos níveis esse valor corresponde à fase de propagação (FALCÃO, 2002).

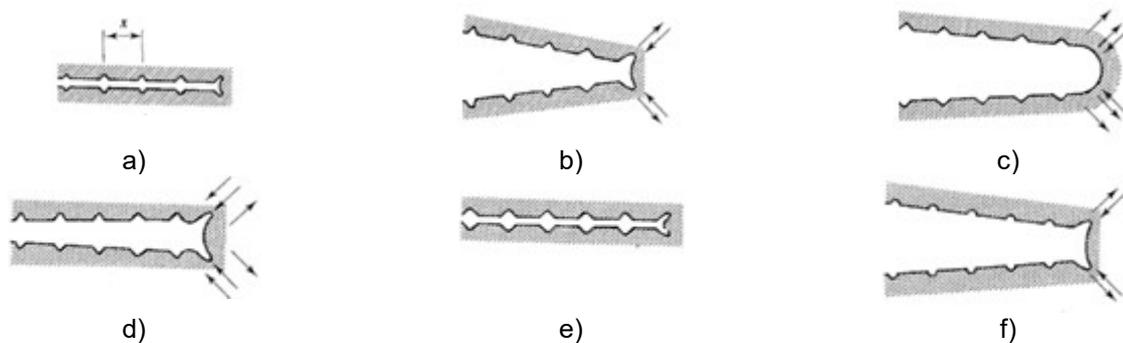
Figura 13: Mecanismo de formação das extrusões e inclusões na banda de deslizamento.



Fonte: Adaptado de MEYERS, 2009.

Em uma representação esquemática mostrada na Figura 14, é possível descrever o processo de propagação da trinca que se inicia ao longo da banda de deslizamento em um plano perpendicular à tensão normal até encontrar um contorno de grão. Inicialmente, a trinca apresenta uma ponta aguda em (14a), onde “x” representa o espaçamento entre as estrias. Elas são uma representação sucessiva do avanço da trinca no plano normal à tensão de tração. Com o carregamento em tração, um entalhe duplo na parte inicial da trinca concentra o deslizamento nos planos que fazem um ângulo de 45° com o plano da trinca (14b). Em (14c) a trinca se propaga até a extensão máxima. Ao alternar a carga para compressão (14d), ocorre a inversão das direções de deslizamento e na sequência (14e) as faces da trinca são compactadas. Em (14f) o estágio de propagação é reiniciado onde um valor inferior de tensão trativa é necessário para a propagação. A propagação de trincas geralmente a baixas temperaturas causam fraturas do tipo transgranular. Porém em elevadas temperaturas ocorrem propagação nos contornos de grão (intergranular) (OLIVEIRA, 2006).

Figura 14: Propagação de trinca de fadiga. a) Carga zero, b) Pequena carga de tração, c) Carga máxima de tração, d) Pequena carga de compressão, e) Carga máxima de compressão, f) Pequena carga de tração.

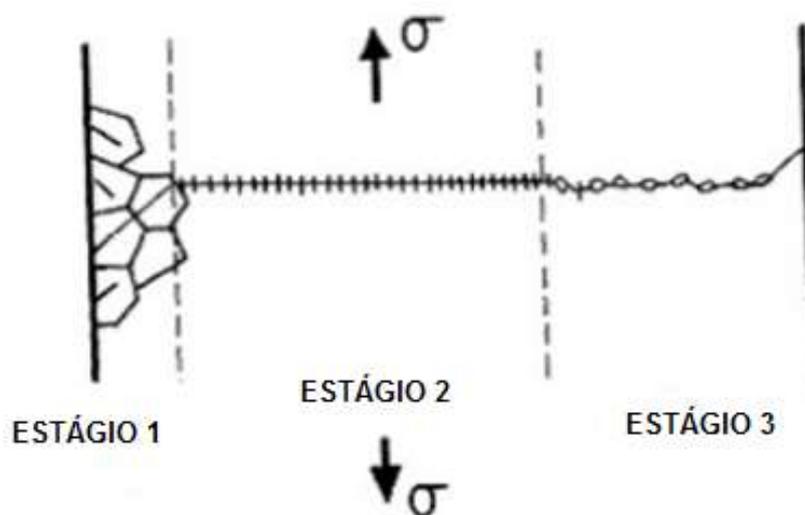


Fonte: COURTNEY, 1990.

A propagação da trinca é seguida pelo colapso da estrutura, o qual ocorre quando a trinca atinge um tamanho crítico e o material não suporta mais a tensão aplicada (MARTINS, 2012).

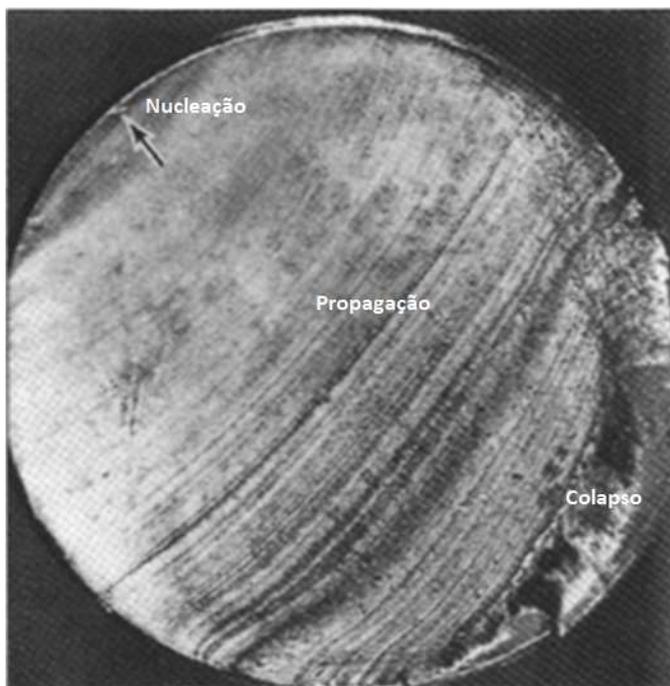
Nas Figuras 15 e 16, são mostrados os estágios de uma fratura por fadiga. Na primeira de maneira esquemática e na segunda uma macrografia de um eixo fraturado por fadiga sendo possível ver os estágios da propagação descritos anteriormente. A seta na Figura 16 indica o ponto em que ocorreu a nucleação da trinca. Sob aplicação de uma carga cíclica, a trinca propaga devagar exibindo uma região de aspecto brilhante ocasionada pelo atrito entre as partes. Seguindo, há uma região onde a trinca continua a propagar, de maneira mais rápida exibindo as chamadas “marcas de praia”, que diferente das estrias podem ser vistas sem auxílio de um microscópio. Por fim, está presente uma região de aspecto irregular onde ocorreu a ruptura final, colapso. Nesta o material não possuía mais secção transversal suficiente para suportar as solicitações, exibindo uma fratura frágil (COURTNEY, 1990).

Figura 15: Representação esquemática da nucleação, propagação e colapso, estágios 1, 2 e 3, respectivamente, de uma trinca por fadiga, com tensão de tração atuando.



Fonte: Adaptado de MEYERS, 2009.

Figura 16: Aspectos macroscópicos de uma ruptura por fadiga, em um eixo, com destaque para as regiões de nucleação, propagação e colapso.



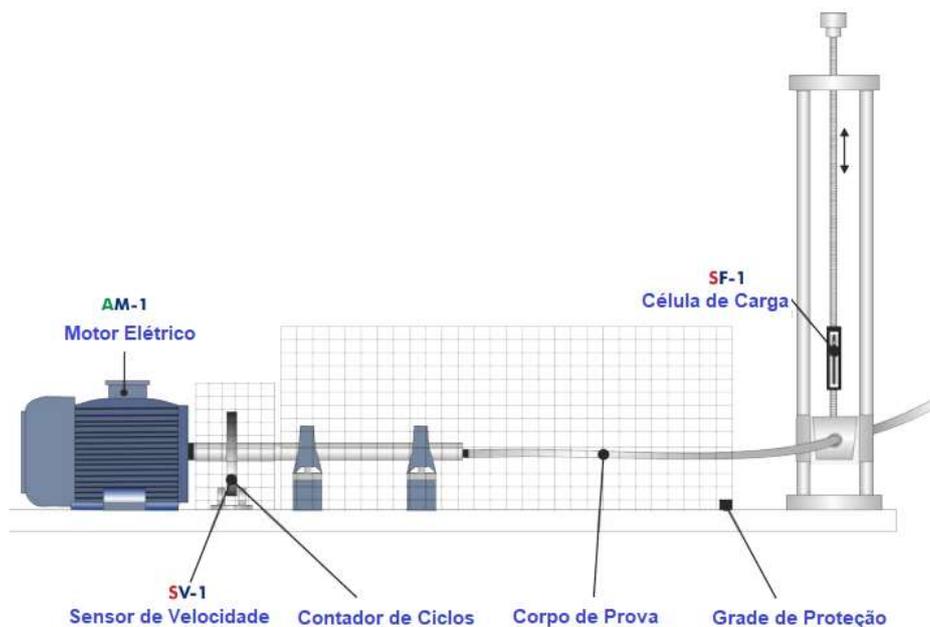
Fonte: COURTNEY, 1990.

3.2. Equipamentos para ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga mais comuns são os de flexão rotativa e os de tração compressão. As máquinas de flexão rotativa foram as primeiras desenvolvidas, sendo utilizadas por Wohler para obter dados de resistência à fadiga de materiais (STANZL-TSCHEGG, 2014). Neste tipo de ensaio, o corpo de prova é submetido a um momento fletor na sua região central, e como está em rotação sofre compressão máxima em sua parte superior e tração máxima na inferior (PADILHA, 2004).

Um modelo atual deste equipamento é mostrado na Figura 17. Uma das extremidades do corpo de prova é fixada no eixo de um motor elétrico e a outra se encontra anexa a um mancal equipado com célula de carga eletrônica, onde pode-se alterar a carga aplicada. Durante o ensaio, os ciclos são contados em função do número de rotações do motor. Quando o corpo de prova rompe, o ensaio é interrompido. As informações de carga e número de ciclos são registrados em um computador que é conectado à máquina.

Figura 17: Representação esquemática de uma máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.

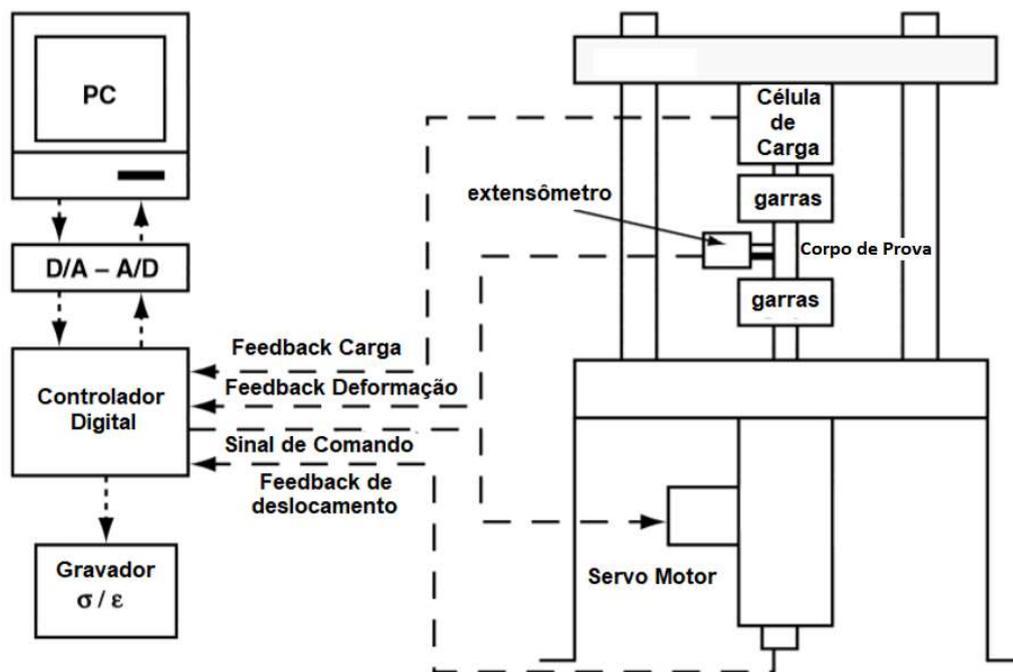


Fonte: Adaptado de Edibon, 2018.

O equipamento para ensaio de fadiga do tipo tração/compressão é mostrado no esquema da Figura 18. O corpo de prova é fixado pelas garras na parte central da máquina, onde é anexado o extensômetro na região de comprimento útil para medir a deformação. Em uma das garras, uma célula de carga registra a força aplicada sobre o corpo de prova em ensaio. Neste tipo de equipamento os ensaios podem ser controlados pela deformação ou pela tensão. Assim, o extensômetro e a célula de carga retornam um sinal para o controlador

digital, que atua no deslocamento da mesa da máquina para cima ou para baixo, de acordo com os parâmetros do ensaio. O deslocamento é realizado por meio do servo motor, no caso das máquinas servo mecânicas ou servo válvula para máquinas servo-hidráulicas. Os sinais são convertidos pelos controles D/A (digital/analógico) e A/D (analógico/ digital). D/A converte os sinais dos parâmetros configurados no software para os atuadores da máquina e o A/D, os sinais do extensômetro, célula de carga e deslocamento da mesa para o computador.

Figura 18: Modelo esquemático de uma máquina de fadiga do tipo tração/compressão.



Fonte: Adaptado de LEE, 2005.

Alguns ensaios de fadiga que utilizam este modelo de equipamento são realizados com temperatura. Nestes casos, os fornos para aquecimento são montados na secção onde o corpo de prova é fixado. Os fornos de aquecimento indutivo são mais utilizados por serem compactos e conseguirem atingir altas temperaturas em pouco tempo além de permitirem um aquecimento localizado na região de comprimento útil do corpo de prova.

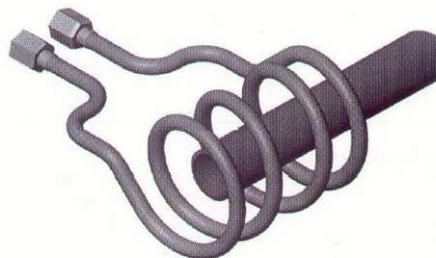
3.3. Aquecimento por indução

O princípio de funcionamento de aquecedores indutivos baseia-se na indução eletromagnética. Neste caso, há uma força eletromotriz induzida em um condutor elétrico submetido a um fluxo magnético variável. A força motriz é proporcional à variação do fluxo magnético, onde uma grande variação nesse fluxo ocorre quando o tempo é pequeno, ou

seja, em frequências elevadas (ZINN; SEMIATIN, 1988). Nos aquecedores indutivos atuais uma corrente elétrica de alta frequência flui através de uma bobina, causando um campo elétrico de alta frequência na peça imersa na bobina (HAEMA; PHUDUNGTHIN, 2019). Com isso as correntes parasitas induzidas, conhecidas como correntes de Foucault, surgem devido à resistência da peça onde, parte da energia é transformada em perdas de correntes que resultam em efeito Joule, causando grande elevação na temperatura (HÖMBERG et al, 2015). Este fenômeno é indesejado em máquinas elétricas como motores e transformadores pois pode causar perda de eficiência, mas é altamente aproveitado em sistemas de aquecimento por indução. O aquecimento por indução é amplamente aplicado na indústria, destacando-se a metalúrgica na fusão ou aquecimento de placas finas em plantas de fundição contínua, devido à boa eficiência de aquecimento e alta taxa de produção (LEE et al., 2017). Também é utilizado em processos de tratamento térmico como têmpera, revenimento, alívio de tensões e soldagem de tubos (HOGAN, 2014).

A Figura 19 mostra um sistema convencional de aquecimento indutivo que consiste em uma peça cilíndrica envolvida por uma bobina de indução de várias espiras. De maneira geral, os equipamentos de aquecimento indutivo possuem um circuito eletrônico, do tipo RLC (resistivo, indutivo, capacitivo) composto por uma fonte de corrente alternada, capacitores, indutores, chaves eletrônicas e bobina de trabalho (ZINN; SEMIATIN, 1988).

Figura 19: Sistema de aquecimento por indução com peça cilíndrica e bobina.

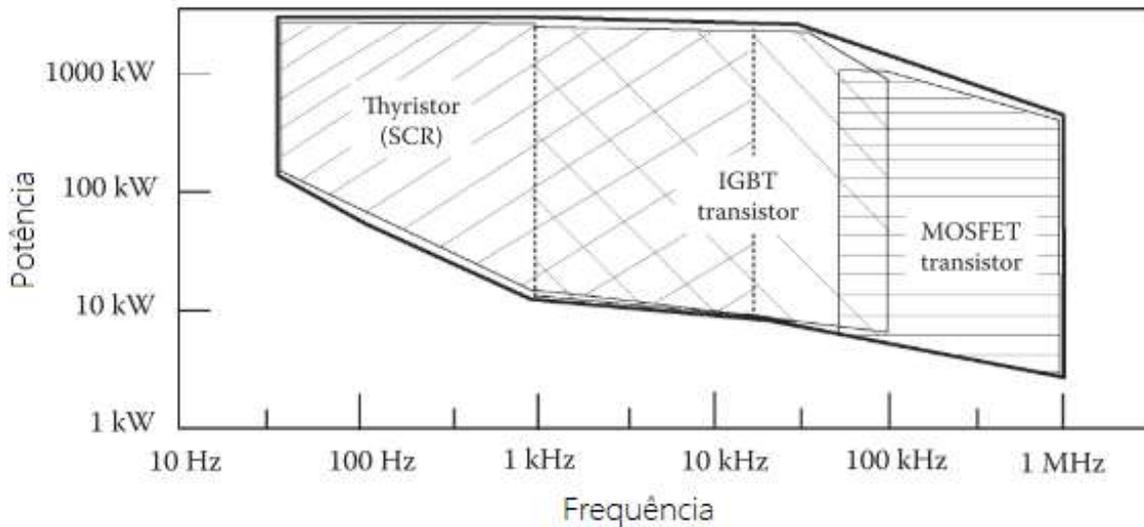


Fonte: RUDNEV, 2003.

A evolução dos semicondutores como SCR's (do inglês: *silicon controlled rectifier*), IGBT's (do inglês: *Insulate gate bipolar transistor*), diodos e transistores, permitiu a geração de corrente alternada em frequências adequadas ao aquecimento indutivo. Com o desenvolvimento desses semicondutores, foi possível projetar geradores estáticos de alta frequência que transformam a energia elétrica da rede com tensão e frequência fixa em potência controlada de alta frequência (LOVELEES et al., 2003)

A Figura 20 mostra os componentes eletrônicos recomendados para determinadas potências e frequências em circuitos de aquecimento indutivo, sendo os tyristores SCR, IGBT, e MOSFET (do inglês: *Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor*).

Figura 20: Potência e frequência de semicondutores usados em circuitos para aquecimento indutivo.



Fonte: LOVELEES et al, 2003.

A frequência selecionada para a aplicação do aquecimento indutivo é muito importante por ser um fator primário para o controle da profundidade de aquecimento do material. O valor da profundidade de penetração (δ) depende da resistividade do material (ρ), da permeabilidade relativa (μ_r) e da frequência da corrente de aquecimento (f) (ZINN; SEMIATIN, 1988). Em aplicações práticas, a profundidade da penetração poderá ser calculada pela expressão:

$$\delta = 500 \times \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \times f}} \quad (10)$$

Dessa forma, frequências mais baixas são adequadas para materiais mais espessos, enquanto frequências maiores são recomendadas para peças pequenas.

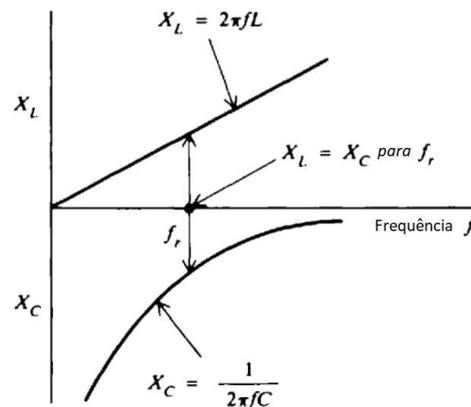
A grande vantagem do aquecimento indutivo, quando comparado ao uso de fornos convencionais está no aquecimento localizado que demanda um curto tempo de espera para o aquecimento da peça, resultando em menor consumo de energia, além de permitir um controle de temperatura mais fácil e preciso (HOGAN, 2014).

3.3.1. Conversor de aquecimento indutivo de alta frequência.

Para o projeto de um aquecedor indutivo é necessário gerar um sinal eletromagnético de frequência e potência elevadas. Para gerar este sinal, utiliza-se um inversor ressonante na fonte de alimentação do circuito de aquecimento por indução (WANG *et al.*, 2011).

GUSSOW (2009) explica que um circuito RLC ligado em série, encontra-se em ressonância quando a reatância indutiva (X_L) é igual à reatância capacitiva (X_C), Figura 21. No ponto $X_L=X_C$ tem-se a frequência de ressonância.

Figura 21: Ressonância em séries para circuito RLC.



Fonte: GUSSOW, 2009.

Reatância é uma oposição à variação da corrente elétrica em circuitos de corrente alternada. Ela é denominada indutiva ou capacitiva dependendo do componente (Indutores ou Capacitores) utilizado no circuito (MARTIN, 1975). A reatância capacitiva (X_C) e reatância indutiva (X_L) são calculadas utilizando as Equações 11 e 12 onde f_r é a frequência de Ressonância dada em Hz, C a capacitância em F (Faraday) e L a indutância de unidade H (Henry).

$$X_C = \frac{1}{2\pi \times f_r \times C} \quad (11)$$

$$X_L = 2\pi \times f_r \times L \quad (12)$$

Igualando X_C e X_L , e isolando-se a variável f_r obtêm-se a frequência de ressonância:

$$f_r = \frac{1}{2\pi\sqrt{L \times C}} \quad (13)$$

3.4. Aços ABNT 1045 e ABNT 4140

Os aços são ligas amplamente utilizadas na fabricação mecânica. Por definição, são ligas de ferro carbono, onde o último pode ter concentração entre 0,08 e 2,14% em peso. A presença de outros elementos de liga também é comum. Dependendo do percentual de carbono, que é um elemento intersticial, pode-se melhorar as propriedades mecânicas através de tratamentos térmicos, o que faz com que os aços tenham ampla aplicabilidade na indústria. As propriedades mecânicas, tais como dureza e limite de resistência à tração dos aços estão altamente ligadas ao teor de carbono. Segundo as normas, a classificação dos aços é feita de acordo com sua composição química (CHIAVERINI, 2005). A Figura 22 apresenta o sistema de classificação dos aços de acordo com AISI, SAE e ASTM.

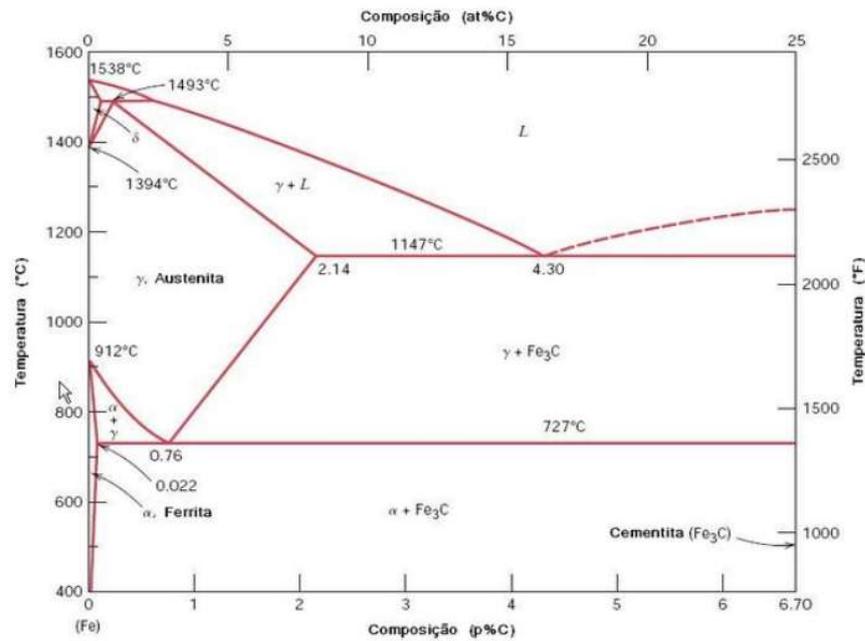
Figura 22: Classificação dos aços segundo sua composição química.

Designação		Tipos de Aço
AISI-SAE	UNS	
10XX	G10XXX	Aços-carbono comuns
11XX	G11XXX	Aços de usinagem fácil, com alto S
12XX	G12XXX	Aços de usinagem fácil, com alto P e S
15XX	G15XXX	Aços-Mn com manganês acima de 1%
13XX	G13XXX	Aços-Mn com 1,75% de Mn médio
40XX	G40XXX	Aços-Mo com 0,25% de Mo médio
41XX	G41XXX	Aços-Cr-Mo com 0,4 a 1,1% de Cr e 0,08 a 0,35% de Mo
43XX	G43XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,65 a 2 de Ni, 0,4 a 0,9% de Cr e 0,2 a 0,3% de Mo
46XX	G46XXX	Aços-Ni-Mo com 0,7 a 2% de Ni e 0,15 a 0,3% de Mo
47XX	G47XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,05% de Ni, 0,45% de Cr e 0,2% de Mo
48XX	G48XXX	Aços-Ni-Mo com 3,25 a 3,75% de Ni e 0,2 a 0,3% de Mo
51XX	G51XXX	Aços-Cr com 0,7 a 1,1% de Cr
E51100	G51986	Aços-cromo (forno elétrico) com 1% de Cr
E52100	G52986	Aços-cromo (forno elétrico) com 1,45% de Cr
61XX	G61XXX	Aços-Cr-V com 0,6 ou 0,95% de Cr e 0,1 ou 0,15% de V min.
86XX	G86XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,2% de Mo
87XX	G87XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,25% de Mo
88XX	G88XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,3 a 0,4 de Mo
9260	G92XXX	Aços-Si com 1,8% a 2,2% de Si
50BXX	G50XXX	Aços-Cr com 0,2 a 0,6% de Cr e 0,0005 a 0,003% de boro
51B60	G51601	Aços-Cr com 0,8% de Cr e 0,0005 a 0,003% de boro
81B45	G81451	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,3% de Ni, 0,45% de Cr, 0,12% Mo e 0,0005 a 0,003% de boro
94BXX	G94XXX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,45% de Ni, 0,4% de Cr, 0,12% Mo e 0,0005 a 0,003% de boro

Fonte: CHIAVERINI, 2005.

O diagrama binário ferro-carbono (Fe-C) mostrado na Figura 23 é utilizado para compreensão dos aços com relação ao teor de carbono e fases presentes. No eixo horizontal encontra-se o percentual de carbono da liga e no vertical a temperatura. Embora os aços comerciais apresentem outros elementos em sua composição, o diagrama é muito utilizado. Nele é apresentada a composição das regiões e temperatura onde diversas fases são estáveis nos aços e também o limite de equilíbrio (BHADESHIA, 2017). As fases presentes neste diagrama são a ferrita (α), a ferrita (δ), a austenita (γ) e a cementita (Fe_3C) (SILVA ; MEI, 2006).

Figura 23: Diagrama de fases ferro-carbono.



Fonte: CALLISTER, 2010.

O aço ABNT 1045 é uma liga amplamente utilizada na indústria metal mecânica na fabricação dos mais diversos componentes como eixos, pinos e parafusos. Normalmente, são utilizados em condições onde se necessita de resistência mecânica superior à apresentada pelos aços de baixo carbono. Sua vasta utilização se deve ao baixo custo e à boa resistência mecânica, além de permitir tratamentos térmicos que melhoram suas propriedades (MACHADO *et al.*, 2014).

De acordo com a norma NBR NM 87/2000, o aço ABNT 1045 deve apresentar a composição química dentro dos limites descritos na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço ABNT 1045 (% em peso).

C	Mn	P _{máx}	S _{máx}	Si
0,43 – 0,50	0,60-0,90	0,040	0,050	0,1 – 0,60

Fonte: NBR NM 87/2000.

Os aços ABNT 4140 são considerados de baixa liga e têm sido utilizados como substitutos dos aços carbono comuns. Assim como os aços ABNT 1045, têm ampla aplicação na fabricação de componentes como grandes engrenagens industriais, devido a sua boa resistência mecânica, principalmente quando submetidos a tratamentos térmicos. Por possuírem em sua composição Cr e Mo atingem alta resistência através de tratamentos térmicos de têmpera e revenido (SILVA, 2006). São adequados para aplicações onde requerem combinação de boa resistência e tenacidade e endurecimento moderado, sendo classificado como um aço ligado cromo-molibdênio com valor médio de 0,4%p de carbono (RASMA, 2015).

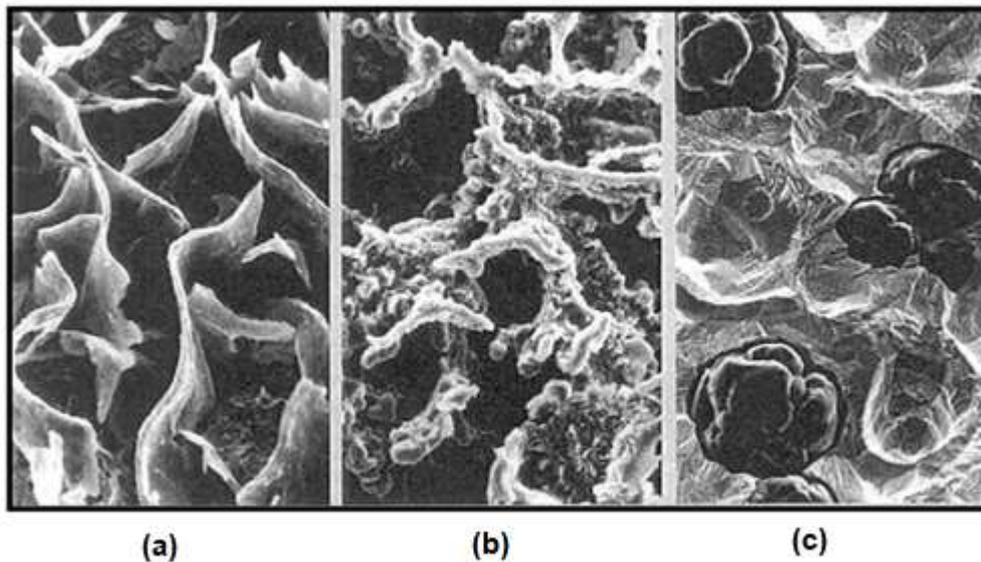
3.5. Ferros fundidos cinzentos

Os ferros fundidos são ligas amplamente empregadas na fabricação de componentes e peças na indústria metalmeccânica, cerca de 85% do volume mundial de materiais fundidos (MALUF, 2007). Sua aplicação se destaca no setor automotivo devido aos custos inferiores e boas combinações de propriedades tais como condutividade térmica, amortecimento de vibrações e boa resistência ao desgaste e resistência mecânica (VADIRAJ et al., 2009). Os ferros fundidos são comumente considerados ligas ternárias de ferro carbono e silício, com carbono geralmente em percentuais superiores a 2%p. (CHIAVERINI, 2005).

O alto teor de carbono, leva à formação de inclusões de grafita que dão a algumas classes dos ferros fundidos uma microestrutura característica composta de partículas de grafita em uma matriz perlítica, ferrítica ou uma mistura de ambas (PINA et al., 2016). As matrizes perlíticas geralmente possuem resistência mecânica superior às ferríticas. A classificação das famílias dos ferros fundidos é determinada por meio da forma da grafita como o caso do nodular e vermicular, pelo aspecto da fratura que exibem como cinzento ou branco, e até mesmo pela característica mecânica como o ferro fundido maleável (STEFANESCU, 1993).

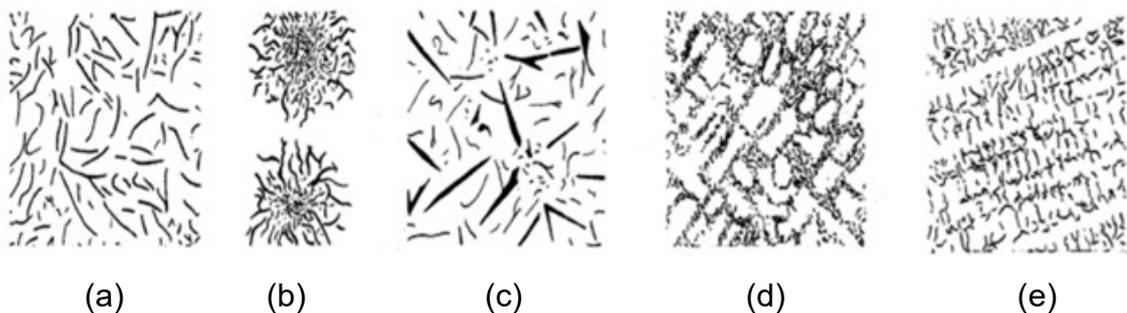
A forma da grafita dos três principais tipos de ferro fundido é mostrada na Figura 24, (a) cinzento, (b) vermicular e (c) nodular. A variação das propriedades mecânicas está diretamente ligada às diferenças entre as morfologias (BAGETTI, 2009). A quantidade de grafita presente na estrutura depende da taxa de resfriamento durante o processo de solidificação e da composição química. A formação da grafita nos ferros fundidos também é influenciada pela inoculação, que é a adição de silício no metal líquido, com propósito de aumentar a grafitização e, conseqüentemente, obtenção de estruturas uniformes com melhor propriedade mecânica (SINTERCAST, 2001). A inoculação é uma técnica aplicada à produção dos ferros fundidos cinzentos utilizados nesse trabalho. Ela permite o controle do super-resfriamento do eutético e assim a forma da grafita obtida na solidificação, limitando a ramificação da grafita e, potencializando a formação do tipo A (SERBINO, 2005). A grafita pode ser classificada conforme a ASTM A247 em cinco formas mostradas na Figura 25.

Figura 24: Exemplos de morfologia típica da grafita encontrada em ferros fundidos: (a) cinzento, (b) vermicular e (c) nodular. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura.



Fonte: DAWSON et al. 2001.

Figura 25: Tipos de grafita em ferros fundidos: (a) tipo A, (b) tipo B, (c) tipo C, (d) tipo D e (e) tipo E.



Fonte: Adaptado de ASTM A247.

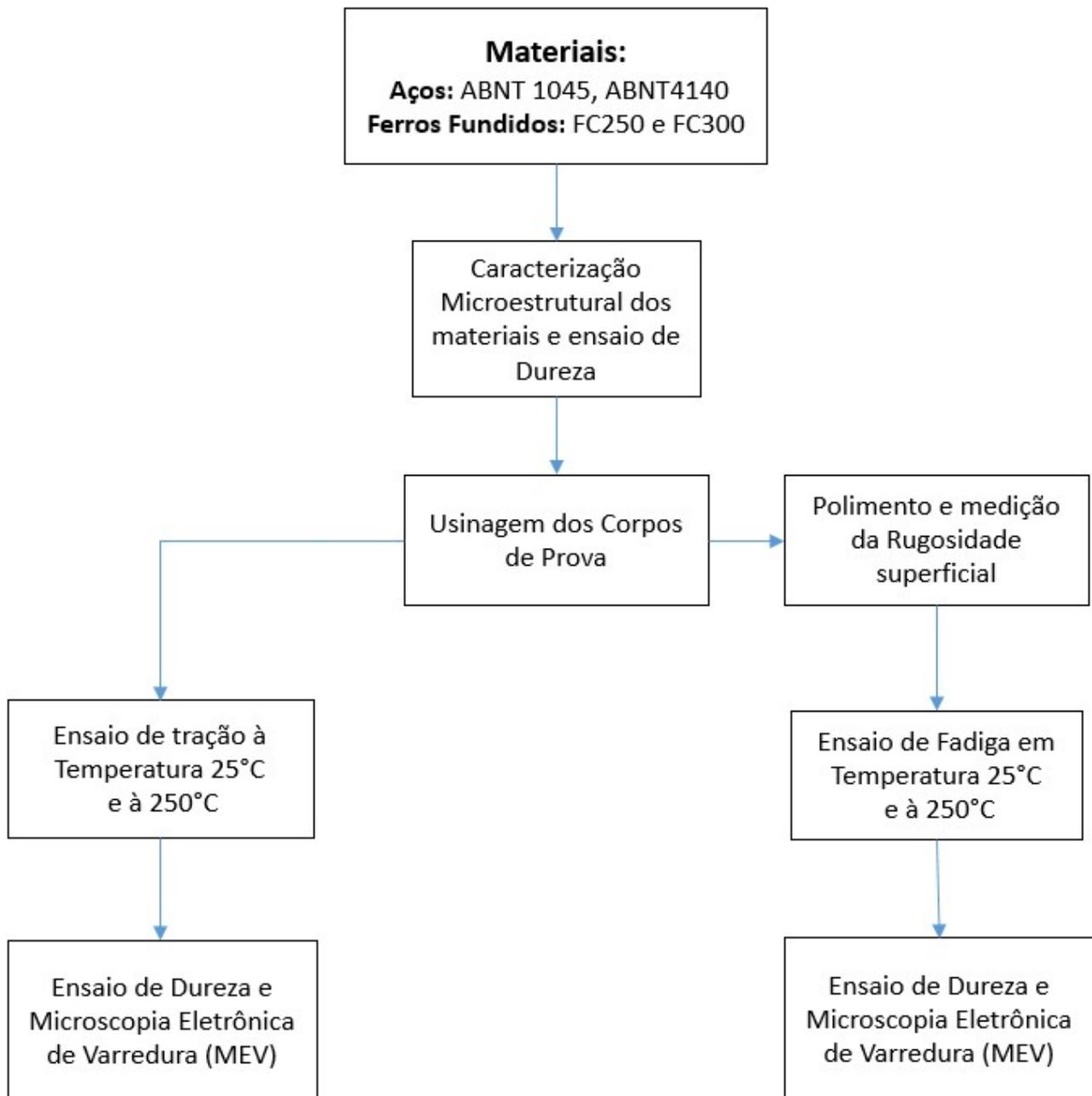
A grafita do tipo A é caracterizada por placas finas e uniformes com orientação aleatória. A do tipo B é agrupada por rosetas e possui orientação aleatória. No tipo C possui veios grosseiros (primários) com orientação preferencial. O tipo D é segregada interdendriticamente com orientação aleatória, enquanto no tipo E se apresenta segregada interdendriticamente com orientação preferencial. Devido à grafita do tipo A, os ferros fundidos cinzentos possuem ductilidade baixa, entretanto, apresentam uma ótima capacidade de absorção de vibrações, sendo assim, amplamente aplicados em componentes mecânicos sujeitos a tais solicitações (MARTINS, 2012).

Além disso, a grafita na forma de veios funciona como concentrador de tensões, propiciando a nucleação de trincas (DAWSON, 1999).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais adotados após a montagem do aquecedor indutivo e adaptações no equipamento de ensaios mecânicos, seguiram as etapas mostradas no fluxograma da Figura 26.

Figura 26: Fluxograma do procedimento experimental.



Fonte: Autor

4.1. Materiais

Os materiais utilizados neste estudo foram quatro ligas de ferro e carbono, sendo os aços ABNT 1045 e ABNT 4140, e os ferros fundidos cinzento FC250 e FC300. As amostras dos aços 1045 e 4140 foram recebidas em barras com diâmetro de 12,7 mm e 15,8 mm, respectivamente na condição laminada a quente. As amostras de ferro fundido foram cedidas pela TUPY Fundições, recebidas na forma de blocos que foram retirados de diferentes regiões de um cabeçote fundido identificadas na Figura 27. Fundiram-se, no mesmo cabeçote as duas ligas e todas as amostras foram retiradas da face. A composição química das amostras em estudo encontra-se listada na Tabela 2. Para os aços os dados foram disponibilizados por laudo e para os ferros fundidos, composições comerciais disponíveis no endereço eletrônico da TUPY Fundições.

Figura 27: Ferro fundido cinzento utilizado no trabalho: a) cabeçote fundido indicando a região onde as amostras foram retiradas e b) amostras de FC250 e FC300 após serem retiradas do cabeçote.

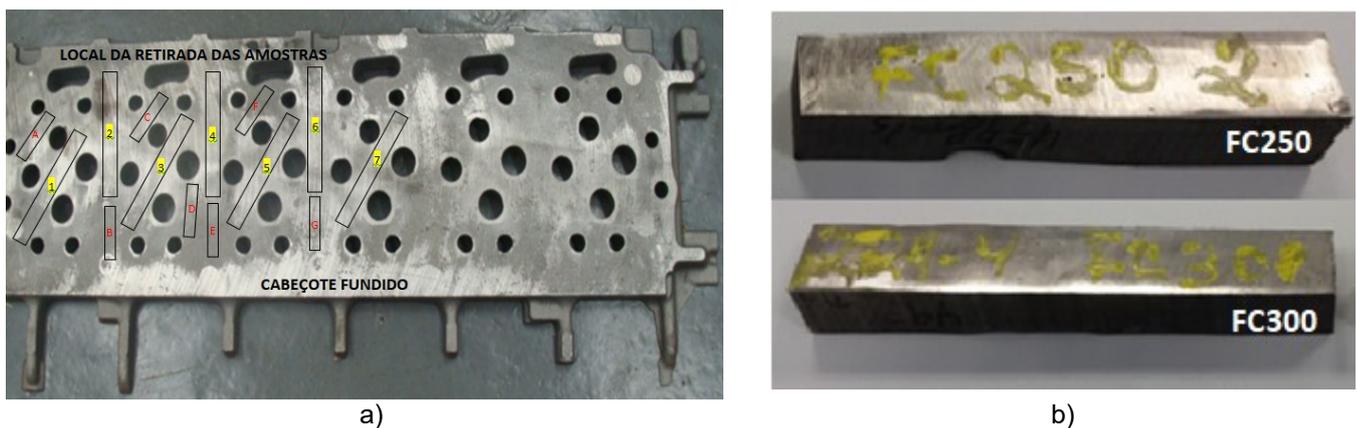


Tabela 2: Composição química das amostras (% em peso) das amostras. A composição dos ferros fundidos cinzentos foram obtidas em TUPY Fundições.

Material	C	Si	S	P	Cr	Mn	Mo	Cu
ABNT 1045	0,46	0,21	0,008	0,016	-	0,63	-	-
ABNT 4140	0,4	0,3	0,012	-	0,93	0,83	0,19	0,18
FC250	3,4-3,6	2,3-2,5	0,05-0,2	Max 0,06	0,288	0,5-0,6	-	0,8
FC300	2,8-3,7	2,2-2,6	0,05-2,5	Max 0,1	Max 0,05		0,27	0,95

Fonte: Elaborado pelo autor. Dados dos fabricantes.

4.2. Métodos experimentais

Todos os procedimentos experimentais adotados nesse trabalho foram realizados na UNIFEI – Universidade Federal de Itajubá, campus Itabira.

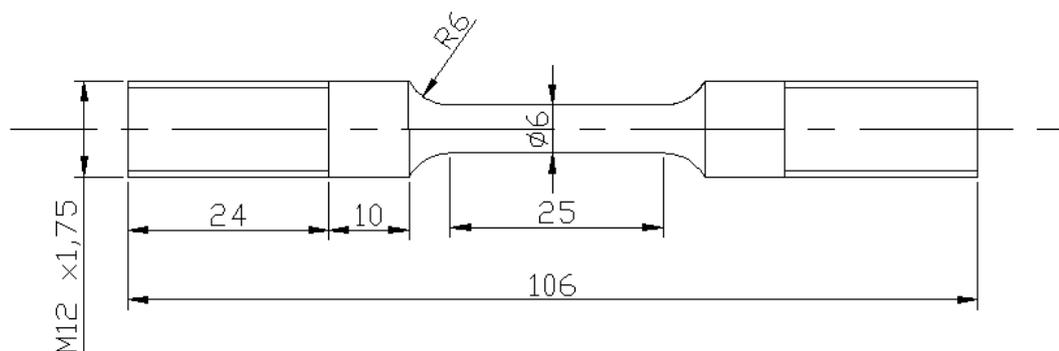
4.2.1. Ensaios de tração e fadiga

Os ensaios de tração e fadiga de baixo ciclo foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca MC, modelo WDW-300E com capacidade de 100 kN. As especificações e parâmetros para cada ensaio estão apresentados nos tópicos seguintes. Para atender os requisitos dos testes, o equipamento foi modificado, e estas foram abordadas no Item 5.

4.2.1.1. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados em três amostras de cada material em estudo, aços e ferros fundidos à temperatura ambiente (25°C) e a 250°C, com velocidade de deslocamento da mesa de 1 mm/min para os aços e 0,5 mm/min para os ferros fundidos. Nos ensaios à 250°C, aguardou-se um tempo de 10 min para haver a homogeneização da temperatura na região de comprimento útil do corpo de prova. Para cada temperatura, utilizou-se corpos de prova cilíndricos com as dimensões dadas em mm conforme norma NBR ISO6892, usinados em torno CNC modelo Sinitron CY-K6136, com formato mostrado na Figura 28. As amostras de FC250 e FC300 foram inicialmente preparadas em tornearia convencional para obterem o formato cilíndrico.

Figura 28: Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio de tração.



Dimensões em milímetros.

Fonte: O Autor.

Com os dados obtidos nos ensaios de tração, calculou-se as propriedades de tração dos materiais utilizando as Equações 14, 15 e 16.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (14)$$

onde: σ é a tensão de engenharia e F é a carga aplicada perpendicular à área da seção transversal da região de comprimento útil do corpo, A_0 .

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (15)$$

onde: ε é a deformação de engenharia, l é o comprimento instantâneo e l_0 o comprimento inicial (mm)

$$RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100\% \quad (16)$$

onde: RA é a redução de área, A_0 a área inicial da seção na região de comprimento útil do corpo de prova e A_f a área final da seção na região de comprimento útil do corpo de prova onde ocorreu a fratura.

O valor do limite de escoamento foi obtido por meio da curva tensão versus deformação, a partir da deformação de 0,2%, pelo método da deformação residual.

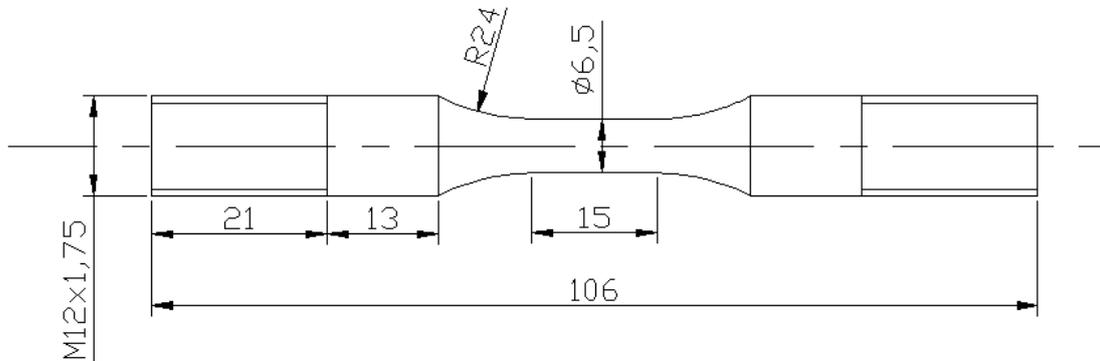
4.2.1.2. Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo controlada por deformação foram realizados em temperatura ambiente (25°C) e em 250°C. Nos ensaios à 250°C, aguardou-se um tempo de 10 minutos para haver a homogeneização da temperatura no comprimento útil do corpo de prova. As amplitudes de deformações utilizadas para os aços foram de 0,6, 0,8 e 1%, e para os ferros fundidos 0,2, 0,25 e 0,3% em frequência de 0,3 Hz e razão de deformação $R=-1$. Para cada condição de deformação e temperatura realizou-se três ensaios para os aços e dois ensaios para os ferros fundidos. Nestes a quantidade foi menor devido à limitação na quantidade de amostras. Estabeleceu-se como critério de falha para os ensaios de todos os materiais, 50% da carga aplicada no terceiro ciclo.

As amostras de ferro fundido foram inicialmente preparadas em tornearia convencional para se obter o formato cilíndrico, e posteriormente essas e as dos aços foram usinadas em torno CNC (comando numérico computadorizado) com dimensões normalizadas segundo a norma ASTM - E606-1992, Figura 29. Os corpos de prova passaram por etapas de lixamento com granulometria #320, #400, #600, #800, #1000, #1200 e polimento com alumina de 1 μ m para remover as marcas do processo de usinagem. Após o lixamento e polimento selecionaram-se 5 corpos de prova para verificar o acabamento superficial que, segundo a norma ASTM E466 deve apresentar um valor máximo de

rugosidade média (Ra) de 0,2 μm . A medida da rugosidade foi realizada em três pontos na região de comprimento útil de cada amostra por meio do rugosímetro Mitutoyo modelo MJ210.

Figura 29: Desenho esquemático do corpo de prova de fadiga de baixo ciclo.



Dimensões em milímetros.

Fonte: O Autor.

4.2.2. Preparação metalográfica

A etapa de preparação metalográfica foi realizada conforme norma ABNT NBR 13284, que contempla etapa de embutimento a quente e lixamento até a lixa de granulometria #1200. Posteriormente, as amostras foram polidas com suspensão de alumina 1 μm e tiveram a superfície atacada com Nital 3%v/v (3%v. de ácido nítrico e 97%v. de álcool etílico). Prepararam-se amostras no estado inicial e após os ensaios com temperatura de 25°C e 250°C a fim de verificar a microestrutura.

4.2.3. Ensaio de dureza

Após a preparação metalográfica das amostras, realizaram-se ensaios de dureza Brinel (HB) nas amostras de ferro fundido no estado como recebido e após o ensaio de fadiga a 25°C e a 250°C, seguindo os procedimentos da norma ASTM E10-2008. Os dados foram obtidos por meio da média aritmética das medidas realizadas em 20 pontos na região de comprimento útil de 3 amostras de cada estado. O equipamento utilizado foi o durômetro da marca Laryee, modelo HBRVS-187S e os parâmetros foram carga de 150 kg e esfera de aço com diâmetro de 2,5 mm.

Para os ensaios de dureza Vickers, realizados nas amostras de aço ABNT 1045 e ABNT 4140 no estado recebido e após ensaio de fadiga a 25°C e 250°C, utilizou-se o microdurômetro da marca Wilson® modelo 402MVD com carga 300 gf e com tempo de

aplicação de carga de 10 s. Os dados foram obtidos por meio das medidas realizadas em 20 pontos na região de comprimento útil de 3 amostras de cada estado.

4.2.4. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Micrografias foram obtidas das amostras de aço e ferro fundido no estado recebido e após os ensaios de tração e fadiga. Para tanto, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura da marca Tescan e modelo Vega 3. As imagens foram geradas com uma tensão de 20 kV, no modo elétron secundário. As amostras representativas dos ensaios de tração e fadiga também tiveram a seção de fratura avaliada por meio do microscópio.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nos tópicos a seguir são apresentados e discutidos os resultados obtidos na presente pesquisa afim de comprovar o correto funcionamento dos acessórios desenvolvidos. Dessa forma, não realizou-se um estudo avançado dos fenômenos e comportamentos que regem uma falha com temperatura, principalmente por fadiga. Os resultados foram discutidos de forma a explicar os principais comportamentos evidenciados.

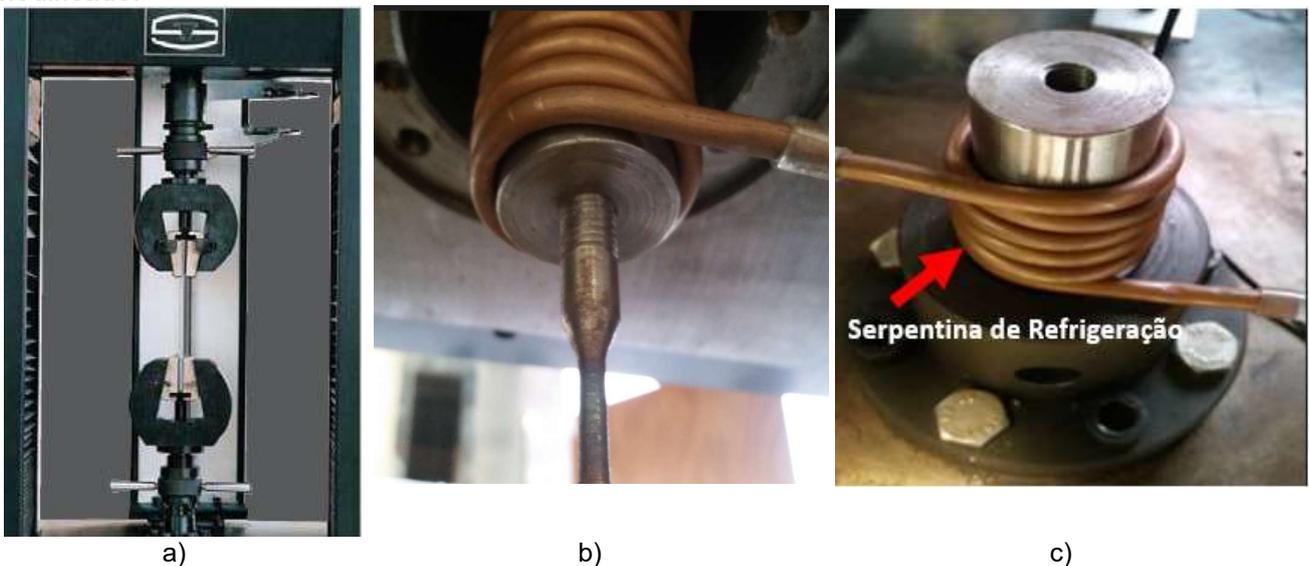
5.1. Adaptações dos sistemas para ensaios de tração e fadiga com temperatura.

Para a realização dos ensaios de tração e fadiga de baixo ciclo com temperatura, o equipamento universal de ensaios da marca MC e modelo WDW-300E passou por diversas adaptações para atender aos requisitos dos ensaios. Os resultados dessas modificações são apresentadas a seguir.

5.1.1. Sistema de fixação das amostras

O sistema padrão de fixação das amostras originalmente por garras (Figura 30a), foi modificado para roscado (M12), Figura 30b e 30c. A mudança foi necessária para eliminar folgas durante o ensaio. Também pode ser observado um sistema de resfriamento do tipo serpentina que foi instalado, a fim de evitar a propagação de calor para a célula de carga e para a base da máquina devido às temperaturas dos ensaios. O sistema é do tipo serpentina com bombeamento, onde a água do reservatório é mantida em temperatura controlada.

Figura 30: Sistema de fixação dos corpos de prova no equipamento universal de ensaio: a) sistema original com garras, b) parte superior do sistema modificado e c) parte inferior do sistema de rosca modificado.

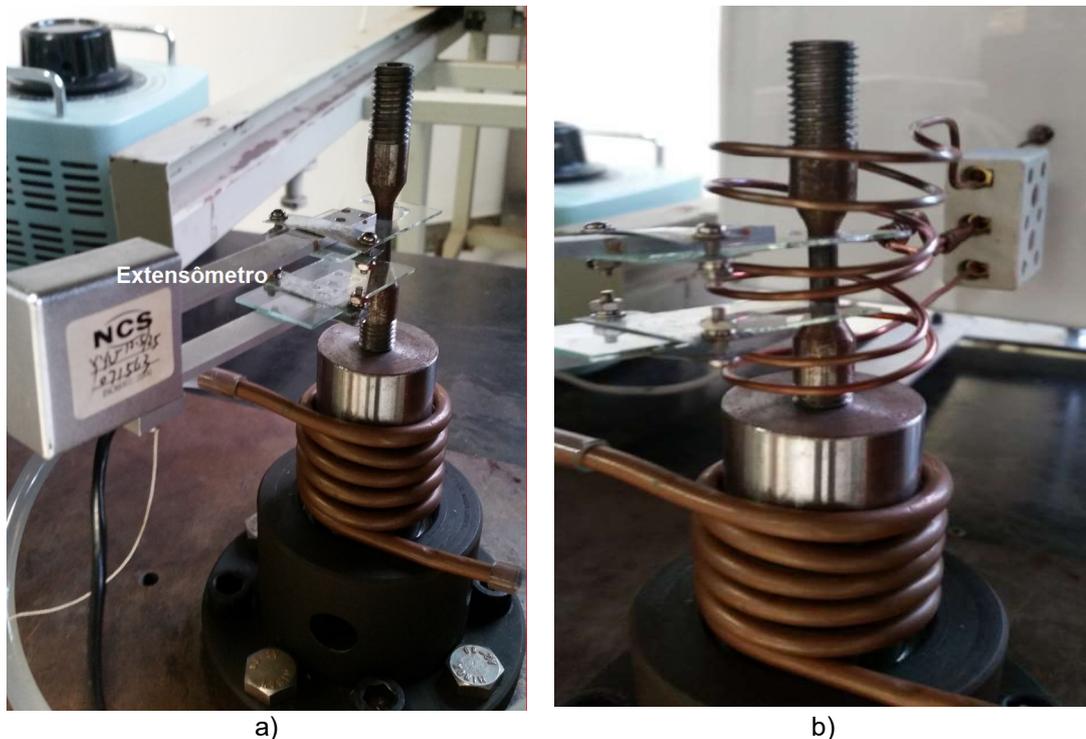


Fonte: O Autor.

5.1.2. Extensômetro

A deformação dos corpos de prova foi medida por meio de um extensômetro, tanto nos ensaios de tração quanto nos de fadiga sob controle da deformação. Para minimizar os efeitos da transferência de calor por condução e prevenir os efeitos da corrente elétrica do sistema de aquecimento indutivo sobre a parte eletrônica do extensômetro, utilizaram-se hastes de vidro com espessura de 2 mm, para diminuir a área de contato com a amostra. A temperatura máxima dos ensaios foi limitada em 250°C para não comprometer o funcionamento do extensômetro pois, acima dessa temperatura notou-se uma maior condução de calor para a parte eletrônica do mesmo. A Figura 31 mostra as hastes de fixação do extensômetro modificado.

Figura 31: Hastes do extensômetro modificadas: a) sem e b) com a bobina para aquecimento indutivo.



Fonte: O Autor.

5.1.3. Forno de aquecimento indutivo

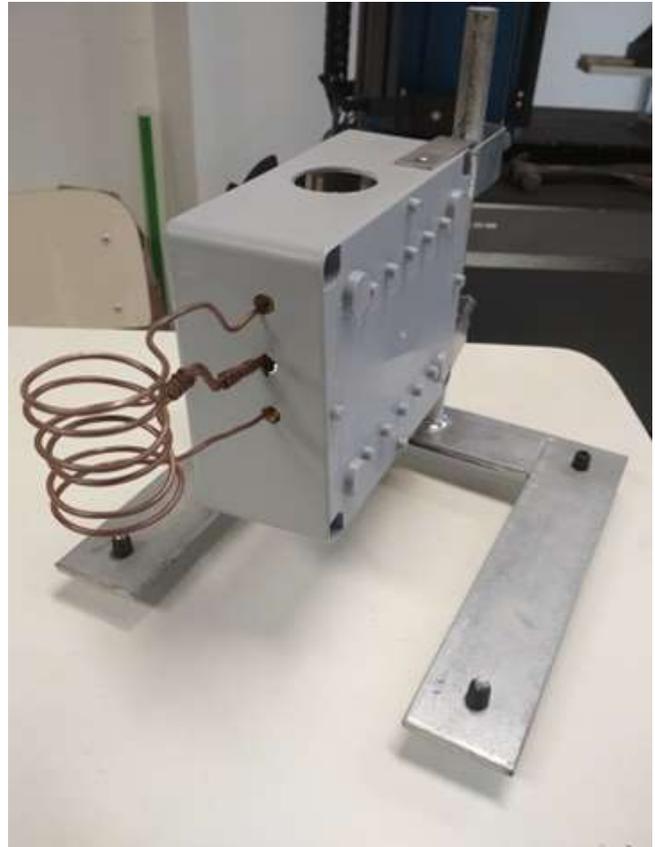
Para os ensaios com temperatura superior à ambiente (250°C), desenvolveu-se um forno de aquecimento indutivo de alta frequência. Portanto, projetou-se um módulo de controle (Figura 32a), e um módulo de aquecimento (Figura 32b) com dimensões adequadas à seção de ensaio da máquina e bobina compatível com as dimensões dos corpos de prova.

O projeto elétrico e as especificações dos componentes estão disponíveis no Apêndice II. Uma representação esquemática do forno por aquecimento indutivo é mostrado na Figura 33. Este utiliza uma fonte de alimentação variável que converte o sinal da rede 127 VCA, em valores de tensão de 12 a 30VCC. A tensão convertida da fonte segue para o circuito ressonante que oscila a uma frequência de 113 kHz proporcionando o aquecimento na peça a ser imersa na bobina. Um termopar mantido em contato com a peça, retorna o sinal de temperatura para o controlador, que por sua vez ajusta a saída da fonte de alimentação conforme a temperatura desejada. O controle, do tipo potencial integral derivativo (PID), foi implementado através de um Arduíno modelo UNO. O código do controle encontra-se disponível no apêndice III.

Figura 32: Sistema de aquecimento indutivo:(a) módulo de controle e (b) módulo de aquecimento.



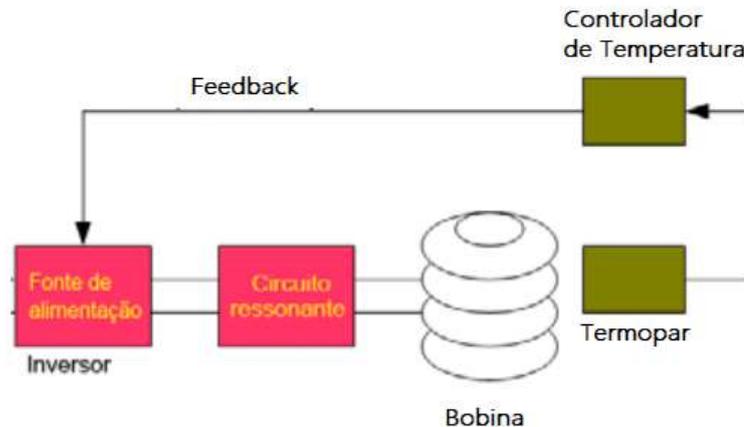
a)



b)

Fonte: O Autor.

Figura 33: Esquema do circuito de aquecimento indutivo projetado para o equipamento.



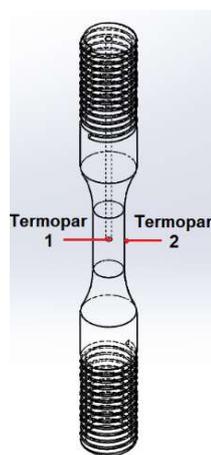
Fonte: O Autor.

A frequência utilizada no circuito ressonante foi calculada conforme a Equação 13, apresentada no Item 3.3.1. As variáveis de indutância e capacitância utilizadas foram medidas com uma ponte RLC, obtendo-se os seguintes valores: $L = 1,4 \times 10^{-6}$ H e $C = 1,41 \times 10^{-6}$ F.

5.1.4. Medição da temperatura

Para medir a temperatura utilizou-se termopares tipo K (cromel/alumel) fixados diretamente à amostra. Para verificar a correta homogeneização da temperatura, realizou-se um teste após a construção do aquecedor indutivo onde, com dois termopares, um localizado no centro da região de comprimento útil do corpo de prova, e outro na superfície, mediu-se a temperatura, conforme Figura 34.

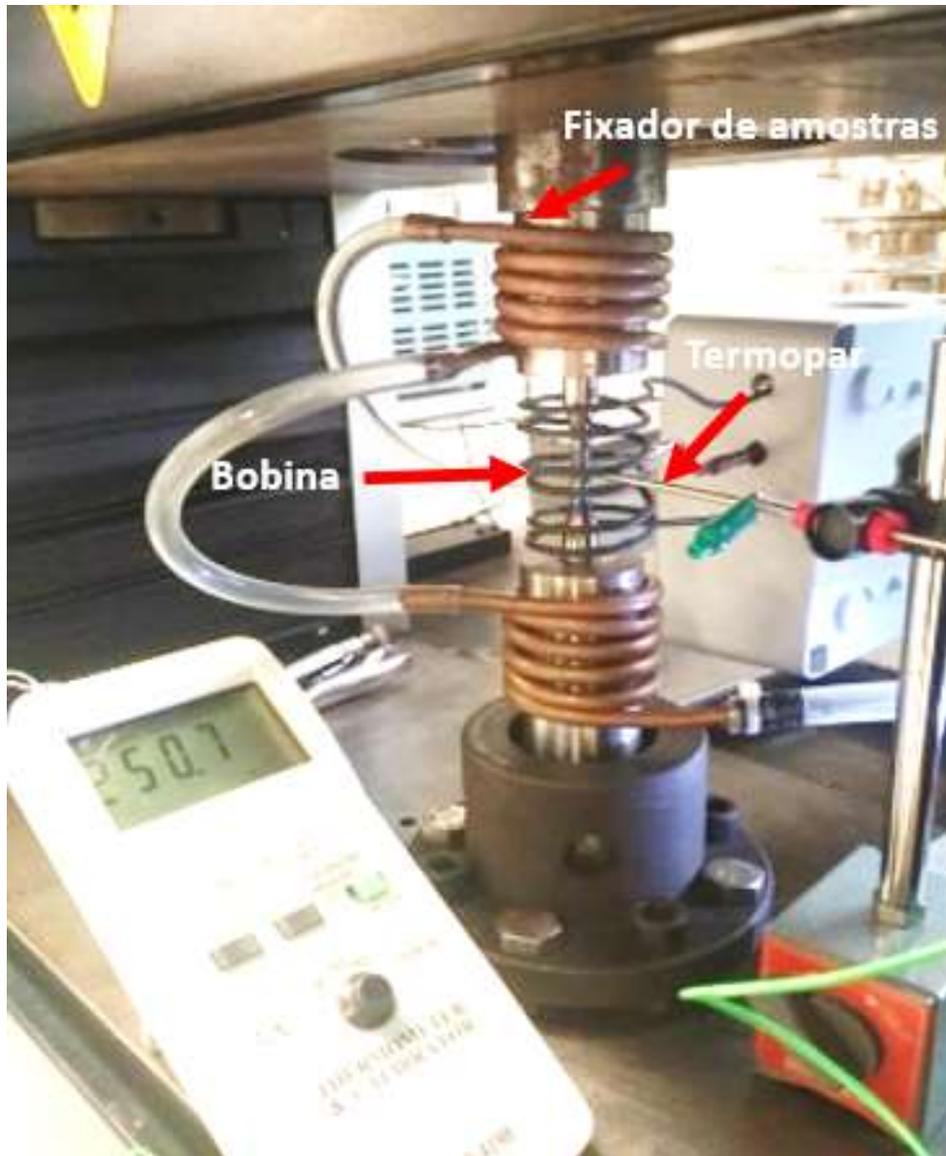
Figura 34: Desenho esquemático da configuração utilizada para verificação da homogeneização da temperatura na seção útil do corpo de prova.



Fonte: O Autor.

Uma visão geral do equipamento utilizado nos ensaios com bobina para o aquecimento, sistema de fixação do corpo de prova com refrigeração e termopar é mostrada na Figura 35.

Figura 35: Visão geral do aparato de ensaios com bobina para aquecimento, sistema de fixação do corpo de prova com refrigeração e termopar.



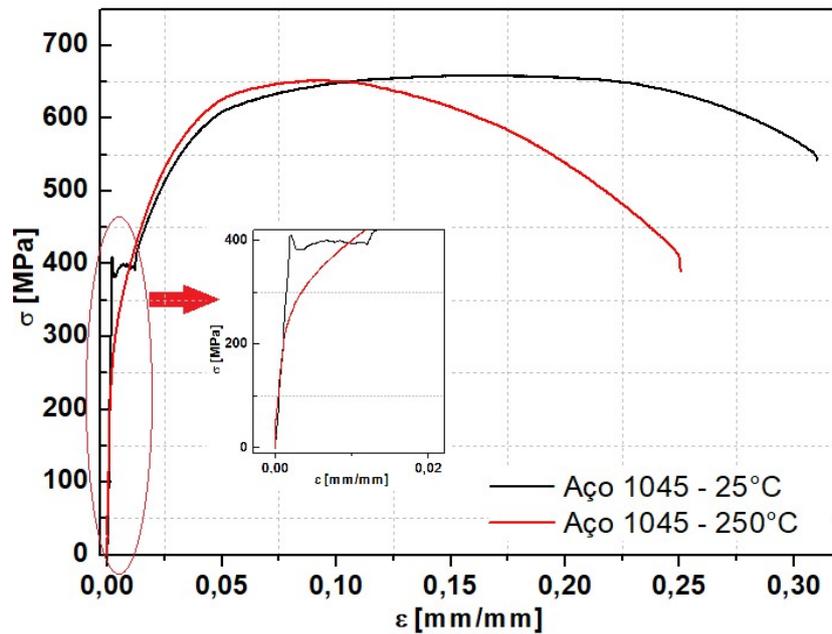
Fonte: O Autor.

5.2. Ensaio mecânico nos aços ABNT 1045 e ABNT 4140

5.2.1. Ensaio de Tração

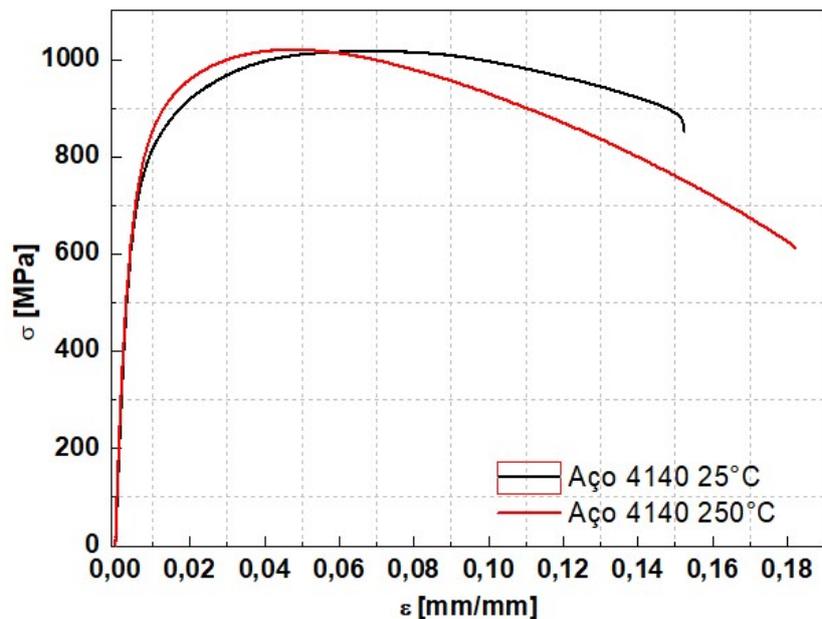
Os ensaios de tração realizados em temperatura ambiente, 25°C, e a 250°C permitiram a confecção de curvas de tensão-deformação de engenharia. As Figuras 36 e 37 mostram as curvas para o aço ABNT 1045 e ABNT 4140, respectivamente, nas duas temperaturas citadas.

Figura 36: Curvas tensão-deformação de engenharia para o aço ABNT 1045 ensaiado a 25°C e a 250°C.



Fonte: O Autor.

Figura 37: Curvas tensão-deformação para o aço ABNT 4140 ensaiados a 25°C e 250°C.



Fonte: O Autor.

Por meio dos dados das curvas tensão-deformação, alguns parâmetros foram obtidos, Tabela 3. Para o cálculo foram realizados 3 ensaios de tração em cada condição e os valores são as médias obtidas nesses ensaios. Na tabela $\sigma_{ruptura}$ é a tensão de ruptura, σ_{LRT} é o limite de resistência à tração, σ_{esc} é o limite de escoamento, E o módulo de elasticidade, ϵ a deformação em termos do alongamento, RA a redução de área, K o coeficiente de resistência à tração e n o coeficiente de encruamento. Para os ensaios onde o limite de escoamento não é evidente adotou-se a tensão obtida com a reta de mesma inclinação da região linear (deformação elástica) e que cruza o eixo da deformação em 0,2%. O coeficiente de resistência à tração e o coeficiente de encruamento foram obtidos das curvas de tensão-deformação verdadeira.

Tabela 3: Parâmetros obtidos por meio do ensaio de tração para o aço ABNT 1045 e ABNT 4140 nas temperaturas de 25 e 250°C.

Material	T (°C)	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	K (MPa)	n	ϵ (%)	RA (%)	Queda $\sigma_{ruptura}$ (%)
1045	25°C	527,9	649,8	389,8	219,4	1006,9	0,156	30,4	42,9	23,29
	250°C	404,9	686,4	316,9	175,7	1056,6	0,145	26,2	42,0	
4140	25°C	861,0	1021,4	712,93	194,2	1539,2	0,124	15,5	35,9	28,91
	250°C	612,0	1020,0	782,0	178,9	1585,9	0,123	19,5	49,4	

Fonte: O Autor.

Algumas considerações podem ser feitas sobre as curvas tensão-deformação e os valores da Tabela 3 para os aços ABNT 1045 e ABNT 4140. O aço ABNT 1045, em temperatura de 25°C foi o único a apresentar limite de escoamento evidente (descontínuo). A provável causa da ausência deste fenômeno nos ensaios na temperatura de 250°C para este aço pode estar relacionada à maior mobilidade de discordâncias que propicia o escoamento contínuo (MEYERS, 2009).

Quanto à deformação, esta foi maior na temperatura de 25°C para o ABNT 1045 e 250°C para o ABNT 4140. Quando comparado aos valores sugeridos na literatura, aços de médio carbono como o ABNT 1045 apresentam alongamento na faixa de 10 a 30%, assim, os resultados obtidos encontram-se dentro do esperado. A tensão de ruptura observada é menor para os aços deformados a 250°C, o que pode estar relacionado com processos termicamente ativados. A queda na tensão pode ter sido ocasionada pelo efeito da temperatura na movimentação das discordâncias que são defeitos de linha presentes no

material que, durante a aplicação de um esforço mecânico se movimentam pelos sistemas de escorregamento, promovendo a deformação plástica (DOWLING, 2013). Com o aumento da temperatura esses defeitos se movimentam com mais facilidade se rearranjando e aniquilando as discordâncias de sinais opostos (BACON, 2011).

Segundo (PADILHA, 1995), este fenômeno ocorre em temperaturas de 0,2 a 0,3% da temperatura de fusão absoluta do material, podendo produzir uma queda na tensão de ruptura do material, porém tem pouco efeito na resistência à tração, no limite de escoamento e na ductilidade. A temperatura, relacionada com a mobilidade das discordâncias, pode também influenciar no coeficiente de encruamento. O valor médio encontrado deste parâmetro para o aço ABNT 1045 foi de 0,156 para os em temperatura de 25°C e 0,145 em 250°C. O coeficiente de encruamento está associado com a energia armazenada no processo de deformação plástica (DOEGE, 2001).

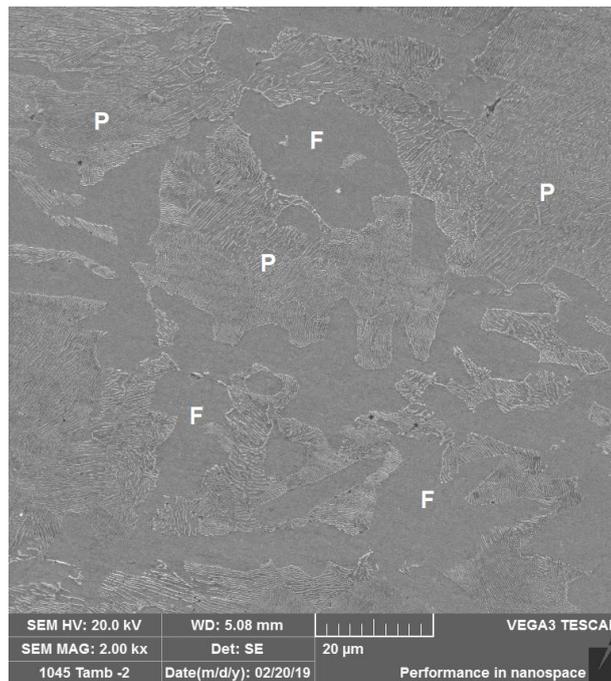
Assim, o aumento da temperatura contribuiu para reduzir o coeficiente de encruamento para o aço 1045. Já o aço 4140 manteve o coeficiente de encruamento para as duas temperaturas no valor de aproximadamente 0,124. O que poderia indicar que o aumento da mobilidade das discordâncias para esse aço não foi significativo em 250°C, e não contribuiu para reduzir o coeficiente de encruamento. O aço 4140 possui em sua composição mais elementos de liga que o aço 1045. Esses elementos de liga podem interagir com as discordâncias reduzindo a mobilidade mesmo com a aumento da temperatura (YU; WANG, 2009).

Como mencionado anteriormente, a recuperação tem pouco efeito no limite de resistência à tração, o que pode ser confirmado pela baixa variação desse valor. Quanto à redução de área, esta foi maior na temperatura de 25°C para o ABNT 1045, e 250°C para o ABNT 4140. O módulo de elasticidade dos dois aços também reduziu com o aumento da temperatura, mas neste caso não se pode atribuir a queda à mobilidade das discordâncias. O módulo de elasticidade é influenciado, por exemplo, pela energia de ligação química do material, e tende a ser menor com o aumento da temperatura (LI, et. al. 2016).

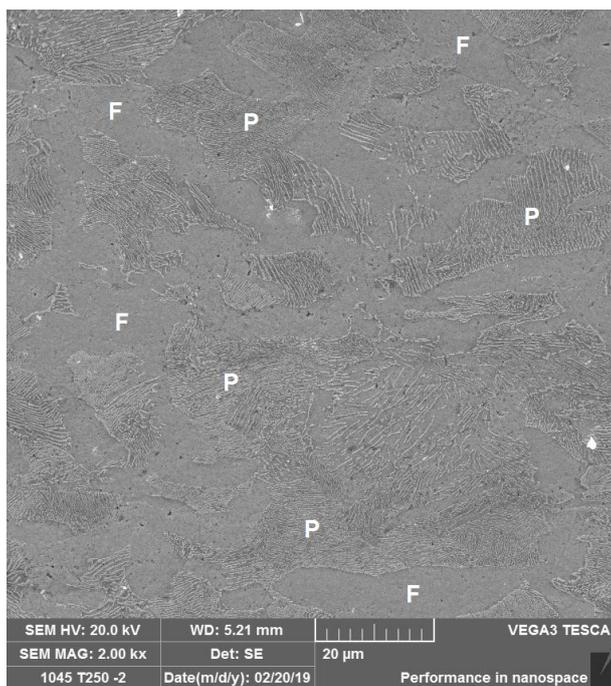
O efeito da temperatura também foi avaliado na microestrutura dos aços por meio de micrografias obtidas na região longitudinal do comprimento útil, próxima à fratura dos corpos de prova após os ensaios de tração. Na Figura 38, observa-se a microestrutura do aço ABNT 1045 obtida por microscopia eletrônica de varredura, onde nota-se presença de regiões de ferrita e perlita. Os grãos de ferrita e as colônias de perlita (ferrita e cementita) são grosseiros para ambas as temperaturas. Para o ABNT 4140 (Figura 39), a temperatura de 250°C também não promoveu nenhuma alteração em sua microestrutura quando comparada com a de 25°C. Nas duas temperaturas, a microestrutura predominante do aço é composta

essencialmente de ferrita e de perlita fina com presença de inclusões, como destacado nas Figuras 38 e 39. Pouca ou nenhuma alteração da microestrutura era esperada uma vez que baixas temperaturas, onde predomina a recuperação não promovem uma mudança significativa na mesma (HUMPHREYS, 2004).

Figura 38: Microestrutura do aço ABNT 1045 obtida longitudinalmente à região da fratura após o ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. F corresponde à região de ferrita e P à perlita.



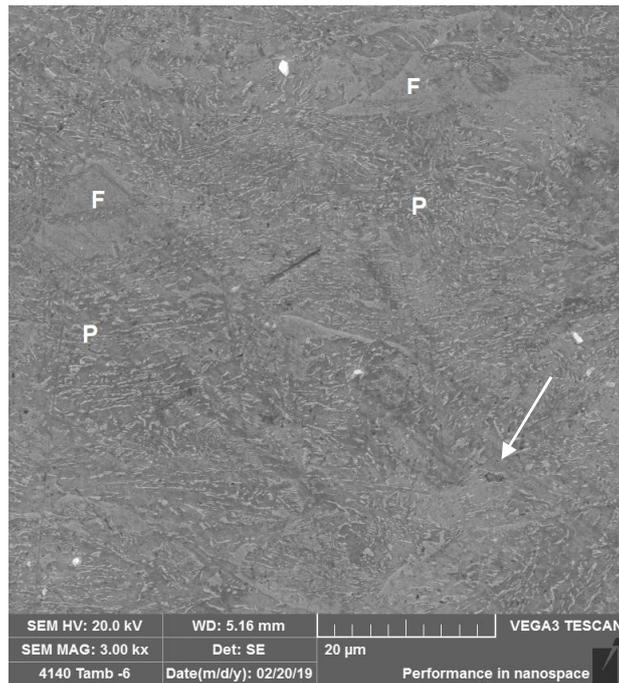
a)



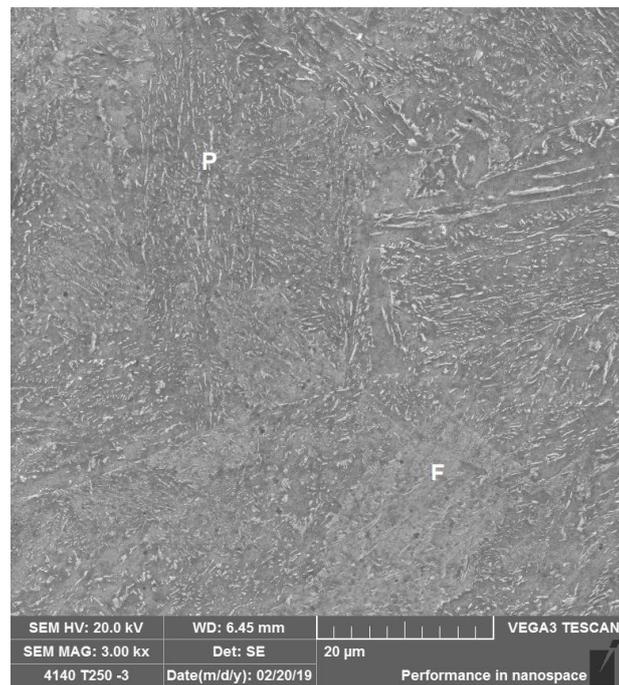
b)

Fonte: O Autor.

Figura 39: Microestrutura aço ABNT 4140 após o ensaio de tração realizado em: a) 25°C e b) 250°C. F corresponde à região de ferrita e P de perlita. A seta indica uma inclusão.



a)

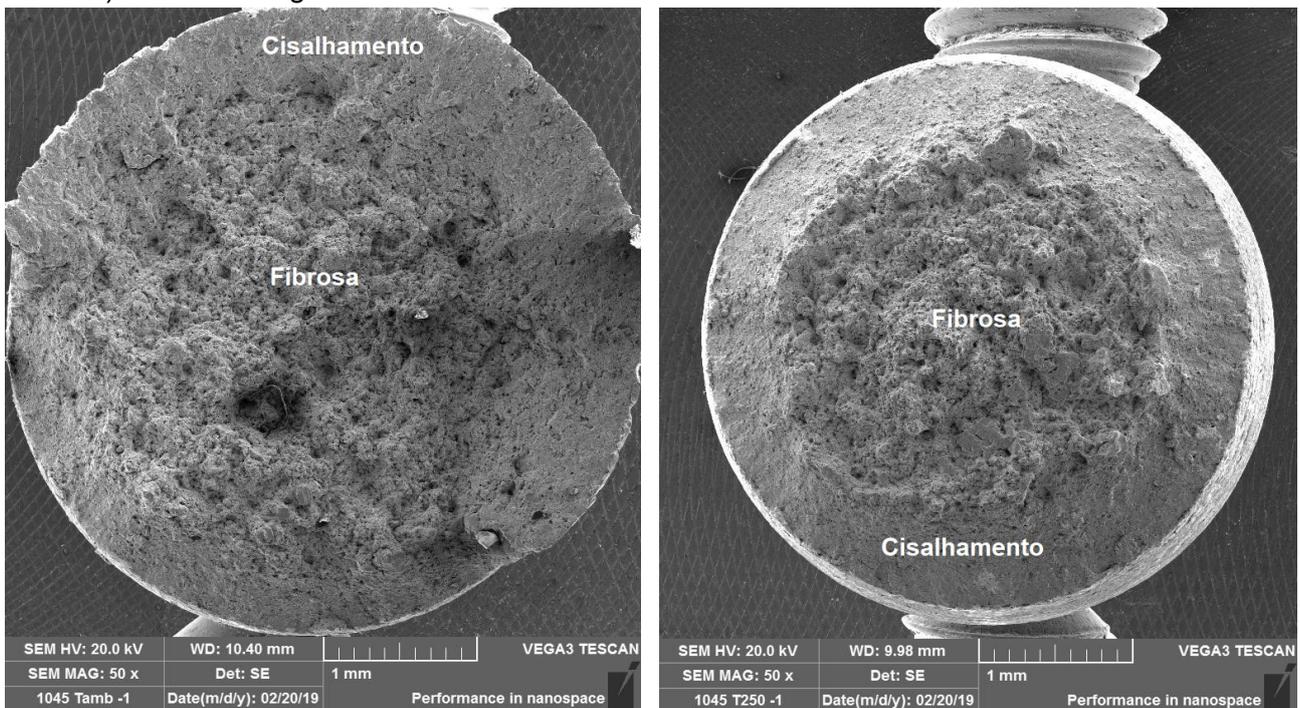


b)

Fonte: O Autor.

Além da microestrutura, a região de fratura após os ensaios de tração também foi avaliada. A Figura 40 mostra as respectivas fraturas dos ensaios de tração na temperatura de 25 e 250°C para o aço ABNT 1045. Elas apresentam característica dúctil, como já esperado, uma vez que o material apresentou uma percentual de deformação compatível com materiais dúcteis, chegando a 30% para o ABNT 1045 e 15% para o ABNT 4140. O aspecto do tipo taça-cone, com região fibrosa e de cisalhamento. A região fibrosa é caracterizada pela formação, crescimento e coalescimento dos microvazios conhecidos como *dimples*, destacados nas setas da Figura 41. Nesta região inicia-se a propagação da fissura e encontra-se na região central onde ocorre maior triaxialidade das tensões (WULPI, 2013). Uma sequência esquemática, Figura 42 apresenta a formação dos microvazios, coalescimento deles até a ruptura em um ensaio de tração.

Figura 40: Imagem da região da fratura do aço ABNT 1045 submetido ao ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As regiões fibrosa e de cisalhamento estão identificadas.

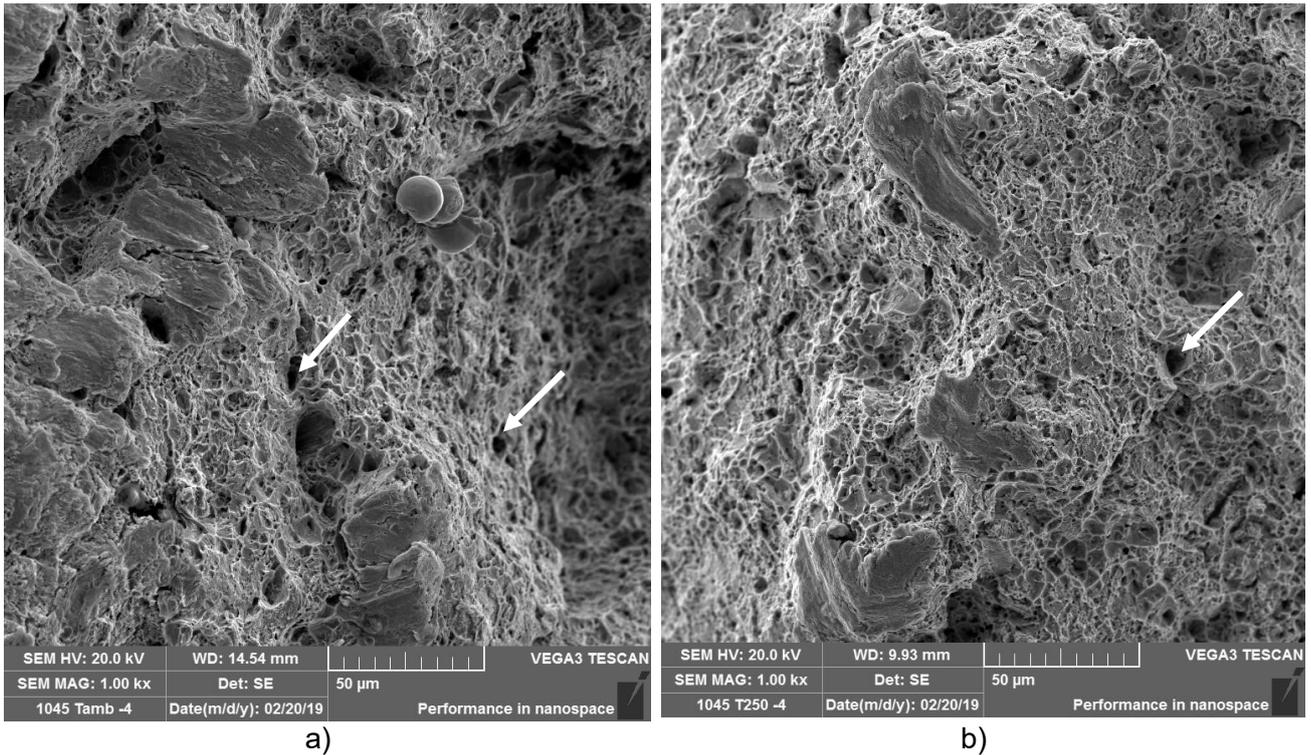


a)

b)

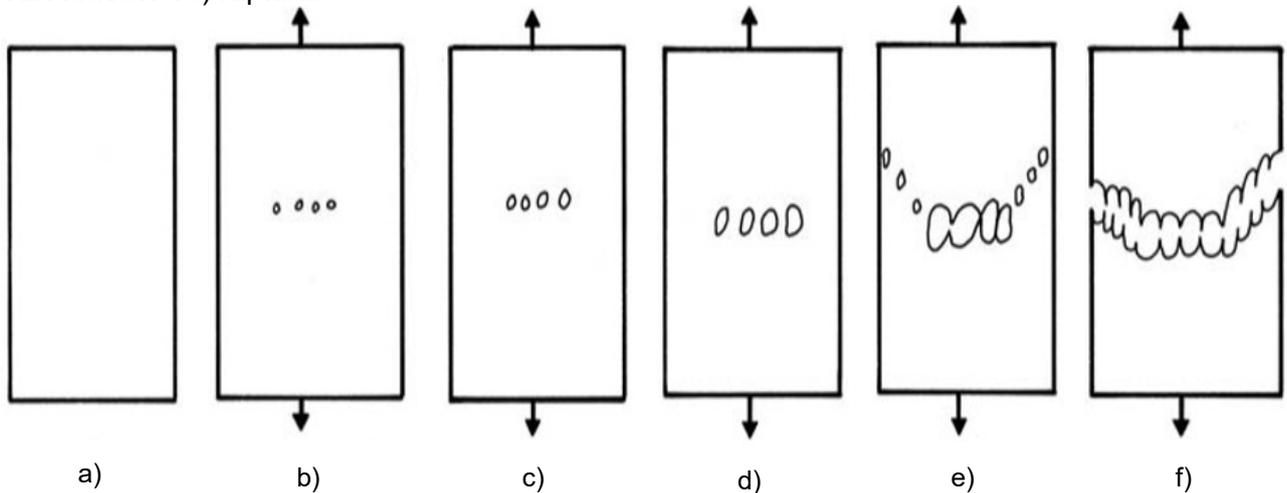
Fonte: O Autor.

Figura 41: Imagens da região fibrosa obtidas por MEV da fratura do aço ABNT 1045 após ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As setas mostram alguns dos microvazios.



Fonte: O Autor.

Figura 42: Desenho esquemático das etapas de uma ruptura dúctil por tração: a) antes do ensaio, b) submetido à tração com início de formação dos microvazios, c) e d) crescimento dos microvazios, e) coalescimento e f) ruptura.



Fonte: Meyers, 2009

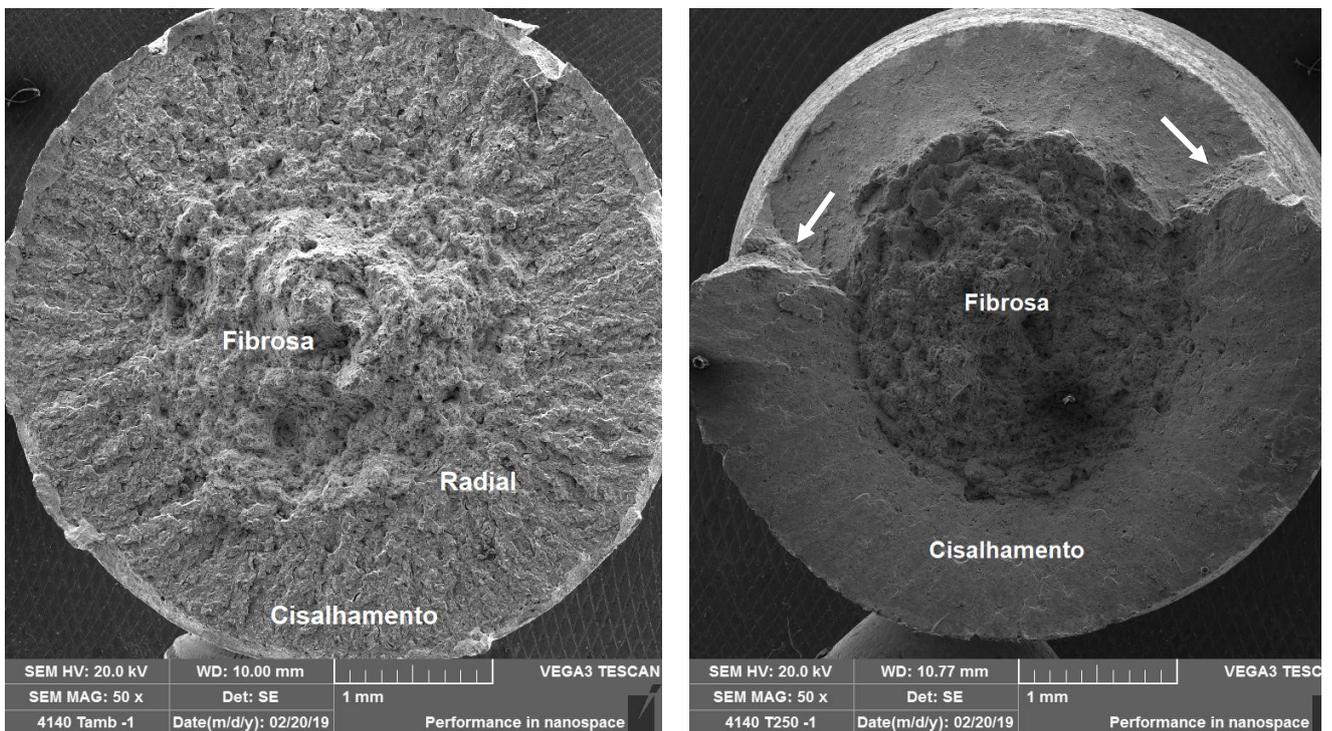
A Figura 43 mostra as respectivas fraturas dos ensaios de tração em temperatura de 25°C e 250°C para o aço ABNT 4140, podendo ser classificada como dúctil e exibindo aspecto taça-cone, e regiões fibrosa, radial e de cisalhamento. A Zona radial possui marcas que iniciam na periferia da zona fibrosa. Por último, a zona de cisalhamento é inclinada aproximadamente 45° com o eixo de tração (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008). Na Figura

43b, as setas indicam uma região onde ocorreu um degrau caracterizado pelo crescimento da trinca e segue planos cristalinos específicos mudando de plano em determinado estágio.

Para a temperatura de 250°C, nota-se uma maior redução de área na superfície da fratura e a presença de uma fratura por cisalhamento próxima às bordas. A grande redução de área observada na imagem está de acordo com o mostrado na Tabela 3. Para essa amostra, obteve-se redução de área na região da fratura de aproximadamente 49%. Nas ampliações da região fibrosa da fratura, Figura 44, observa-se a presença de facetas de clivagem.

Como os aços estudados possuem sua estrutura basicamente composta por ferrita e perlita, foram notados modos mistos de fratura. Nas regiões ferríticas a presença de ruptura por microvazios e fraturas por clivagem nas regiões perlíticas. As fraturas por clivagem são mais evidentes no ABNT 4140, que apresentou maiores regiões perlíticas, sendo a clivagem característica de regiões frágeis da microestrutura. Ele foi também o material que apresentou menor deformação justificando assim sua menor ductilidade.

Figura 43: Imagem da região da fratura do aço ABNT 4140 submetido ao ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°C. As regiões fibrosa e de cisalhamento estão identificadas. As setas indicam degraus.

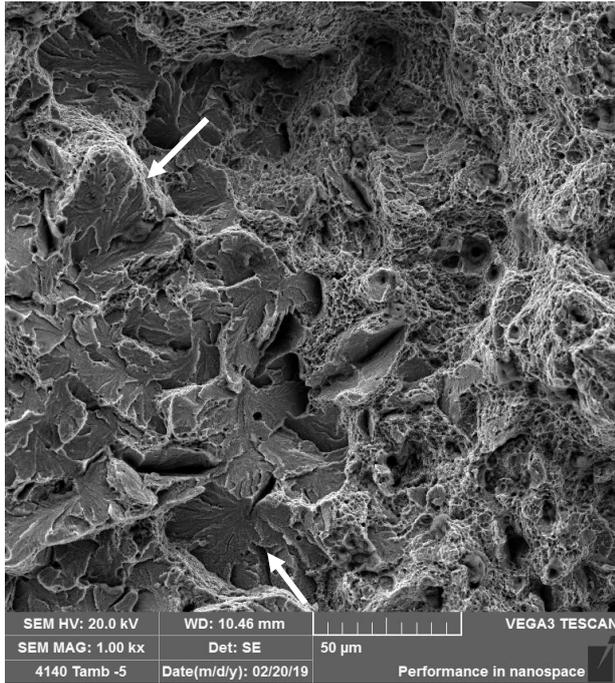


a)

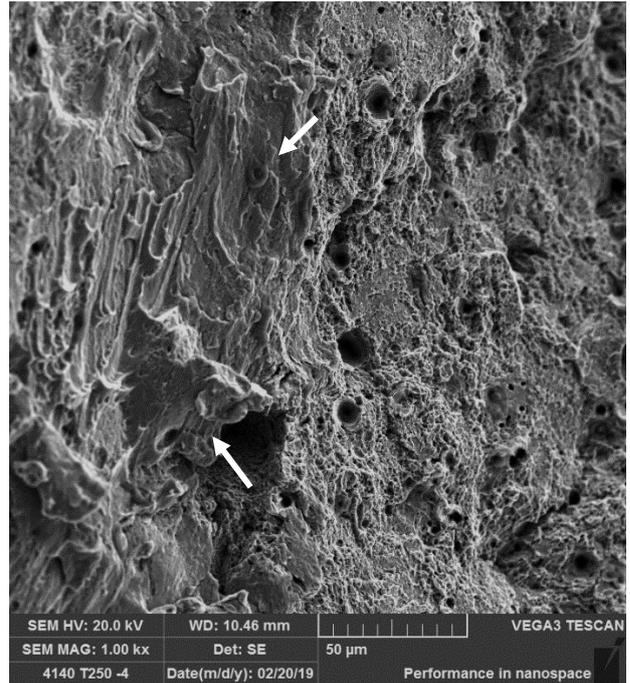
b)

Fonte: O Autor.

Figura 44: Imagens da região fibrosa obtidas por MEV da fratura do aço ABNT 4140 após o ensaio de tração em: a) 25°C e b) 250°. As setas indicam as facetas de clivagem.



a)



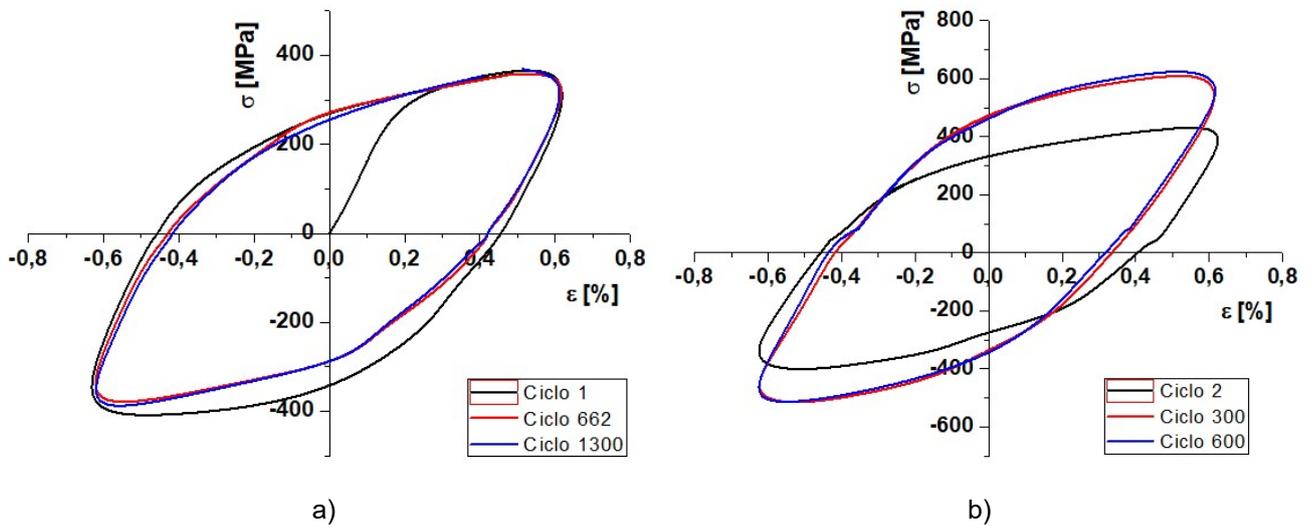
b)

Fonte: O Autor.

5.2.2. Ensaios de Fadiga

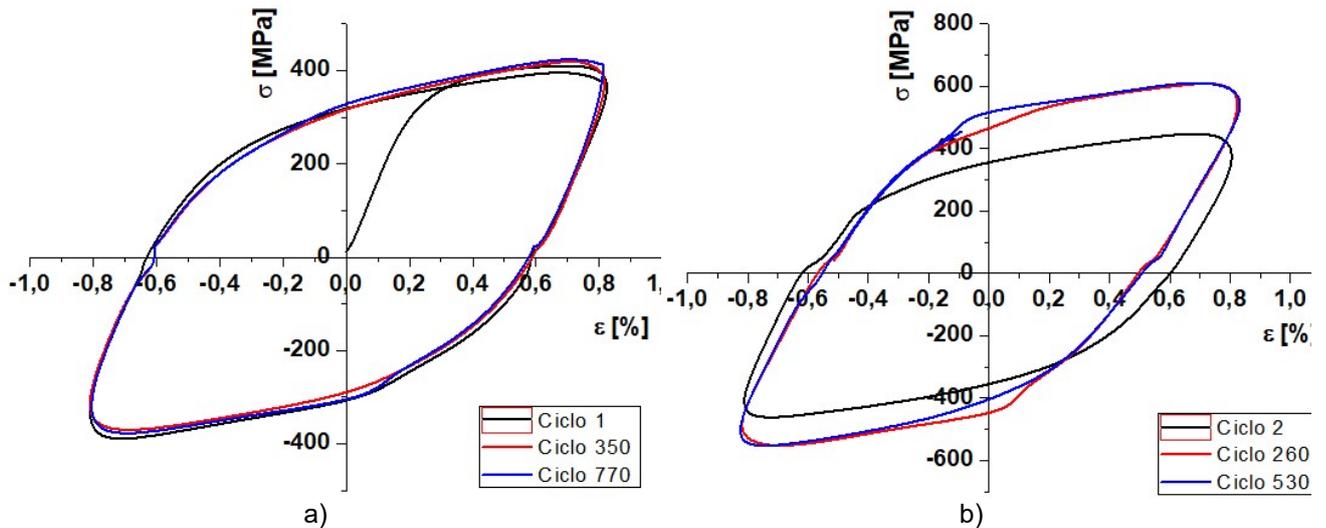
Os ensaios de fadiga de baixo ciclo realizados sob controle da deformação nos aços usinados e polidos permitiram a obtenção de curvas de histerese. Alguns desses ciclos de histerese para a amplitude de deformação de 0,6, 0,8 e 1% são mostrados, respectivamente, nas Figuras 45 a 47 para o aço ABNT 1045. Ciclos de histerese para as mesmas amplitudes de deformação foram obtidos para o aço ABNT 4140 (Figuras 48 a 50). Vale destacar que os resultados dos corpos de prova apenas usinados foram utilizados para os estudo comparativo da vida em fadiga dos aços não sendo considerados nos ciclos mostrados a seguir.

Figura 45: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 0,6% a) 25°C e b) 250°C.



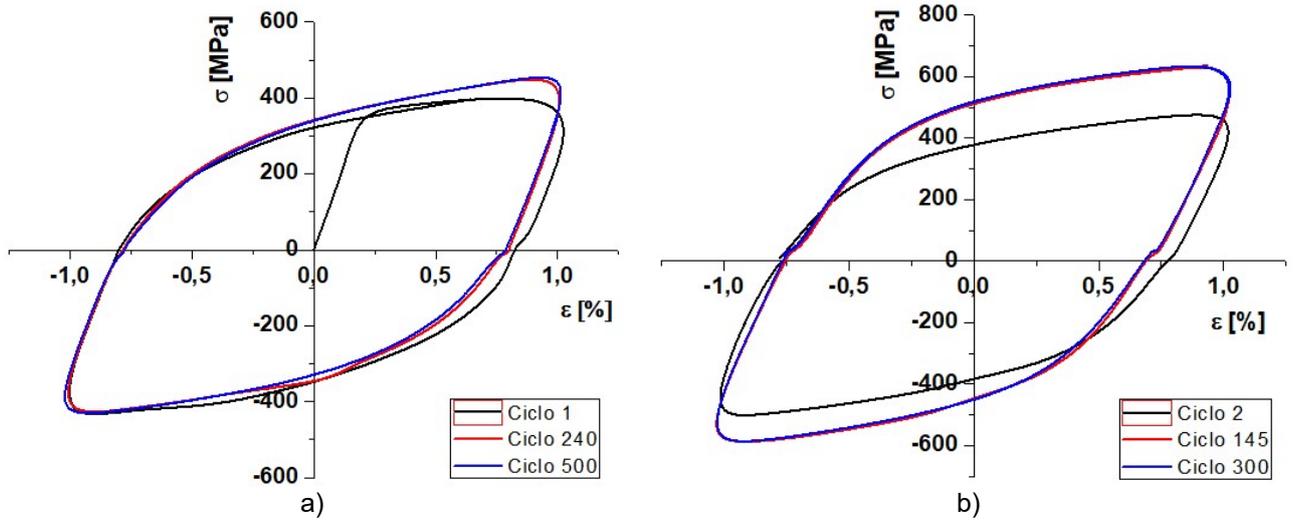
Fonte: O Autor.

Figura 46: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 0,8% a) 25°C e b) 250°C.



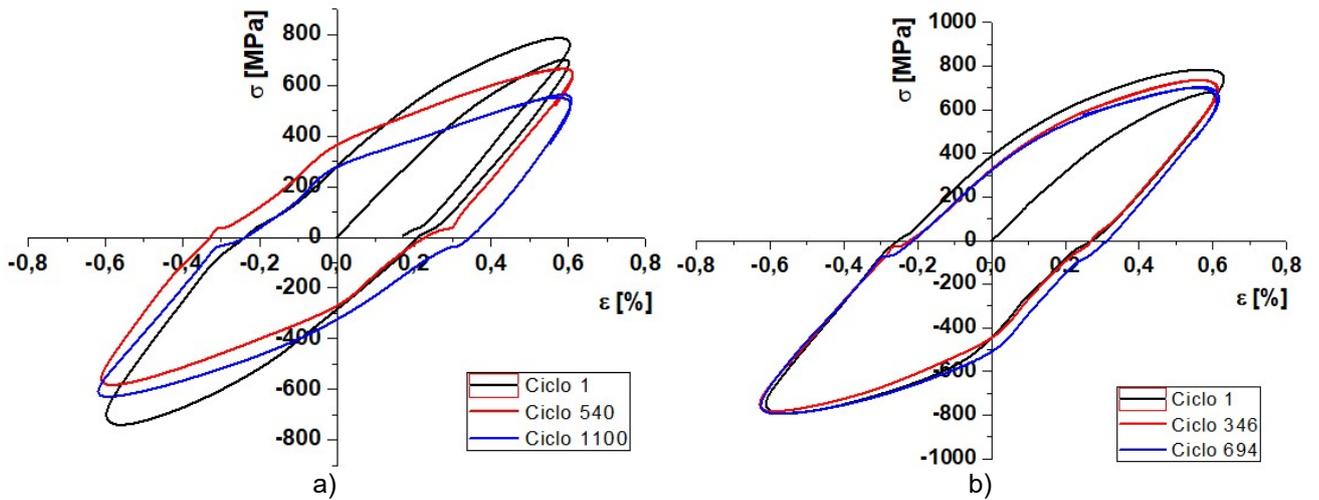
Fonte: O Autor.

Figura 47: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 1045 com amplitude de deformação de 1% a) 25°C e b) 250°C.



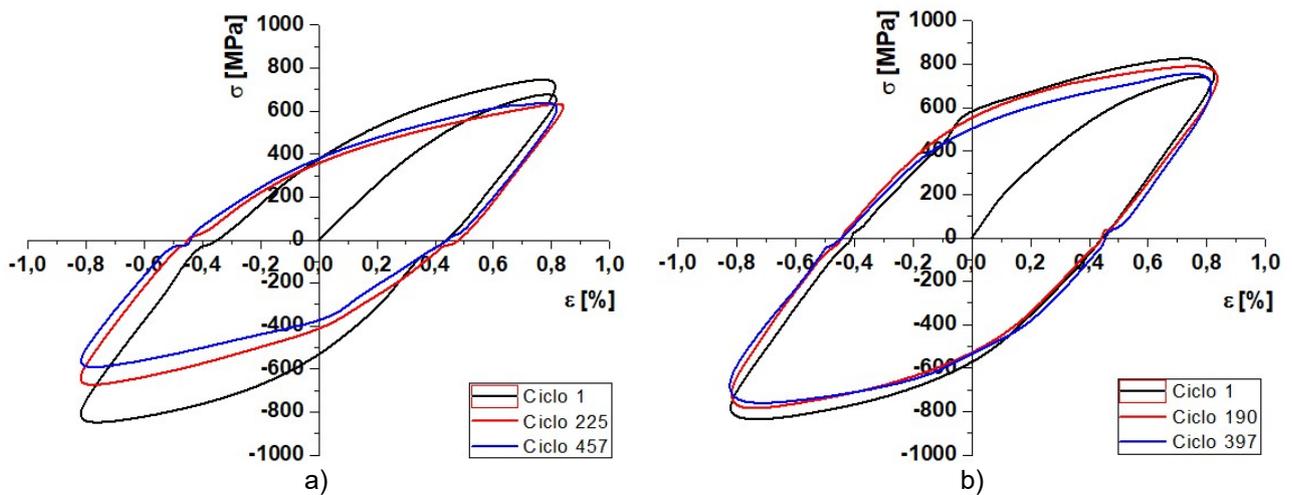
Fonte: O Autor.

Figura 48: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 0,6% a) 25°C e b) 250°C.



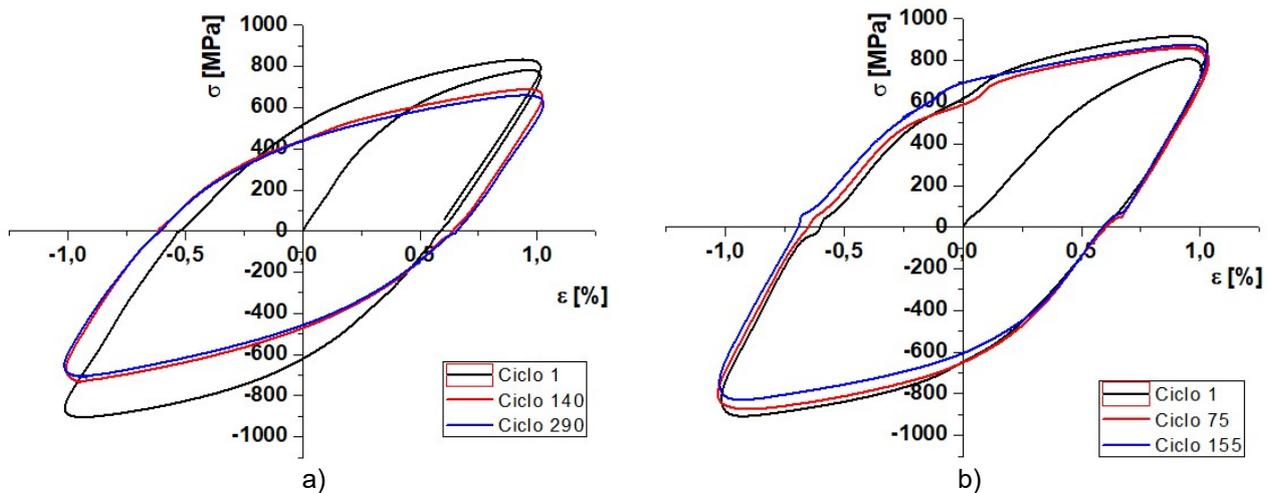
Fonte: O Autor.

Figura 49: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 0,8% a: a) 25°C e b) 250°C.



Fonte: O Autor.

Figura 50: Ciclos de histerese do ensaio de fadiga de baixo ciclo para o aço ABNT 4140 com amplitude de deformação de 1% a: a) 25°C e b) 250°C.



Fonte: O Autor.

Nas figuras dos ciclos de histerese, observa-se o comportamento de endurecimento e amolecimento cíclico, caracterizado pelo aumento no valor da tensão com o aumento do número de ciclos e o amolecimento cíclico sendo resultado de uma redução na tensão máxima que atua no material com o aumento do número de ciclos. As amostras de aço ABNT 1045 apresentaram um leve endurecimento cíclico para a amplitude de deformação de 1% na temperatura de 25°C. Para as demais deformações, em 25°C, a variação não foi significativa. Um maior endurecimento foi observado à temperatura de 250°C em todas as taxas de deformação impostas. Um endurecimento cíclico em ensaio de fadiga também foi

reportado por Weisse (1992) para o mesmo aço. Segundo o autor, o aço em ensaio de fadiga com temperatura inferior a 350°C apresenta um endurecimento cíclico devido ao envelhecimento por deformação.

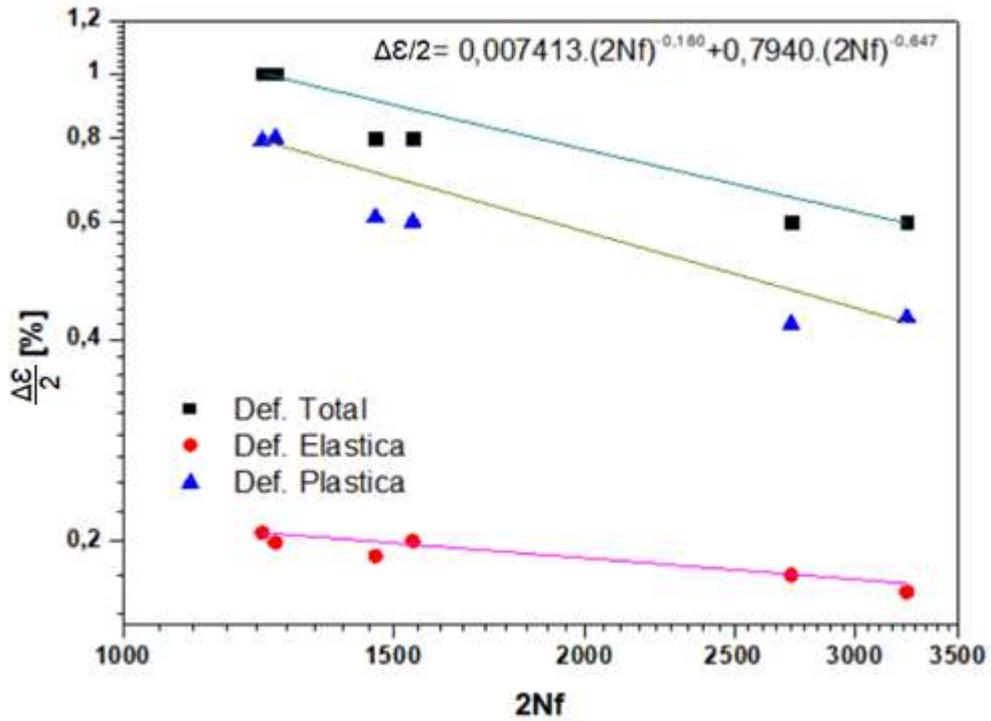
Os resultados para o ABNT 4140 mostraram um pequeno amolecimento cíclico, sendo mais notado nos ensaios à temperatura de 25°C. Segundo Mitchel, (1978) e Downing, (2013) é possível estimar o comportamento cíclico dos materiais quanto ao endurecimento ou amolecimento, através de dados da relação entre o limite de resistência à tração e módulo de elasticidade. Valores superiores a 1,4 espera-se um comportamento de endurecimento cíclico, inferiores a 1,2, amolecimento e entre 1,2 e 1,4 estabilidade cíclica. Para os aços estudados, o 1045 apresentou valores de 1,66 na temperatura de 25°C e 2,16 a 250°C, enquanto o 4140 1,43 à 25°C e 1,3 na temperatura de 250°C.

O aço 4140 apresentou um comportamento diferente do aço ABNT 1045 e amoleceu com o aumento do número de ciclos. Este fenômeno provavelmente está relacionado aos elementos de liga presentes no mesmo principalmente Cr e Mo que ajudam a manter a resistência do material em temperaturas mais elevadas (YU; WANG, 2009).

Os ciclos de histerese foram utilizados para a obtenção dos dados das Figuras 51 a 54, onde são mostradas as curvas de amplitude de deformação-vida, em escala logarítmica, para os aços 1045 e 4140. Os valores de deformação elástica e plástica foram obtidos por meio dos laços de histerese dos ciclos intermediários. A reta de ajuste das figuras foi obtida por meio da equação de Basquin e Coffin-Manson (Equação 9). Para um mesmo percentual de deformação total, nota-se o decréscimo no número de ciclos para a falha nos ensaios com temperatura de 250°C quando, comparados aos realizados à 25°C. Tal fato pode ser explicado pelo favorecimento da movimentação das discordâncias que leva à formação de extrusões e intrusões favorecendo a concentração de tensão na superfície, surgindo trincas que facilitam a fratura do material (BANERJEE, 2019).

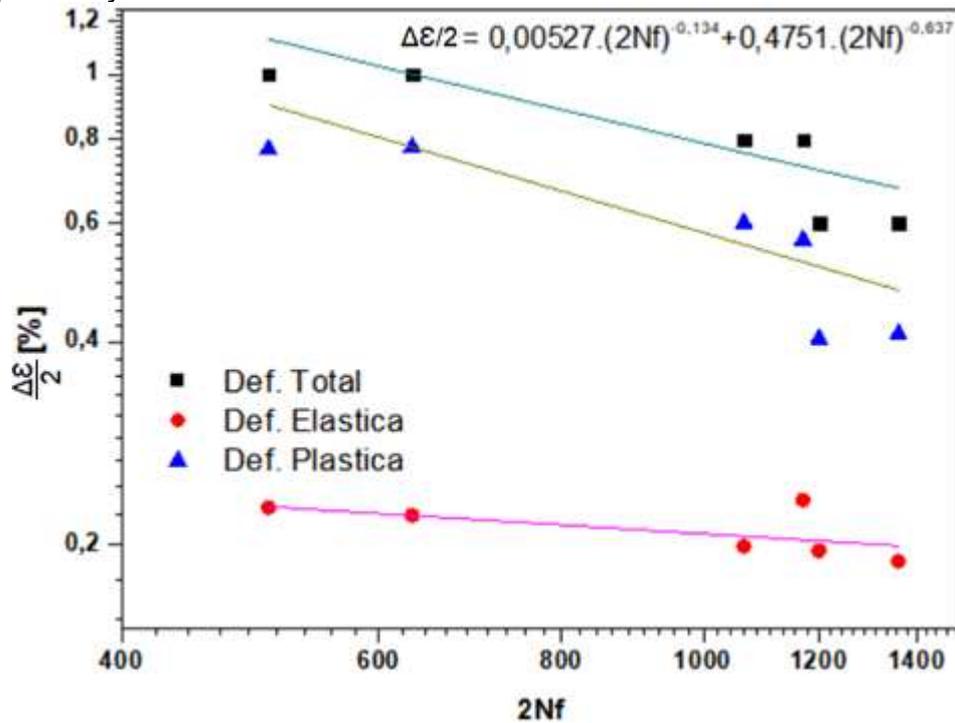
As amplitudes de deformações elástica e plástica também são apresentadas nos gráficos onde o ponto de intersecção das duas retas determina a região de transição entre fadiga de baixo ciclo e alto ciclo (STEPHENS, 2001). Os gráficos para o aço ABNT 4140 apresentaram essa transição sendo ela de 815 e 995 reversos nas temperaturas de 25 e 250°C, respectivamente. As curvas para o ABNT 1045 não evidenciaram tal fenômeno devido às amplitudes de deformação aplicadas. Na menor amplitude de deformação total, 0,6%, o maior percentual de deformação foi elástica (0,42%), permanecendo ainda em regime de baixo ciclo, enquanto no 4140 neste mesmo nível de deformação total o regime elástico foi maior (0,38%), assim o ponto de transição foi evidente.

Figura 51: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 1045 ensaiado a 25°C.



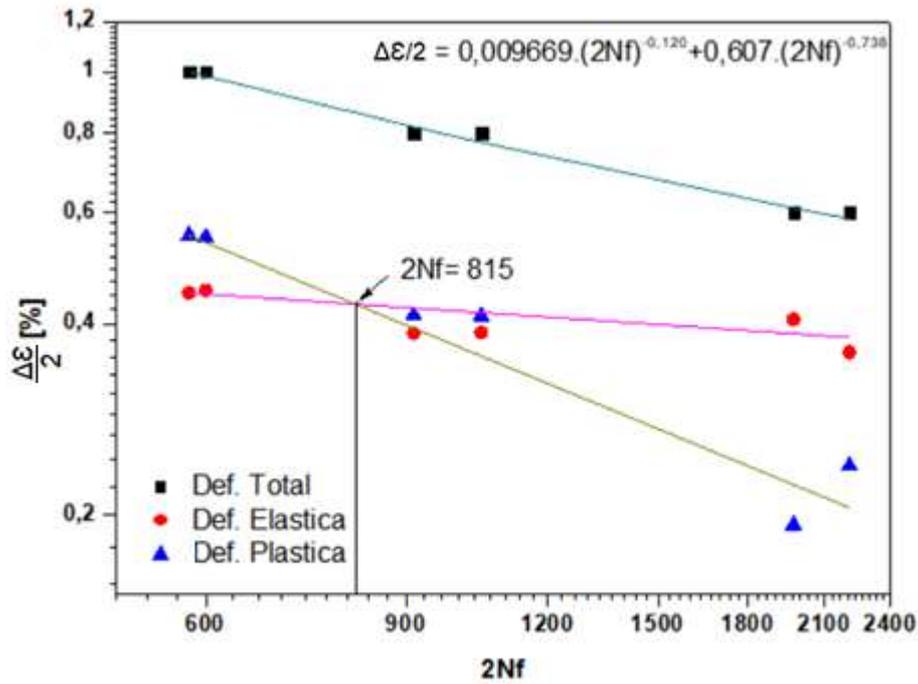
Fonte: O Autor.

Figura 52: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica, para o aço ABNT 1045 ensaiado a 25°C.



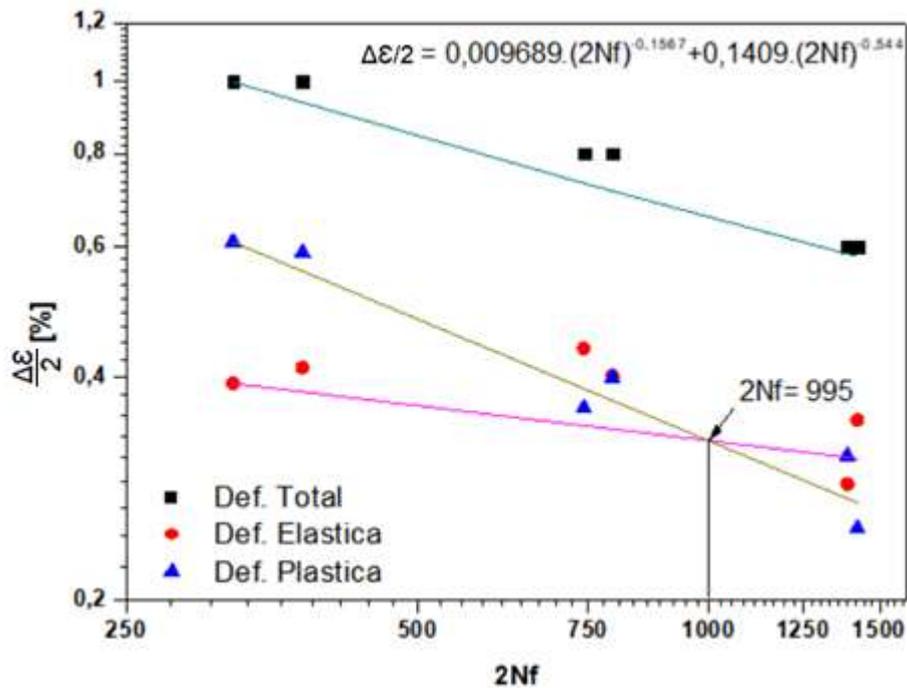
Fonte: O Autor.

Figura 53: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 4140 ensaiado a 25°C.



Fonte: O Autor.

Figura 54: Curvas da amplitude de deformação em função do número de reversos, em escala logarítmica para o aço ABNT 4140 ensaiado a 250°C.

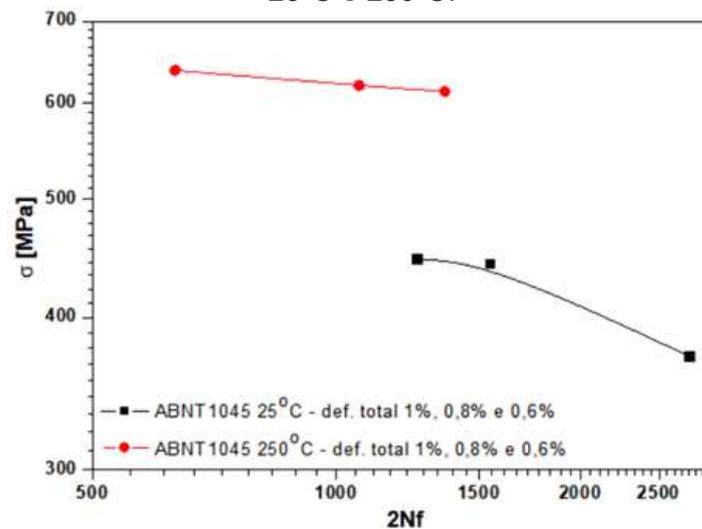


Fonte: O Autor.

De modo geral, para todos os ensaios, o número de ciclos para falha diminui com o aumento da deformação total aplicada devido a um maior nível de tensão necessária para alcançar tais deformações, conforme mostrado nas Figuras 55 e 56. O nível de tensão nos

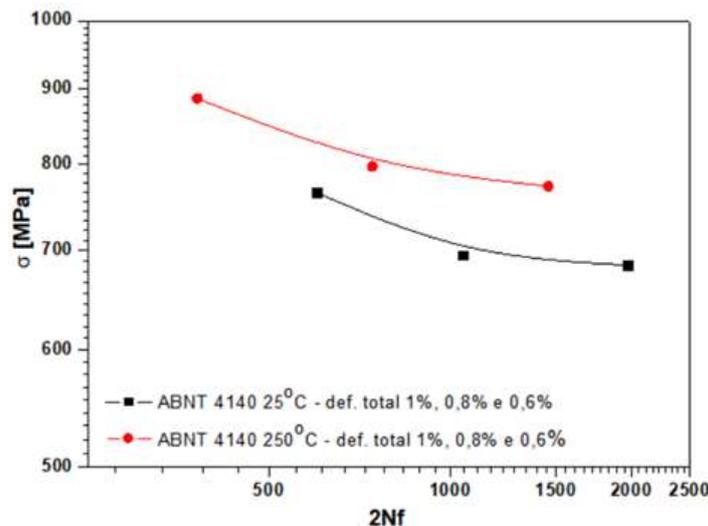
ensaios para o aço ABNT 1045 foi extraído dos ciclos estáveis, onde o material havia sofrido endurecimento cíclico, e foi maior na temperatura de 250°C. Para o aço ABNT 4140, o nível de tensão também foi maior em 250°C. O efeito da temperatura para o ensaio de fadiga para o aço 1045 e 4140 foi de aumentar a tensão necessária para uma mesma deformação em 25°C.

Figura 55: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço ABNT 1045 na temperatura de 25°C e 250°C.



Fonte: O Autor

Figura 56: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço ABNT4140 na temperatura de 25°C e 250°C



Fonte: O Autor

Diferente do que ocorre no ensaio de tração, onde a amostra é rapidamente rompida, no ensaio de fadiga o material é solicitado em tração e compressão em amplitude de deformação inferior à região onde ocorre redução da área de seção transversal (empescoçamento), induzindo em cada ciclo uma deformação plástica localizada. Desta forma, o endurecimento pode ser associado ao encruamento que é definido como o aumento

da resistência mecânica em função da quantidade de deformação plástica imposta a um material. Este comportamento se deve ao acúmulo de discordâncias na microestrutura do material, que também pode ser chamado de endurecimento por deformação (SAALFELD, *et al.*, 2019). O fenômeno também é conhecido como trabalho a frio e ocorre abaixo da temperatura de recristalização que, para os aços de médio carbono como os estudados é de 400 a 700°C (XU, *et al.*, 2010). Juntamente com a movimentação das discordâncias, a distorção dos planos resultantes das deformações dos grãos adjacentes tornam desordenada a estrutura cristalina inicialmente regular, tornando mais difícil o escorregamento, e assim a dureza do material é aumentada elevando o nível de tensão durante os ensaios pois, é necessária uma energia maior para causar a deformação (VANVLACK, 2012). De acordo com Smallman, (2014), um aumento de 100°C na temperatura do ensaio de tração ou de fadiga também provoca um acréscimo no limite de fadiga e de resistência à tração nos aços comuns de baixo carbono. Esse aumento é máximo para as temperaturas entre 200 e 400°C, e foi atribuído ao envelhecimento por deformação. Vale destacar que o aumento no limite de fadiga citado é para ensaios de alto ciclo. Weissei, (1993), também atribui ao envelhecimento por deformação o aumento da tensão nos ensaios de fadiga de baixo ciclo realizados em um aço de médio carbono 1045.

O efeito da temperatura foi avaliado ao final dos ensaios em fadiga por meio de medidas de dureza realizadas nos corpos de prova. Na Tabela 4, são mostrados os valores médios de dureza Vickers e desvio padrão das amostras nas condições como recebidas e após os ensaios de fadiga à temperatura ambiente (25°C) e à 250°C para as amostras de aço ABNT 1045 e 4140. Foram selecionadas as amostras de fadiga com amplitude de deformação intermediária pois apresentaram variação mais significativa de tensão nas curvas de histerese nos ensaios. O comportamento observado nas curvas de histerese dos ensaios de fadiga de baixo ciclo, onde ocorreu aumento no nível de tensão, pode ser comprovado nos ensaios de dureza onde houve um pequeno aumento na dureza do aço ABNT1045 para as duas temperaturas de ensaio. Uma vez que a dureza do aço como recebido, ou seja, antes do ensaio, é menor o que indicaria uma menor tensão para o primeiro ciclo. A dureza é maior para a temperatura de 250°C, indicando um endurecimento do aço. Com relação ao ABNT 4140, este apresenta uma leve queda na dureza média do material como recebido e após os ensaios. Para este aço após o ensaio em 250°C, a dureza obtida foi maior do que o ensaio a 25°C, porém devido ao desvio padrão pode-se considerar uma estabilidade no valor de dureza.

Tabela 4 - Dureza Vickers para as amostras dos aços ABNT 1045 e 4140 como recebidas e após o ensaio de fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de 0,8% realizado a 25 e 250°C.

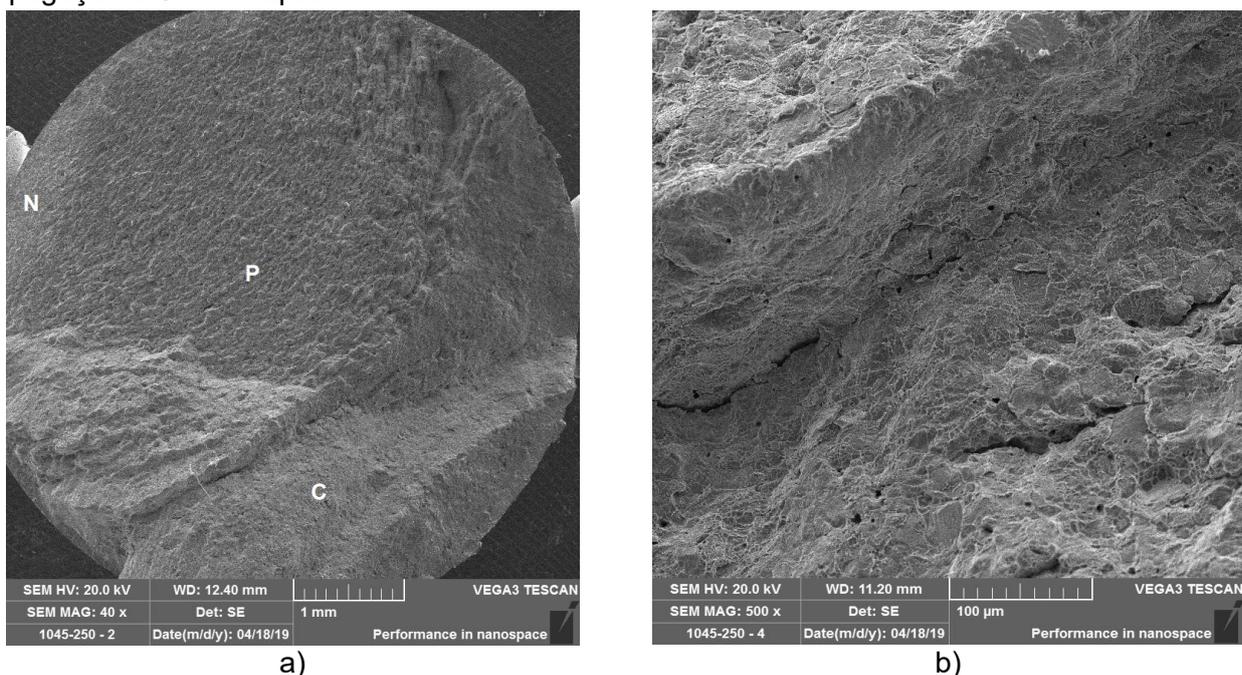
Material	Condição	Dureza Média HV
ABNT 1045	Como Recebido	182± 5
	Fadiga T _{25°C}	204± 7
	Fadiga T _{250°C}	244± 7
ABNT 4140	Como Recebido	319± 25
	Fadiga T _{25°C}	294± 25
	Fadiga T _{250°C}	310± 13

Fonte: O Autor.

A fractografia da amostra de ABNT 1045, submetida ao ensaio de fadiga é mostrada na Figura 57. O aspecto da fratura apresentado para o aço no ensaio de fadiga a 25°C e a 250°C foi o mesmo, dessa forma, optou-se por apresentar apenas a fratura a 250°C. Na Figura é identificado com a letra N a região de nucleação, P de propagação e C de colapso. A região de nucleação da trinca, como dito anteriormente está associada ao deslizamento das discordâncias nos sistemas de escorregamento promovendo a formação de intrusões e extrusões na superfície e favorecendo a nucleação. A região de crescimento, como pode ser observado na Figura 57a, ocorreu perpendicular à tensão máxima aplicada.

Na Figura 57b, com maior ampliação da região do último estágio, nota-se um aumento na profundidade das trincas, e uma ruptura brusca onde o material não suportou a tensão aplicada.

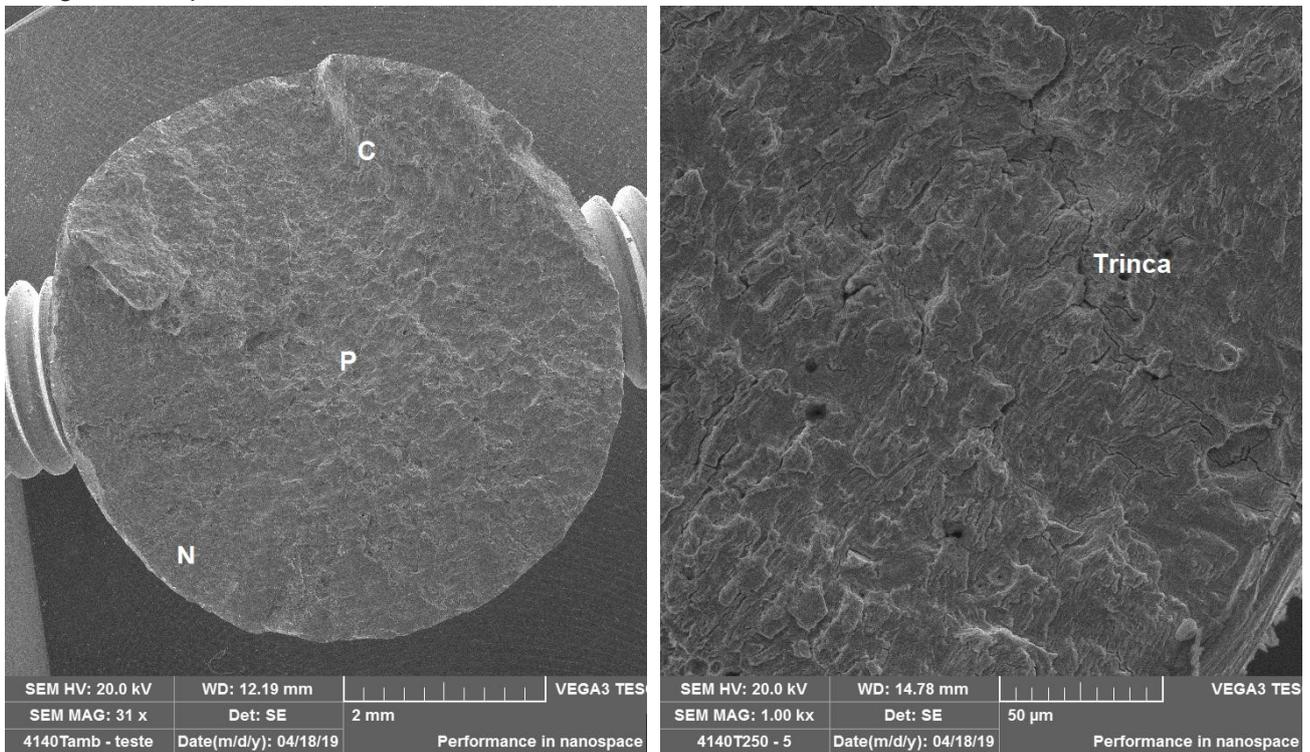
Figura 57: Imagem da região de fratura do aço ABNT 1045 submetido ao ensaio de fadiga a 250°C: a) visão geral e, b) ampliação da região de ruptura. A letra N indica a região de nucleação, P de propagação e C de colapso.



Fonte: O Autor.

Da mesma forma, a fractografia da amostra de ABNT 4140 mostrada na Figura 58a, apresenta um aspecto típico de falha por fadiga, com fratura do tipo frágil. As regiões de nucleação, crescimento e ruptura também são identificadas. A Figura 58b mostra trincas no material e a presença de estrias provenientes da propagação da trinca do processo de fadiga. Uma vista lateral da seção do corpo de prova (Figura 59), também exibe as trincas nucleadas na superfície do material submetido ao ensaio. Essas trincas de fadiga geralmente tem origem nas bandas de deslizamento formadas pelas extrusões e intrusões quando os materiais são sujeitos a cargas cíclicas e estas podem ter grande tamanho e profundidades evidentes na superfície da amostra (SASAOKA, *et al.*, 2018). A formação de trincas na superfície também está relacionado com o acabamento superficial do corpo de prova. Uma superfície com alta rugosidade apresenta uma menor vida em fadiga (XIAO; *et al.*, 2013).

Figura 58: Amostra do aço ABNT 4140 fraturada em fadiga a 250°C: a) visão geral e, b) ampliação da região de ruptura.

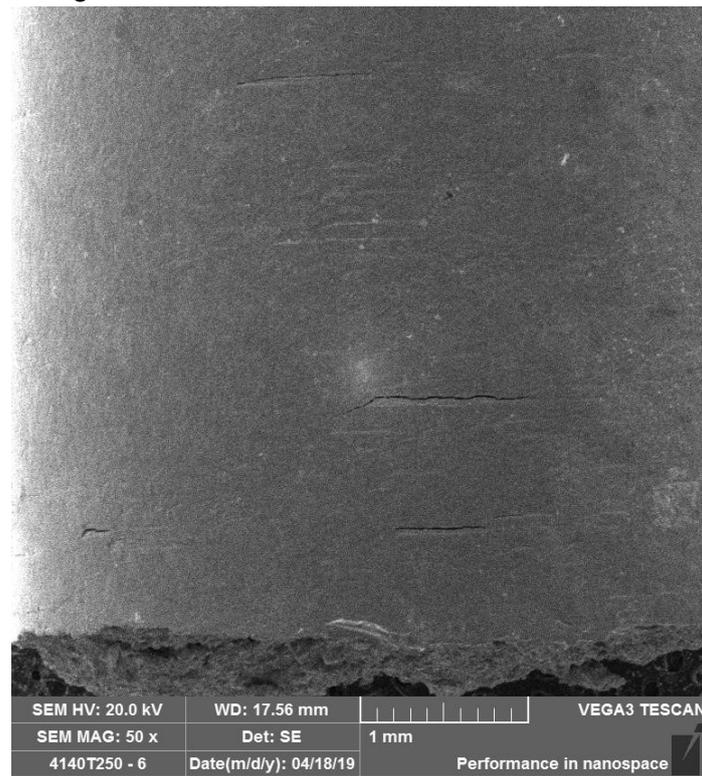


a)

b)

Fonte: O Autor.

Figura 59: Vista lateral da seção de comprimento útil de uma amostra do aço ABNT 4140 submetida ao ensaio de fadiga de baixo ciclo em 250°C.



Fonte: O Autor.

Dessa forma, nos ensaios também avaliou-se a influência da rugosidade na vida em fadiga para os aços. Para isso, previamente, mediu-se a rugosidade superficial das amostras a serem ensaiadas. Os valores de rugosidade média Ra, medidos na região do comprimento útil das amostras dos aços, são mostrados na Tabela 5. Observa-se que, após processo de lixamento com granulometria desde #320 até #1200 e polimento mecânico com alumina de 1 μm , a rugosidade da região do comprimento útil das amostras reduziu.

Tabela 5: Valores de rugosidade médias da região de comprimento útil das amostras de fadiga.

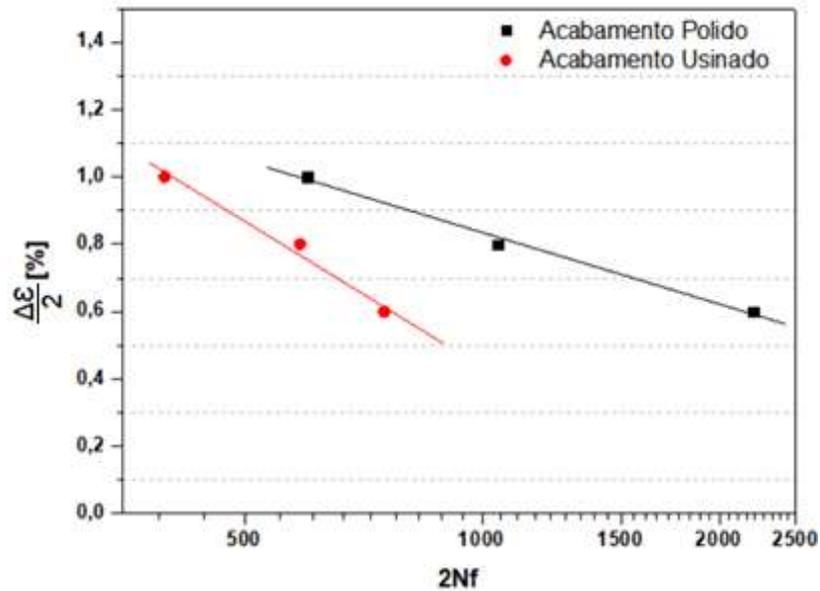
Material	Condição	Rugosidade Ra	Desvio
		Média (μm)	Padrão
ABNT	Polido	0,199	0,065
1045	Usinado	1,820	0,160
ABNT	Polido	0,086	0,018
4140	Usinado	1,035	0,060

Fonte: O Autor.

As amostras com acabamento superficial usinado apresentaram vida menor quando comparadas as que passaram por polimento, para as mesmas amplitudes de deformação,

Figura 60. As marcas de usinagem deixadas pela ferramenta, se tornaram concentradores de tensão, levando à falha prematura do material. Em alguns casos a falha ocorreu na transição da região de comprimento útil para o raio como indicado pela seta na Figura 61.

Figura 60: Gráfico da amplitude de deformação-vida para o aço ABNT4140 com acabamento usinado e polido.



Fonte: O Autor

Figura 61: Corpo de prova com acabamento superficial usinado, submetido a ensaio de fadiga, apresentando ruptura na região de transição do comprimento útil para o raio.



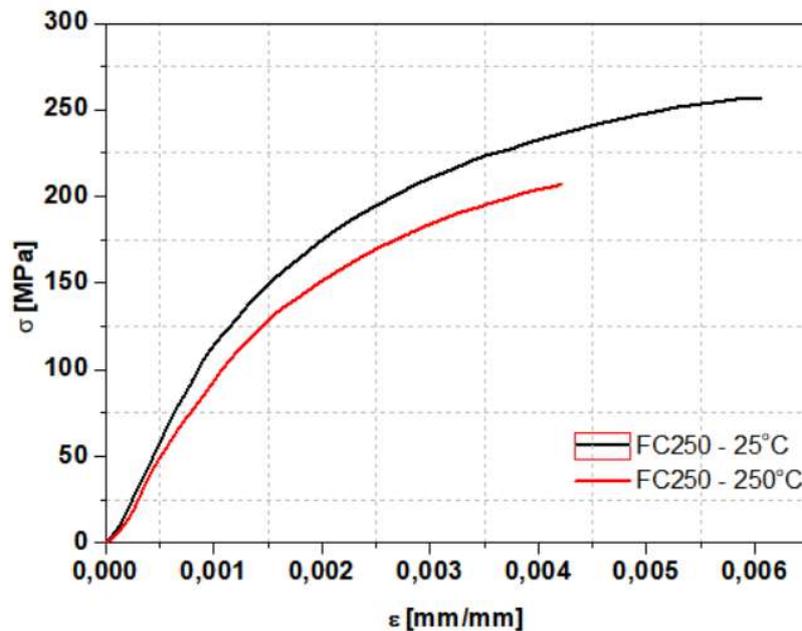
Fonte: O Autor

5.3. Ensaio em Ferros Fundidos

5.3.1. Ensaio de tração

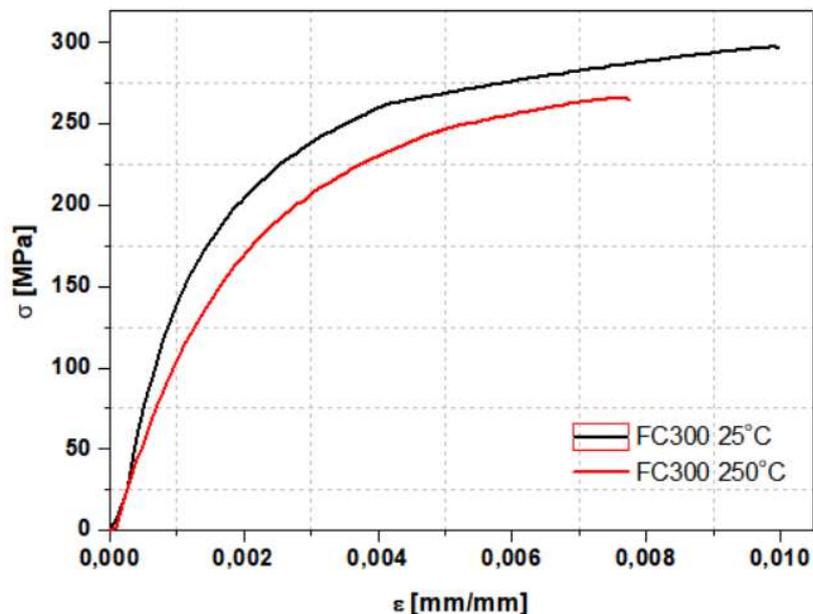
Os ensaios de tração realizados em temperatura ambiente, 25°C, e a 250°C permitiram a confecção de curvas de tensão-deformação de engenharia. As Figuras 62 e 63 mostram as curvas para o FC250 e FC300, respectivamente, nas duas temperaturas citadas. A Tabela 6 apresenta os dados com os valores médios obtidos nos ensaios.

Figura 62: Curvas tensão-deformação de engenharia para o FC250 ensaiados a 25°C e 250°C.



Fonte: O Autor.

Figura 63: Curvas tensão-deformação de engenharia para o FC300 ensaiados a 25°C e 250°C.



Fonte: O Autor.

Tabela 6: Propriedades mecânicas de tração para o FC250 e FC300.

Material	Temperatura (°C)	σ_{LRT} (MPa)	E (GPa)	ϵ (%)	Queda σ_{LRT} (%)
FC250	25°C	252,4	116,3	0,61	18,74
	250°C	205,1	110,7	0,46	
FC300	25°C	303,0	131,7	0,93	13,72
	250°C	261,4	109,7	0,76	

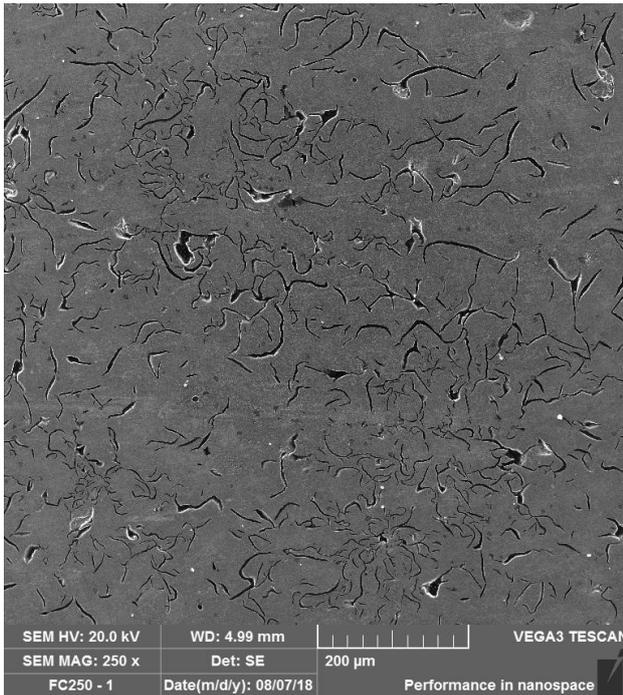
Fonte: O autor.

Como os ferros fundidos cinzentos são considerados materiais frágeis o principal parâmetro de avaliação da sua resistência é o limite de resistência à tração. Nas curvas tensão-deformação mostradas, os dois ferros fundidos em temperatura ambiente apresentaram limite de resistência à tração compatíveis com suas especificações técnicas fornecida pelo fabricante TUPY Fundições que são 250MPa para o FC250 e 300MPa para o FC300. A maior resistência à tração do FC300 é justificada pela presença do elemento de liga Mo. Ele melhora as propriedades de tração dos ferros fundidos por refinar a perlita e diminuir a fração de lamelas de grafita, reduzindo assim os sítios para nucleação de trincas (DING *et al.*, 2018). Os ferros fundidos submetidos aos ensaios à 250°C apresentaram queda no limite de resistência à tração quando comparados aos testes em 25°C. A queda no limite de resistência nesta temperatura é atribuída principalmente à dilatação da cementita (GUESSER, 2009). Embora o tempo de ensaio de tração seja pequeno, o tempo de homogeneização da temperatura e o tamanho da seção do corpo de prova podem promover a ocorrência deste fenômeno.

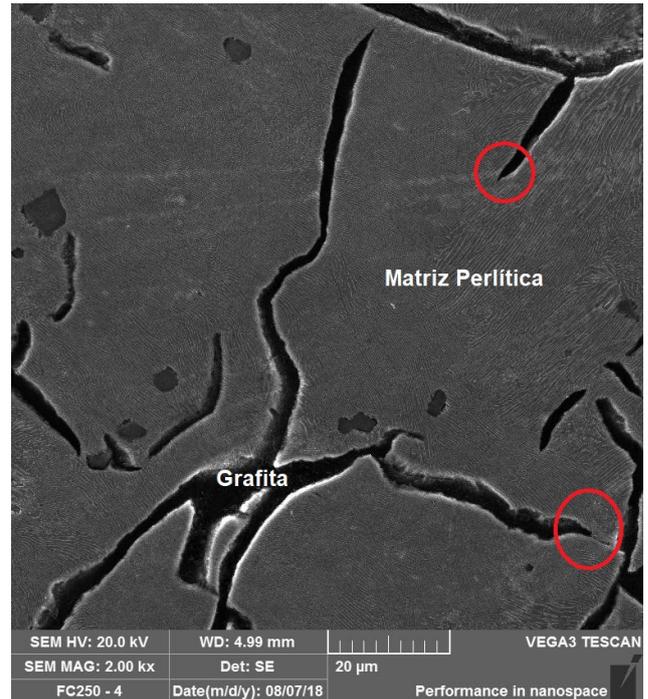
Os ferros fundidos são materiais de baixa ductilidade, sendo comprovado pela sua baixa deformação nas duas temperaturas utilizadas nos ensaios. Os cinzentos apresentam característica de baixa ductilidade quando submetidos a esforços de tração. A grafita possui baixa resistência mecânica e o seu formato em veios atua como um concentrador de tensões nessa classe de ferro fundido (GUESSER, 2009).

Além dos ensaios de tração e fadiga, realizou-se a caracterização da a microestrutura dos ferros fundidos. As Figuras 64 e 65 mostram a microestrutura dos ferros fundidos FC250 e FC300 em amostras atacadas com Nital 3%. Nelas é possível identificar a morfologia irregular e desorientada do tipo A da grafita, conforme classificação da ASTM A247:2006, e a matriz perlítica fina. Nota-se que para o FC300, que é um ferro fundido de maior resistência, há uma menor quantidade de veios de grafita.

Figura 64: Morfologia da grafita e matriz perlítica da amostra de FC250. Ataque nital 3%: a) vista geral e b) destaque para a grafita. A região da ponta da grafita está destacada em vermelho.



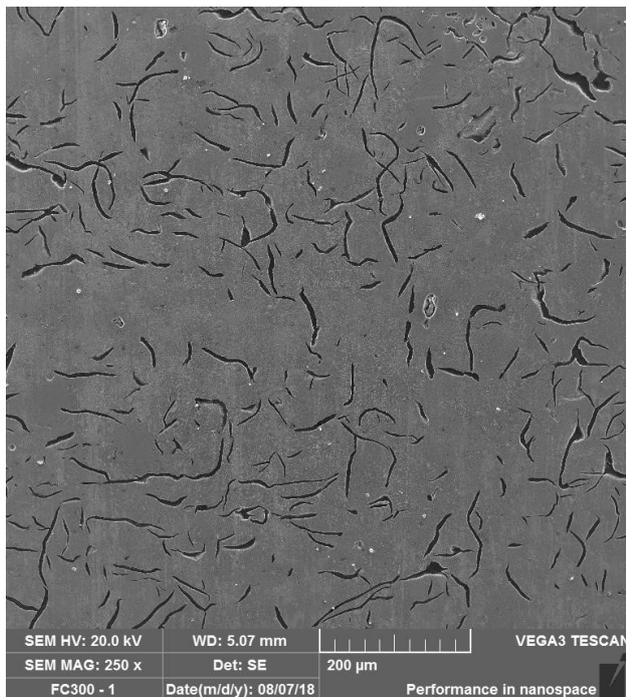
a)



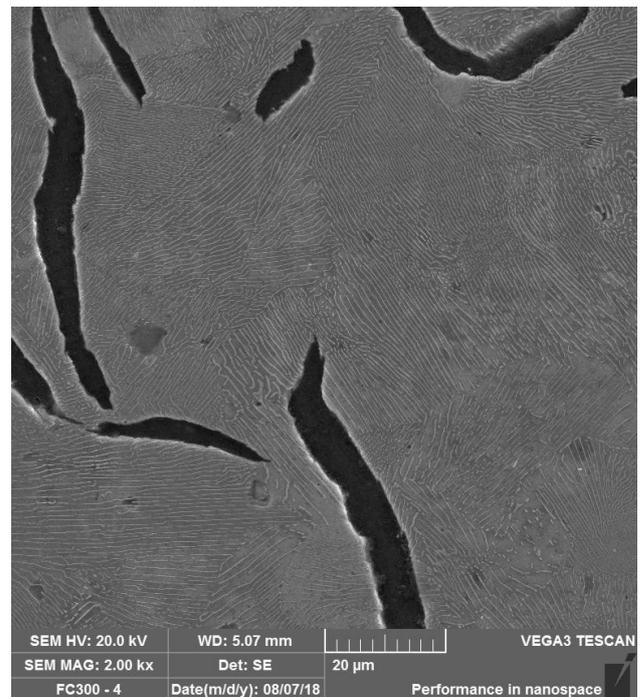
b)

Fonte: O Autor.

Figura 65: Morfologia da grafita e matriz perlítica da amostra de FC300. Ataque nital 3%: a) vista geral e b) destaque para a grafita.



a)

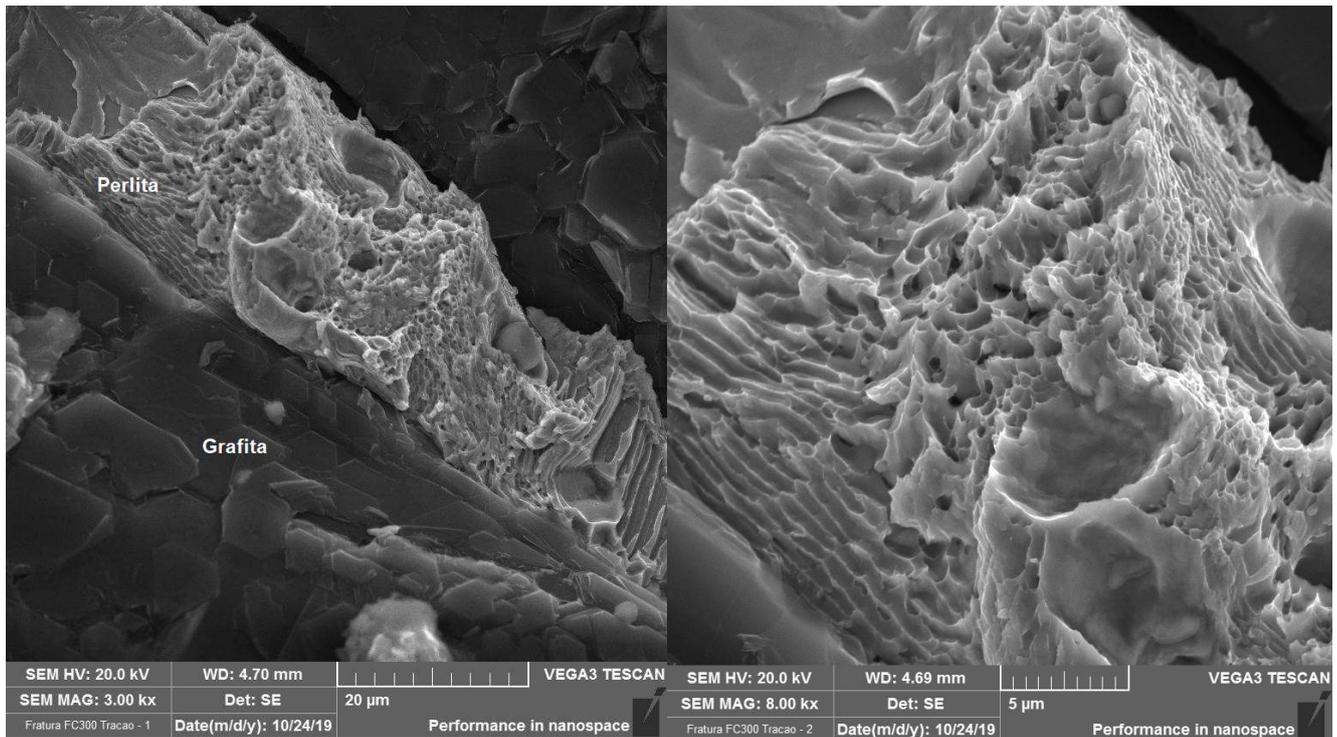


b)

Fonte: O Autor.

Realizou-se também uma avaliação da superfície de fratura por tração através de imagens de microscopia eletrônica de varredura. O aspecto da fratura apresenta uma superfície rugosa. Na Figura 66a é possível identificar a ruptura da matriz perlítica e da grafita, e o detalhe dos microvazios característico de uma ruptura contínua (Figura 66b).

Figura 66: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura de tração do FC300 na temperatura de 25°C: a) Região mostrando a perlita e grafita e b) detalhe dos microvazios na ruptura da matriz perlítica.



a)

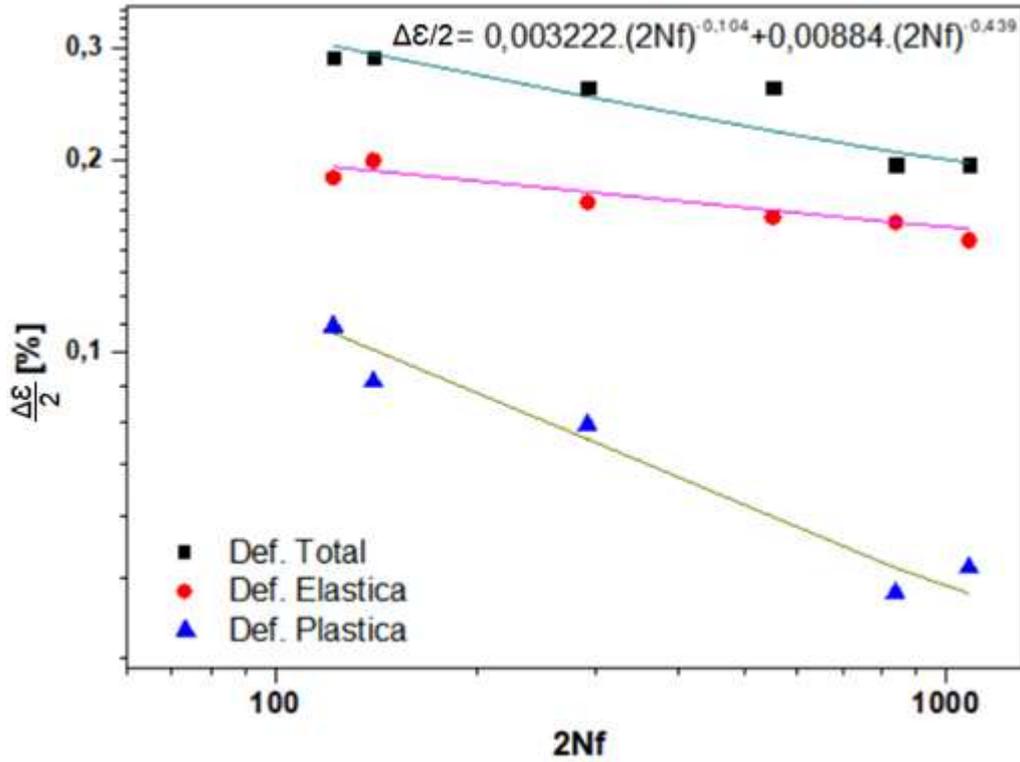
b)

5.3.2. Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo realizados sob controle da deformação permitiram a obtenção das curvas das Figuras 67 a 70, onde, apresenta-se o percentual de deformação em função do número de reversos $2N_f$, ambos em escala logarítmica. Nas figuras, também é apresentada a equação com as variáveis para cada liga (Equação 9). Os resultados tabelados encontram-se disponíveis no Anexo II. Para os ferros fundidos não foi possível obter os valores de deformação elástica e plástica nos laços de histerese pois forneciam valores pouco precisos, devido à resposta do material na compressão ser diferente da tração. Assim, para eles, utilizou-se a tensão máxima do ciclo estável e o módulo de elasticidade obtido nos ensaios de tração para obter a deformação plástica através da Equação 7.

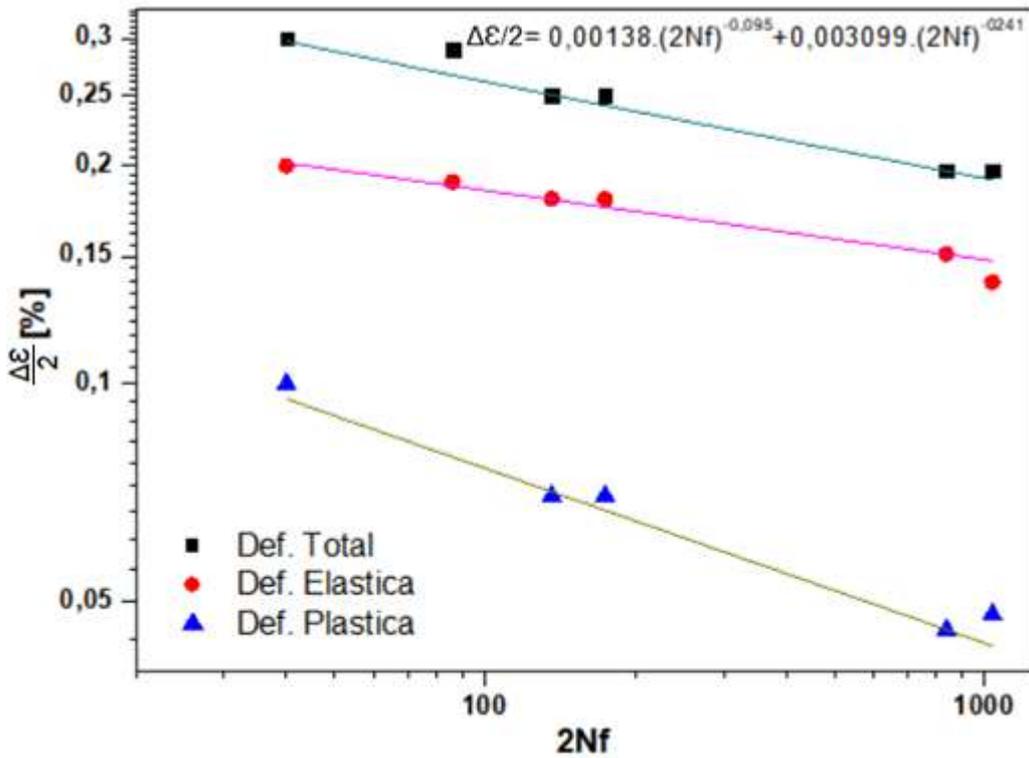
O menor número de amostras e a precisão do extensômetro, nos níveis de deformação estudados para estes materiais não permitiram uma precisão satisfatória nos resultados.

Figura 67: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o FC250 ensaiado a 25°C



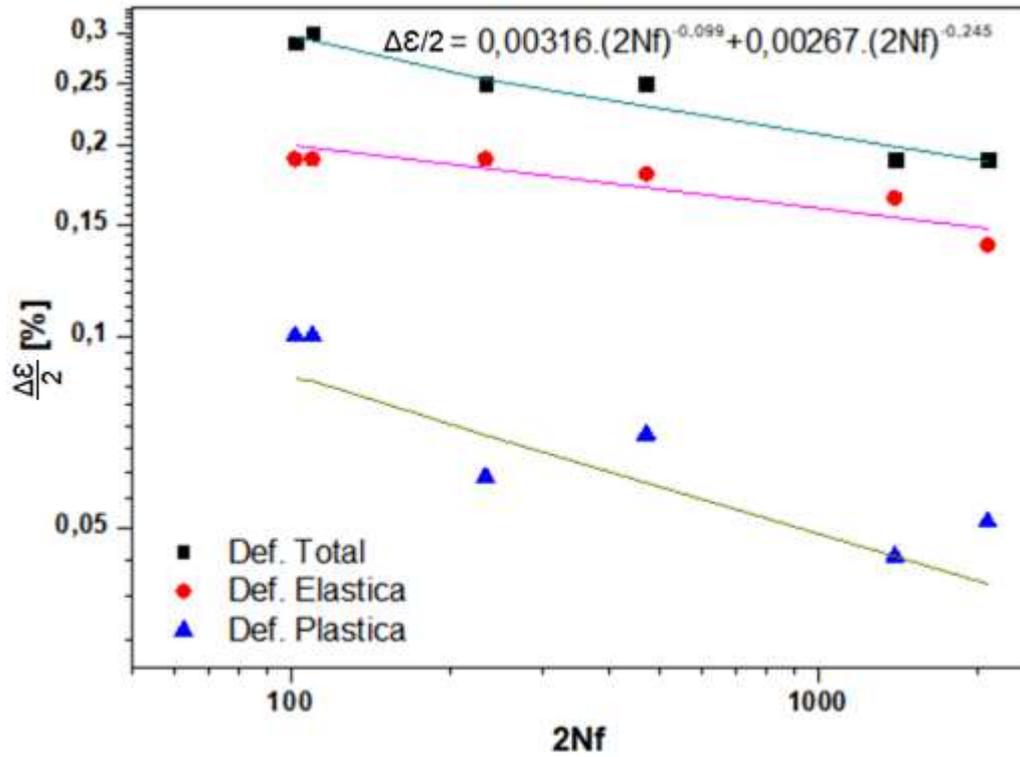
Fonte: O Autor.

Figura 68: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica para o aço FC250 ensaiado a 250°C



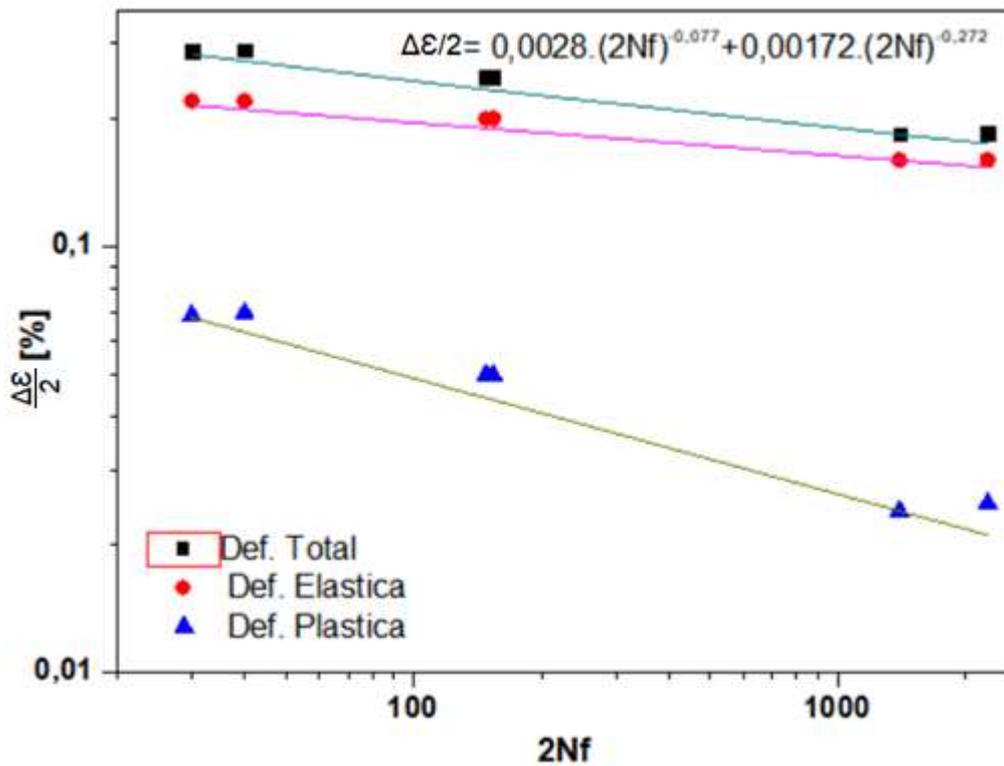
Fonte: O Autor.

Figura 69: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço FC300 ensaiado a 25°C



Fonte: O Autor.

Figura 70: Gráfico da amplitude de tensão-vida, em escala logarítmica, para o aço FC300 ensaiado a 250°C

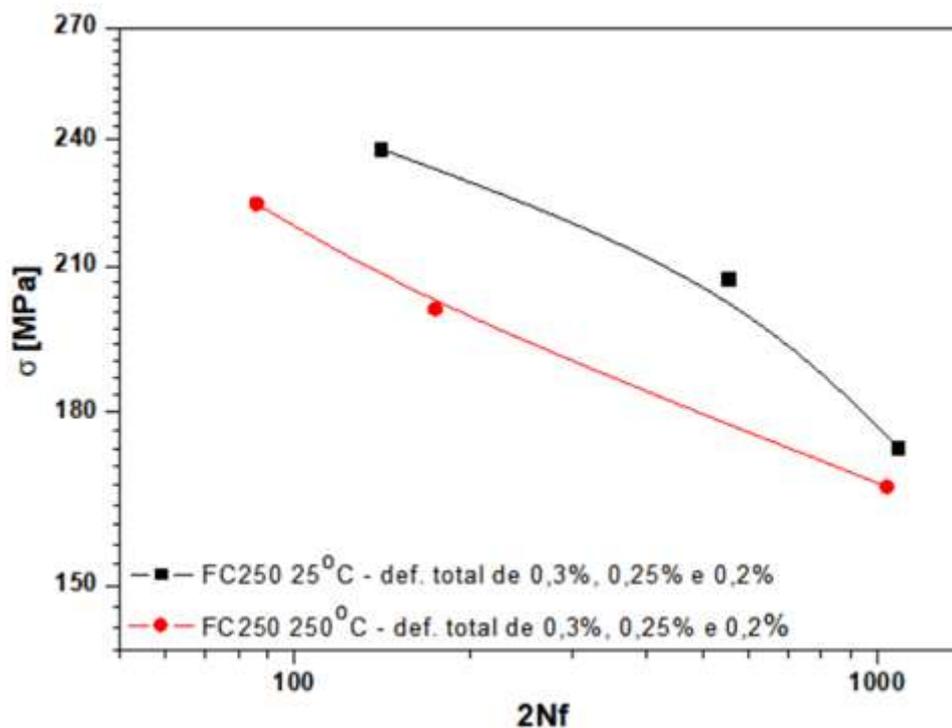


Fonte: O Autor.

Assim como evidenciado nos aços, o número de reversos decresce com o aumento da amplitude de deformação. Também houve queda do número de reversos para falha, para a mesma amplitude de deformação, nos ensaios realizados à temperatura de 250°C. Assim como o ocorrido nos ensaios de tração, a exposição à temperatura durante os ensaios provavelmente causou a decomposição da cementita presente na microestrutura dos ferros fundidos causando perda da resistência mecânica.

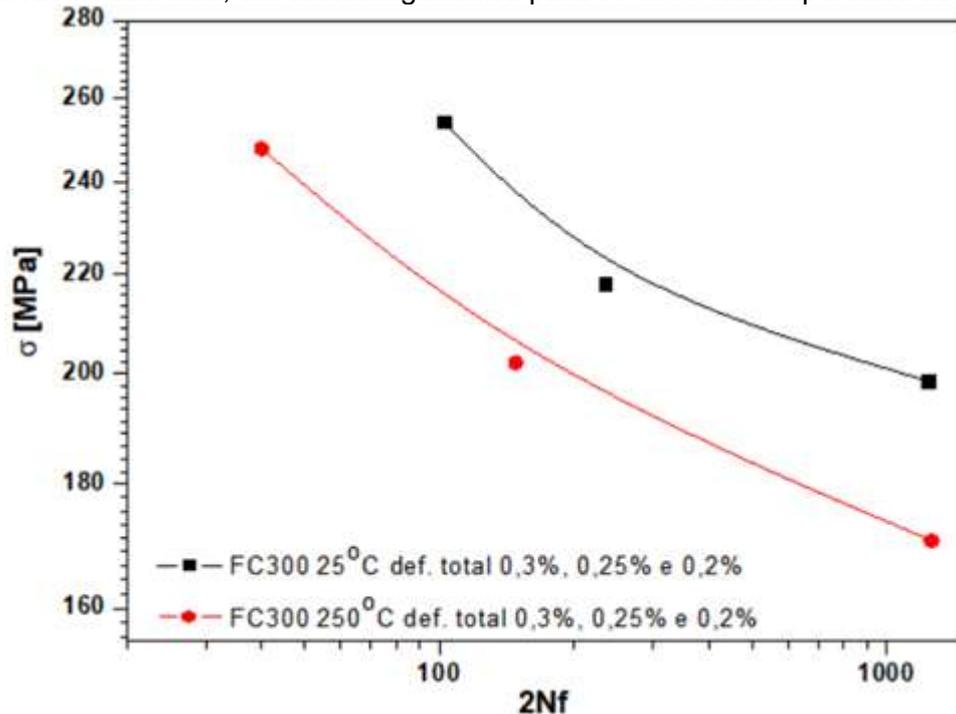
Devido à baixa ductilidade dos ferros fundidos, nos níveis de deformação e temperatura estudados, os gráficos de deformação-vida, não apresentaram diferenças significativas. Comparando o FC250 e o FC300, o segundo apresenta vida em fadiga um pouco superior nas duas temperaturas de ensaio somente em amplitude de deformação 0,2%. Nas demais amplitudes a diferença entre os dois ferros fundidos não é significativa. O FC300, que possui maior resistência mecânica demandou maior tensão para um mesmo percentual de deformação comparado ao FC250, conforme pode ser visto nas Figuras 71 e 72. MALUF *et al.*, (2002) afirma que as transformações na microestrutura levam a queda na tensão aplicada em ensaios de fadiga com temperatura. Este fenômeno ocorreu nos ensaios e também pode ser evidenciado nas Figuras 70 e 71.

Figura 71: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica para o FC250 na temperatura de 25°C e 250°C



Fonte: O Autor

Figura 72: Curvas tensão-vida, em escala logarítmica para o FC300 na temperatura de 25°C e 250°C.

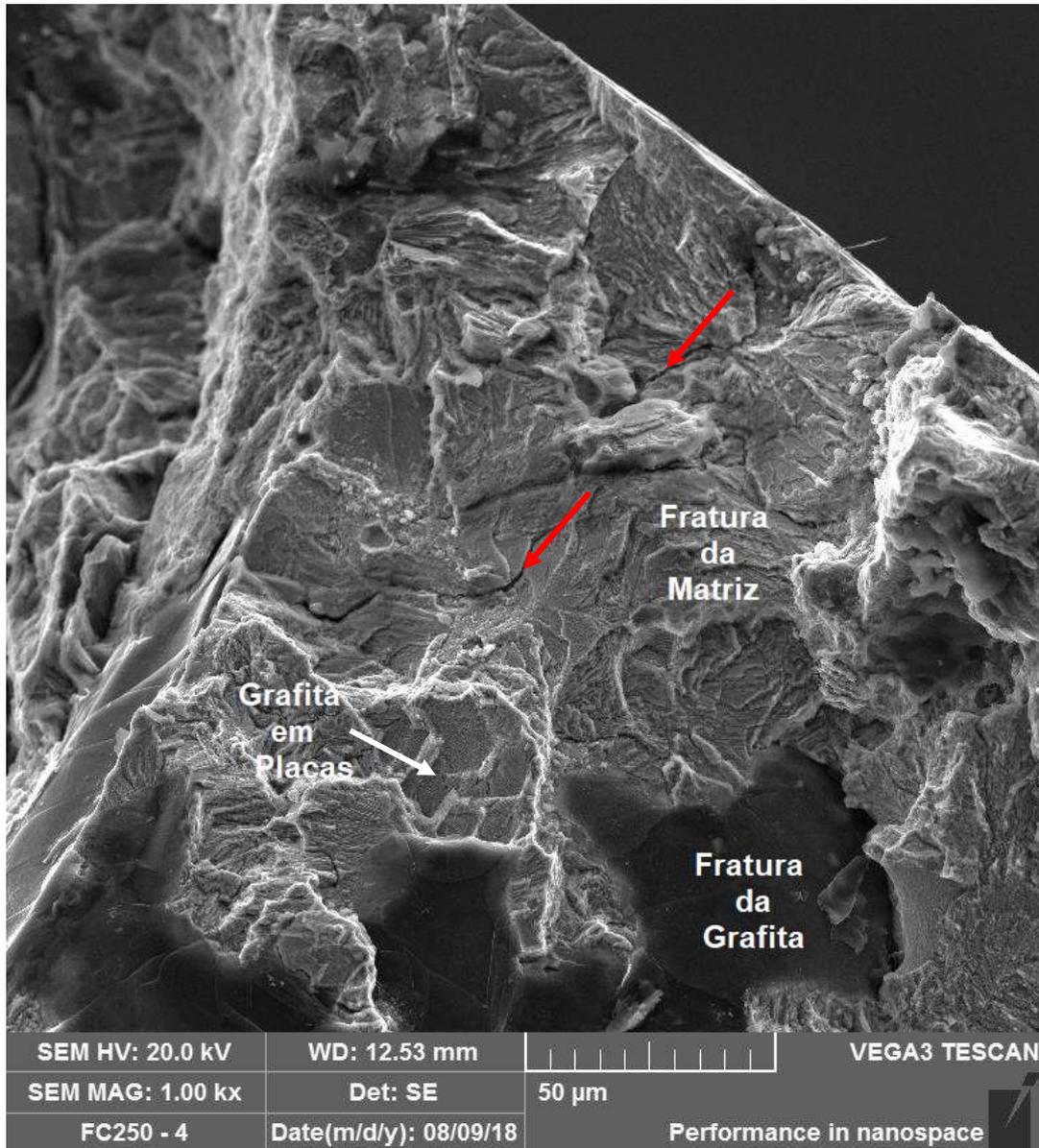


Fonte: O Autor

As fraturas de fadiga dos ferros fundidos foram caracterizadas após os ensaios em temperatura ambiente e 250°C. Nas Figuras 73 e 74 são mostradas as factografias das amostras de FC250 e FC300, respectivamente que foram ensaiadas em temperatura de 250°C e amplitude de deformação de 0,2%. A morfologia do material e a baixa plasticidade do ferro fundido cinzento não permite uma distinção das regiões de propagação de trinca e fratura. Ferreira (2017) atribui este fenômeno ao coalescimento das trincas na superfície da seção útil, causadoras de uma fratura busca. Durante os ensaios, ao longo dos ciclos, não ocorreu queda gradativa da tensão como nos aços.

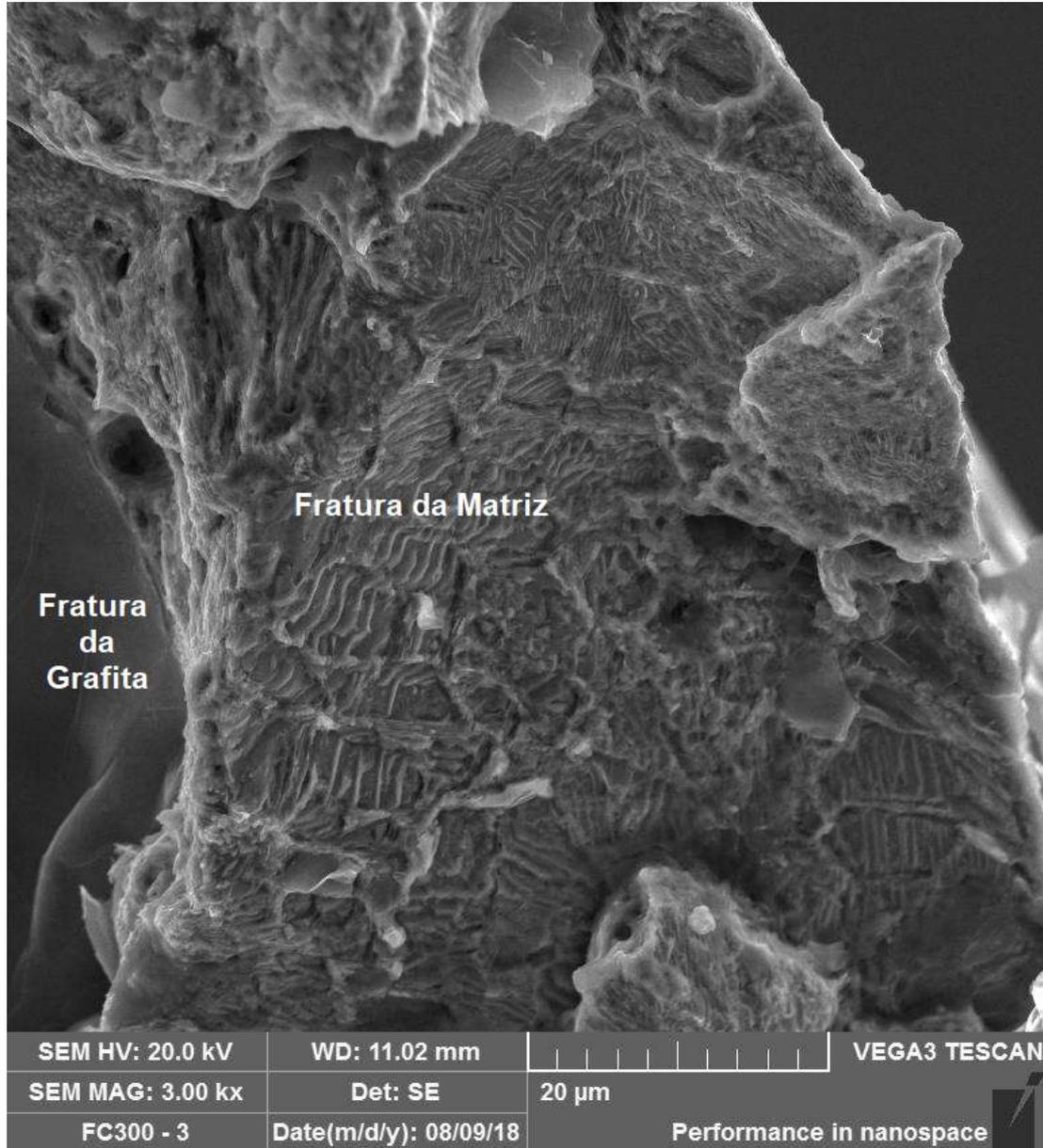
Segundo Guessier, *et al.* (2018) a fratura predominante nos ferros fundidos cinzentos ocorrem nos pontos de menor resistência que são a interface entre a grafita e a matriz. Na Figura 73, é mostrada a superfície da fratura do FC250 e nota-se uma região com estrutura de placas de grafita onde ocorreu a ruptura entre a interface da grafita com a matriz. Também é identificada a fratura da matriz e a ruptura da grafita. Também destaca-se com as setas vermelhas a presença de trincas. Na Figura 74, dois modos de fratura são vistos com um maior destaque para a ruptura da matriz perlítica que foi mais evidente pelo fato do FC300 possuir uma quantidade inferior de lamelas de grafita.

Figura 73: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura do FC250 ensaiado em fadiga com amplitude de deformação 0,2% e temperatura de 250°C.



Fonte: O Autor.

Figura 74: Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da fratura do FC300 ensaiado em fadiga com amplitude de deformação 0,2% e temperatura de 250°C.



Fonte: O Autor.

Após os ensaio de fadiga, foram realizados ensaios de dureza Brinell, Tabela 7, nas amostras nas condições como recebidas e após os ensaios de fadiga à temperatura ambiente (25°C) e à 250°C para o FC250 e FC300. Foram selecionadas as amostras de fadiga com deformação de 0,2% por serem as submetidas a mais tempo de deformação cíclica e temperatura durante os ensaios.

Tabela 7- Valores de dureza Brinel média para as amostras de ferro fundido FC250 e FC300 como recebidas e após o ensaio de fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de 0,2% realizado a 25 e 250°C.

Material	Condição	Dureza Média HB
FC250	Como Recebido	197 ± 3
	Fadiga T _{25°C}	203 ± 6
	Fadiga T _{250°C}	200 ± 7
FC300	Como Recebido	198 ± 2
	Fadiga T _{25°C}	210 ± 7
	Fadiga T _{250°C}	207 ± 3

Fonte: O Autor.

Durante os ensaios de fadiga os ferros fundidos permaneceram estáveis ciclicamente, sendo comprovado nos ensaios de dureza onde não houve variação significativa nos valores de dureza Vickers nas amostras para as duas temperaturas. Os valores encontram-se dentro do especificado para os ferros fundidos.

6. CONCLUSÃO

Neste trabalho, desenvolveu-se todo o aparato para os ensaios juntamente com o sistema de aquecimento por indução que permitiram ensaiar em tração e fadiga de baixo ciclo as ligas de aço e ferro fundido nas temperaturas de 25°C e 250°C. A temperatura dos ensaios foi limitada em 250°C para não comprometer o funcionamento do extensômetro pois, acima dessa temperatura notou-se uma maior condução de calor para a parte eletrônica do mesmo.

Os principais resultados da avaliação das propriedades de tração e fadiga com temperatura foram:

- As ligas de aço apresentaram queda na tensão de ruptura nos ensaios de tração realizados na temperatura de 250°C. Esta queda está possivelmente associada aos fenômenos termicamente ativados como a movimentação das discordâncias que são mais facilitadas com o aumento da temperatura.
- O aço ABNT 1045 teve queda no coeficiente de encruamento na temperatura de 250°C enquanto o aço ABNT 4140 manteve o valor constante. Os elementos de liga presentes no 4140, como Cr e Mo provavelmente foram os responsáveis por manter a estabilidade do material nos ensaios em 250°C.
- O módulo de elasticidade apresentou queda com a temperatura em todos os materiais estudados.
- O aço ABNT 1045 ensaiado em fadiga, na temperatura de 250°C apresentou endurecimento cíclico em todas amplitudes de deformação. A justificativa deste comportamento está associada ao fenômeno de envelhecimento por deformação, sendo comprovado nos ensaios de dureza onde ocorreu um aumento nos valores.
- O aço ABNT 4140 apresentou pequena queda da tensão no decorrer dos ciclos de fadiga em temperatura de 25°C, entretanto não acarretou em queda da dureza. Em temperatura de 250°C ele apresentou estabilidade cíclica, também associada aos elementos de liga Cr e Mo.
- Ambos os ferros fundidos avaliados na pesquisa apresentaram queda no limite de resistência à tração na temperatura de 250°C, quando comparado a temperatura de 25°C, onde apresentaram resistência compatível com as suas especificações técnicas. A queda nos valores deste parâmetro para essa classe de ferros fundidos, nesta temperatura, está associada principalmente à decomposição da cementita. Este efeito também causou uma menor vida em fadiga com temperatura para os dois ferros fundidos estudados.
- O FC300 apresentou um desempenho em fadiga similar ao FC250 nas duas temperaturas, sendo superior somente na amplitude de deformação de 0,2%.

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, é possível concluir que as alterações realizadas no equipamento funcionaram de maneira adequada, uma vez que, os valores de resistência à tração e comportamento em fadiga de baixo ciclo, principalmente para os aços se mostraram compatíveis com os reportados na literatura. Os resultados referentes aos ferros fundidos, embora satisfatórios foram um pouco prejudicados pela precisão do extensômetro utilizado, devido à pequena amplitude de deformação exigida para essas matérias em ensaios de fadiga. Apesar da limitação evidenciada, as modificações implantadas permitiram a ampliação dos ensaios mecânicos, incluído a utilização de temperaturas superiores à ambiente. O controle de temperatura implementado no sistema de aquecimento indutivo também operou de maneira adequada nas temperaturas utilizadas no ensaio. Para as ligas metálicas estudadas a frequência de ressonância utilizada no circuito de aquecimento indutivo permitiram o aquecimento adequado nas temperaturas dos ensaios. Todos os acessórios desenvolvidos e as instruções para utilização segura do equipamento ficaram disponíveis no laboratório de ensaios mecânicos da Unifei campus Itabira para uso em outras pesquisas.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de tração e fadiga em temperaturas superiores à 250°C para avaliação das propriedades mecânicas;
- Repetir os ensaios de fadiga para os ferros fundidos com extensômetro de precisão superior ao utilizado nesta pesquisa;
- Realizar tratamentos térmicos nas ligas estudadas e avaliar as propriedades mecânicas nas mesmas condições deste trabalho;
- Aprimorar sistema de arrefecimento das garras do equipamento para utiliza-lo em temperaturas superiores à 250°C;
- Instalar extensômetro para altas temperaturas para minimizar possíveis erros nos ensaios em temperaturas elevadas.

REFERÊNCIAS:

ABBASCHIAN R, REED-HILL RE. **Physical metallurgy principles**. 4. ed. Stanford: Cengage Learning; 2008.

ABNT NBR 13284:1995. Preparação de corpos-de-prova para análise metalográfica – Procedimento. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. 1995.

ABNT NBR ISO 6892. Ensaio de Tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. Associação Brasileira de Normas Técnicas 2000.

ABNT NBR NM 87:2000. Aço carbono e ligados para construção mecânica - Designação e composição química. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2000.

ASM HANDBOOK. Metallography and Microstructures. 9. ed. Metal Handbook, 1992. v-9

ASTM A 247: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. Philadelphia, v.01.02, 1998

ASTM E10-08; Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. Philadelphia, 2008.

ASTM E-466 (2007). Standard Practice for Conducting Force Controlled constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. Philadelphia, 2007.

ASTM E606-04 (2004). Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing. Philadelphia, v.03.01, 2004.

BAGETTI, J.H. **Análise da usinabilidade, deformação e temperatura do frezamento dos ferros fundidos vermicular e cinzento**. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica), 139p. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

BANERJEE, A.; B. GANGADHARA, B. Prusty, Fatigue and fracture behaviour of austenitic-martensitic high carbon steel under high cycle fatigue: An experimental investigation, **Materials Science and Engineering: A**, Volume 749, 2019, Pages 79-88

BANNANTINE, Julie. Fundamentals of metal fatigue analysis. Prentice-Hall. 1990.

BHADESHIA, Harshad K. D. H.; HONEYCOMBE, Robert W. K.. Steels: microstructure and properties. Waltham: Butterworth-Heinemann, 2017.

BRESCIANI Filho, Ettore (coord.); ZAVAGLIA, Cecília Amélia Carvalho; BUTTON, Sérgio Tonini; GOMES, Edson; NERY Fernando Antonio da Costa. **Conformação Plástica dos Metais**. Campinas: Editora da Unicamp, 1997 (5ed), 383p.

CHIAVERINI, V; **Aços e ferros fundidos**. 7a ed. São Paulo: ABM, 2005. 518p.

COURTNEY, T.H. **Mechanical behavior of materials**, McGraw-Hill 1990, 620p.

DAWSON, S., HOLLINGER, I., ROBBINS, M., DAETH, J. et al., "The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron," **SAE Technical Paper** 2001-01-0409, 2001

DAWSON, S.; Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design. SinterCast S.A. - Technical Publication, 1999.

DIETER. George E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1985.

DOEGE, E. T. HALLFELD, T. **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**, 2001

DOWNLING, N.E. Mechanical Behavior of Materials- Engineering, deformation, fracture and fatigue. 4ed. Pearson 2013.

Egner, H., & Piotrowski, M. (2019). Effects of fatigue testing on low-cycle properties of P91 steel, *120*(October 2018), 65–72. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.11.001>

FALCÃO, C. A. J. **Estudo do comportamento da fadiga de baixo ciclo em altas temperaturas do aço inoxidável AISI 420**. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2002.

FERREIRA, M. H. **Análise da vida em fadiga termomecânica de ferros fundidos cinzento e vermicular**. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.

FIGUEIREDO, A.M. **Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi**. Tese (doutorado em engenharia metalúrgica), 210f. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2006.

GUESSER, W. L. et al., "A Fatigue and Fracture Study on High Strength Cast Irons", **Materials Science Forum**, Vol. 925, pp. 296-303, 2018

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo; Blucher, 2009. p 68 – 75.

GUSSOW, M. **Eletricidade Básica**. São Paulo: McGraw-Hill, 2009, ISBN. p 360 – 370.

HAEMA, J.; PHUDUNGTHIN, R. (2019). Full bridge resonant inverter for blade induction heating application. **Energy Procedia**, *156*(September 2018), 391–395. <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2018.11.106>

HOGAN, Tomas Christian. **Sistema de aquecimento indutivo integrado a um retificador de alto fator de potência**. 2014. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica e Informática Industrial) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

HÖMBERG, D., PETZOLD, T., ROCCA, E. (2015). Analysis and simulations of multifrequency induction hardening. **Nonlinear Analysis: Real World Applications**, *22*(1), 84–97. <https://doi.org/10.1016/j.nonrwa.2014.07.007>

HULL, D.; BACON, D.J.: **Introduction to dislocations**. Elsevier Ltda, 5 ed, 2011.

HUMPHREYS, F. J. HATHERLY, M. Chapter 6 - Recovery After Deformation, Editor(s): F.J. Humphreys, M. Hatherly, **Recrystallization and Related Annealing Phenomena (Second Edition)**, Elsevier, 2004, Pages 169-213

JANUÁRIO, D., GOMES., Resistência, D. D. E., & Em, À. F. (2011). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica **determinação de resistência à fadiga em aços abnt 4140 em vidas super longas (giga ciclos)**.

KANDIL, F. A. (2000). Manual of Codes of Practice for the Determination of Uncertainties in Mechanical Tests on Metallic Materials The Determination of Uncertainties in Low Cycle Fatigue Testing, (1).

LEE, J., LIM, S., NAM, K., CHOI, D. (2017). Design Method of an Optimal Induction Heater Capacitance for Maximum Power Dissipation and Minimum Power Loss Caused by ESR. **IFAC Proceedings Volumes**, *37*(15), 463–469. [https://doi.org/10.1016/s1474-6670\(17\)31068-6](https://doi.org/10.1016/s1474-6670(17)31068-6)

LI, H., JING, H., XU, L., ZHAO, L., HAN, Y. (2019). Life , dislocation evolution , and fracture mechanism of a 41Fe-25 . 5Ni-23 . 5Cr alloy during low cycle fatigue at 700 ° C. **International Journal of Fatigue**, **119**, 20–33. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.09.026>

LI, H.; JING, H.; XU, L.; et. al. Life, dislocation evolution, and fracture mechanism of a 41Fe-25.5Ni-23.5Cr alloy during low cycle fatigue at 700 °C, **International Journal of Fatigue**, Volume 119, 2019, Pages 20-33, ISSN 0142-1123,

LOVELESS, D. L.; COOK, R. L.; RUDNEV, V. I. Considering Nature and Parameters of Power Supplies for Efficient Induction Heat Treating. **Industrial Heating**, June 1997.

LOVELESS, D; “Solid State Power Supplies for Modern Induction Metal Heat Treating”. **17th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including the 1st International Induction Heat Treating Symposium**, February 1997.

MACHADO, N.T; PASSOS, M.L. RECCO, A.A. Análise das propriedades mecânicas do aço 1045 nitretado a plasma: com e sem tratamento de revenimento. **21º CBECIMAT**. Congresso brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 2014

MALUF, O.; MORETO, J. A.; ANGELONI, M.,et. al. Thermomechanical and Isothermal Fatigue Behavior of Gray Cast Iron for Automotive Brake Discs, New Trends and **Developments in Automotive System Engineering**, Marcello Chiaberge, IntechOpen, January 2012.

MALUF, Omar. **Fadiga termomecânica em ligas de ferro fundido cinzento para discos de freio automotivos**. 2007. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

MANNAN, S. L. Ã., VALSAN, M. (2006). High-temperature low cycle fatigue , creep – fatigue and thermomechanical fatigue of steels and their welds, **48**, 160–175. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2005.08.004>

MARTINS, **Comparação das propriedades mecânicas e de fadiga entre ferro fundido vermicular e cinzento utilizados em blocos de motor diesel**. Dissertação (mestrado em engenharia de materiais), 83p. Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

MARTINS, N. **Introdução à teoria da eletricidade e do magnetismo**. 2ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1975. p 189-303.

MARTINS, N. **Introdução à teoria da eletricidade e do magnetismo**. 2ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1975. p 189-303.

MASSIRER. Ercio, GUESSER. Wilson Luiz. Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular através de ensaio de furação. **6º Congresso brasileiro de engenharia de fabricação**.Caxias do Sul – RS – Brasil, 2011.

METALS HANDBOOK. Heat Treating of Steels. 10ed. Ohio: **American Society for Metals**, v.4, 1991.

MEYERS, Marc A; CHAWLA, Krishan K. **Mechanical behavior of materials**. Cambridge Univerity Press: Cambridge,2009.

MISHNEV, R., Dudova, N.; Kaibyshev, R. (2017). Effect of the strain rate on the low cycle fatigue behavior of a 10Cr-2W- Mo-3Co-NbV steel at 650 ° C. **International Journal of Fatigue**, **100**, 113–125. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.025>

MITCHELL, M.R. Fundamentais of modern fatigue analysis for design In **ASM Materials Science Seminar**, St Louis. Fatigue and Microstructure. Metals Park, ASM, p. 385-437. Ohio,

1978.

NICHOLAS, T - High Cycle Fatigue - A Mechanics of Materials Perspective-Elsevier Science (2006).

OLIVEIRA, A. C. **Propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N.** Dissertação de mestrado – Escola de engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo, 2001.

PADILHA A.F.; SICILIANO JR A.F: **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura.** 2005. ABM, 3ed. São Paulo, 1995.

PADILHA, Rodolfo de Queiroz. **Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340.** 2004. 177 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2004.

PEREIRA, F. G. L. **Fadiga e fratura da superliga à base de níquel, Inconel 625, submetida a razão de carga $R = -1$.** 111f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2017.

RASMA, E. T. **Caracterização estrutural e mecânica do aço AISI/SAE 4140 tratado sob diferentes tratamentos térmicos.** Dissertação (mestrado em engenharia e ciências dos materiais), 128f. Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, 2015.

RUDNEV, V. I.; LOVELESS, D. L.; COOK, R. L. e BLACK, M. R. **Handbook of induction Heating.** New York: Editora Marcel Dekker,2003. p 11 – 136.

SAALFELD,S.; OEVERMANN, T; NIENDORF,T.; SCHOLTES, B. Consequences of deep rolling on the fatigue behavior of steel SAE 1045 at high loading amplitudes, **International Journal of Fatigue**, Volume 118, 2019,

SASAOKA, S.; ARAKAWA, J.; AKEBONO, H., et. al. The effects of crystallographic orientation on fatigue crack initiation behavior in Ti-6Al-4V, **International Journal of Fatigue**, Volume 117, 2018.

SERBINO, E.M. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em discos de freio atomotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar.** Dissertação (mestrado em Engenharia metalúrgica), 112p. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

SILVA, André L. V. C.; MEI, Paulo R. **Aços e Ligas Especiais.** 2. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SINTERCAST. **Graphite Shape from Start to End: Process Control for CGI.** SinterCast S.A, Suécia, Junho 2001.

SMALLMAN, R.E.; NGAN, A.H.W. **Physical Metallurgy and Advanced Materials, Butterworth-Heinemann;** 8 edition, 2014.

STANZL-TSCHEGG, S. (2014). Very high cycle fatigue measuring techniques. *International Journal of Fatigue*, **60**, 2–17. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.016>

STEFANESCU, D.M. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**, vol. 1, ASM Handbook, 1993, pp. 64–70

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A; STEPHENS, R.; FUCHS, H. **Metal Fatigue in Engineering.** 2001

THIELEN, P. N.; FINE, M. E. Raymond A. FOURNELLE, A. (1976), Cyclic stress strain relations and strain-controlled fatigue of 4140 steel, **Acta Metallurgica**, Volume 24, Issue 1, 1976, Pages 1-10

TUPY FUNDIÇÕES. Catálogo técnico perfis FUCO. Biblioteca Tupy Disponível em: <<https://biblioteca.tupy.com.br/pt/category/catalogos-tecnicos>>. Acesso em: 15 de jan. de 2019.

VAN, K. D. Ioannis Vassileiou - High-Cycle Metal Fatigue_ From Theory to Applications- Springer-Verlag Wien (1999)

VANVLACK, L. H.. **Princípios de ciência dos materiais**. Tradução de Luiz Paulo Camargo Ferrão. reimpr. São Paulo: Blucher, 2012. 427p

WANG, Y., Li, Y., Peng, Y., & Qi, X. (2011). Research and design on IGBT induction heating power supply. **Energy Procedia**, **16**(PART C), 1957–1963. <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2012.01.299>

WEISSE, M., & Wamukwamba, C. K. (1993). BEHAVIOUR OF THE LOW CARBON STEEL SAE 1045 IN, *41*(7), 2227–2233.

WULPI, D. J. Understanding how components fail. [S.l.]: **ASM International**, 3ed, 2013. 103–161 p.

XIAO, W.L. et al., "Effects of Surface Roughness on the Fatigue Life of Alloy Steel", **Key Engineering Materials**, Vols. 525-526, pp. 417-420, 2013

XU, W. ; M. FERRY, M. (2010) Recrystallisation processes in cold rolled lowcarbon steel strip containing different starting microstructures, **Materials Science and Technology**, 26:3, 333-342.

YANG, X. (2005). Low cycle fatigue and cyclic stress ratcheting failure behavior of carbon steel 45 under uniaxial cyclic loading *, *27*, 1124–1132. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.01.004>

YONG, Z., WAGNER, D., YUAN, Q., KASHIF, M., LOUIS, J. (2016). Materials Science & Engineering A A low cycle fatigue model for low carbon manganese steel including the effect of dynamic strain aging, *654*, 77–84. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.022>

YU, X. WANG, C. The effect of alloying elements on the dislocation climbing velocity in Ni: A first-principles study, **Acta Materialia**, Volume 57, Issue 19, 2009.

YUAN, X., YU, W., FU, S., YU, D., CHEN, X. (2016). Materials Science & Engineering A Effect of mean stress and ratcheting strain on the low cycle fatigue behavior of a wrought 316LN stainless steel. **Materials Science & Engineering A**, *677*, 193–202. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.053>

YUNG-LI LEE, JWO PAN, RICHARD B. HATHAWAY, MARK E. BARKEY, Fatigue Testing and Analysis, Butterworth-Heinemann, 2005, Pages 57-76.

ZINN, S., SEMIATIN, L. (1988). Element of induction heating. **ASM International**, DOI: *10.1361/Eoih1988p001*, 1–8. <https://doi.org/10.1361/eoih1988p001>

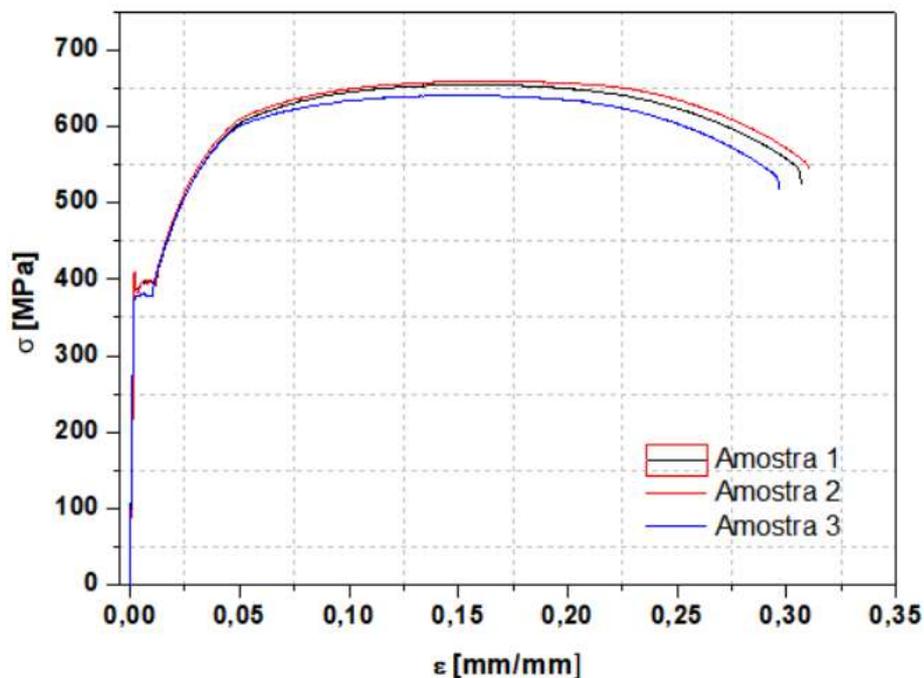
ANEXO I

Resultados dos ensaios de tração nos aços ABNT 1045, ABNT 4140, FC250 e FC300.

Tabela 8: Dados das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 25°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)	A_i (mm ²)	A_f (mm ²)	RA (%)
1	524,8	653,6	389,8	208,57	20	26,13	30,65	28,27	16,61	41,22
2	542,1	655,7	397,6	227,61	20	26,21	31,05	28,27	15,9	43,75
3	516,9	640,1	378,9	222,14	20	25,93	29,65	28,27	15,9	43,75
Média	527,93	649,80	388,77	219,44	20,00	26,09	30,45	28,27	16,13	42,90

Figura 75: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 25°C



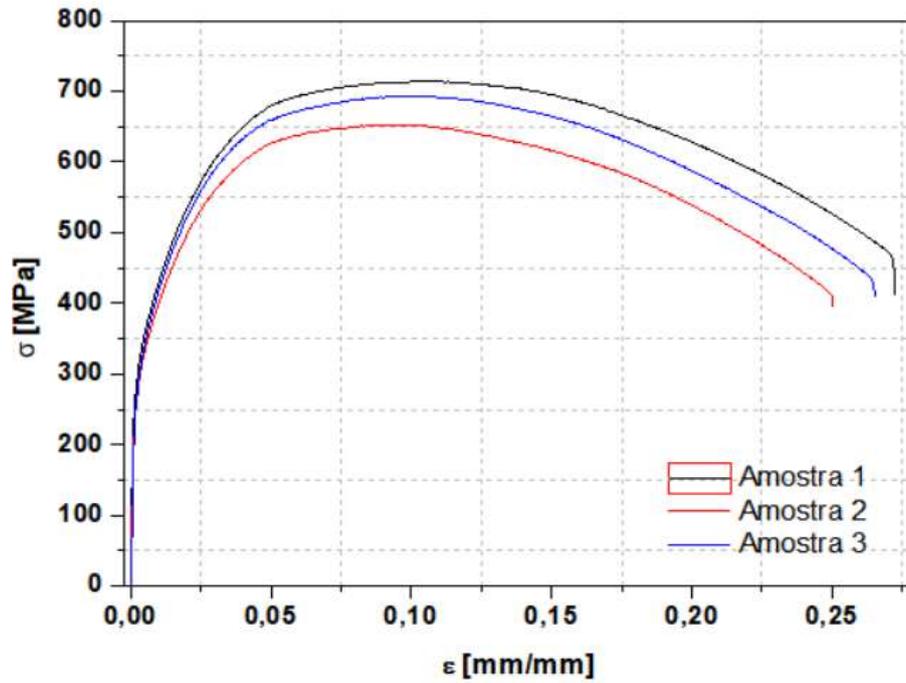
Fonte: O autor.

Tabela 9: Dados das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 250°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)	A_i (mm ²)	A_f (mm ²)	RA (%)
1	410,9	713,7	331,6	172,03	20	25,45	27,25	28,27	15,9	43,75
2	395,4	652,2	305,29	173,80	20	25	25	28,27	17,35	38,62
3	408,4	693,2	313,83	181,29	20	25,3	26,5	28,27	15,9	43,75
Média	404,9	686,36	316,90	175,70	20	25,25	26,25	28,27	16,38	42,04

Fonte: O autor.

Figura 76: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 1045 ensaiadas em tração a 250°C



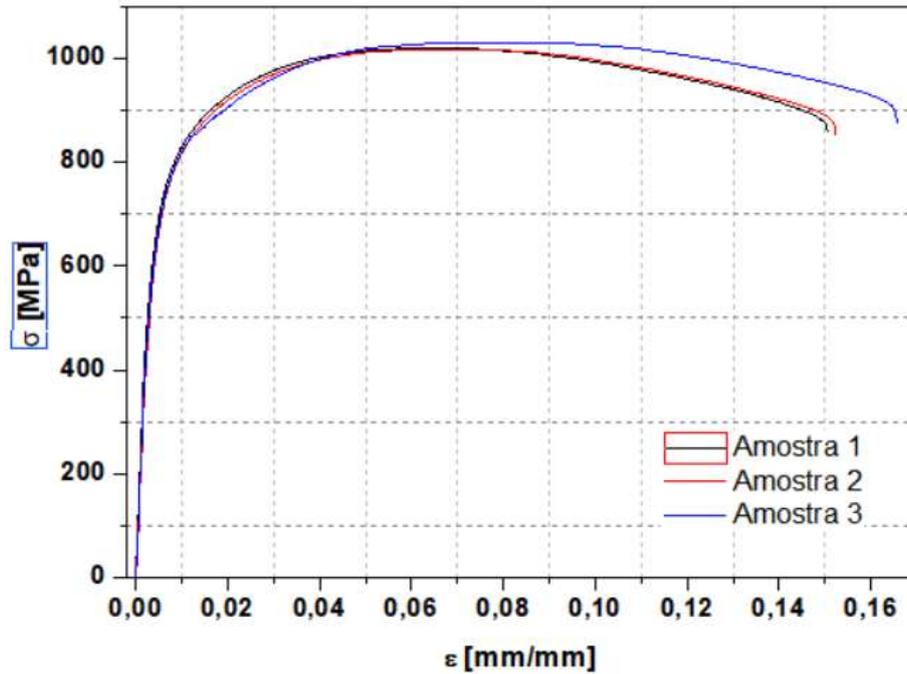
Fonte: O autor.

Tabela 10: Dados das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)	A_i (mm ²)	A_f (mm ²)	RA (%)
1	856,6	1018,6	708,3	122,2	20	23,01	15,05	28,27	16,61	41,24
2	852,4	1017,1	700,2	122,8	20	23,04	15,23	28,27	18,85	33,32
3	874,5	1028,4	730,3	123,8	20	23,24	16,20	28,27	18,85	33,32
Média	861,16	1021,36	712,93	122,93	20	23,24	15,49	28,27	18,10	35,96

Fonte: O autor.

Figura 77: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C



Fonte: O autor.

Tabela 11: Resultados das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 250°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)	A_i (mm ²)	A_f (mm ²)	RA (%)
1	641,5	999,8	778,2	108	20	23,42	17,1	28,27	14,52	48,6
2	612,6	1020	784,4	107,1	20	23,64	18,2	28,27	13,85	51
3	641,5	1049	785,5	107,6	20	23,87	19,3	28,27	14,52	48,6
Média	631,86	1022,93	782,7	107,5	20	23,64	18,2	28,27	14,29	49,4

Fonte: O autor.

Figura 78: Curvas tensão x deformação das amostras de ABNT 4140 ensaiadas em tração a 25°C

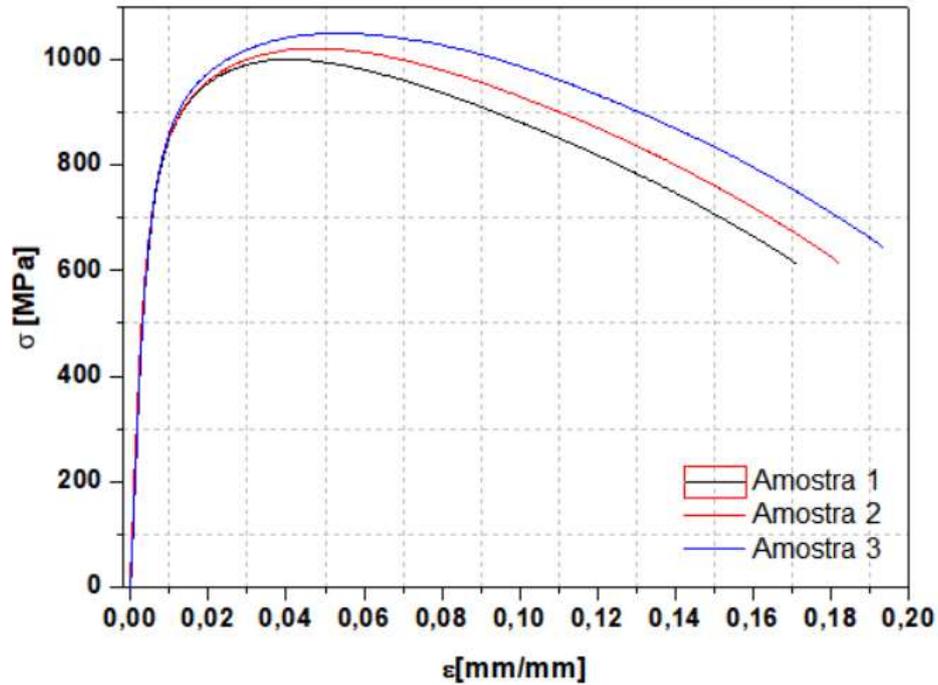
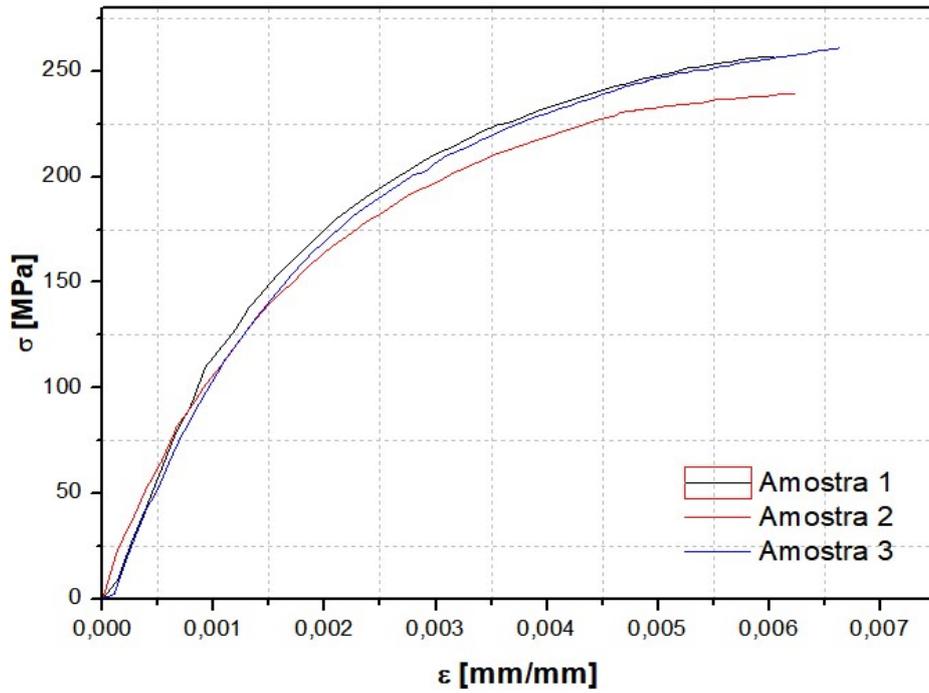


Tabela 12: Dados das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 25°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)
1	256,6	256,6	233,3	116,16	20	20,12	0,6
2	239,6	239,6	230,1	118,03	20	20,12	0,6
3	261,1	261,1	217	114,96	20	20,13	0,65
Média	252,43	252,43	226,8	116,38	20	20,123	0,61

Fonte: O autor.

Figura 79: Curvas tensão x deformação das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 25°C



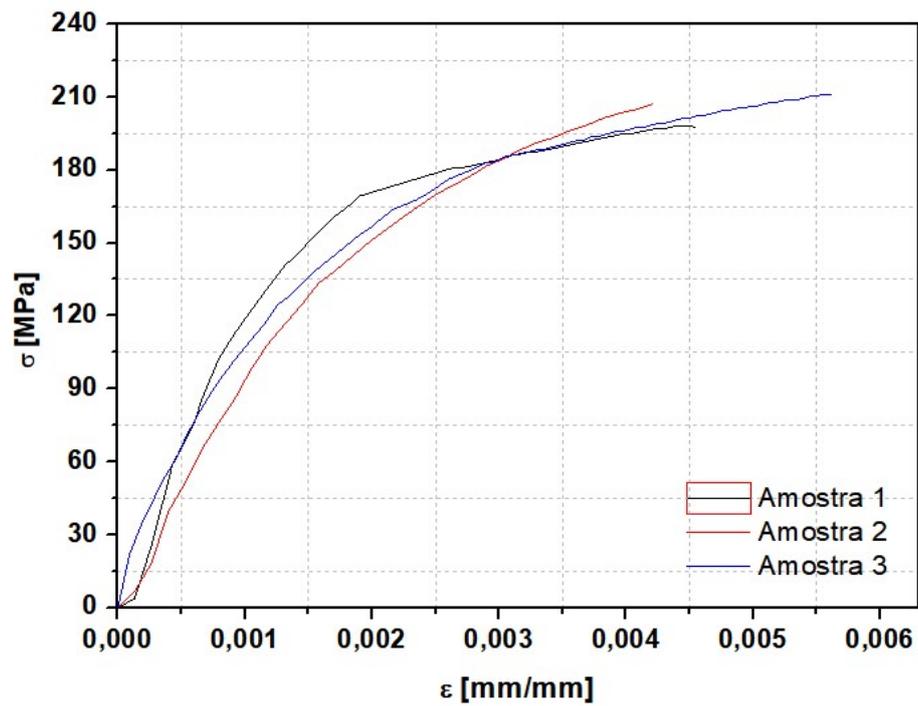
Fonte: O autor.

Tabela 13: Resultados das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 250°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)
1	197,6	197,6	192,8	112,14	20	20,09	0,45
2	207,1	207,1	202,1	111,06	20	20,08	0,4
3	210,8	210,8	194,1	109,08	20	20,11	0,55
Média	205,16	205,16	196,33	110,76	20	20,09	0,46

Fonte: O autor.

Figura 80: Curvas tensão x deformação das amostras de FC250 ensaiadas em tração a 250°C



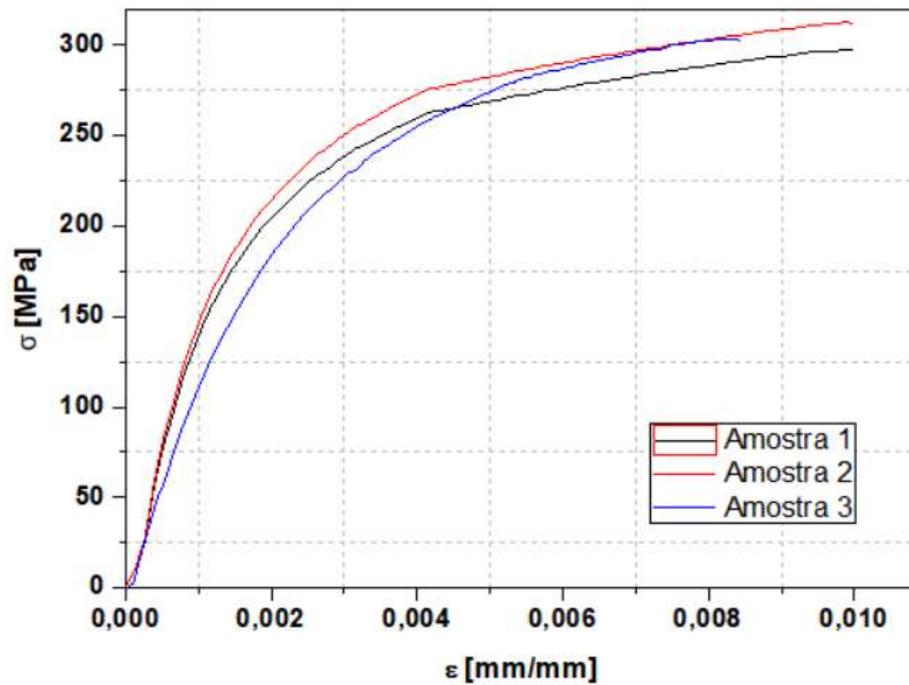
T

Tabela 14: Resultados das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 25°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)
1	296,8	296,8	251,7	127,06	20	20,17	0,85
2	311,6	311,6	265,6	133,72	20	20,19	0,95
3	301,7	301,7	254,3	134,50	20	20,20	1
Média	303,36	303,36	257,2	131,76	20	20,18	0,93

Fonte: O autor.

Curvas tensão x deformação das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 25°C



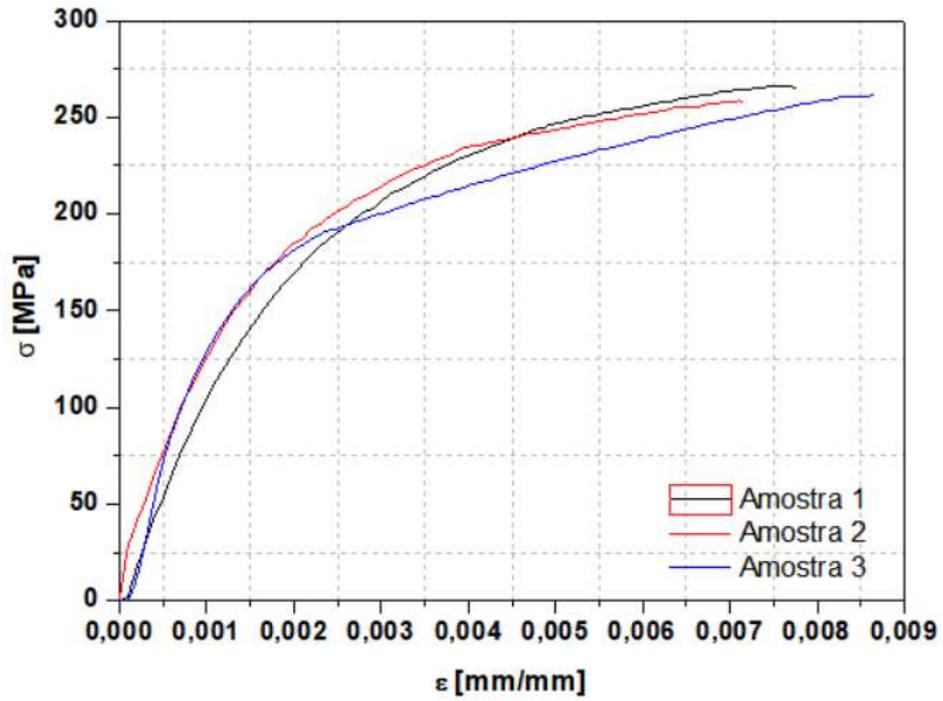
Fonte: O autor.

Tabela 15: Dados das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 250°C

Amostra	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	σ_{LRT} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	E (GPa)	L_i (mm)	L_f (mm)	ϵ (%)
1	264,7	264,7	219,5	108,89	20	20,15	0,75
2	257,9	257,9	226,4	112,65	20	20,14	0,7
3	261,8	261,8	212,3	107,58	20	20,17	0,85
Média	261,46	261,46	219,4	109,70	20	20,15	0,76

Fonte: O autor.

Figura 81: Curvas tensão x deformação das amostras de FC300 ensaiadas em tração a 250°C



Fonte: O autor.

ANEXO II

Resultados dos ensaios de fadiga para os aços ABNT 1045, ABNT 4140, FC250 e FC300.

Tabela 16: Resultados dos ensaios de fadiga para o aço ABNT1045 em temperatura 25°C e à 250°C.

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	Acabamento	$\Delta\epsilon/2$ [%]	$\epsilon_e/2$ [%]	$\epsilon_p/2$ [%]	Nf	$\Delta\sigma/2$ [MPa]
1	25	Polido	1	0,206	0,794	616	446,80
2	25	Polido	1	0,199	0,801	628	446,88
3	25	Usinado	1	0,191	0,809	511	457,42
4	25	Polido	0,80	0,200	0,600	772	443,26
5	25	Polido	0,80	0,190	0,610	730	446,83
6	25	Usinado	0,80	0,195	0,605	640	414,81
7	25	Polido	0,60	0,168	0,432	1620	372,36
8	25	Polido	0,60	0,178	0,422	1362	372,31
9	25	Usinado	0,60	0,138	0,462	992	411,36
10	250	Polido	1	0,273	0,727	316	638,32
11	250	Polido	1	0,221	0,779	252	659,51
12	250	Usinado	1	0,262	0,738	182	630,00
13	250	Polido	0,80	0,233	0,567	585	656,02
14	250	Polido	0,80	0,199	0,601	533	620,52
15	250	Usinado	0,80	0,215	0,585	383	567,34
16	250	Polido	0,60	0,189	0,411	680	613,48
17	250	Polido	0,60	0,179	0,421	652	615,00
18	250	Usinado	0,60	0,196	0,404	600	613,45

Fonte: O Autor.

Tabela 17: Resultados dos ensaios de fadiga para o aço ABNT4140 em temperatura 25°C e à 250°C.

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	Acabamento	$\Delta\epsilon/2$ [%]	$\epsilon_e/2$ [%]	$\epsilon_p/2$ [%]	Nf	$\Delta\sigma/2$ [MPa]
1	25	Polido	1	0,452	0,548	300	765,94
2	25	Polido	1	0,448	0,552	290	726,93
3	25	Usinado	1	0,439	0,561	198	744,60
4	25	Polido	0,80	0,388	0,412	524	695,05
5	25	Polido	0,80	0,295	0,505	457	709,21
6	25	Usinado	0,80	0,387	0,413	294	671,00
7	25	Polido	0,60	0,361	0,239	1104	698,52
8	25	Polido	0,60	0,407	0,193	986	684,41
9	25	Usinado	0,60	0,365	0,235	752	687,90
10	250	Polido	1	0,412	0,588	190	886,52
11	250	Polido	1	0,392	0,608	161	893,62
12	250	Usinado	1	0,414	0,586	143	851,06
13	250	Polido	0,80	0,437	0,363	371	797,80
14	250	Polido	0,80	0,401	0,399	397	780,16
15	250	Usinado	0,80	0,260	0,540	292	702,12
16	250	Polido	0,60	0,34	0,260	727	773,53
17	250	Polido	0,60	0,313	0,287	694	725,63
18	250	Usinado	0,60	0,358	0,242	634	750,13

Fonte: O Autor.

Tabela 18: Coeficientes de fadiga obtidos dos gráficos deformação vida para os aços ABNT 1045 e ABNT 4140.

Material	Temperatura	b	c	$\frac{\sigma'_f}{E}$	ϵ'_f
ABNT 1045	25°C	-0,1807	-0,647	0,00741	0,7947
	250°C	-0,1347	-0,637	0,00527	0,4751
ABNT 4140	25°C	-0,1209	-0,738	0,00966	0,6070
	250°C	-0,1567	-0,544	0,00968	0,1409

Tabela 19: Resultados dos ensaios de fadiga para o FC250 em temperatura 25°C e à 250°C.

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	Acabamento	$\Delta\epsilon/2$ [%]	$\Delta\epsilon_e/2$ [%]	$\Delta\epsilon_p/2$ [%]	Nf	$\Delta\sigma/2$ [MPa]
1	25	Polido	0,30	0,19	0,11	61	217,30
2	25	Polido	0,30	0,2	0,10	70	237,76
4	25	Polido	0,25	0,17	0,08	90	199,80
5	25	Polido	0,25	0,16	0,09	276	207,40
6	25	Polido	0,25	0,16	0,09	146	188,86
7	25	Polido	0,20	0,16	0,04	541	154,62
8	25	Polido	0,20	0,16	0,04	846	173,54
9	25	Polido	0,20	0,15	0,05	420	188,86
10	250	Polido	0,30	0,20	0,10	20	229,28
11	250	Polido	0,30	0,19	0,11	43	224,28
12	250	Polido	0,25	0,18	0,07	40	210,71
13	250	Polido	0,25	0,18	0,07	87	200,70
14	250	Polido	0,20	0,15	0,05	420	166,42
15	250	Polido	0,20	0,14	0,06	519	152,85

Fonte: O Autor.

Tabela 20: Resultados dos ensaios de fadiga para o FC300 em temperatura 25°C e à 250°C.

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	Acabamento	$\Delta\epsilon/2$ [%]	$\Delta\epsilon_e/2$ [%]	$\Delta\epsilon_p/2$ [%]	Nf	$\Delta\sigma/2$ [MPa]
1	25	Polido	0,30	0,19	0,11	51	255,23
2	25	Polido	0,30	0,19	0,11	55	254,34
3	25	Polido	0,25	0,18	0,07	117	245,58
4	25	Polido	0,25	0,18	0,07	236	217,95
5	25	Polido	0,20	0,16	0,04	619	176,12
6	25	Polido	0,20	0,14	0,06	1047	195,63
7	250	Polido	0,30	0,22	0,08	20	247,85
8	250	Polido	0,30	0,22	0,08	11	227,87
9	250	Polido	0,25	0,20	0,05	74	202,85
10	250	Polido	0,25	0,20	0,05	77	202,14
11	250	Polido	0,20	0,16	0,04	629	172,14
12	250	Polido	0,20	0,16	0,04	1129	170,60

Fonte: O Autor.

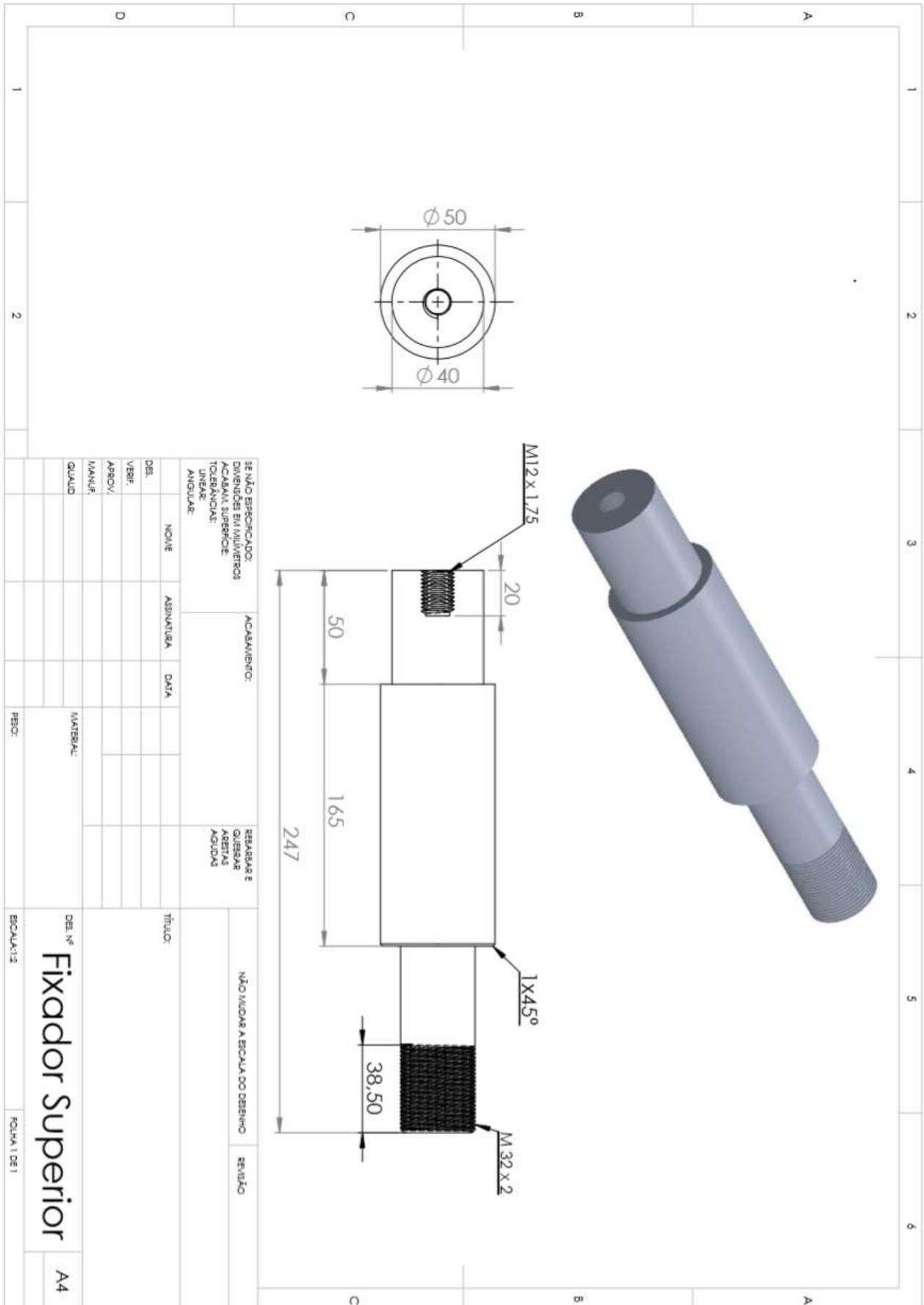
Tabela 21: Coeficientes de fadiga obtidos dos gráficos deformação vida para o FC250 e FC300.

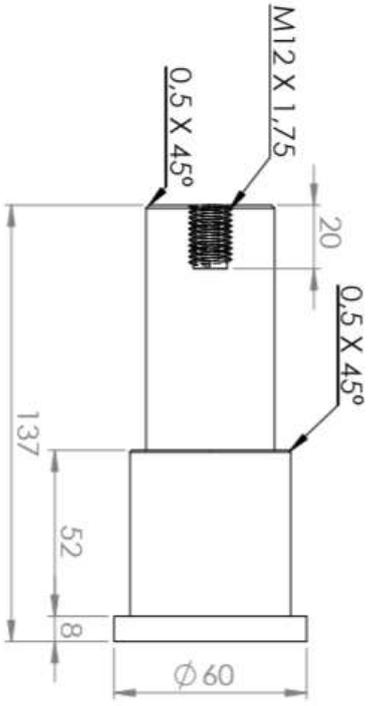
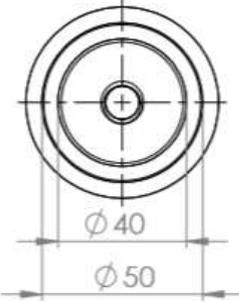
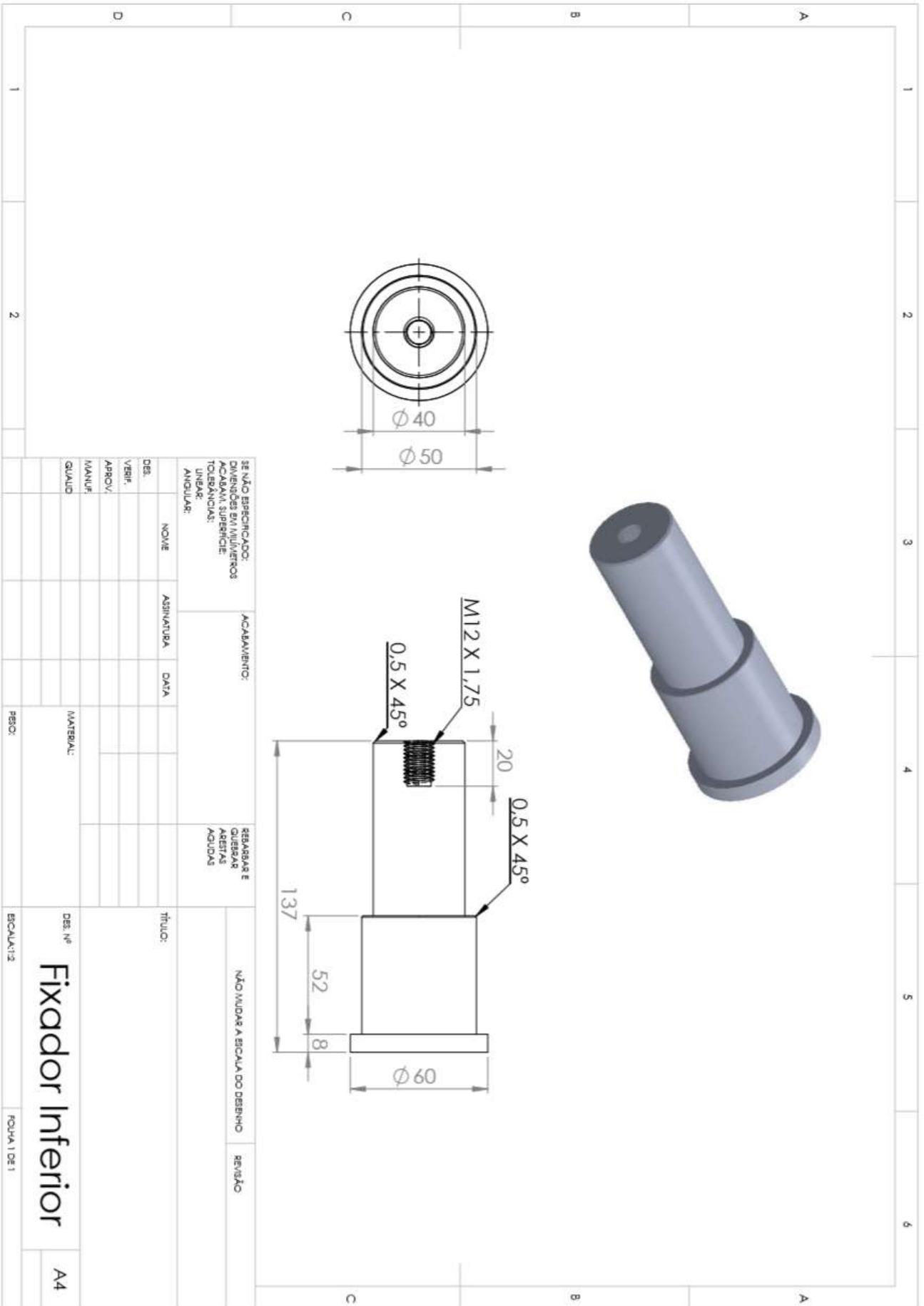
Material	Temperatura	b	c	$\frac{\sigma'_f}{E}$	ϵ'_f
FC250	25°C	-0,104	-0,4390	0,00322	0,00884
	250°C	-0,0955	-0,2413	0,00138	0,003099
FC300	25°C	-0,0995	-0,2459	0,00316	0,00267
	250°C	-0,0777	-0,2720	0,00280	0,00172

Fonte: O autor.

APÊNDICE I

Desenho técnico do sistema de fixação superior e inferior para os corpos de prova.





SE NÃO ESPECIFICADO: DIVERGÊNCIAS EM MILÍMETROS		ACABAMENTO:		REBARBAS E QUEBRAS ABERTAS AGUDAS	
ACABAMENTO SUPERFÍCIE TOLERÂNCIAS: LINEAR: ANGULAR:					
DES.	NOME	ASSINATURA	DATA	TÍTULO:	
VERIF.					
APROV.					
MANUF.					
QUALID.					
				MATERIAL:	
				PSICO:	
			DES. Nº	NÃO MUDAR A ESCALA DO DESENHO	
			REVISÃO		
			Fixador Inferior		
			ESCALA: 1:2		
			FOLHA 1 DE 1		
			A4		

Cálculo da tensão sobre as roscas dos fixadores dos corpos de prova:

Material utilizado: Aço ABNT 1045 – Tensão de Escoamento= 380MPa

Área do filete da rosca métrica M12 = 36,88mm² por filete

Área do filete da rosca métrica M32 = 94,34 mm² por filete

Número de Filetes dos fixadores das amostras = 10

Número de Filetes da rosca superior do fixador = 19

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

Força máxima suportada por filete dos fixadores de amostra considerando a tensão de escoamento do material = 14,01kN

Força total suportada pela rosca que contém 10 filetes = 140,1 kN

Força máxima suportada por filete da rosca superior do fixador considerando a tensão de escoamento do material = 35,84 kN

Força total suportada pela rosca que contém 19 filetes = 645,28 kN

Considerando a força máxima de operação da máquina, que é de 100 kN, utiliza-se a equação a seguir para calcular a tensão máxima de cisalhamento na rosca.

$$\sigma_{cis} = \frac{2F}{\pi \cdot d \cdot h}$$

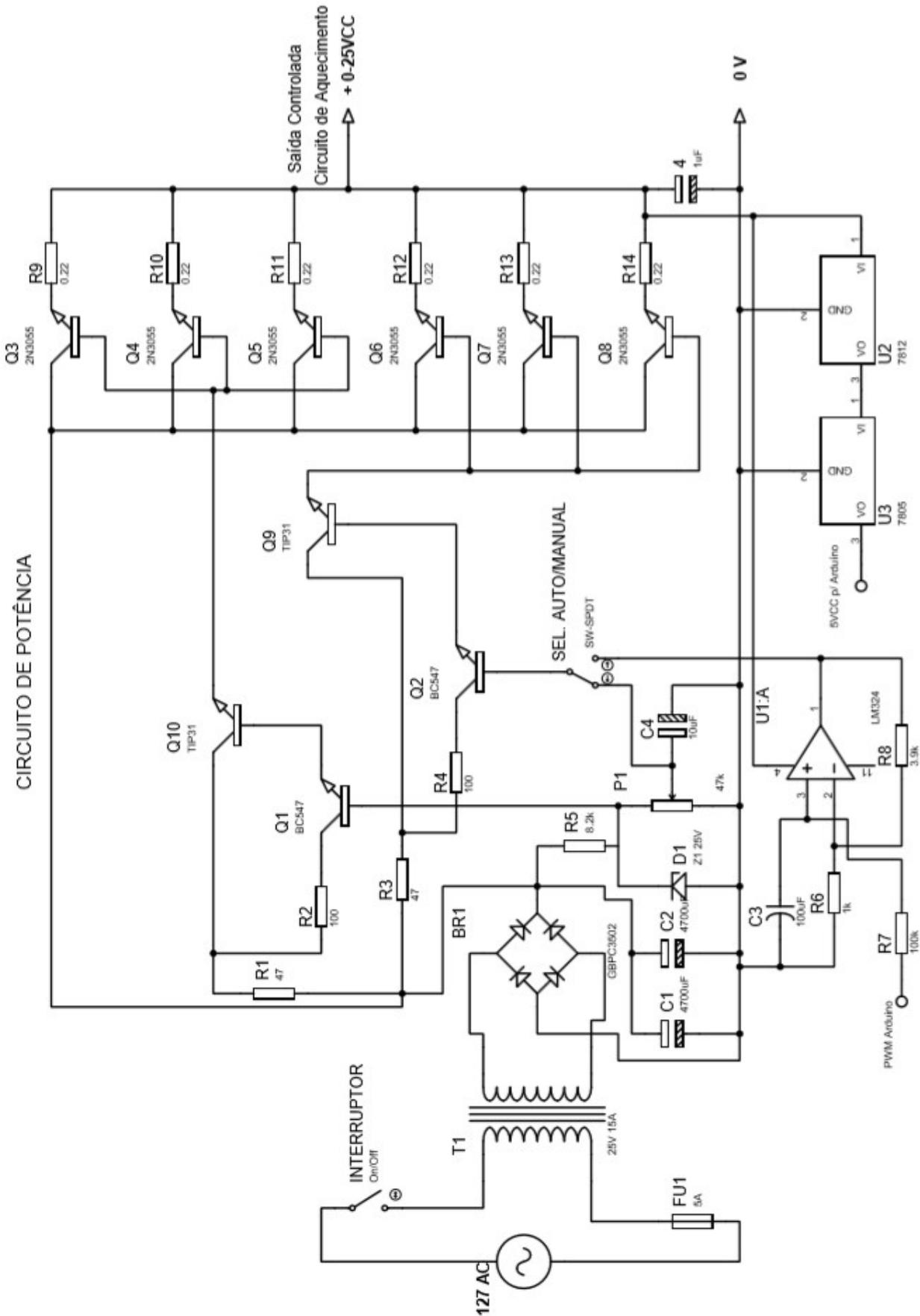
Onde: F é a força em kN, d é o diâmetro maior da rosca em mm.

Assim, a tensão de cisalhamento máxima sobre a rosca é: **0,265 kN/mm² ou 265 MPa**

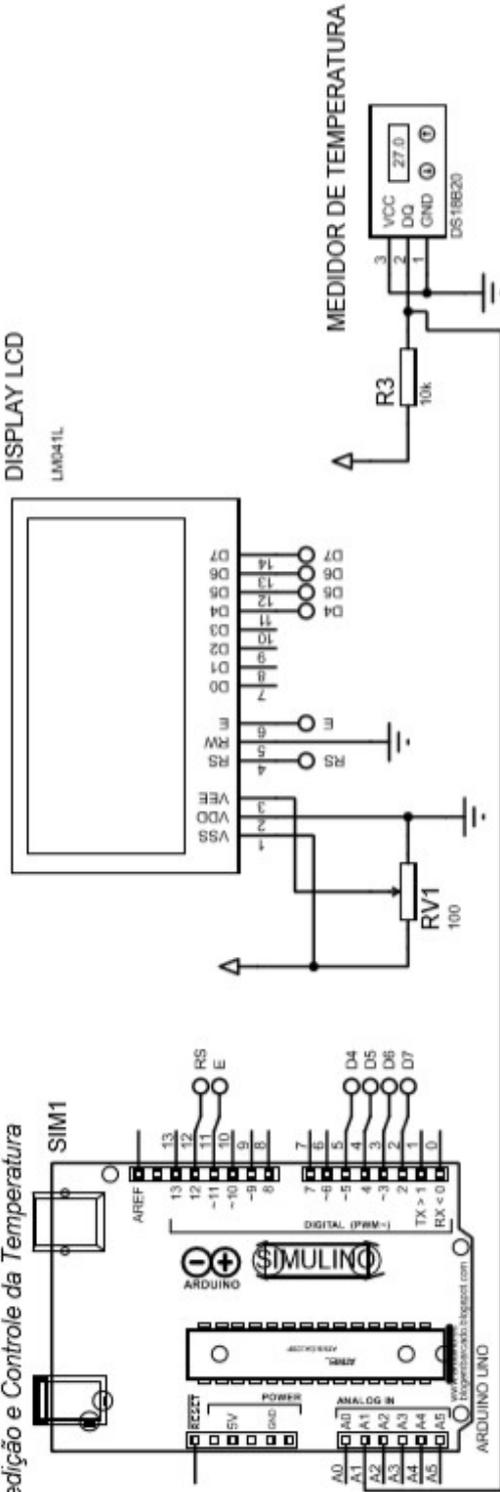
Considerando a tensão de escoamento do material, este suportará uma tensão de **380 MPa**, tensão superior à máxima exigida pelo equipamento.

APÊNDICE II

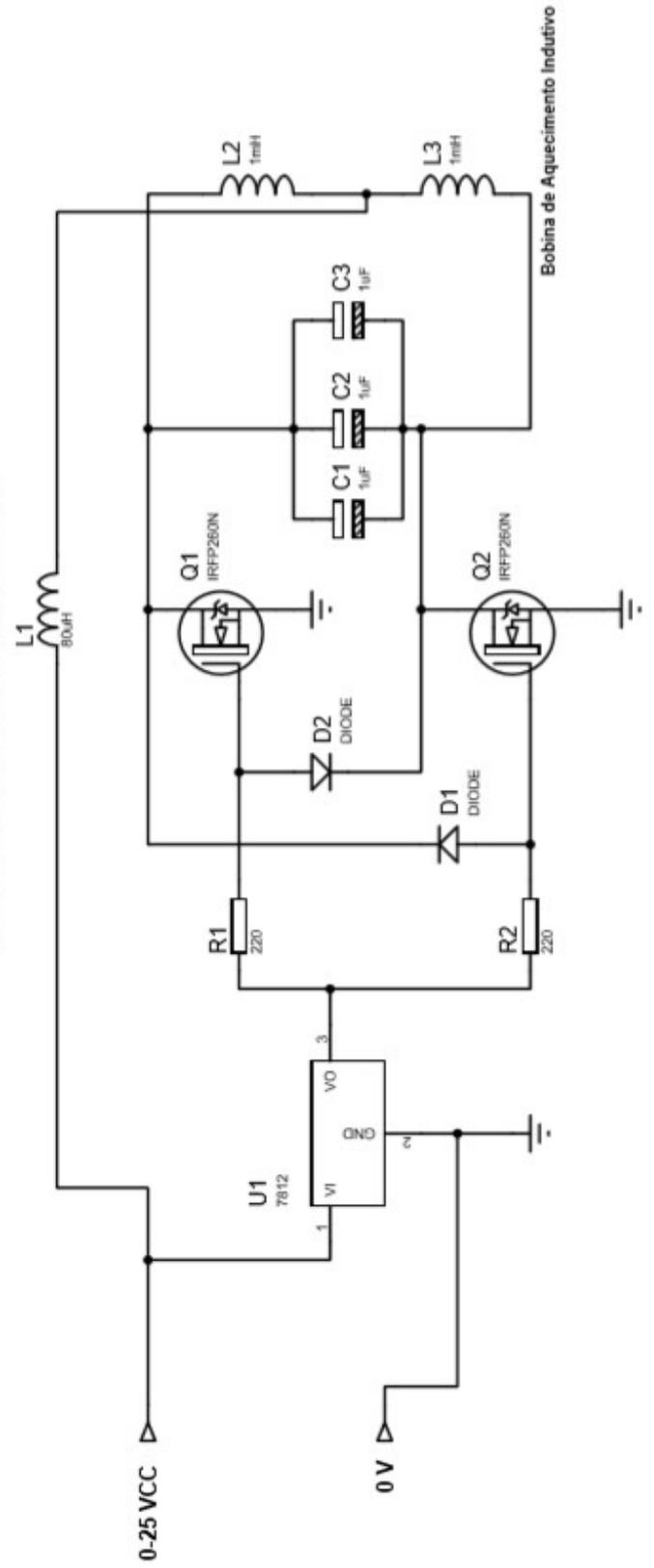
Projeto elétrico dos sistemas de potência, controle e aquecimento indutivo desenvolvidos no trabalho.



Medição e Controle da Temperatura



CICUITO DE AQUECIMENTO INDUTIVO



Lista de componentes e preços:

Componente	Quantidade	Valor (R\$)
Varivolt 220V 2kVA	1	390,00
Ponte Retificadora kbpc-5010	1	10,00
Capacitores Eletrolíticos 470 μ f 250V	5	60,00
Capacitores Eletrolíticos 1000 μ f 35V	1	2,00
Capacitores MKP 47 μ f	5	85,00
Capacitor Cerâmico 100nf	5	2,00
Capacitor Cerâmico 10 μ f	5	2,00
Diodo Zener	1	1,00
Diodo 1N5402	4	4,00
Potenciômetro 10k Ω	2	7,00
Resistor 0,22 Ω 2W	6	2,50
Resistor 8,2k Ω 0,5W	1	1,00
Resistor 47 Ω 3W	4	2,00
Resistor 100 Ω 3W	4	2,00
Resistor 3,9k Ω	2	1,00
Resistor 1k Ω	2	1,00
Resistor 100k Ω	2	1,00
Arduíno UNO	1	40,00
Termopar tipo K	1	85,00
Módulo DS18B20 p/ Arduíno	1	25,00
Transistor BC547	2	1,50
Transistor TIP 31	2	4,00
Transistor de potência 2N3055	10	40,00
Regulador de tensão 7812	2	3,00
Regulador de tensão 7805	1	1,50
Amplificador Operacional LM324	1	1,50
Dissipador de Calor 200x250mm	1	60,00
Dissipador de Calor 80x80mm	1	25,00
Dissipador de Calor 150x50mm	1	30,00
Cooler 180x180mm	1	30,00
Cooler 120x120mm	2	35,00
Mosfet IRFP 260N	5	80,00
Indutor 50 μ H	1	3,00
Bornes	6	35,00
Caixa p/ Isolamento Elétrico 155x180x95mm	1	50,00
Total	-	1123,00

APÊNDICE III

Código do controle PID implementado no Arduíno para ajuste e controle da temperatura.

```
//=====Sistema de Controle de Temperatura=====
// Inclusão de bibliotecas utilizadas
#include <max6675.h>
#include <LiquidCrystal.h>
#include <TimerOne.h>
#include "ArduPID.h"

void controle(); // Função A ser chamada a cada interrupção para cálculos do controlador

double kp = 1.5; // Ganho Proporcional
double ki = 0.1; // Ganho Integral
double kd = 0; // Ganho Derivativo
double N = 1; // Constante do Filtro Derivativo  $D(s)=s/(1+s/N)$ 
double kb = 1; // Constante Anti Wind-up
double Output = 0; // Variável de Controle
double erro = 0; // Temperatura de Setpoint - Temperatura medida
uint32_t T = 250; // 250[ms] => 4 Hz Frequência Controlador
float temperatura; // Variável de Controle
unsigned long currentTime; // Cria variável para medir tempo
unsigned long cloopTime; // Define período para envio dos dados para histórico

PID_BC PID1(&Output, kp, ki, kd, N, T, kb); //PID com Anti Wind-Up

int POT = A1; // Seleção do pino de entrada para o potenciômetro
int PWM = 3; // Define nome para a saída do tipo PWM
float sensorValue = 0; // Variável para receber o valor do sensor de temperatura
int thermoDO = 11; // Pinagem da comunicação com o módulo transmissor de temperatura
int thermoCS = 12;
int thermoCLK = 13;
float setpoint = 0; // Variável para receber o setpoint de temperatura

MAX6675 thermocouple(thermoCLK, thermoCS, thermoDO); // Configuração da comunicação com o
transmissor de temperatura
LiquidCrystal lcd(8, 9, 4, 5, 6, 7);
```

```

uint8_t degree[8] = {140,146,146,140,128,128,128,128}; // Cria o símbolo "grau" (°)

void setup() {
    Serial.begin(9600);           // Inicia a comunicação serial
    Timer1.initialize(10000 * T); // Configura o período para a interrupção Timer1 em
    // micro-segundos
    Timer1.attachInterrupt(controle); // Define rotina a ser chamada pela interrupção do
    // Timer1
    PID1.SetSaturation(0,350); // Define saturação para a saída de controle, considerando
    // uma variável de 12 bits (0-1024)
    currentTime = millis();
    cloopTime = currentTime;
    pinMode(PWM, OUTPUT);       // Configura o pino 3 como saída digital
    lcd.begin(16, 2);           // Inicia o Display LCD
    lcd.createChar(0, degree);  // Parametriza o LDC
    Serial.println("CLEARDATA"); // Configura os dados que serão enviados por comunicação
    // serial
    Serial.println("LABEL, t, T_Setpoint, T_medido"); // Cria lista de nome das variáveis
    // que serão enviadas para histórico
    delay(500);                 // Tempo para estabilização da comunicação
}

// Função com as rotinas a serem executadas
void loop() {
    setpoint = analogRead(POT)*2.55; //Recebe o valor de setpoint através do potenciômetro
    // e estabelece o ganho do sensor para uma variável de 10 bits (0-255)
    temperatura = thermocouple.readCelsius(); // Realiza a leitura da temperatura
    lcd.clear();                 // Limpa LCD e escreve as novas informações
    lcd.setCursor(0, 0);
    lcd.print("SP");
    lcd.setCursor(8, 0);
    lcd.print("Medido");

    #if ARDUINO >= 100
        lcd.write((byte)0);
    #else
        lcd.print(0, BYTE);
    #endif
}

```

```

    lcd.print("C ");
    // go to line #1
    lcd.setCursor(0,1);
    lcd.print(setpoint);

    #if ARDUINO >= 100
        lcd.write((byte)0);
    #else
        lcd.print(0, BYTE);
    #endif

    lcd.print("C ");
    delay(200);
    lcd.setCursor(9,1);
    lcd.print(temperatura);
    // Realiza a impressão dos dados via comunicação serial para histórico
    currentTime = millis();
    if(currentTime >= (cloopTime + 1000))
    {
        cloopTime = currentTime;    // Atualiza tempo
        Serial.print("DATA, TIME"); // inicia a impressão de dados
        Serial.print(",");
        Serial.print(currentTime);
        Serial.print(",");
        Serial.print(setpoint);
        Serial.print(",");
        Serial.println(temperatura);
    }
}
// Função chama pelo interrupção do Timer1 para cálculo do controle
void controle() {
    int saida;                // Define variável saída do controlador
    erro = setpoint - temperatura; // Calcula o erro de controle
    PID1.AutoCompute(erro);   // PID realiza os cálculos de controle
    saida = 45 + (Output/350)*105; // Saída é normalizada
    analogWrite(PWM,saida);   // O valor de tensão equivalente da saída do controlador
                             // é aplicado a saída PWM (Pino 3)do arduino
}

```

APÊNDICE IV

Instruções operacionais de utilização do equipamento em ensaios de tração e fadiga com temperatura.

O sistema de aquecimento por indução e demais componentes desenvolvidos na presente pesquisa são acessórios disponibilizados para a máquina universal de ensaios marca MC, modelo WDW-300E. Para a correta operação e segurança é necessário seguir os procedimentos a seguir.

Instalação dos acessórios no equipamento

Os acessórios desenvolvidos deram ao equipamento mais três alternativas de ensaios que são a fadiga em temperatura ambiente, fadiga em temperatura superior à ambiente e ensaios de tração com temperatura superior à ambiente. Para cada opção, é necessário uma configuração de acessórios. No quadro a seguir encontram-se descritas as configurações:

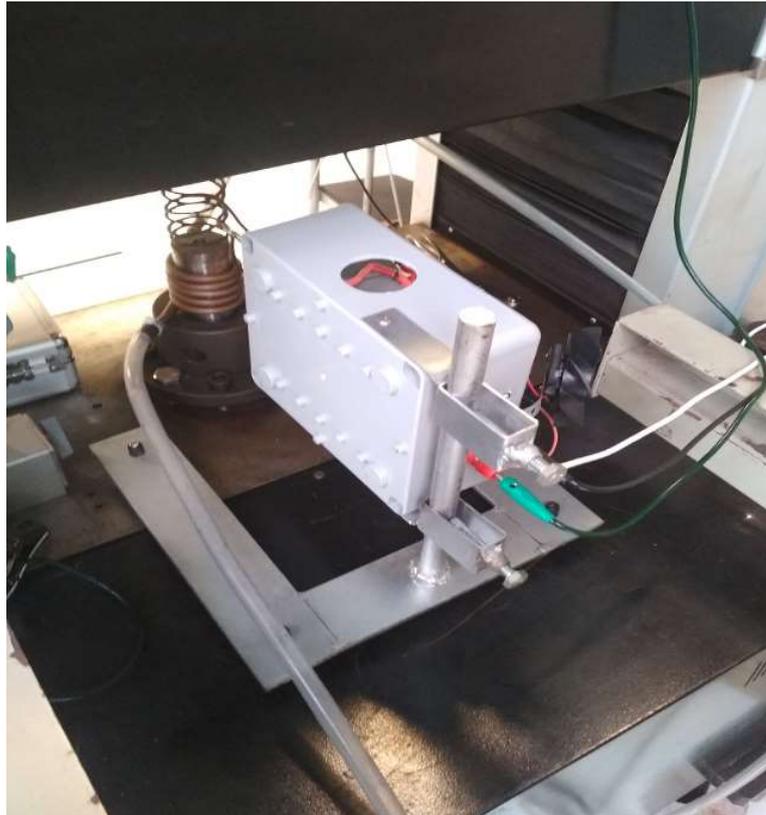
Quadro 1: Configuração de acessórios para os ensaios.

<i>Ensaio</i>	<i>Acessórios</i>
Fadiga em temperatura ambiente	Garras roscadas, extensômetro.
Fadiga em temperatura superior à Ambiente	Garras roscadas, sistema de resfriamento das garras, módulo de aquecimento indutivo, extensômetro com hastes de vidro.
Tração em temperatura superior à Ambiente	Garras roscadas, sistema de resfriamento das garras, módulo de aquecimento indutivo, extensômetro com hastes de vidro.

Fonte: O Autor.

Para os ensaios com temperatura superior à ambiente deve-se posicionar o módulo de aquecimento por indução na parte posterior da máquina universal de ensaios conforme Figura 74, remover o sistema de garras caso estejam instalados e substituí-las pelas hastes roscadas para fixação dos corpos de prova, juntamente com as serpentinas de resfriamento e mangueiras (Figura 75).

Figura 82: Posicionamento do módulo de aquecimento na parte posterior da máquina.



Fonte: O Autor.

Figura 83: Posicionamento das hastes roscadas, serpentinas e mangueiras de resfriamento.



Fonte: O Autor.

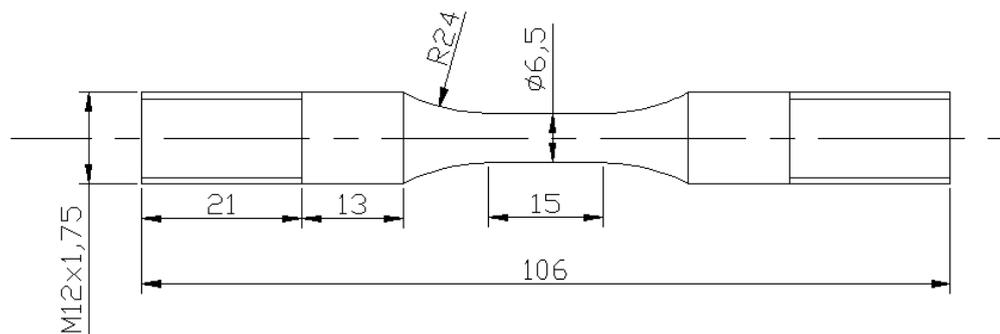
Procedimento operacional para ensaio de fadiga

Os passos à seguir contemplam a configuração do software e preparação para os experimentos de fadiga, em temperatura ambiente e superiores.

Passo 1: Posicionamento dos corpos de prova nas hastes roscadas:

As garras utilizam padrão de rosca M12x1,75, recomendado por norma, assim, as dimensões adequadas à carga máxima do equipamento são as mostradas na Figura 76.

Figura 84: Dimensões do corpo de prova normalizado para ensaio de fadiga.



Fonte: O Autor.

Fixar o corpo de prova na garra inferior, rosqueando, em seguida movimentar a mesa da máquina de ensaio em baixa velocidade até que a haste superior roscada se aproxime do CP. Remover a porca de fixação da haste roscada superior e em seguida rosquear a haste na parte superior do CP. Aproximar a mesa em baixa velocidade para fixar novamente a porca da haste superior.

Obs.: Para ensaios à temperatura deve-se aquecer previamente o CP para que haja expansão do mesmo, antes de fixar a porca da haste para evitar erros de leitura de carga.

Configuração do software:

Passos para configurar amostra e programação para ensaios de fadiga.

Passo 1: No menu de programas do Windows, abrir software WinWDM-Portugues.exe.

Passo 2: Adicionar informações da amostra clicando em “nova lista”.

Passo 3: Selecionar aba “Programação” no painel de controle do software. Clicar em “editar programa”. Alterar condição de salto de acordo com o percentual de deformação e velocidade da mesa (Recomendado máximo de 20mm/min para ensaios de FBC).

Passo 4: Após fixar corretamente extensômetro, zerar os parâmetros de deformação e carga. Para iniciar o ensaio, clicar em “iniciar”.

Obs.: Para alternar entre os ensaios de tração ou fadiga, deve-se alterar alguns parâmetros operacionais para a correta obtenção dos dados, utilizando a senha de administrador através do menu Operação/Nível de acesso. As configurações a serem alteradas são a taxa de amostragem e a condição de avaliação de quebra da amostra.

Ajuste da amostragem: Após alterar nível de acesso para administrador, acessar aba Configurações/Parâmetros de controle. Para ensaios de tração a amostragem deve ser configurada em 60ms. Para os ensaios de fadiga em 250ms e deve-se marcar a caixa “não avaliar quebra da amostra”.

Especificações e instruções para operação do forno de aquecimento por indução

A Figura 77 mostra uma visão geral do módulo de potência e controle para o forno de aquecimento indutivo desenvolvido na pesquisa.

Figura 85: Módulo de potência e controle.



Fonte: O Autor.

Especificações:

Alimentação: 127 V (CA)

Potência: 500 W

Frequência ressonante: 113 kHz

Temperatura máxima: 500°C

Etapas para correta operação do forno de aquecimento por indução:

Passo 1: Após realizar o procedimento de montagem e fixação da amostra e serpentinas de refrigeração, posicionar o termopar, deixando-o em contato com a amostra. Ligar a bomba de recirculação de água e em seguida a alimentação do módulo de aquecimento em 127 V(CA).

Passo 2: Ajustar tensão de entrada em 28 V(CC) a ser lida no multímetro.

Passo 3: Ligar o circuito através do interruptor liga/desliga (1).

Passo 4: Selecionar o modo de controle da temperatura no interruptor (5) (Manual ou automático). No modo manual a potência na bobina de aquecimento é alterada girando-se o potenciômetro (2) e a temperatura deve ser lida no display (4). No modo automático, deve-se definir um SP de temperatura através do potenciômetro (3), e a temperatura será mantida no valor especificado através do controle eletrônico.

Obs.: Para reduzir o tempo de estabilização da temperatura, recomenda-se primeiramente selecionar o modo manual, e ajustar a corrente na bobina através do potenciômetro (2) para um valor de 8 A, observando-se a temperatura no display (4), até aproximar-se do valor desejado. Em seguida, zerar a corrente, retornando o potenciômetro (2) à posição inicial. Em seguida alterar o seletor (4) para a posição automático e ajustar o SP de temperatura com o potenciômetro (3).