

PONTÍFICA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA À
FADIGA DO AÇO AISI 4140 SUBMETIDO A DIFERENTES VALORES
DE TEMPERATURA DE REVENIMENTO**

WANDERLEI FERREIRA DE FREITAS

Belo Horizonte
2010

Wanderlei Ferreira de Freitas

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA À
FADIGA DO AÇO AISI 4140 SUBMETIDO A DIFERENTES VALORES
DE TEMPERATURA DE REVENIMENTO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Perrin Smith Neto

Co-orientador: Prof. Ivan José de Santana

Belo Horizonte

2010

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

F866a Freitas, Wanderlei Ferreira de Freitas
Avaliação das propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço AISI 4140 submetido a diferentes valores de temperatura de revenimento / Wanderlei Ferreira de Freitas. Belo Horizonte, 2010.
91f. : il.

Orientador: Perrin Smith Neto
Co-orientador: Ivan José de Santana
Dissertação (mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Aço - Fadiga. 2. Aço - Tratamento térmico. 3. Aço - Propriedades mecânicas. 4. Aço – Tratamento Térmico. I. Smith Neto, Perrin. II. Santana, Ivan José de. III. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 620.172.24

Wanderlei Ferreira de Freitas

***Avaliação das propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço AISI 4140
submetido a diferentes valores de temperatura de revenimento***

Trabalho apresentado ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
da Pontifícia Universidade Católica de
Minas Gerais.

Prof. Dr. Perrin Smith Neto (Orientador)

PUC Minas

Prof. Dr. Ivan José de Santana (Co-orientador)

CEFET-MG

Prof. Dr. Claysson Bruno Santos Vimieiro

PUC Minas

Belo Horizonte, 05 dezembro de 2010

***Aos meus pais, a Romilda,
Raphael, Daniel e minha família,
pelas asas para o vôo e pelo cais
de atracação.***

***O tesouro maior de um
homem não está nas suas
posses, está sim, nos seus
amigos, a eles, de coração,
dedico este trabalho.***

AGRADECIMENTOS

Agradeço à PUC Minas, pela oportunidade no meu crescimento.

Ao CEFET MG, por apoiar e contribuir para que eu seja o homem que sou.

Aos funcionários do laboratório de fabricação mecânica da PUC Minas, Carlos, Vinícius, Pedro e Leandro, pelo apoio técnico necessário para o desenvolvimento das atividades envolvidas neste trabalho.

A METALTEMPER, nas figuras do Sr. Jean e Sr. Valdecir, pela disponibilidade da execução dos tratamentos de têmpera.

A VDL Siderurgia Ltda, na figura de seu Gerente de Engenharia Sr. Claudio Esberard pela disponibilidade das avaliações de composição química do material.

Aos colegas Prof^a. Elaine Carballo e Prof. Ivan Santana, pelo apoio, fundamental para a evolução da dissertação.

Aos colegas Prof. Joel Romano, Prof^a. Rachel Osthues e Prof. Joel Lima pelo apoio e companheirismo, que suavizou muito esta jornada.

Aos professores do mestrado PUC Minas, Ernani Palma e Perrin Smith Neto pela orientação e apoio durante o mestrado.

A todos, e são muitos, que de alguma forma contribuíram para esta dissertação.

Meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

Grande parte das falhas observadas em componentes e equipamentos mecânicos não acontece devido aos esforços estáticos e constantes, mas sim por fadiga. Verifica-se que a fadiga é uma das principais causas de falhas em equipamentos mecânicos em serviço e que componentes ou estruturas sujeitos a este tipo de esforço podem falhar sob tensões bem inferiores ao limite de escoamento do material e, muitas vezes, de forma catastrófica. Dada a diversidade de variáveis que podem influenciar na resposta de um componente submetido à fadiga, o entendimento e prevenção de falhas carece de contínuo aprimoramento que, por conseqüência, remete a novas pesquisas. Neste contexto, no intuito de atingir as características adequadas às solicitações, os tratamentos térmicos aplicados aos componentes mecânicos devem merecer grande atenção dos engenheiros e pesquisadores. Este trabalho avalia as propriedades mecânicas, microestrutura e, sobretudo, a resistência a fadiga, provocada por esforços de flexão, em corpos-de-prova confeccionados em aço AISI 4140 temperados e revenidos. Para tanto foram obtidas imagens por meio de microscopia ótica e microscopia de varredura, ensaios de dureza, tração e fadiga, assim como análise das superfícies de fratura. Foi possível apontar algumas características físicas e mecânicas deste material, relacionando com seu comportamento em relação à fadiga de baixo ciclo e indicar qual seria a melhor temperatura de revenimento que lhe garantiria maior resistência a fadiga.

Palavras chaves: Aço. Fadiga. Tratamentos térmicos. Microestruturas. Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Most of failures observed in mechanical components and equipments are not associated with static and continuous loads, but with a lengthy period of repeated stress or strain cycling, i.e., with fatigue. Fatigue is one of the main causes of flaws in metals in service. Components or structures subject to this type of effort can fail under a stress level considerably lower than the yield strength for a static load and, frequently, in a catastrophic way. Since several variables can affect the fatigue behavior of a component, understanding and prevention of flaws require continuous study in this subject. In this context, in order to reach the properly characteristics to a given fatigue effort, heat treatments applied to mechanical components demand great attention of engineers and researchers. The aim of this work was the evaluation of the mechanical properties, specially the fatigue behavior, of AISI 4140 steel bars after oil quenching and tempering in several temperatures. In terms of microstructural characterization, optical and scanning electron microscopies were conducted in the metal after and before heat treatments. The mechanical behavior was investigated through hardness, tensile and fatigue tests. Finally, the fracture surface of the fatigue specimens was also examined through scanning electron microscopy. The results allowed the analysis of the properties of the material as well as the estimation of the tempering temperature whose value would lead to the higher fatigue strength.

Keywords: Steel. Fatigue. Heat treatments. Microstructures. Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1	Diagramas tempo temperatura transformação (TTT) e de transformação no resfriamento contínuo (TRC) para o aço AISI 4140	26
FIGURA 2	Imagens mostrando a formação da ferrita durante a resfriamento de um aço com 0,38% de carbono a partir da estrutura austenítica: ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten	28
FIGURA 3	Fotomicrografia de um aço com 0,75% de carbono exibindo colônias de perlita	29
FIGURA 4	Fotomicrografias de aços exibindo estrutura martensítica: (a) 0,2% de carbono, martensita em ripas e (b) 1,8% de carbono, martensita em placas	30
FIGURA 5	Microestrutura da Bainíta contendo finíssimas agulhas de cementita	31
FIGURA 6	Gráfico com temperaturas recomendadas para tempera e normalização	32
FIGURA 7	Gráfico com variação da tenacidade em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 4140 revenido por 1 hora	35
FIGURA 8	Exemplo de curva S-N.....	41
FIGURA 9	Exemplo de curva S-N na forma semilogarítmica.....	41
FIGURA 10	Representação das curvas com modelos de Soderberg, de Goodman e Gerber.....	43
FIGURA 11	Método de avaliação da vida à fadiga Staircase: para determinar a resistência à fadiga média em 5×10^6 ciclos para o aço 4340	45
FIGURA 12	Fluxograma do trabalho desenvolvido.....	52
FIGURA 13	Equipamento utilizado para realização da análise química.....	53
FIGURA 14	Geometria dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga à flexão ..	54
FIGURA 15	Corpos de prova:. Geometria dos corpos-de-prova para ensaios de tração e esquema de retirada de corpos-de-prova para ensaios metalográficos e de dureza.....	54
FIGURA 16	Corpos de prova: Dimensões corpos-de prova para ensaios de	55

	tração.....	
FIGURA 17	Dispositivo construído para auxiliar na medição da rugosidade.....	57
FIGURA 18	Ensaio de tração.....	58
FIGURA 19	Durômetro Vickers	59
FIGURA 20	Equipamentos empregados na preparação das amostras para análise micrográfica:) cortadeira, lixadeira, politriz, ultrasom	60
FIGURA 21	Equipamentos empregados na análise microestrutural do material a) microscópio óptico. (b) microscópio eletrônico de varredura.....	61
FIGURA 22	Desenho esquemático da máquina de ensaios de fadiga.....	62
FIGURA 23	Controle dimensional dos corpos-de-prova.....	65
FIGURA 24	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 normalizado, com diferentes ampliações: 200X, 400X.	69
FIGURA 25	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo e revenido a 180°C com diferentes ampliações: 200X, 400X.....	69
FIGURA 26	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo e revenido a 180°C com diferentes ampliações :1000X , 2000X.....	70
FIGURA 27	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 200°C.. com diferentes ampliações 200X, 400X.....	70
FIGURA 28	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 200°C com diferentes ampliações: 1000X, 2000X.....	71
FIGURA 29	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 260°C diferentes ampliações: 200X400X.....	71
FIGURA 30	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 260°C: aumentos distintos.....	72
FIGURA 31	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 320°C com diferentes ampliações: 200X,400X.....	72
FIGURA 32	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 320°C: aumentos distintos.....	73
FIGURA 33	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo,	73

	revenido a 180°C e revenido a 380°C. com diferentes ampliações: 200X, 400X.....	
FIGURA 34	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 380°C: aumentos distintos.....	74
FIGURA 35	Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 460°C. com diferentes ampliações 200X, 400X.....	74
FIGURA 36	Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 460°C: aumentos distintos.....	75
FIGURA 37	Influência da temperatura de revenimento na dureza Vickers do aço AISI 4140 temperado.....	76
FIGURA 38	Influência da temperatura de revenimento no limite de resistência (MPa) do aço AISI 4140 temperado.....	77
FIGURA 39	Influência da temperatura de revenimento no limite de escoamento (MPa) do aço AISI 4140 temperado.	78
FIGURA 40	Influência da temperatura de revenimento na resistência a fadiga do aço AISI 4140 temperado.....	79

LISTA DE TABELAS

TABELA 1	Composição química prevista para aço AISI 4140.....	53
TABELA 2	Parâmetros para o tratamento térmico de revenimento e quantidade de corpos de prova.....	57
TABELA 3	Resumo dos testes de fadiga e tração que serão realizados.....	63
TABELA 4	Análise química do material utilizado no trabalho.	64
TABELA 5	Controle dimensional dos corpos-de-prova de fadiga.....	66
TABELA 6	Controle da rugosidade Ra dos corpos-de-prova de fadiga.....	67
TABELA 7	Resultados de dureza Vickers (carga 50kgf) do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios e desvio padrão.....	76
TABELA 8	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios	77
TABELA 9	Resultados de limite de resistência e limite de escoamento do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios.	78

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1	Parâmetros para tratamento térmico de normalização.....	55
QUADRO 2	Parâmetros para tratamento térmico de têmpera	56

LISTA DE SIMBOLOS

Símbolo	Descrição	Unidade
A	Razão de amplitude de tensão	Adimensional
b	Constante do limite teórico de resistência à fadiga	Adimensional
C_G	Fator de correção devido ao efeito do tamanho	Adimensional
C_L	Fator de correção devido ao efeito do carregamento	Adimensional
C_R	Fator de correção devido ao efeito da confiabilidade	Adimensional
C_S	Fator de correção devido ao efeito da superfície	Adimensional
C_T	Fator de correção devido ao efeito da temperatura	Adimensional
D_B	Diâmetro da barra	mm
F_A	Força aplicada na máquina de fadiga	N
F_b	Força atuante na máquina de fadiga.	N
F_{cp}	Força atuante nos corpos-de-prova	N
G	Limite de confiança em função de d/σ	Adimensional
HV	Dureza Vickers	HV
L	Comprimento médio entre as diagonais da impressão	m
L_B	Comprimento da barra	m
L_m	Comprimento amostral de rugosidade	m
M_R	Momento resultante na máquina de fadiga	N.m
N	Número de ciclos	ciclos
n_{et}	Estado de tensão	Adimensional
P	Carga	N
r_{cp}	Raio da seção transversal do corpo-de-prova	mm
W	Modulo de resistência transversal	GPa
ε	Deformação	Adimensional
μ	Média verdadeira do limite de resistência à fadiga	MPa
θ	Ângulo entre as faces do diamante de impressão	Graus
σ	Tensão	MPa
$\sigma_{0,2}$	Limite de resistência à escoamento	MPa

Símbolo	Descrição	Unidade
σ_a	Tensão alternada	MPa
σ_e	Tensão de escoamento	MPa
σ_m	Tensão média	MPa
σ_{max}	Tensão máxima no ciclo	MPa
σ_{mcp}	Tensão máxima no corpo-de-prova no ensaio de fadiga	MPa
σ_{min}	Tensão mínima no ciclo	MPa
σ_r	Limite de ruptura	MPa
σ_u	Limite de resistência à tração	MPa

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SIGLAS / ABREVIATURAS	DESCRIÇÃO
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CEFET MG	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
CDTN	Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear
CNC	Computer Numerical Control
cp	Corpo-de-prova
DIN	Deutsches Institute für Normung
Eq.	Equação
FIG.	Figura
GRAF.	Gráfico
JIS	Japanese Standards Association
LAMAT	Laboratório de Análise de Materiais UNIOESTE/FOZ
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
PUC MG	Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais
Qd.	Quadro
SAE	Society of Automotive Engineers

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Justificativa.....	20
1.2 Objetivo Geral.....	20
1.3 Objetivos Específicos	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1 Tratamentos térmicos	22
2.1.1 Fatores que influenciam os tratamentos térmicos.....	23
2.1.2 Têmpera e revenimento	31
2.1.3 Normalização	35
2.2 Fadiga.....	36
2.2.1 Dimensionamento da vida útil de componentes mecânicos.....	39
2.2.2 Aço AISI 4140.....	45
3 ESTADO DA ARTE	47
4 METODOLOGIA	52
4.1 Materiais e metodos	53
4.1.1 Material e análise química	53
4.1.2 Confeção dos corpos-de-prova	54
4.1.3 Execução dos tratamentos térmicos	55
4.1.4 Análise da rugosidade	57
4.1.5 Ensaio de tração.....	58
4.1.6 Ensaio de dureza.....	58
4.1.7 Análise microestrutural e da superfície de fratura.....	59
4.1.8 Ensaio de fadiga.....	62
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1 Análise química do material	64
5.2 Controle dimensional dos corpos-de-prova	64
5.3 Análise microestrutural e caracterização.....	68

5.4 Propriedades mecânicas e caracterização	75
5.5 Análise da resistência a fadiga e caracterização	78
6 CONCLUSÕES	84
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	85
REFERÊNCIAS.....	86

1 INTRODUÇÃO

Grande parte das falhas observadas em componentes e equipamentos mecânicos não acontece devido aos esforços estáticos e constantes, mas a esforços cíclicos ou flutuantes, o primeiro estudo de falha mecânica de um material por este tipo de esforço foi feito por Wilhelm Julius agosto Albert em 1828, porem só foram definidas e caracterizadas pela primeira vez por Poncelet em 1839 como falhas por fadiga.

Desde então verificasse que a fadiga é uma das principais causas de falhas em equipamentos mecânicos em serviço e que componentes ou estruturas sujeitos a este tipo de esforço podem falhar sob tensões bem inferiores ao limite de escoamento do material e, muitas vezes, de forma catastrófica.

Várias pesquisas foram e continuam sendo direcionadas ao entendimento e prevenção de falhas por fadiga, com o objetivo principal de elevar a vida útil de componentes mecânicos e garantir a sua confiabilidade. Nestas, os aspectos construtivos do projeto, os procedimentos envolvidos no processo de fabricação, as características básicas e as propriedades mecânicas dos materiais e o ambiente em que o componente será aplicado são freqüentemente apontados como os elementos mais relevantes.

Nesse contexto, os tratamentos térmicos aplicados aos componentes mecânicos no intuito de atingir as características adequadas às solicitações devem merecer grande atenção dos pesquisadores e engenheiros. Sabe-se que os tratamentos térmicos aplicados aos materiais geram alterações das inclusões e discordâncias, mudança no tamanho de grão, alterações microestruturais, diferentes níveis de tensões residuais, promove desvios de forma e posição, induz reações de redução ou oxidação na superfície do material, modifica o estado de acabamento superficial e ainda induz tensões compressivas quando realizado parcialmente em seções específicas. Todas essas alterações descritas afetam em maior ou menor intensidade as propriedades dos aços, podendo alterar de forma significativa seu comportamento em relação à fadiga.

Um dos tratamentos térmicos de maior relevância no sentido de adequar os aços às situações mais severas de fadiga é o beneficiamento (têmpera seguida de revenimento). Estes tratamentos podem ser realizados segundo diferentes

procedimentos, que tem como principais variáveis o tipo de atmosfera utilizada, temperatura de aquecimento, tempo de encharque, meio de resfriamento, etc., e em função dessas variáveis, diferentes propriedades e respostas operacionais podem ser observadas dependendo do material. Alterações na temperatura de revenimento, por exemplo, podem gerar microestruturas e níveis de tensão residuais completamente distintos, conseqüentemente influenciando o comportamento operacional do produto final.

Os aços de baixa liga em função de sua considerável temperabilidade, proporcionada pelos elementos de liga, que pode chegar a até 5% em peso quando somados, geralmente são aplicados na condição temperado e revenido, devido aos bons resultados em relação às propriedades mecânicas. O aço AISI 4140 enquadra-se nesta classificação, apresentando em sua composição adições de cromo e molibdênio que lhe proporcionam boa temperabilidade, ou seja, maior homogeneidade de propriedades mecânicas entre núcleo e superfície de um mesmo componente após tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Diante do exposto percebe-se que o entendimento do comportamento dos materiais frente a solicitações de fadiga e de grande relevância para o contínuo aprimoramento da indústria moderna. Além disso, que a resposta do material frente a solicitações de fadiga esta estritamente relacionada às características do material e das condições de processamento.

Neste contexto, este trabalho avalia as propriedades mecânicas, microestrutura e, sobretudo, a resistência a fadiga do aço AISI 4140 provocada por esforços de flexão em corpos-de-prova submetidos a tempera e diferentes temperaturas de revenimento. Para tanto foram obtidas imagens por meio de microscopia ótica e microscopia de varredura, ensaios de dureza, tração e fadiga, assim como análise das superfícies de fratura. Foi possível apontar as características deste material, seu comportamento em relação à fadiga de baixo ciclo e indicar qual seria a melhor temperatura de revenimento que lhe garantiria maior resistência a fadiga.

1.1 Justificativa

A resistência à fadiga de um componente mecânico pode ser alterada por diversos fatores ligados ao projeto do componente, ao material e suas características, aos processos envolvidos na fabricação e ao tipo de carregamento imposto. Os tratamentos térmicos aplicados aos aços têm por objetivo adequar as propriedades mecânicas às aplicações específicas requeridas pelo projeto, por meio de alterações microestruturas.

O aço AISI 4140 é uma das principais ligas usadas para construção mecânica em geral, pois possibilita versatilidade de propriedades mecânicas e relação custo/benefício bastante interessante. Este material é um legítimo representante dos aços para beneficiamento, sendo propício para a contínua investigação científica, sobretudo, em relação ao seu comportamento à fadiga em diferentes condições.

Portanto, acredita-se que, diante das considerações expostas, a investigação do comportamento à fadiga do aço AISI 4140 submetido a diferentes procedimentos de têmpera e revenimento apresenta-se como tema relevante e sustentável de uma dissertação de Mestrado.

1.2 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga do Aço AISI 4140 sob o efeito de diferentes procedimentos de têmpera e revenimento e delimitar as condições mais favoráveis.

1.3 Objetivos Específicos

- a) Comparar o efeito das microestruturas oriundas de diferentes procedimentos de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na

resistência mecânica e à fadiga de corpos-de-prova confeccionados em aço AISI 4140 sob carregamento de tração e fadiga por flexão;

- b) Identificar os possíveis mecanismos, relacionados à microestrutura, que interferem na variação da resistência à fadiga por meio de microscopia eletrônica de varredura;
- c) Identificar qual seria a possível temperatura de revenimento que possibilita a melhor performance dos corpos-de-prova em relação a resistência à fadiga.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Tratamentos térmicos

Existem basicamente três possibilidades de adequação das propriedades mecânica, físicas e tecnológicas dos materiais para aplicação em condições específicas de trabalho: (a) as operações nas quais se submete o material a uma deformação plástica (laminação, trefilação, extrusão, estampagem, forjamento, etc), (b) as operações em que trabalha-se a composição química dos materiais (aciaria, fundição, etc) e (c), por fim, aquelas que utilizam um ciclo térmico, conhecidas como tratamento térmicos (têmpera, recozimento, normalização, etc) (CALLISTER, 2006)

Tratamento térmico corresponde a um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os materiais, sobretudo os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera do ambiente circunvizinho e, posteriormente, velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características para melhor atender a situações específicas (CHIAVERINI, 2008).

Dentre diversos objetivos específicos dos processos mencionados, podem ser citados como exemplos (CHIAVERINI, 2008).

- a) remover tensões residuais;
- b) aumento ou diminuição da dureza;
- c) aumento ou diminuição da resistência mecânica;
- d) melhora da ductilidade;
- e) melhorar a usinabilidade;
- f) melhora da resistência ao desgaste;
- g) melhora das propriedades de corte;
- h) melhora da resistência ao calor;
- i) modificação das propriedades elétricas e magnéticas;
- j) melhorar resistência à corrosão.

De maneira geral, as alterações observadas em um material em decorrência de um tratamento térmico, sejam elas nas propriedades mecânicas, elétricas, físicas ou tecnológicas, estão associadas a uma série de fenômenos estruturais que podem se dar no mesmo durante a operação, tais como recuperação, recristalização, transformações de fase, formação de precipitados, controle ou refino de grão, entre outros. Em termos gerais, a flexibilidade de microestruturas que podem ser desenvolvidas nos tratamentos térmicos, em virtude de sua relação com as propriedades, permite a escolha de determinadas combinações que garantiriam uma melhor adequação a uma aplicação específica (VAN VLACK, 1994).

Ainda que possam ser empregados em praticamente todas as ligas, os tratamentos térmicos parecem ser ainda mais significativos para os metais ferrosos, especialmente os aços, tema do presente trabalho. Este fenômeno está associado ao fato de que os referidos metais são apontados como as ligas mais versáteis dentre as industriais, podendo exibir uma ampla gama de microestruturas, levando, por sua vez, a diferentes combinações de resistência mecânica e tenacidade (TOTTEN, 2006). Dentro deste contexto, segundo Chiaverini (2008), a princípio, as operações podem ser divididas em dois grandes grupos:

Tratamentos termofísicos, que visam apenas a mudança estrutural dos materiais. Neste caso, podem ser mencionados como exemplos os diferentes tipos de recozimento, normalização, têmpera, revenimento, austêmpera e martêmpera.

Tratamentos termoquímicos, que visam não só a alteração microestrutural, mas também, mudança na composição química superficial dos materiais. Dentre estes pode-se citar os diferentes tipos de cementação, cianetação, carbonitretação, nitretação e boretação.

2.1.1 Fatores que influenciam os tratamentos térmicos

Vários fatores influenciam ou determinam os resultados obtidos nas operações envolvidas na execução dos tratamentos térmicos. Dentre estes, a rampa de aquecimento, temperatura final do material, tempo de permanência nesta temperatura (tempo de encharque), velocidade e meio de resfriamento, atmosfera do

forno e até mesmo a posição da peça dentro do forno (REED-HILL, 1982; CALLISTER 2006; CHIAVERINI, 2008).

A rampa de aquecimento refere-se ao procedimento adotado para que o material atinja a temperatura final, ou seja, a velocidade de aquecimento e há existência ou não de patamares intermediários (temperaturas inferiores à final, nas quais o material deve atingir o equilíbrio térmico em relação ao forno antes de se prosseguir o aquecimento). Esta variável se torna mais importante em função do aumento de complexidade e tamanho da peça a ser tratada, uma vez que pode minimizar ou potencializar o aparecimento de tensões residuais e distorções geométricas.

A temperatura de final de aquecimento, fator essencial para a ocorrência das mudanças micro-estruturais, geralmente é determinada através da utilização dos diagramas de equilíbrio de cada liga. Esta temperatura, geralmente é maior que a temperatura crítica, porque então tem-se completa dissolução do carboneto de ferro no ferro gama, essa austenitização é o ponto de partida para algumas transformações posteriores, tais como formação da martensita. Quanto maior esta temperatura, acima da zona crítica, maior a dissolução das fases, carbonetos e nitretos, porém, maior será o tamanho de grão austenítico, o que pode causar maior fragilização do material após o tratamento (CHIAVERINI, 2008)

O tempo de encharque, período necessário para a peça atingir a temperatura do forno e para a ocorrência das mudanças desejadas, depende, basicamente, da massa e forma do objeto, além de seu estado inicial. A influência desta variável é semelhante a da temperatura de aquecimento, quando adequado irá possibilitar a dissolução das fases e quando em excesso irá promover, também, o aumento do tamanho de grão, além de possibilitar a oxidação e descarbonetação, no caso dos aços.

O meio de resfriamento é determinado em função do material e das transformações de fase ou microestruturas desejadas. Este pode ser o próprio ar atmosférico, água, salmoura, óleos sintéticos ou minerais ou até mesmo o próprio forno.

Por fim, a atmosfera do forno, ambiente circunvizinho no qual a peça é mantida, deve considerar o efeito nocivo do oxigênio combinado com a temperatura, de forma a evitar a oxidação ou perda de algum elemento químico, como a descarbonetação.

Uma das ferramentas mais importantes para o planejamento e entendimento dos fundamentos dos tratamentos térmicos dos aços são os conhecidos diagramas de equilíbrio das ligas, no caso dos aços, diagramas Fe-Fe₃C, considerado como um guia inicial para o planejamento das operações (KRAUSS, 2000). No entanto, o emprego dos mesmos possui algumas limitações, uma vez que não contemplam a presença de diferentes elementos de liga no material (o que é verificado nos aços comerciais, por exemplo), que possuem o potencial de alterar as características e comportamento das fases e reações observáveis nos diagramas de equilíbrio (que geralmente consideram apenas dois elementos) e que alguns tratamentos térmicos, tais como têmpera, têm por objetivo produzir micro-estruturas fora do equilíbrio (ou metaestável) como a martensita.

Neste contexto outras ferramentas importantes, são os diagramas ou curvas tempo-temperatura-transformação (TTT) e de transformação-no-resfriamento-contínuo (TRC), que exibem as transformações da austenita em função do tempo em temperaturas constantes, e em função de diferentes taxas de resfriamento (KRAUSS, 2000).

Estes diagramas possibilitam observar tanto as transformações que envolvem difusão como aquelas que ocorrem por outros mecanismos. Ressalta-se que, na maioria dos casos, como nos tratamentos térmicos de têmpera, recozimento pleno e normalização, o metal após o aquecimento no campo austenítico é resfriado de maneira contínua, portanto, apenas as curvas TRC seriam aplicáveis. Para as demais situações, caracterizadas pela ocorrência de transformações isotérmicas, os diagramas TTT seriam aqueles utilizados, como nas operações de recozimento isotérmico, austêmpera e martêmpera, por exemplo. Em termos de resultados, comparando os dois diagramas mencionados, pode-se afirmar que o resfriamento contínuo leva à ocorrência da transformação da austenita em constituintes diversos em temperaturas mais baixas e tempos mais longos (REED-HILL, 1982).

Na FIG. 1 são exibidos como exemplos os diagramas mencionados para o aço ABNT 4140, a ser empregado no presente trabalho (KRAUSS, 2000). As linhas referenciadas na legenda do gráfico como diagrama TTT (linhas finas) representam o início e o fim das transformações da austenita em estruturas diversas em determinadas temperaturas (processo isotérmico). As linhas apontadas como diagrama TRC (linhas grossas), por outro lado, mostram a transformação no resfriamento contínuo. Por fim, alguns exemplos de operações com velocidades de

resfriamento distintas e os constituintes desenvolvidos são apresentados (linhas tracejadas). Os possíveis microconstituintes que podem ser gerados a partir de diferentes tratamentos são descritos a seguir.

As transformações de fase no resfriamento dos aços a partir da austenita geram diferentes fases em função da velocidade de resfriamento. Em resfriamento lento o suficiente para produzir as fases mais estáveis, verifica-se o aparecimento de ferrita e cementita e em função da reação eutetóide a perlita como constituinte. Para velocidades de resfriamentos maiores verifica-se o aparecimento de martensita (fase metaestável) fruto de uma reação adfusional e constituintes tais como a bainita.

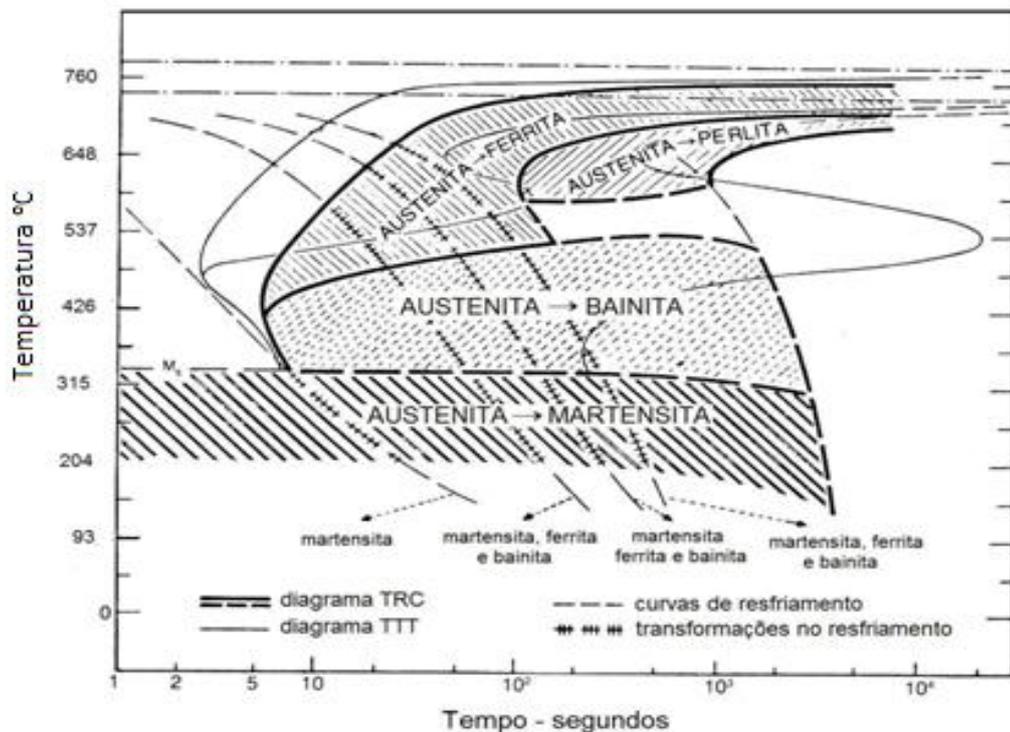


Figura 1: Diagramas tempo temperatura transformação (TTT) e de transformação no resfriamento contínuo (TRC) para o aço AISI 4140. Fonte: KRAUSS, 2000.

A ferrita, caracterizada como fase, tem sua origem em uma das formas alotrópicas do ferro, apresentando estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. Quando desenvolvida individualmente, de maneira isolada, ou seja, como um constituinte, sua morfologia pode variar de acordo com a temperatura de transformação a partir da austenita, apresentando quatro tipos básicos: ferrita alotrópica, ferrita de Widmanstätten, ferrita intragranular idiomorfa e ferrita intragranular em placas (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006; TOTTEN, 2006).

A primeira microestrutura mencionada (ferrita alotriomorfa) é desenvolvida em condições consideradas de equilíbrio. Forma-se durante um longo período a uma temperatura constante ou durante o resfriamento lento passando por um campo bifásico. Nas duas situações, o fenômeno de difusão é favorecido, e a nucleação ocorre geralmente nos contornos de grão da austenita (KRAUSS, 2000). Seu crescimento se dá inicialmente ao longo dos mesmos e depois de maneira perpendicular (TOTTEN, 2006). Ressalta-se que a ferrita alotriomorfa fica em contato com pelo menos dois grãos, apresentando certa coerência em termos de orientação com um deles e o oposto com o outro. Dessa forma, a mesma irá apresentar ao final uma forma facetada em uma região e contornos relativamente arredondados nas demais (BHADESHIA ; HONEYCOMBE, 2006). Por outro lado, a ferrita de Widmanstätten, formada no resfriamento do metal a taxas mais elevadas ou no superesfriamento até o campo bifásico, situação na qual a difusão é limitada (KRAUSS, 2000), cresce ao longo de alguns planos bem definidos da austenita, não através dos contornos da mesma, originando-se diretamente desses ou de grãos da ferrita alotriomorfa (BHADESHIA ; HONEYCOMBE, 2006). As demais configurações nas quais a ferrita se desenvolve, idiomorfa e em placas, são menos usuais, caracterizadas pela nucleação no interior dos grãos de austenita sem contato com os contornos. Em termos de propriedades, sabe-se que a morfologia da ferrita (como das demais estruturas) afeta seu comportamento mecânico. Neste caso específico, a densidade de discordâncias presente na mesma é elevada com a diminuição da temperatura de transformação.

Na FIG. 2 são apresentadas imagens nas quais podem ser observadas as ferritas alotriomorfa e de Widmanstätten, formadas em um aço com 0,34% de carbono (BHADESHIA ; HONEYCOMBE, 2006).

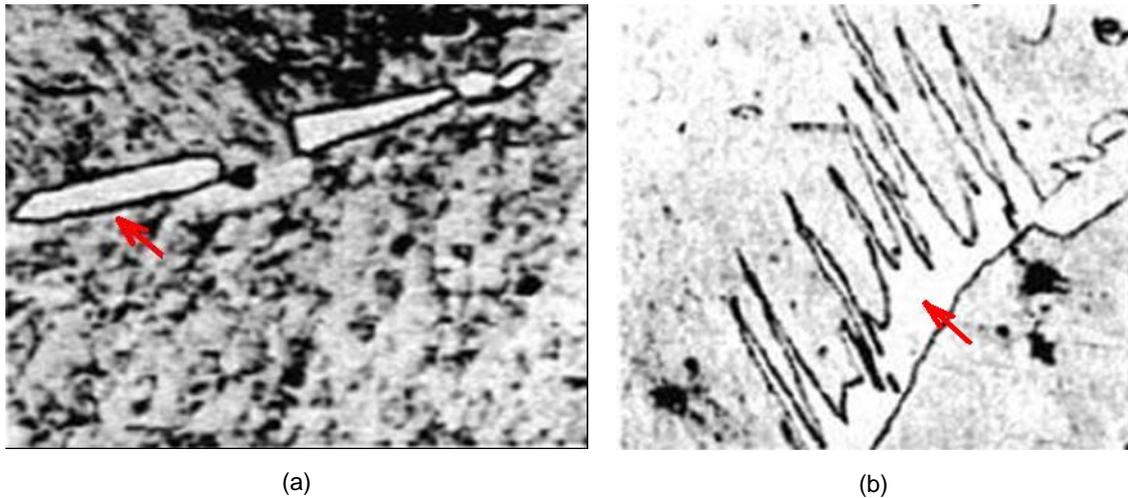


Figura 2: Imagens mostrando a formação da ferrita durante a resfriamento de um aço com 0,38% de carbono a partir da estrutura austenítica. (a) ferrita alotriomorfa (b) ferrita de Widmanstätten. Fonte: BHADSHIA ; HONEYCOMBE, 2006.

A perlita é um constituinte produto da reação eutetóide nas ligas Fe-C, composta de lamelas alternadas de ferrita e cementita. Trata-se da microestrutura mais familiar na área de metalografia, aparecendo em uma grande variedade de aços, contribuindo de maneira substancial no comportamento mecânico dos mesmos (BHADSHIA ; HONEYCOMBE, 2006). Sua nucleação geralmente ocorre nos contornos de grãos de austenita, enquanto o crescimento se dá de maneira cooperativa entre a ferrita e a cementita. Apesar da grande variedade de estudos sobre o tema, seu mecanismo de formação, difusional, parece ainda merecer atenção especial, principalmente acerca da maneira como os átomos de carbono e de outros possíveis elementos de liga se distribuem entre as lamelas de ferrita e cementita (KRAUSS, 2000).

Em termos de morfologia, o espaçamento interlamelar é um dos aspectos mais importantes, influenciado também pela temperatura de transformação da austenita, uma vez que sua dureza aumenta à medida que o mesmo diminui (REED-HILL, 1982). Na FIG. 3 é exibida uma fotomicrografia de um aço com 0,75% de carbono na qual aparecem diversas colônias de perlita (KRAUSS, 2000).

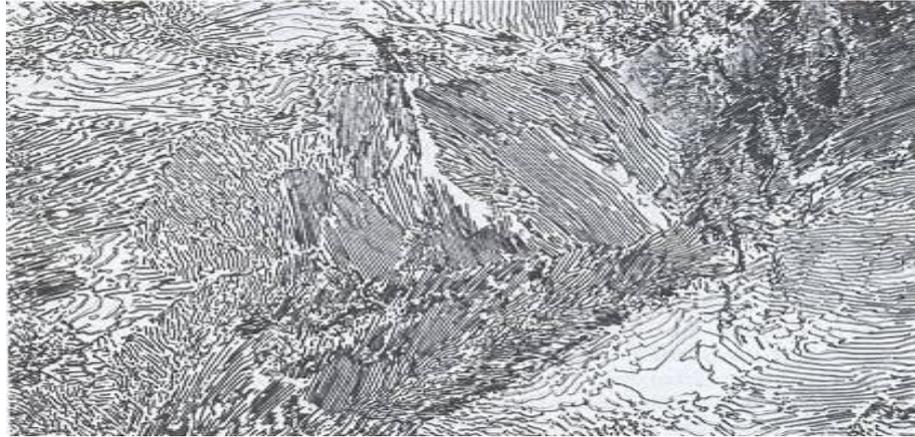


Figura 3 : Fotomicrografia de um aço com 0,75% de carbono exibindo colônias de perlita.
Fonte: KRAUSS, 2000.

A martensita é uma fase produzida a partir da transformação adifusional da austenita no resfriamento. Essa transformação, geralmente conduzida através de um decréscimo brusco de temperatura é caracterizada pela ausência de tempo para os átomos de carbono e demais elementos de liga do metal se dividirem entre duas outras fases, ferrita e cementita, que seriam formadas em circunstâncias distintas, consideradas no equilíbrio. Dessa forma, a fase desenvolvida apresenta a mesma composição química da anterior e, uma vez que os átomos de soluto são mantidos em solução, a estrutura cristalina apresentada é tetragonal de corpo centrado e saturada de carbono.

O mecanismo de formação da martensita é o cisalhamento, no qual grupos de átomos se movem de maneira conjunta e simultânea, contrastando com a movimentação atômica individual típica das transformações de fase nas quais o fenômeno de difusão é o predominante (KRAUSS, 2000). Ressalta-se que o início e o fim da transformação se dão em temperaturas definidas, dependentes da composição química da liga (REED-HILL, 1982). Uma vez que o processo é iniciado, seu término depende apenas da temperatura no resfriamento, de maneira independente do tempo (TOTTEN, 2006).

Em termos de morfologia, a martensita pode apresentar dois tipos, em ripas e em placas, cuja formação irá depender do teor de carbono do aço (KRAUSS, 2000). Seu comportamento mecânico é caracterizado por elevada dureza (em função do teor de carbono) e baixa ductilidade, fato associado à distorção causada pela presença dos átomos de carbono no retículo cristalino e pela interação dos mesmos

com as discordâncias no metal que, por sua vez, em geral, tem seu número aumentado com a própria transformação martensítica.

Na FIG. 4 pode-se observar as fotomicrografias de aços com 0,2% de carbono (a) e 1,8 % de carbono (b), nas quais verifica-se existência de martensita na forma de ripas e em placas, respectivamente.

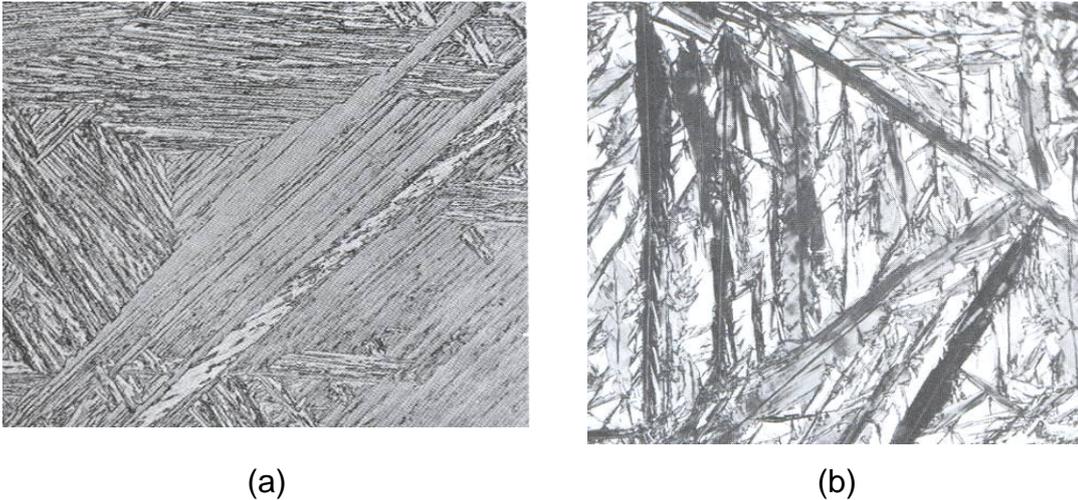


Figura. 4: Fotomicrografias de aços exibindo estrutura martensítica
(a) 0,2% de carbono, martensita em ripas (b) 1,8% de carbono, martensita em placas
Fonte: KRAUSS, 2000.

A bainita, cujo nome é uma homenagem a E. C. Bain pode ser descrita como uma mistura de ferrita e carboneto de ferro, e se forma por nucleação e crescimento dependendo da difusão atômica (BHADESHIA ; HONEYCOMBE, 2006). Desta forma, a temperatura de formação da bainita, influi em sua morfologia. A bainita formada a temperaturas mais altas é denominada bainita superior e aquela formada à temperaturas mais baixas é denominada bainita inferior, ou bainita acicular em alguns textos. q apresenta uma morfologia (pequenos carbonetos de ferro bem distribuídos em uma matriz de ferrita) bem diferente e mais refinada que as lamelas de ferrita e cementita que constituem a perlita, o que confere ao aço maior dureza. Este constituinte é descrito com aparência acicular, tanto em altas como em baixas temperaturas de transformação (TEICHERT, 1962). A bainita inferior se caracteriza pela excelente ductilidade e resistência ao choque, com dureza elevada, em alguns casos, superior à da martensita revenida (CHIAVERINI, 2008).

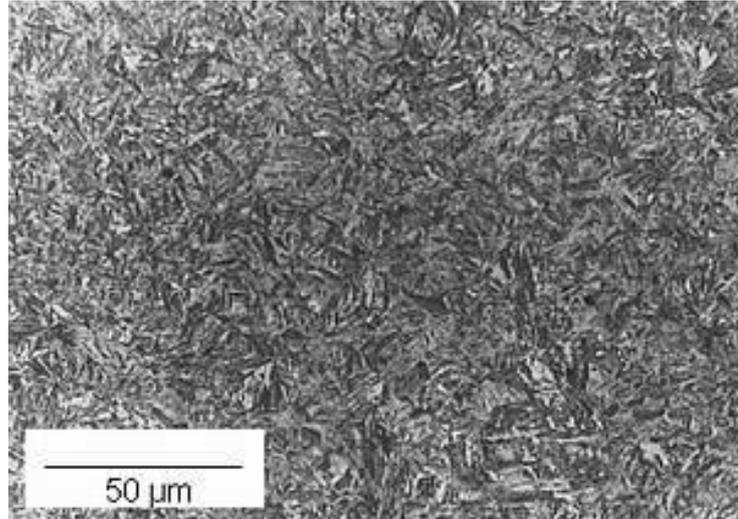


Figura 5: Microestrutura da Bainita contendo finíssimas agulhas de cementita
Fonte: KRAUSS, 2000.

2.1.2 Têmpera e revenimento

O tratamento térmico de têmpera é um dos mais importantes, pois com este o aço adquire as microestruturas que lhe conferem as propriedades mecânicas adequadas às solicitações de maior responsabilidade (maiores tensões e carregamentos cíclicos) aplicações críticas dentro dos vários segmentos da indústria mecânica (CALLISTER, 2006). Este tratamento visa obter uma microestrutura, quando possível, composta essencialmente de martensita, fase que possui elevada dureza e grande resistência. No entanto, como é fruto de uma transformação fora do equilíbrio, também gera grandes tensões residuais que podem e devem ser minimizadas (KRAUSS, 2000).

O tratamento térmico de têmpera consiste basicamente em aquecer o aço a uma temperatura em que se verifique a estrutura austenítica, permanecer nesta temperatura até que o material sofra as transformações de fase pertinentes (tempo de encharque) e, em seguida, ser resfriado a uma taxa acima da chamada velocidade crítica (velocidade de resfriamento a partir da qual ha o aparecimento da martensita) (CHIAVERINI, 2008).

Quando se utiliza o diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C a maioria dos autores (CHIAVERINI, 2008) aponta, para os aços eutetóides e hipoeutetóides, uma

temperatura de aproximadamente 50°C acima da linha “A₃”, e para os aços hipereutetóide 50°C acima da linha A₁, como pode-se observar na FIG. 6.

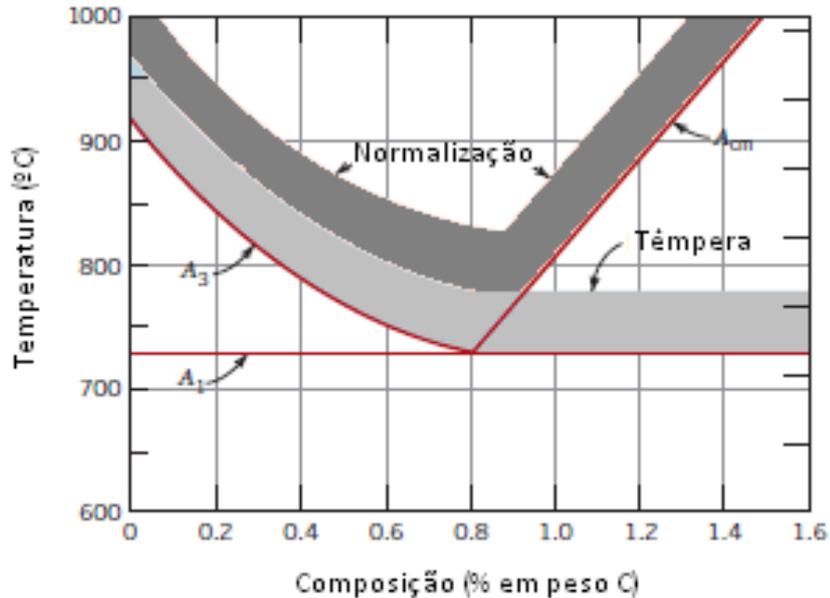


Figura 6: Gráfico com temperaturas recomendadas para têmpera e normalização
Fonte: CALLISTER, 2006,

Como relatado, o tempo de encharque depende, basicamente, da massa e forma do objeto, um maior tempo garante a completa dissolução dos carbonetos e nitretos e ou mudança das fases para posterior transformação, esta garantia, porém, gera maior risco de crescimento de grãos e aparecimento de tensões residuais, que aliados a fragilidade da martensita pode levar a peça ao colapso durante o procedimento de têmpera (CALLISTER, 2006).

Já a definição da velocidade de resfriamento se faz pelo teor de carbono, teor de elementos de liga e tamanho do grão austenítico. Para variar as velocidades de resfriamento são usados diferentes meios em função do aço a temperar (KRAUSS, 2000):

- a) Ar, para alguns aços alta liga, já produz estruturas típicas de têmpera enquanto que para a maior parte dos aços carbono produz estruturas próximas do equilíbrio;
- b) Óleo (mineral ou sintético), os convencionais são um meio de resfriamento mais brando, neles a transição do estágio de transporte de vapor ao

estágio de resfriamento líquido é menos acentuada, reduzindo o choque térmico no resfriamento e diminuindo a probabilidade de empenamento;

- c) Água, embora de baixo custo e alta disponibilidade, tem seu uso limitado a peças simples, simétricas e aços de baixa capacidade de endurecimento, aços carbono ou de baixo teor em liga, os quais exigem maiores velocidades de resfriamento;
- d) Soluções aquosas de NaOH, Na_2CO_3 ou NaCl (mais severos) as salmouras apresentam o inconveniente de ser de natureza corrosiva, de modo que seu uso exige cuidados no seu manuseio. As velocidades de resfriamento dessas soluções são maiores que a da água para o mesmo grau de agitação, o que significa, para uma determinada velocidade de resfriamento, empregar menor intensidade de agitação.

O revenimento é o tratamento térmico que, via de regra acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta. Além de aliviar ou remover as tensões residuais, possibilita ajustar a dureza e diminuir a fragilidade do material, aumentando sua resistência ao choque (KRAUSS, 2000; CALLISTER, 2006; CHIAVERINI, 2008).

Este tratamento consiste em aquecer os aços temperados, a temperaturas abaixo do limite inferior da zona crítica (linha A_1 , diagrama de equilíbrio Fe- Fe_3C , FIG. 6) permanência nestas temperaturas durante o tempo de encharque e posterior resfriamento ao ar calmo.

O aquecimento do material fornece a energia térmica necessária para a transformação de parte do reticulado instável, martensita, em produtos mais estáveis, tais como ferrita e cementita, produzindo também ajustamentos internos que aliviam as tensões residuais e a instabilidade dimensional, tudo isso em função da temperatura e do tempo de encharque.

A temperatura de revenimento influirá no alívio das tensões de têmpera sendo maior ou menor conforme a temperatura seja mais alta ou mais baixa. Isto se relaciona diretamente com a dureza e a tenacidade do material; maior temperatura de revenimento significa maior alívio de tensões, mais ductilidade e, em relação aos aços carbono, menor dureza.

Conforme a temperatura de revenimento vai aumentando, para aços ao carbono, verificam-se, em algumas situações, as seguintes transformações (KRAUSS, 2000; CALLISTER, 2006; CHIAVERINI, 2008).

- a) Entre 25° e 100°C, ocorre segregação ou uma redistribuição do carbono em direção a discordâncias, essa pequena precipitação localizada do carbono pouco afeta a dureza. O fenômeno é predominantemente em aços de alto carbono;
- b) Entre 100 e 250°C, às vezes chamado de primeiro estágio do revenido, ocorre precipitação de carboneto de ferro do tipo épsilon, de forma $Fe_{2-3}C$, reticulado hexagonal;
- c) Entre 200 e 300°C, às vezes chamado de segundo estágio, ocorre transformação de austenita retida em bainita;
- d) Entre 250 e 350°C, às vezes chamado de terceiro estágio, forma-se um carboneto metaestável, Fe_5C_2 , quando ocorre esta transformação em aços com alto teor de carbono, verifica-se ao microscópio uma microestrutura caracterizada por uma massa escura;
- e) Entre 400 e 600°C, ocorre uma recuperação de subestrutura de discordância, os aglomerados de Fe_3C passam a uma forma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular;
- f) Finalmente, entre 600 e 700°C, ocorre a recristalização e crescimento de grão, a cementita precipitada apresenta a forma nitidamente esferoidal e a ferrita apresenta forma equiaxial.

Como dito o objetivo do revenimento é aumentar a tenacidade, aliviar as tensões residuais surgidas durante o resfriamento e mudanças de fase que, em geral, não ocorrem de forma homogênea, no processo de têmpera, e ajustar a dureza. Entretanto, para alguns valores de temperatura, o revenimento pode ter efeito contrário, e diminuir a tenacidade do material, fenômeno definido como fragilização pelo revenimento, (FIG. 7).

Quando se processa o revenimento em temperaturas entre 230°C e 370°C em algumas classes de aços há uma diminuição de tenacidade, (CHIAVERINI, 2008; KRAUSS, 2000). Esta redução de tenacidade pode ou não ser atribuída a segregação de impurezas nos antigos contornos de grão da austenita, a formação

de uma rede ou película de carbonetos (Fe_3C) que envolve as agulhas de martensita durante a transformação da austenita retida no revenimento e a formação de nitretos de alumínio (KRAUSS, 2000).

Tenacidade em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 4140 revenido por uma hora

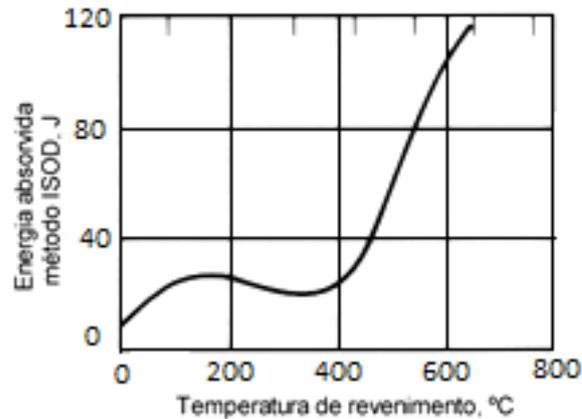


Figura 7: Gráfico com variação da tenacidade em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 4140 revenido por 1 hora
Fonte: CALLISTER, 2006.

Outro tipo de fragilidade aparece quando no revenimento os aços são mantidos por algum tempo, ou resfriados lentamente a temperaturas entre 400 e 550°C, esta passagem causa uma decoesão dos grãos e parece estar relacionada com a presença de impurezas (fósforo) no aço que segregam próximo aos antigos contornos dos grãos da austenitização (KRAUSS, 2000).

2.1.3 Normalização

Quando aplicado aos aços carbono este tratamento consiste em aquecer o material, se aço hipoeutetóide 50°C acima da linha A_3 , se aço eutetóide ou hipereutetóide 50°C acima da linha A_1 , permanecer nesta temperatura durante o tempo de encharque e, em seguida promover o resfriamento ao ar calmo. Este procedimento produz uma estrutura composta de ferrita e perlita, perlita, ou perlita e

cementita, contudo mais refinada (menor tamanho de grão e distância entre as lamelas de perlita) do que aquela obtida no recozimento pleno (CHIAVERINI, 2008; CALLISTER, 2006).

Este tratamento tem por objetivo a diminuição da dureza, aumento da usinabilidade e conformabilidade, eliminar efeitos de tratamentos termofísicos anteriores e eliminar textura bruta de fusão e tensões residuais e uniformização da estrutura dos aços, sendo muito usado a fim de regularizar a textura bruta de fusão (CALLISTER, 2006; CHIAVERINI, 2008). Muitas vezes utilizado para refinar e uniformizar a estrutura de aços como tratamento de preparação para as operações de têmpera e revenimento quando a transformação da austenita em martensita terá melhor resultado partindo-se de grãos mais uniformes da austenita (CALLISTER, 2006; CHIAVERINI, 2008).

2.2 Fadiga

Grande parte das falhas observadas em componentes e equipamentos mecânicos durante operação acontece devido aos esforços repetidos ou flutuantes (DOWLING, 2006 ; CALLISTER, 2006). As falhas mecânicas decorrentes destas condições de carregamento dinâmico foram definidas e caracterizadas como falhas por fadiga, em virtude de serem observadas geralmente após um período de tempo considerável (DOWLING, 2006; CALLISTER, 2006). Neste contexto, já foi demonstrado que componentes ou estruturas sujeitos a esforços cíclicos ou repetitivos poderão falhar sob tensões bem inferiores ao limite de escoamento do material utilizado no projeto (DOWLING, 2006; JONES ; ASHBY, 2007).

O estudo da fadiga em componentes mecânicos teve início na revolução industrial e, atualmente, com as solicitações exigidas dos materiais na indústria moderna em geral e particularmente na aeronáutica, automobilística e aeroespacial, criou-se uma demanda especial (DOWLING, 2006). Na tentativa de suprir esta demanda, verifica-se nas últimas décadas um aumento de trabalhos científicos direcionados ao estudo do comportamento dos materiais à fadiga, à mecânica da fratura, a modelagem numérica, dimensionamento e estimativa de vida dos componentes, a definição e entendimento dos fatores determinantes das falhas por

fadiga, etc (DOWLING, 2006). No entanto, ainda é necessário a contínua busca por respostas e melhor compreensão do tema para impulsionar a qualidade e confiabilidade dos produtos industrializados.

O estudo da fadiga nos metais tem como principais colaboradores o engenheiro alemão August Wöhler, que por volta de 1860, realizou pesquisas que conduziram a caracterização da curva S-N, como forma padrão de expressão do comportamento dos materiais sujeitos a solicitações alternadas, e determinação do conceito de limite de resistência à fadiga. Em 1874, Gerber desenvolveu métodos de dimensionamento da fadiga para diferentes tensões. A diferença entre o limite elástico de regime cíclico e regime monotônico foi popularizado por Bauschinger, confirmando a teoria de Wöhler (SURESH, 1998 ; DOWLING, 2006).

O conceito de fadiga controlada por deformação, ou fadiga de baixo ciclo, foi estabelecido por Coffin e Manson, por volta 1954. Neste conceito a análise de fadiga é desenvolvida pela combinação de deformação e número de ciclos.

Por volta de 1960, Irwin utilizando estudos anteriormente realizados por Ewing e Humfrey, Inglis e Griffith, mostrou que a amplitude de tensão singular na ponta da trinca podia ser expressa em termos de uma quantidade escalar, denominada fator de intensidade de tensão. Com isto, iniciou-se o estudo da teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) (SURESH, 1998).

Pode-se citar, também, outros pesquisadores, tais como, Basquin, Palmgren, Miner, Neuber, Paris, Soderberg, entre outros, que realizaram pesquisas de grande importância ao desenvolvimento do estudo dos componentes da fadiga (COLLINS, 1993; SURESH, 1998).

A falha por fadiga pode resultar na fratura abrupta do componente mecânico sem qualquer aviso prévio. O componente apresentará, geralmente, uma superfície de fratura frágil sem a observação de deformação plástica macroscópica, e quase sempre normal à direção da tensão principal de tração. Sendo, portanto, possível identificar a falha por fadiga a partir da análise da superfície de fratura, que apresenta uma superfície lisa decorrente da fricção entre as superfícies durante a propagação da trinca através da seção transversal do material, uma região áspera na qual o componente rompeu-se de maneira dúctil, quando a seção transversal já não era capaz de suportar a carga aplicada (DIETER, 1981).

A evolução do estudo da mecânica da fratura ao esclarecer seus mecanismos permitiu grande avanço na análise das falhas por fadiga. Basicamente, o processo

de fadiga se relaciona à nucleação e à propagação da trinca ao longo de uma região. Portanto, torna-se relevante atacar os fatores relacionados à fase preliminar de nucleação para minimizar ou eliminar os riscos de falha por fadiga.

A vida útil total do componente em relação à fadiga pode ser determinada pelo somatório dos períodos de nucleação e propagação das trincas. Porém, a transição entre os períodos de iniciação e propagação das trincas não é uma tarefa fácil, uma vez que depende de vários fatores como, material, concentradores de tensão, tensões residuais, temperatura de trabalho, geometria do componente, acabamento superficial, tratamento térmico e presença de entalhe, que interferem isoladamente.

Bannantine et al. (1990) defendem que 95% dos casos de fadiga iniciam-se na camada superficial dos componentes. Estas trincas superficiais são aceleradas pela existência de tensões residuais de tração na superfície do componente. Uma vez que o gradiente de tensões na superfície cresce com o aumento do diâmetro do componente verifica-se a influência do fator geométrico (MAKKONEN, 2003). Componentes mecânicos com superfícies ásperas e irregulares apresentam limite de resistência à fadiga inferior aos mesmos componentes com superfícies lisas (NORTON, 1998; COLLINS, 1993). Os tratamentos térmicos e ou mecânicos produzem tensões internas (tensões residuais), mudanças microestruturais e mudanças permanentes de forma e de dimensões (distorções), que modificam o limite de resistência à fadiga do material. As tensões residuais de compressão aumentam o limite de resistência à fadiga do material, enquanto as tensões residuais de tração reduzem este limite (COLLINS, 1993).

Outro fator de influência na resistência a fadiga e o meio como exemplo desta influência pode-se citar a influência dos processos corrosivos que causam de forma direta ou indireta o surgimento de trincas superficiais por onde se inicia o processo de fadiga. A associação dos dois efeitos, corrosão e fadiga causam a falha do material em um número de ciclo inferior ao estimado para cada situação específica isoladamente (BANNANTINE et al. 1990; COLLINS, 1993; NORTON, 1998).

2.2.1 Dimensionamento da vida útil de componentes mecânicos

Basicamente existem três métodos de dimensionamento da vida útil de componentes à fadiga: (a) aquele que considera a fadiga controlada por tensão ou método S-N, (b) o que considera a fadiga controlada por deformação ou método ϵ -N, e (3) a mecânica da fratura linear elástica MFLE (SURESH, 1998; COLLINS, 1993).

O primeiro método é baseado na utilização das curvas S-N, amplitude de tensão versus número de ciclos até a falha, e sua aplicação se dá quando o componente é submetido a valores de tensões inferiores ao limite de escoamento do material. É amplamente aplicado em componentes em que se pretende obter uma vida longa, também denominada fadiga de alto ciclo (DIETER, 1981; COLLINS, 1993). O número de ciclos que caracteriza a transição da falha por fadiga de altos e baixos ciclos possui ordem de grandeza entre 10^4 e 10^5 ciclos (COLLINS, 1993).

O segundo método leva em consideração a deformação e é fundamentado nas curvas ϵ -N, podendo ser definido como fadiga de baixo ciclo, em que os valores de ciclos apresentam ordem de grandeza inferior a 10^3 . Este método considera que o componente seja submetido a valores de tensão atuante maior que o limite de escoamento do material e não considerando a propagação da trinca.

A mecânica da fratura linear elástica (MFLE) é aplicada na tentativa de se determinar uma estimativa do tempo de propagação da trinca. Para tanto, requer o conhecimento prévio de seu comprimento inicial. O fundamento do método está, principalmente, na relação entre tensão aplicada ao componente e a distribuição de tensões na ponta da trinca, no tamanho e forma da trinca e nas propriedades mecânicas do material.

Obviamente não existe um método adequado para todas as situações, portanto o mais coerente seria utilizar métodos combinados, aliando suas potencialidades. A escolha do método mais adequado para uma situação específica é baseada, principalmente, nas propriedades do material, tipo e valores de carregamento, geometria do componente, possíveis consequências da falha e realisticamente custo/benefício (BANNANTINE et al., 1990).

O método S-N é o que apresenta menor custo e maior rapidez na execução. Possui relativa confiabilidade devido à existência de inúmeras pesquisas desenvolvidas desde a sua elaboração. Exige um nível menor de conhecimento

científico, quando comparado com os outros métodos. Uma das principais desvantagens deste método é desprezar as deformações plásticas, a nucleação e propagação das trincas (BANNANTINE et al., 1990; COLLINS, 1993, SURESH, 1998).

O método de fadiga controlado por deformação é mais adequado para altas tensões e vidas curtas, em que o fator custo é muito importante. As constantes envolvidas ainda não foram devidamente analisadas e testadas, conseqüentemente não apresentam uma confiabilidade apropriada. Este método é recomendado para estimar a nucleação da trinca, podendo ser usado para análise de acúmulo de danos, componentes com geometrias complexas e ambientes de altas temperaturas (BANNANTINE et al.; 1990; COLLINS, 1993).

O método da mecânica da fratura linear elástica é o de maior potencial científico. A sua maior vantagem é estimar a propagação da trinca, conseqüentemente proporcionar o monitoramento de seu crescimento. A sua maior limitação ou entrave esta na dificuldade de estimar o início da trinca (BANNANTINE et al., 1990; COLLINS, 1993; ADIB ; PLUVINAGE, 2003).

Como relatado, a aplicação do método de fadiga controlada por tensão acontece em mecanismos sob deformações cíclicas que permanecem em regime elástico, ou seja, quando a tensão atuante é inferior ao limite de escoamento do material. Portanto, a ocorrência de deformação plástica no componente ou corpo-de-prova é nula ou quase nula, e aplicando-se carregamentos atuantes abaixo do limite de escoamento do material proporcionará longas vidas, ou seja, números de ciclos até a falha superior a 10^3 .

Sendo a curva S-N a base da teoria de fadiga controlada por tensão, esta representa o método para a determinação da resistência à fadiga em função da tensão nominal aplicada. Estas curvas são determinadas a partir dos valores dos resultados de ensaios de fadiga em corpos-de-prova polidos, em que o menor valor das ordenadas correspondem ao limite de resistência à fadiga. Como os resultados apresentam dispersão, existe a necessidade de tratamento estatístico dos dados, para uma maior exatidão dos resultados. Com estes dados obtém-se as curvas S-N-P, as quais constituem famílias de curvas com probabilidades estatísticas definidas. (LOPES, 2006)

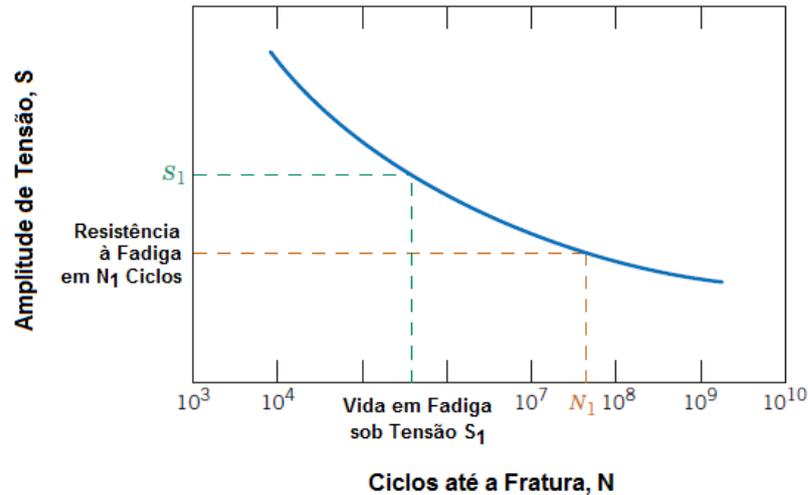


Figura 8 : Exemplo de curva S-N
Fonte: CALLISTER, 2006.

A obtenção da curva S-N baseia-se na aplicação de uma série de valores de carregamento cíclico sob uma amplitude de tensão pré-determinada, até que seja atingida a falha do material em um determinado número de ciclos. A FIG. 8 exibe um exemplo de curva S-N, pode-se observar que esta possui um comportamento assintótico quando os valores de tensão se aproximam de um valor mínimo, determinado como limite de resistência à fadiga.

Esta pode ser representada na forma semilogarítmica, como pode ser observado na FIG. 9, possibilitando uma melhor visualização do limite de resistência à fadiga (σ_e), que representa o mínimo valor de tensão em que o corpo-de-prova irá falhar. Abaixo deste patamar, o componente terá vida infinita, ou seja, este componente não falhará por fadiga.

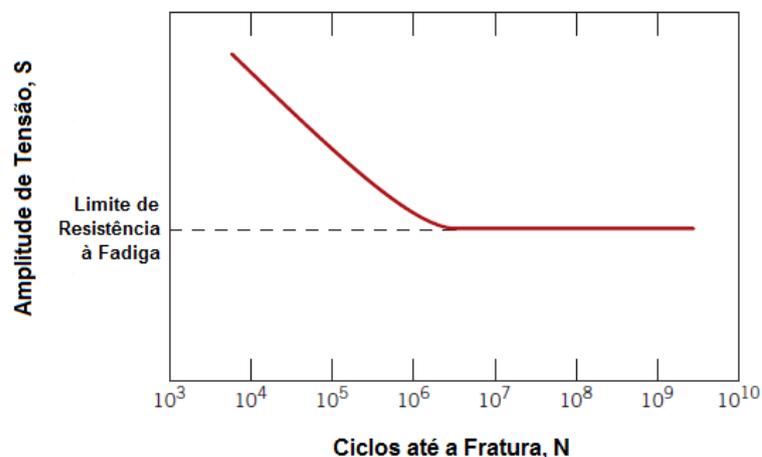


Figura .9 : Exemplo de curva S-N na forma semilogarítmica
Fonte: CALLISTER, 2006

As curvas S-N referentes às ligas não ferrosas, como alumínio, não apresentam um patamar de tensão constante. Neste caso o que se obtém é a tensão de falha (σ_N) do material para determinado número de ciclos (N). Já as ligas ferrosas e de titânio, o patamar do limite de resistência à fadiga é claramente definido. (LOPES, 2006)

A resistência à fadiga é dependente da tensão média e o tipo de carregamento é caracterizado por uma razão de tensão (R) e por uma razão de amplitude de tensão (A), como pode ser observado nas Equações 1 e 2, respectivamente.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (1)$$

Em que: σ_{\max} - tensão máxima no ciclo.

σ_{\min} - tensão mínima no ciclo.

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (2)$$

Em que: σ_a - tensão alternada.

σ_m - tensão média.

A avaliação da resistência à fadiga é realizada com base em curvas S-N, nas quais o carregamento apresenta tensão média nula. Porém, na prática a maioria dos casos de falha por fadiga acontecem com tensão média diferente de zero e para viabilizar a avaliação destes existem alguns modelos que relacionam o carregamento com tensão média diferente de zero com aqueles com tensão média nula, para uma mesma vida. Existem basicamente três modelos que determinam a influência da tensão média na resistência à fadiga: o de Soderberg, o de Gerber e o de Goodman.

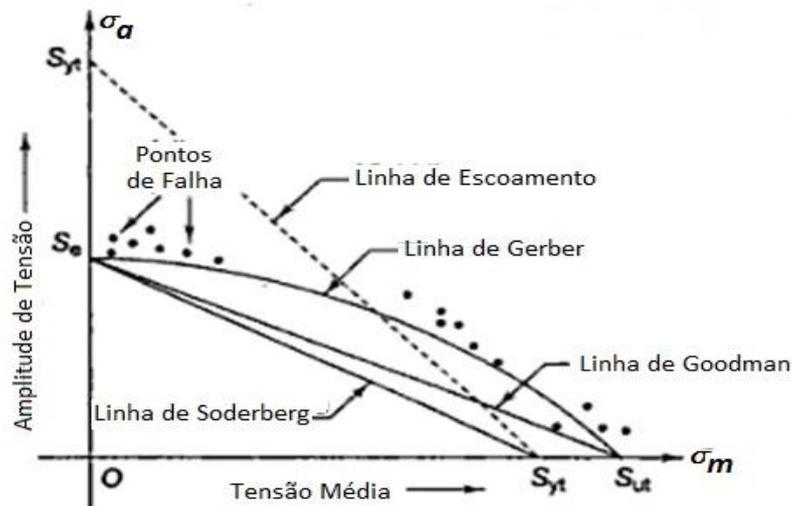


Figura 10 : Representação das curvas com modelos de Soderberg, de Goodman e Gerber
Fonte: LEE, 2005

De acordo com Suresh (1998) o modelo de Soderberg é muito conservativo (maior margem de segurança, resultando em dimensionamentos mais robustos) e por isto pouco utilizado. Geralmente os resultados tendem a estar na região entre as curvas de Gerber e Goodman. A equação de Gerber é mais indicada para os aços dúcteis sob carregamento de tração enquanto a equação de Goodman é recomendada para uso geral sob condições de fadiga de alto ciclo. Outra aproximação usada para calcular o efeito da tensão média é a equação de Basquin que relaciona a tensão média a um coeficiente de resistência à fadiga, sendo válida somente para tensões médias nulas.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga apresentam números de ciclos diferentes para a mesma amplitude de tensão alternada, o que possibilita o aparecimento de certa dispersão entre os resultados. Esta dispersão é menor quanto maior for o valor da amplitude de tensão alternada e vai aumentando com a redução do valor das amplitudes de tensões alternadas. Conseqüentemente, a dispersão é maior para valores próximos do limite de resistência à fadiga do material. Esta dispersão é influenciada pelas condições dos ensaios, tais como: alinhamento dos corpos-de-prova no equipamento, valores de tensão média, velocidade do ensaio (número de rotações por minuto do motor), variação na rugosidade dos corpos-de-prova, variação na composição química, etc. Segundo Collins (1993) e Mansur (2002) os principais fatores que afetam os resultados dos ensaios e as curvas S-N-P são: condições superficiais, tensões residuais, valores de

tensões médias, tipos de carregamentos aplicados, freqüências de aplicações das cargas, condições do meio ambiente e a microestrutura do material.

Existem diferentes métodos para construir as curvas S-N-P e determinar o limite de resistência à fadiga do material. A escolha do método mais adequado segue alguns critérios como quantidade de amostras disponíveis, tempo e objetivo da análise. O método padrão é o método de construção da curva com aplicação de tensão constante, que é recomendado para obter as curvas S-N-P. Já os métodos da sobrevivência, o método do degrau, o método *Prot*, o método do valor extremo e o método *up-and-down* são recomendados para a determinação do limite de resistência à fadiga (LEE, 2005).

O Método ou *Up-And-Down* (Staircase) determina a média e a variância da resistência fadiga em alguma vida específica, determinando conseqüentemente o limite de resistência à fadiga para uma vida infinita. Para tanto deve-se ensaiar um grupo de no mínimo quinze corpos-de-prova. Neste método, o corpo-de-prova é inicialmente ensaiado com uma tensão alternada determinada, observando-se então, se o mesmo falhará ou atingirá a vida útil de interesse. No caso de falha, reduz-se a tensão aplicada no próximo corpo-de-prova. No caso de o corpo-de-prova ensaiado atingir a vida esperada sem falhar (*run-out*), o ensaio é interrompido. A tensão aplicada no ensaio do próximo corpo-de-prova é elevada novamente. Este procedimento é repetido sucessivamente e com isto, tem-se uma apresentação dos resultados como mostrado na FIG. 11, em que a linha central entre os pontos máximos e mínimos representa uma tendência a vida média de falha.

Este método pode ser analisado estatisticamente por características de distribuição normal e binomial, pois estas duas distribuições apresentarão resultados semelhantes.

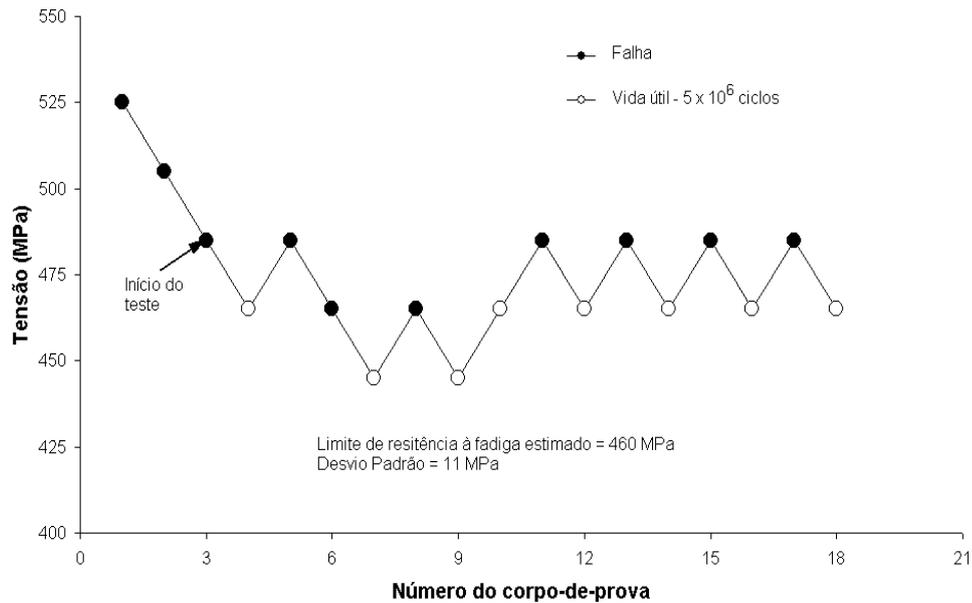


Figura 11: Método de avaliação da vida à fadiga *Staircase*: para determinar a resistência à fadiga média em 5×10^6 ciclos para o aço 4340
Fonte: COLLINS, 1993.

O método do Nível de Tensão Constante possui quantidade suficiente de corpos-de-prova para análise estatística, mas devido a alta dispersão das tensões próximas ao limite resistência à fadiga, torna-se impróprio para a sua determinação.

Para determinação do limite de resistência à fadiga tem-se o Método da Sobrevivência que fornece resultados confiáveis, porém torna-se inviável devido ao grande número de corpos-de-prova exigido e longo tempo para sua execução. O alto número de corpos-de-prova é também uma desvantagem do Método de Prot, que, além disto, destaca-se pela necessidade de máquinas sofisticadas para seu desenvolvimento. Em relação ao número de corpos-de-prova utilizados o Método do Degrau é uma alternativa juntamente ao Método *Staircase*, que se destaca também por permitir análise de variância e confiabilidade dos relatos.

2.2.2 Aço AISI 4140

Aço AISI 4140 (DIN 42CrMo4), também conhecido como aço cromo-molibdênio, é classificado como aço ligado para beneficiamento. Seus principais elementos são:

- a) Carbono – É o principal elemento de liga no aço. Pode-se dizer que a principal propriedade conferida ao aço pelo carbono é a dureza. Além disto aumenta, também, o limite de resistência à tração e a temperabilidade, mas diminui a tenacidade e soldabilidade;
- b) Cromo – O cromo favorece a formação de carbonetos em um aço. Assim, aumenta a dureza e a resistência à tração do aço em média (8 a 10 kgf/mm²) para a adição de 1% de Cr, mas diminui a resistência ao impacto. Aumentando a temperabilidade e em grandes quantidades a resistência à corrosão, mas diminui a tenacidade e a soldabilidade;
- c) Molibdênio – É elemento formador de carbonetos. Aumenta a resistência a quente e, em presença do níquel e do cromo, aumenta o limite de resistência à tração e o limite de escoamento. Dificulta o forjamento, melhora a temperabilidade, a resistência à fadiga e propriedades magnéticas. Exerce notável influência nas propriedades da solda. Em aços rápidos, aumenta a tenacidade, mantendo as propriedades de dureza a quente e retenção de corte. Nos aços rápidos substitui o tungstênio para a formação de carbonetos, na proporção de 1% de molibdênio para 2% de tungstênio. (CHIAVERINI, 2008).

Este aço tem grande aplicação na construção mecânica e automotiva em componentes que exigem elevada dureza, resistência e tenacidade, como virabrequins, bielas, braços, juntas, engrenagens, eixos e componentes para equipamentos de produção e perfuração de petróleo. (VILLARES METALS, 2004). Além destas características, o material possui baixa soldabilidade e usinabilidade média assim como boa resistência à torção e fadiga. Este material também é utilizado nitretado o que melhora suas propriedades mecânicas (GRUPO GERDAU, 2004).

O aço AISI 4140 também é definido como ABNT 4140, SAE 4140, DIN 1.7225, ASTM 4140, JIS G 4105-79 Tipo SCM 440, BS 970: Part 2: 1988 Tipo 708M40.

3 ESTADO DA ARTE

Há relatos na literatura de várias técnicas ou procedimentos desenvolvidos para melhorar o entendimento do processo de fadiga buscando prognosticar e/ou relacionar a falha por fadiga com a iniciação de trincas na superfície ou proximidades dela. Esta abordagem engloba a relação entre resistência e a presença de fases cristalinas, tamanho e orientação de grãos e outros componentes microestruturais (poros, inclusões, maclas, fases metaestáveis, precipitados etc) nas proximidades da superfície dos materiais buscando formas para elevar a vida útil e a confiabilidade dos componentes. Outra linha de pesquisa e análise dos fenômenos relacionados à fadiga avalia a falha em componentes dinâmicos vinculando-os a parâmetros de integridade estrutural destacam-se as alterações de dureza superficial, ausência de raios de concordância, tensão residual superficial (térmicas e/ou mecânicas) e rugosidade superficial, sendo que, se mal determinados constituem fatores prejudiciais à resistência à fadiga. Portanto, percebe-se que propriedades mecânicas desejáveis, incluindo resistência à fadiga, podem ser alcançadas com uma determinação adequada dos processos envolvidos na fabricação do componente, seleção criteriosa dos materiais e aplicação de tratamentos térmicos e/ou mecânicos.

Dentro deste contexto, uma vez que o presente trabalho aborda a influência de determinados tratamentos térmicos (ou microestruturas desenvolvidas) na vida útil à fadiga do aço AISI 4140, a seguir são apresentados alguns resultados de trabalhos envolvendo a realização de tratamentos térmicos no referido material ou similares e suas conseqüências em termos de estruturas formadas, comportamento mecânico em geral e comportamento à fadiga.

Gür e Tuncer em 2005 publicaram um artigo propondo um método de caracterização micro-estrutural dos aços AISI 5140 e AISI 4140 pelo monitoramento da propagação do som, a partir dos quais se determina resistência a fadiga de corpo-de-provas temperados e austemperados. Após cruzarem os resultados das análises metalográficas (avaliação microestrutura), ensaio de dureza e ensaio de ultra-som, estabeleceram relações entre estes parâmetros e a velocidade de propagação do som neste material, determinaram que a velocidade do som é muito afetada pelas mudanças no módulo de elasticidade de cada grão e é dependente de

sua orientação cristalográfica. Por fim, estes autores concluíram que a velocidade de propagação do som é mais lenta na martensita e mais rápida na perlita (grosseira) e ferrita, devido principalmente ao maior número de distorções presente na primeira estrutura.

Grum et al. (2001) estabeleceram relações entre os meios de resfriamento utilizados na têmpera e a velocidade de resfriamento produzida por estes com as microestruturas geradas. Considerou-se análise do efeito de massa como fator de influência juntamente com os meios de resfriamento relacionando estes fatores com a tensão residual, que foram medidas pelo método de relaxação. Comparando o desempenho de dois meios de resfriamento, óleo e solução polimérica (10%), e relacionaram a taxa de resfriamento dos corpos-de-prova em cada meio aos resultados obtidos nos ensaios de dureza e as estruturas observadas nas curvas de resfriamento contínuo do aço AISI 4140. Este estudo revelou a importância da correta definição da temperatura e do tempo necessário para austenitização, pois a obtenção de uma estrutura determinada depende da qualidade destas informações. Outro fator importante é a capacidade do meio de resfriamento produzir as microestruturas pretendidas à determinada profundidade em função da massa da peça. Devido a maior velocidade o resfriamento do corpo-de-prova, produz uma microestrutura de martensita na superfície e mista martensita/bainita no interior, possibilitando estabelecer uma relação com a tensão residual, maior na superfície.

Sarioglu (2001), a partir da constatação que variações microestruturais conseguidas através de tratamentos térmicos afetam a susceptibilidade de aços de baixa liga a corrosão sob tensão (SCC), realizou estudos a fim de relacionar o comportamento de estruturas obtidas em tratamento de têmpera e revenimento a varias temperaturas, em um meio corrosivo, solução de hidróxido de sódio a 33% a 80°C em aços baixa liga. O autor procurando abranger e relacionar parâmetros como difusividade do hidrogênio em diferentes microestruturas, estabelece relações entre o tamanho de grão e tamanho da zona plástica e análise da fratura. Este estudo segue os dois caminhos de investigação de análises de falhas, os aspectos eletroquímicos, e os efeitos das variáveis metalúrgicas. A fractografia avalia a condição das fraturas dividindo-as em transgranular para baixas temperaturas de revenimento e intergranular para altas temperaturas de revenimento. O autor conclui ainda que o efeito da temperatura de revenido sobre a susceptibilidade do aço AISI 4140 a fissuração por corrosão em solução de hidróxido de sódio a 80°C, se

relaciona com as microestruturas obtidas no tratamento térmico. Maiores temperaturas de revenimento implicam no aumento da intensidade da tensão. As inclusões de sulfeto de manganês também atuam na suscetibilidade à fragilização por hidrogênio de diferentes microestruturas.

Na busca por melhor entendimento dos fenômenos envolvidos nos processos de fadiga, Starke et al. (2006, 2009)¹ propuseram um novo método para determinar o comportamento à fadiga de componentes fabricados em aços AISI 4140 temperados e revenidos. Este método de investigação envolve a correlação entre as mudanças microestruturais induzidas por deformação cíclica no material com o comportamento à fadiga do material ao longo do tempo. O procedimento combina vários tipos de carregamento com inserção periódica de seqüências de amplitude constantes, para monitorar: a deformação plástica residual, mudança de temperatura e/ou as alterações na resistividade elétrica do material durante os ensaios. Os autores afirmam que com o novo método é possível estimar o limite de fadiga a partir de um único corpo-de-prova e que com o método de determinação do limite de fadiga PHYBAL, um teste com aumento de carga e dois testes com amplitude constante possibilitaria a determinação precisa das curvas S-N de Wöhler.

Chuang et al. (1998), traça um perfil do comportamento de propagação de trincas para o aço AISI 4140, temperado e revenido e austemperado comparando os resultados de ensaios de fadiga de um grupo de amostras no ar e outro sob atmosfera de hidrogênio avaliando o aspecto da fragilização provocada por este gás. Variando as condições de têmpera e revenido em cinco temperaturas (de 230°C a 550°C) e austemperado em três temperaturas (de 230°C a 370°C), o estudo concluiu que a taxa de crescimento de trincas de fadiga no ar diminuiu com o aumento da temperatura de tratamento. Porém, para atmosfera de hidrogênio o grau de aceleração em taxas de crescimento de trincas de fadiga, *fatigue crack growth rates* (FCGRs), é dependente da condição tratamento térmico. Corpos-de-prova revenidos no intervalo de 230 a 370°C, região de fragilização de revenido do aço 4140, eram suscetíveis a fragilização por hidrogênio gasoso, *gaseous hydrogen embrittlement* (GHE), no teste de fadiga. em comparação com o mesmo espécime em ar. Em temperaturas mais elevadas, 450 a 550°C, a influência do hidrogênio no FCGRs manifesta. Em atmosfera de hidrogênio a FCGRs pode estar relacionada com a

¹ O método é citado em 2 artigos o 1º publicado em 2006, propõem e analisa o método; 2º publicado em 2009, trabalha a aplicação do método.

superfície de fratura, os corpos-de-prova temperado e revenido a 230°C e 300°C a fratura é predominantemente intergranular, em contraste, as superfícies de fratura de corpos-de-prova austemperados as mesmas temperaturas apresentam fratura predominantemente transgranulares.

Du et al. (2004) conduziram um estudo relacionando o efeito do tratamento térmico de recozimento subsequente na vida à fadiga de uma aço baixa liga de composição química similar ao AISI 4140 previamente submetido a um processamento cíclico. Os pesquisadores observaram que o recozimento, ao aliviar as tensões residuais presentes, prolonga a vida à fadiga, antes da nucleação de trincas. No entanto com o surgimento de trincas, a tensão saturada diminui devido à redução da secção transversal. Por definição vida de fadiga, é dada pela repentina redução de tensão. Os corpos-de-prova foram previamente temperados em óleo e revenido a 600°C por 2 horas, assim a microestrutura presente dificulta o movimento de deslocamento, porem o carregamento cíclico neutraliza este comportamento. O grau dos danos por fadiga depende da amplitude de deformação cíclica e número de ciclos. O processo de recristalização durante o recozimento produz homogeneidade estrutural e dificulta a formação de micro-trincas aumentando significativamente a vida total de fadiga dos corpos-de-prova que passaram por alívio de tensão.

Furuya (2008) desenvolveu um trabalho avaliando o efeito do volume do corpo-de-provas de ensaios de fadiga de **gigaciclos** com frequências extremamente altas (20 kHz), como forma de acelerar os ensaios, comparando com o ensaio convencional. O aço utilizado foi o AISI 4140 temperado e revenido e quatro geometria de corpos-de-provas. Comparando-se os resultados obtidos em corpo-de-provas $\phi 8 \times 10\text{mm}$ para ensaio ultra-sônico e o corpo-de-provas de $\phi 6 \times 14\text{mm}$ para ensaio convencional, o autor estabelece uma relação entre o volume do corpo-de-provas e a tensão, e concluiu: que grande parte das fraturas são do tipo “olho de peixe” e nucleam-se em inclusões, principalmente de Al_2O_3 os resultados dos corpo-de-provas ensaiados nos dois métodos apresentam resultados compatíveis. O aumento do volume dos corpo-de-provas reduz proporcionalmente a resistência a fadiga por aumentar a possibilidade de inclusões e admite a viabilidade da aplicação deste tipo de ensaio.

Wei et al. (2004) realizaram estudos sobre o comportamento à fadiga de aços bifásicos (martensíticos/bainíticos) de alta resistência. A análise foi conduzida a partir da constatação de que a resistência à fadiga desses aços aumentaria com a

resistência à tração e com a tenacidade e que seria possível aumentar as mesmas através de têmpera e revenimento em baixas temperaturas. Dessa forma, corpos de prova de um aço baixa liga contendo cromo, silício e manganês foram temperados e revenidos às temperaturas de 280°C e 370°C por 2 horas, e, em seguida, submetidos a ensaios de tração, fadiga flexo-rotativa e de propagação de trincas. Os autores concluíram que a resistência à fadiga do aço com estrutura bifásica, bainita/martensita, é superior àquela apresentada pelo material apenas martensítico. Além disso, foi observado que o aço bifásico apresentou taxa de propagação de trinca maior ou menor do que o aço martensítico de acordo com a temperatura de revenimento. Por fim, os pesquisadores sugerem que melhores propriedades de fadiga do aço bifásico se relacionam à sua microestrutura e uma melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e propriedades de fadiga foram obtidas para a condição de revenimento a 370°C.

Liu et al. (1998) realizou um estudo sobre a influência de pequenas quantidades de ferrita na estrutura de aços de baixa liga (0,41%C; 0,78%Cr; 1,42%Ni; 0,22%Mo) temperados e revenidos, considerados de alta resistência, em relação às propriedades mecânicas, associando deformação plástica e resistência à fadiga de baixo ciclo. Foi observado que a existência de pequenas quantidades da fase mencionada alterava tanto o comportamento à fadiga como a capacidade de deformação plástica dos corpo-de-provas. Em relação ao primeiro, foi verificado que aumentando a quantidade de ferrita a resistência à fadiga era aumentada.

Diante do exposto, percebe-se que diferentes abordagens foram conduzidas na tentativa de entender os aspectos relacionados ao processo de fadiga. Entre as diferentes abordagens exploradas, a verificação da influência das condições de tratamento térmico na resistência à fadiga aparece como uma linha de grande interesse, sobretudo devido à possibilidade de antever aspectos operacionais e/ou de desempenho do material. O presente trabalho procura aprofundar alguns aspectos desta abordagem e, em particular, tenta levantar diferentes alternativas para explicar as mudanças no comportamento frente a fadiga em função de mudanças microestruturais. Espera-se fornecer assim informações capazes de auxiliar no entendimento e determinação do comportamento do aço AISI 4140 beneficiado frente a solicitação que levem à fadiga.

4 METODOLOGIA

O trabalho experimental foi realizado em etapas: (a) confecção dos corpos-de-prova de tração e fadiga, (b) Execução dos tratamentos térmicos, (c) avaliação da rugosidade e adequação dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga e tração, (d) realização dos ensaios de tração e fadiga, (e) caracterização do material dos corpo-de-provas ensaiados, ver FIG. 12

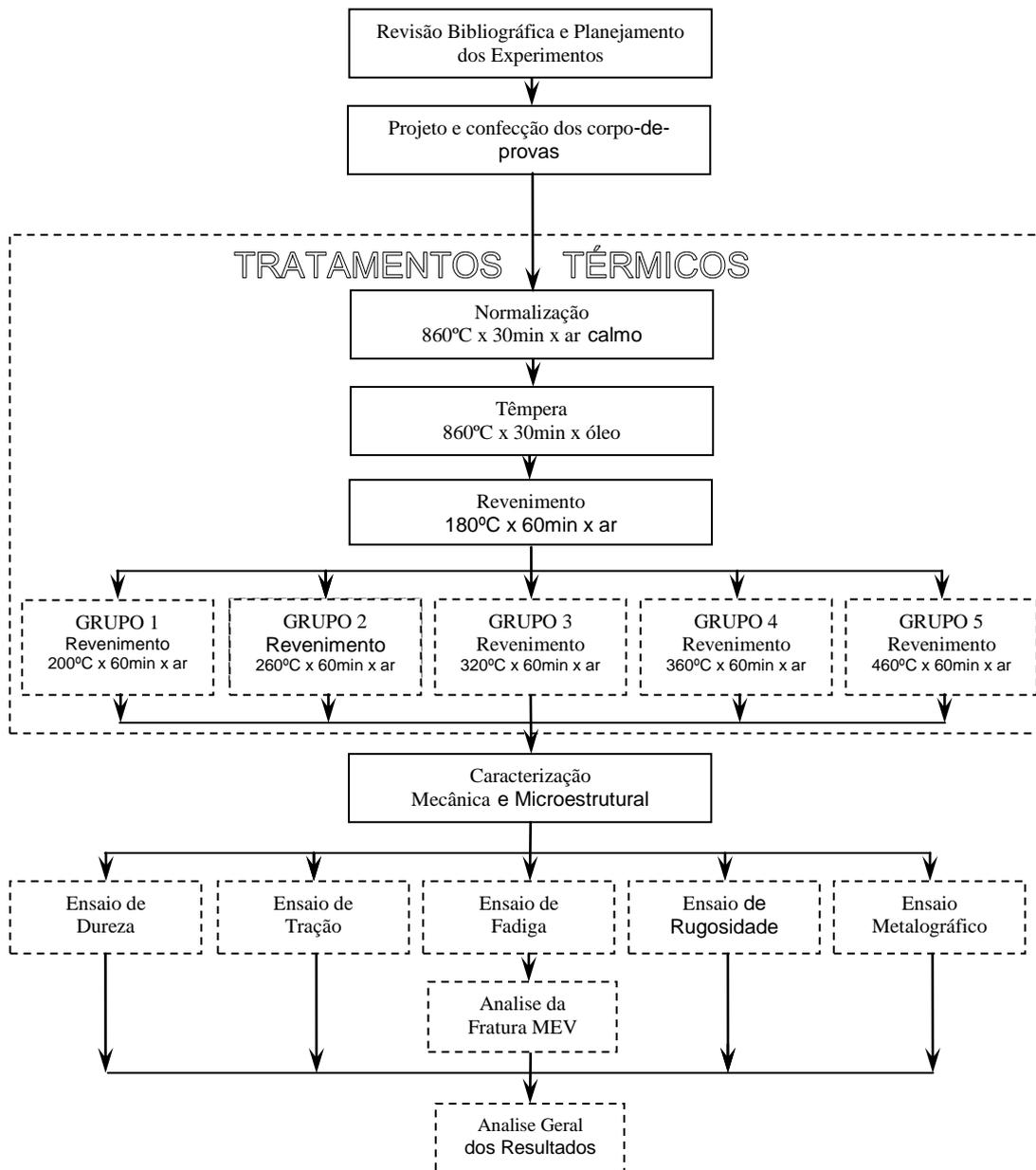


Figura 12:- Fluxograma do trabalho desenvolvido
 Fonte: Elaborado pelo autor

4.1 Materiais e metodos

4.1.1 Material e análise química

O aço utilizado neste trabalho foi o aço AISI 4140. Segundo dados da literatura e catálogos de fabricantes, sua composição química prevista é apresentada na Tabela 1.

TABELA 1
Composição química prevista para aço AISI 4140 (%/peso)

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Mo
% min	0,38	0,75	0,20	0,8	0,15
% max	0,43	1,00	0,35	1,10	0,25

Fonte: VILLARES METALS, 2004; SOUZA, 1989

As análises químicas das amostras dos corpos-de-prova, foram realizadas em um espectômetro de massa ARL 4460 *Thermo Fisher Scientific Inc.*, que pode ser observado na FIG. 13.



Figura 13 : Equipamento utilizado para realização da análise química.
VDL Siderurgia Ltda.

Fonte: Elaborado pelo autor

4.1.2 Confeção dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova foram usinados em um torno CNC, modelo CNC Romi Centur 30D Comando: Mach 9, com ferramenta de corte modelo DCMT 11 T 304 – PM5, WAK 20, fabricante Walter. O processo foi refrigerado por óleo semi-sintético, Blasocut 2000 Universal, 8% de concentração miscível em água.

A representação e as dimensões dos corpos-de-prova que foram utilizados nos ensaios de fadiga e nos ensaios de tração podem ser observadas nas FIG. 14, 15 e 16 respectivamente.

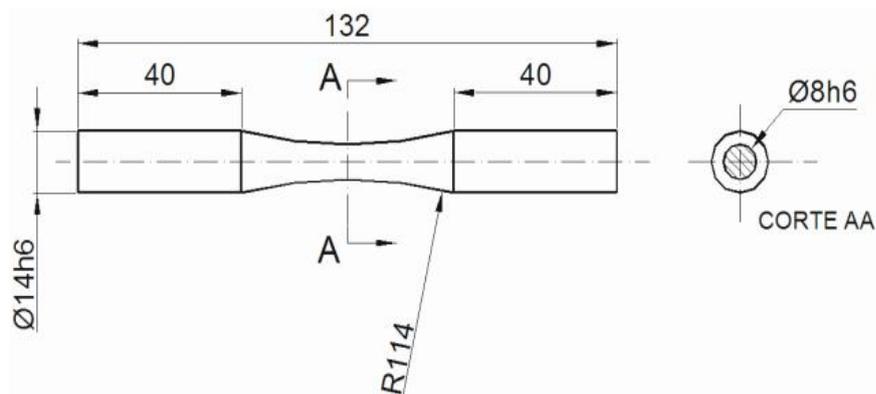


Figura 14: Geometria dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga à flexão
Fonte: Elaborado pelo autor

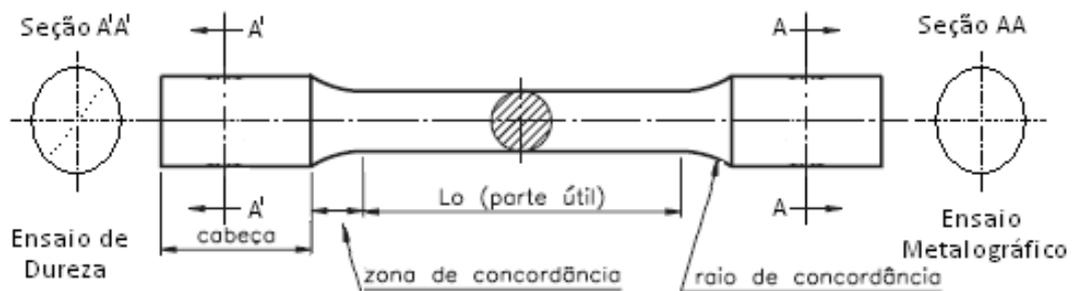


Figura 15: Corpos de prova
a) Geometria dos corpos-de-prova para ensaios de tração e esquema de retirada de corpos-de-prova para ensaios metalográficos e de dureza
Fonte: Elaborado pelo autor

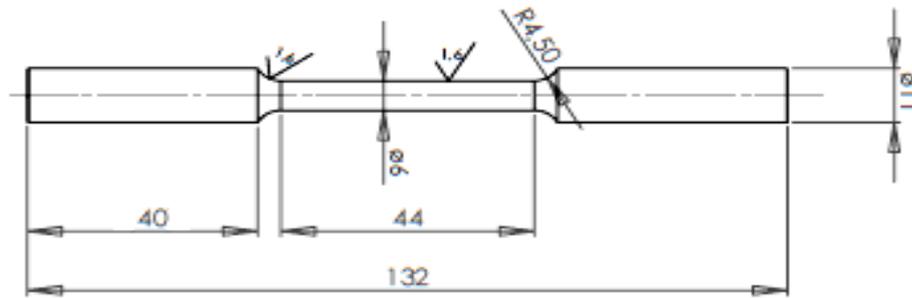


Figura 16: Corpos de prova
b) Dimensões corpos-de-prova para ensaios de tração
 Fonte: Elaborado pelo autor

As dimensões dos corpos-de-prova de fadiga estão de acordo com as normas ASTM E 466-07 e a DIN 50113, e os de tração com norma NBR ISO 6892.

Foram confeccionados 40 (quarenta) corpos-de-prova para os ensaios de fadiga e 15 (quinze) para os ensaios de tração.

4.1.3 Execução dos tratamentos térmicos

Todos os corpos-de-prova foram inicialmente submetidos ao tratamento térmico de normalização (utilizando o forno elétrico EGH 20/30 HERAEUS/BRASIMET), para possibilitar o alívio de tensões residuais e garantir uma microestrutura (sobretudo tamanho de grão) semelhante entre estes. Os parâmetros utilizados para a normalização podem ser observados no quadro 1.

Temperatura de aquecimento [°C]	Tempo de encharque [min]	Meio de resfriamento
860	30	Ar calmo

Quadro 1: Parâmetros para tratamento térmico de normalização
 Fonte: KRAUSS, 2000; VILLARES METALS, 2004; CHIAVERINI, 2008.

Em seguida os todos os corpo-de-provas passaram por têmpera em banho de sais TEC 750 e R2 – TECFER, utilizando forno à gas, e resfriado em óleo Houghton – Quench, utilizando os parâmetros descritos no quadro 2

Temperatura de aquecimento [°C]	Tempo de encharque [min]	Meio de resfriamento
860	30	Óleo

Quadro 2 : Parâmetros para tratamento térmico de têmpera
Fonte: KRAUSS, 2000; VILLARES METALS, 2004; CHIAVERINI, 2008.

Após a têmpera os os corpos-de-prova foram submetidos à revenimento a 180°C por 120 minutos em forno à banho de sais TEC 230 – TECFAR e em seguida, foram divididos em 5 (cinco) grupos (G₁, G₂, G₃, G₄ e G₅) e submetidos aos tratamentos de revenimento (utilizando o forno elétrico KR 170 HERAUS/BRASIMET, descrito no item 4.1.6), utilizando os parâmetros descritos na Tabela 2.

TABELA 2
Parâmetros para o tratamento térmico de revenimento e quantidade de corpos-de-prova.

Grupo	Quantidade corpo-de-prova	Temperatura [°C]	Tempo de encharque [min]	Meio de resfriamento
G ₁	8 fadiga 3 tração	200	60	Ar Calmo
G ₂	8 fadiga 3 tração	260	60	Ar Calmo
G ₃	8 fadiga 3 tração	320	60	Ar Calmo
G ₄	8 fadiga 3 tração	380	60	Ar Calmo
G ₅	8 fadiga 3 tração	460	60	Ar Calmo

Fonte: Elaborado pelo autor

Todos os corpos-de-prova após os tratamentos térmicos, cujos detalhes são apresentados nos itens a seguir, tiveram sua superfície re-preparada de forma a remover a possível camada de óxido gerada durante a execução destes, por

usinagem ou lixamento, no intuito de obter valores de rugosidade semelhantes entre eles.

4.1.4 Análise da rugosidade

Todas as medições foram realizadas na região onde o corpo-de-prova sofre maior ação do carregamento de fadiga, ou seja, no comprimento útil do corpo de prova, utilizando o rugosímetro Surftest SJ-400 fabricado pela Mitutoyo (FIG. 17). Foram realizadas três medições em pontos equidistantes cobrindo a circunferência e mais três pontos com o mesmo procedimento após inverter a posição do corpo-de-prova no dispositivo. Assim, foram realizadas seis medições em cada corpo-de-prova de forma a obter uma maior variação da rugosidade no item de ensaio.

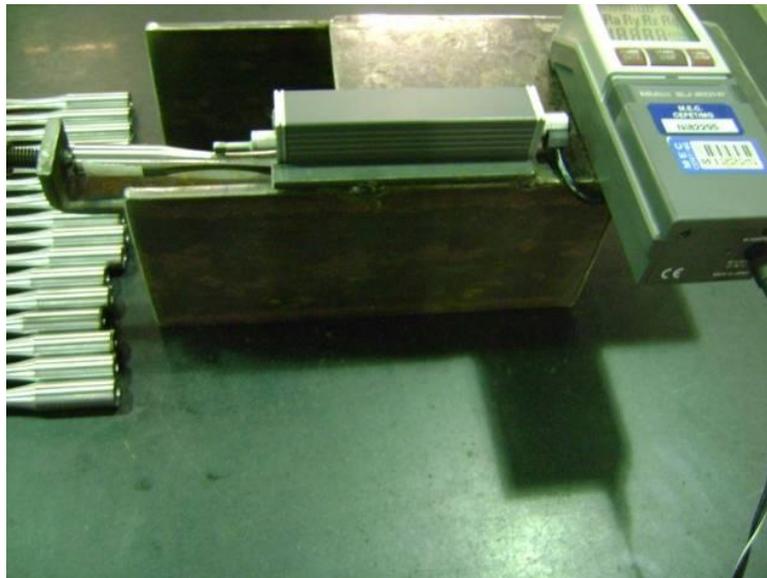


Figura 17: Dispositivo construído para auxiliar na medição da rugosidade CEFET MG.

Fonte: Elaborado pelo autor

4.1.5 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado utilizando uma máquina de tração, marca Wolpert, com capacidade de 200 kN e à temperatura ambiente (FIG. 18). Todos os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E-23. Com este procedimento foi possível obter as curvas tensão x deformação convencional para o material estudado, nas quais foi possível determinar os seguintes parâmetros: limite de escoamento e o limite de resistência experimental para o material.

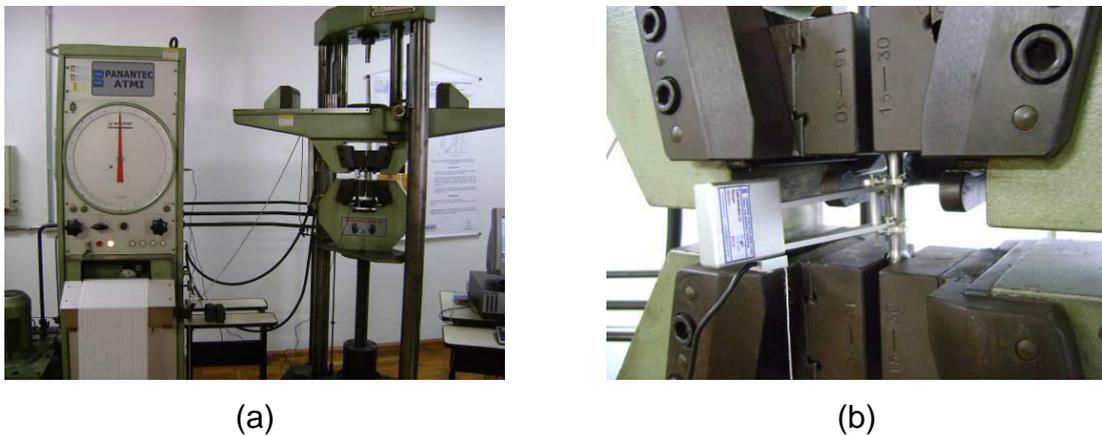


Figura 18: Ensaio de tração
(a) equipamento e (b) ensaio em andamento PUC MG.
Fonte: Elaborado pelo autor

4.1.6 Ensaio de dureza

Mediu-se a dureza dos corpos-de-prova por meio do ensaio de dureza Vickers, seguindo a norma ASTM E-92. Similarmente à avaliação microestrutural, ensaios de dureza Vickers foram realizados na seção transversal do aço AISI 4140 normalizado e temperado e revenido.

Os testes foram conduzidos em um durômetro WPM Leipzig com carga de 50kgf (490,25N) e tempo de aplicação de 15s (FIG. 19). Foram realizados no mínimo quatro testes de dureza para cada situação.



Figura 19: Durômetro Vickers:
(a) equipamento e (b) sistema de aquisição de dados CEFET MG.
 Fonte: Elaborado pelo autor

4.1.7 Análise microestrutural e da superfície de fratura

A preparação das peças foi conduzida através do procedimento convencional, envolvendo corte com disco abrasivo, embutimento a frio com resina de poliéster, lixamento com carbeto de silício em diferentes granulometrias (#180, #240, #320, #400, #600 e #1200) e polimento com pasta de diamante (9 μ m, 3 μ m e 1 μ m). Neste caso, os principais equipamentos empregados foram: cortadeira Struers, lixadeiras Struers, politrizes Arotec e ultrasom para a limpeza das amostras Teclago (FIG. 20). O ataque químico foi realizado por imersão com o reativo Nital 3% (ácido nítrico em solução de álcool etílico).



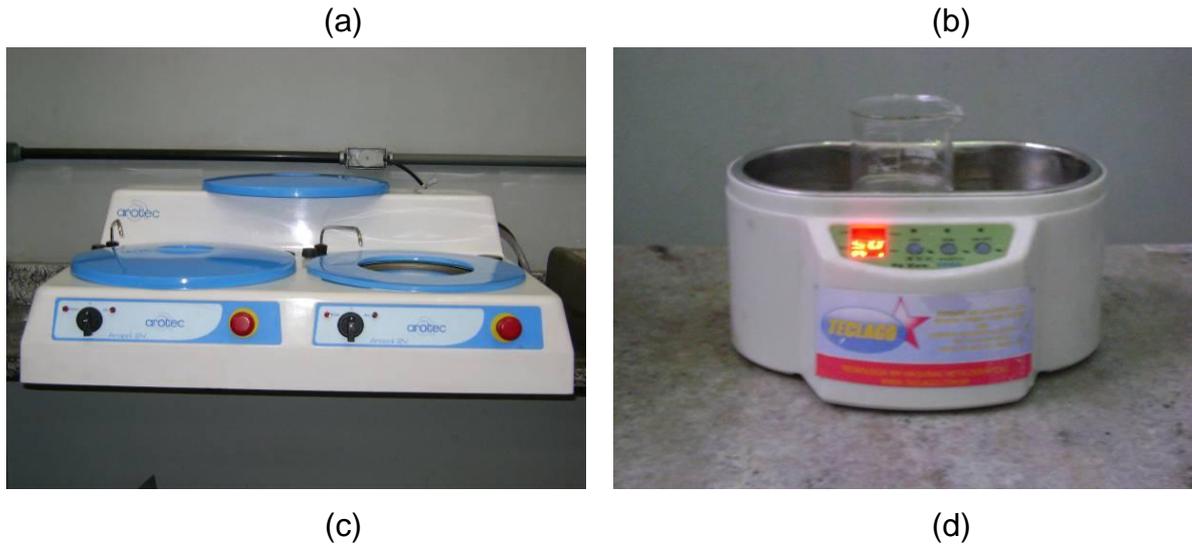
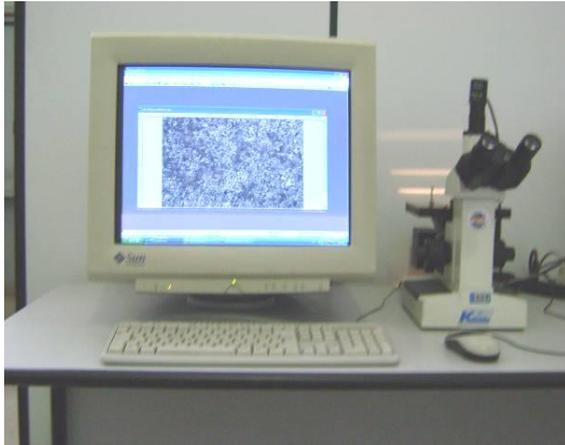


Figura 20: Equipamentos empregados na preparação das amostras para análise micrográfica: (a) cortadeira (b) lixadeira (c) politriz (d) ultrassom CEFET MG.
Fonte: Elaborado pelo autor

A observação da microestrutura foi realizada através de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), esta última com tensão de 15kV e detecção de imagens de elétrons secundários. Especificamente para o metal normalizado, a análise foi conduzida apenas através de MO, uma vez que esse tratamento térmico teve como objetivo a preparação para os demais. Ressalta-se que todas as imagens adquiridas se referem à seção transversal das peças. Na FIG. 21 são exibidos os equipamentos utilizados nessa etapa, microscópio óptico Fortel e o microscópio eletrônico de varredura Shimadzu.



(a)



(b)

**Figura 21 : Equipamentos empregados na análise microestrutural do material:
(a) microscópio óptico (b) microscópio eletrônico de varredura CEFET MG.
Fonte: Elaborado pelo autor**

A análise da superfície de fratura do metal após os testes de fadiga foi realizada para as cinco condições de tratamento térmico avaliadas nos testes mencionados. A preparação das peças consistiu inicialmente no recobrimento com verniz da região de interesse dos corpos de prova ensaiados, com o objetivo de evitar a contaminação no corte subsequente. Após o mesmo, as amostras a serem observadas passaram por uma operação de limpeza no ultrassom imersas em acetona.

A observação da fratura também foi conduzida através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com tensão de 15kV e detecção de imagens de elétrons secundários. Ressalta-se que os equipamentos empregados tanto para a preparação como para a observação dos corpos de prova fraturados foram os mesmos descritos anteriormente.

4.1.8 Ensaio de fadiga

Para os ensaios de fadiga, utilizou-se um equipamento que possibilita a aplicação de flexão pura com diferentes níveis de tensão. Seu princípio de funcionamento está esquematizado na FIG. 22.

Este equipamento possui a autonomia para ensaiar 05 (cinco) corpos-de-prova ao mesmo tempo. Na extremidade do eixo de fixação de cada corpo-de-prova, existe um contador para o número de ciclos no ensaio. Quando acontece o rompimento do corpo-de-prova, a contagem de ciclos é automaticamente interrompida e o registro é armazenado em um sistema digital individualizado.

Foi utilizado um valor de tensão para o ensaio de fadiga, próximo ao limite de escoamento do material temperado sem revenimento ($90\% \sigma_e$). Com este procedimento pretendeu-se obter um limite de fadiga de baixo ciclo, porém com o material trabalhando no regime elástico. A Tabela 3 exibe um resumo de como e quantos testes de fadiga e tração foram realizados.

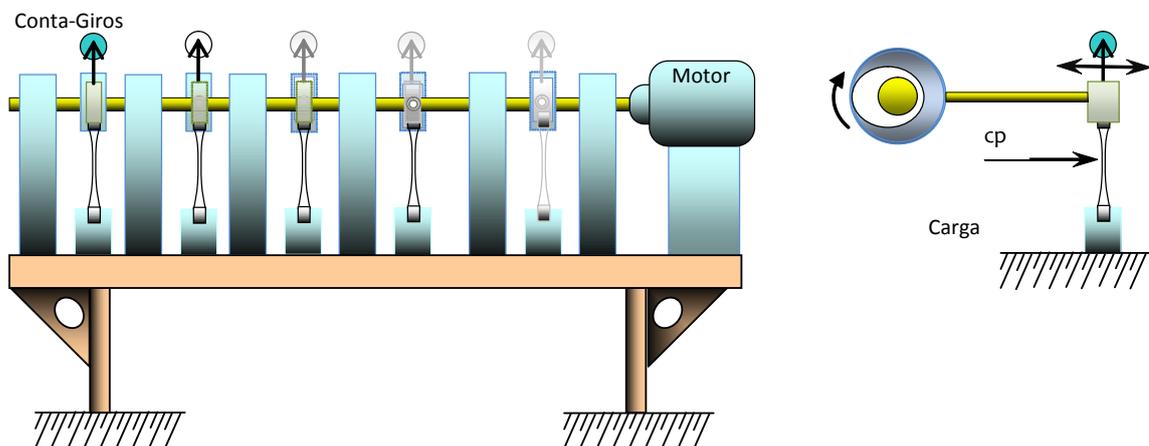


Figura 22 : Desenho esquemático da máquina de ensaios de fadiga
 Fonte: Elaborado pelo autor

TABELA 3
Resumo dos testes de fadiga e tração que serão realizados.

Grupo	Fadiga - Nº CP	Tensão aplicada	Tração - Nº CP
G ₁ revenimento 200°C	3 2	0,9 σ_e Possível replica	3
G ₂ revenimento 260°C	3 2	0,9 σ_e Possível replica	3
G ₃ revenimento 320°C	3 2	0,9 σ_e Possível replica	3
G ₄ revenimento 380°C	3 2	0,9 σ_e Possível replica	3
G ₅ revenimento 460°C	3 2	0,9 σ_e Possível replica	3

Fonte: Elaborado pelo autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química do material

A Tabela 4 revela os valores (individuais, média e desvio padrão) de composição química experimental obtida nos 08 corpos-de-prova analisados. Percebe-se que foram realizadas 08 análises em corpos-de-prova diferentes e que pela comparação dos valores obtidos e os valores de referência (Materiais e Métodos) o material estudado trata-se, realmente, do aço AISI 4140.

TABELA 4
Análise química do material utilizado no trabalho.

Elemento	C	Mn	Cr	Mo	Fe
CP1	0,417	0,839	0,957	0,203	96,500
CP2	0,416	0,836	0,955	0,202	96,435
CP3	0,416	0,837	0,951	0,204	97,035
CP4	0,424	0,844	0,958	0,205	96,993
CP5	0,424	0,839	0,955	0,206	97,046
CP6	0,413	0,838	0,954	0,205	97,061
CP7	0,421	0,841	0,952	0,205	97,050
CP8	0,424	0,838	0,950	0,201	97,030
Média	0,419	0,839	0,954	0,204	96,894
D. Padrão	0,004	0,003	0,003	0,002	0,264

Fonte: Elaborado pelo autor.

5.2 Controle dimensional dos corpos-de-prova

O controle dimensional dos corpos-de-prova de tração e fadiga foi realizado utilizando paquímetro e micrômetro digitais e relógio comparador FIG. 23, executando três leituras em cada seção, que foram escolhidas de forma aleatória.

Todas as medições foram realizadas na região onde o corpo-de-prova sofre maior ação do carregamento tração ou de fadiga, ou seja, no comprimento útil dos corpos-de-prova.

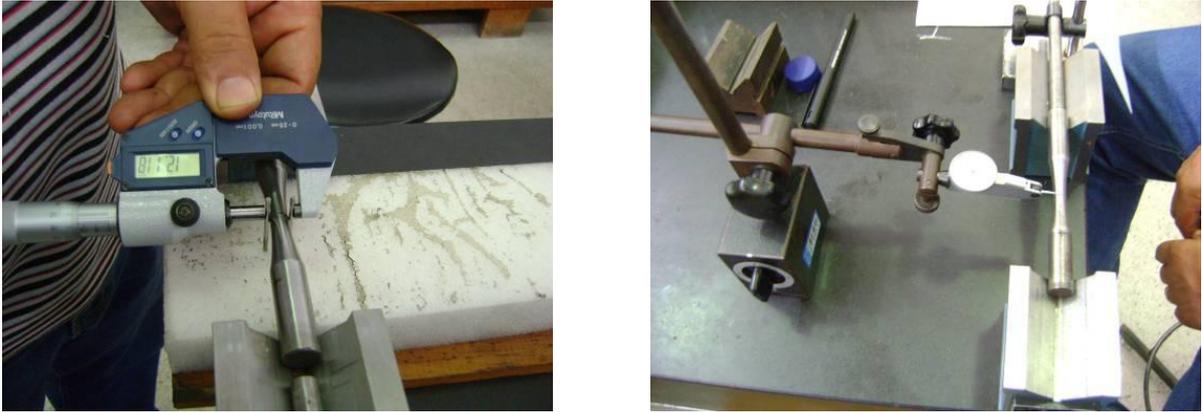


Figura 23: Controle dimensional dos corpos-de-prova CEFET MG.
Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados referentes ao controle dimensional dos corpos-de-prova de fadiga são apresentados na Tabela 5.

Percebe-se, pela análise dos resultados e pelos valores de desvio padrão baixo, apresentados nesta tabela, que os corpos-de-prova foram usinados dentro de um controle dimensional rígido propiciado pela utilização de um sistema de usinagem auxiliado computadorizado (CNC) o que corrobora para garantir a posterior confiabilidade durante a comparação das propriedades mecânicas dos diferentes corpos-de-prova.

É importante ressaltar, que nos corpos-de-prova de fadiga, devido aos tratamentos térmicos e à posterior reparação da superfície por lixamento, não foi possível, respeitar a tolerância h6, determinada pela norma, e os corpos-de-prova apresentaram um diâmetro ligeiramente menor. Este procedimento, no entanto, não influencia na análise dos resultados (por comparação) uma vez que caracteriza-se como erro sistemático.

TABELA 5
Controle dimensional dos corpos-de-prova de fadiga.

CP	Diâmetro da área útil (mm)	Flexão máxima medida (mm)
1	8,046	0,21
2	8,052	0,22
3	8,038	0,08
4	7,917	0,17
5	8,043	0,09
6	8,042	0,29
7	8,053	0,08
8	8,06	0,22
9	8,13	0,33
10	8,053	0,15
11	8,136	0,06
12	8,054	0,18
13	8,052	0,25
14	8,166	0,15
15	8,059	0,2
16	8,045	0,16
17	7,964	0,15
18	8,056	0,12
19	8,036	0,32
20	8,049	0,18
21	8,065	0,33
22	7,995	0,24
23	8,104	0,26
24	8,087	0,04
25	8,056	0,25
26	8,058	0,18
27	8,104	0,32
28	8,066	0,06
29	8,068	0,06
30	8,067	0,17
D. Padrão	0,047	0,087

Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados das medições de rugosidade estão apresentados de forma resumida na Tabela 6.

TABELA 6
Controle da rugosidade Ra dos corpos-de-prova de fadiga.

Medidas de rugosidade CP Fadiga												
CP	L1	L2	L3	DP	Média	L1²	L2³	L3⁴	DP	Média	Média das médias	
CP 1	0,28	0,26	0,23	0,03	0,26	0,34	0,28	0,27	0,04	0,3	0,56	
CP 2	0,41	0,3	0,31	0,06	0,34	0,4	0,4	0,31	0,05	0,37	0,71	
CP 3	0,33	0,31	0,27	0,03	0,3	0,34	0,35	0,38	0,02	0,36	0,66	
CP 4	0,37	0,27	0,39	0,06	0,34	0,37	0,41	0,33	0,04	0,37	0,71	
CP 5	0,34	0,37	0,35	0,02	0,35	0,37	0,42	0,41	0,03	0,4	0,75	
CP 6	0,28	0,34	0,34	0,03	0,32	0,34	0,28	0,27	0,04	0,3	0,62	
CP 7	0,22	0,21	0,24	0,02	0,22	0,2	0,18	0,21	0,02	0,2	0,42	
CP 8	0,18	0,19	0,23	0,03	0,2	0,18	0,2	0,24	0,03	0,21	0,41	
CP 9	0,28	0,25	0,16	0,06	0,23	0,23	0,32	0,25	0,05	0,27	0,5	
CP 10	0,23	0,18	0,25	0,04	0,22	0,28	0,27	0,2	0,04	0,25	0,47	
CP 11	0,24	0,19	0,22	0,03	0,22	0,25	0,29	0,21	0,04	0,25	0,47	
CP 12	0,16	0,21	0,17	0,03	0,18	0,22	0,21	0,18	0,02	0,2	0,38	
CP 13	0,25	0,21	0,22	0,02	0,23	0,21	0,24	0,28	0,04	0,24	0,47	
CP 14	0,21	0,21	0,24	0,02	0,22	0,23	0,23	0,22	0,01	0,23	0,45	
CP 15	0,2	0,23	0,23	0,02	0,22	0,26	0,23	0,27	0,02	0,25	0,47	
CP 16	0,19	0,17	0,17	0,01	0,18	0,16	0,16	0,17	0,01	0,16	0,34	
CP 17	0,24	0,25	0,22	0,02	0,24	0,19	0,22	0,25	0,03	0,22	0,46	
CP 18	0,24	0,23	0,28	0,03	0,25	0,3	0,2	0,19	0,06	0,23	0,48	
CP 19	0,34	0,37	0,35	0,02	0,35	0,37	0,42	0,41	0,03	0,4	0,75	
CP 20	0,25	0,22	0,21	0,02	0,23	0,18	0,18	0,2	0,01	0,19	0,42	
CP 21	0,18	0,18	0,21	0,02	0,19	0,26	0,21	0,18	0,04	0,22	0,41	
CP 22	0,2	0,19	0,2	0,01	0,2	0,26	0,18	0,21	0,04	0,22	0,42	
CP 23	0,18	0,16	0,16	0,01	0,17	0,2	0,26	0,17	0,05	0,21	0,38	
CP 24	0,24	0,2	0,22	0,02	0,22	0,2	0,22	0,29	0,05	0,24	0,46	
CP 25	0,18	0,17	0,21	0,02	0,19	0,2	0,2	0,21	0,01	0,2	0,39	
CP 26	0,24	0,22	0,21	0,02	0,22	0,21	0,24	0,23	0,02	0,23	0,45	
CP 27	0,21	0,17	0,21	0,02	0,2	0,18	0,19	0,18	0,01	0,18	0,38	
CP 28	0,2	0,26	0,23	0,03	0,23	0,23	0,23	0,16	0,04	0,21	0,44	
CP 29	0,23	0,23	0,26	0,02	0,24	0,22	0,21	0,19	0,02	0,21	0,45	
CP 30	0,18	0,19	0,18	0,01	0,18	0,21	0,19	0,19	0,01	0,2	0,38	
Média	0,243	0,231	0,239	0,01	0,24	0,253	0,254	0,242	0,01	0,25	0,49	
D. Padrão				0,014	0,053					0,015	0,065	0,116

Fonte: Elaborado pelo autor

² L1, Leituras executadas.

³ L2, Leituras executadas.

⁴ L3, Leituras executadas.

Novamente, percebe-se que os procedimentos adotados possibilitaram a obtenção de corpos-de-prova com baixos valores de rugosidade (0,25 Ra) e baixa dispersão entre estes (valor do desvio padrão de 0,0587). Estas observações (valores individuais e desvio padrão) possibilitaram inferir que as características individuais de cada corpo-de-prova (dimensões e aspectos relacionados a rugosidade) não comprometeriam a comparação das propriedades mecânicas destes, uma vez que estes de forma geral apresentam as mesmas características geométricas e de rugosidade.

5.3 Análise microestrutural e caracterização

Na FIG. 24 (a) e (b) são mostradas as fotomicrografias do aço AISI 4140 após o tratamento térmico de normalização, obtidas através de microscopia óptica. Através das imagens pode ser observada a presença de ferrita e de perlita, conforme esperado para este material após passar por um tratamento térmico de normalização.

Nas FIG. 24 a 36 são exibidas as imagens (MO e MEV) do material temperado e revenido (nas diferentes condições de revenimento). De maneira geral, verifica-se a ocorrência de martensita revenida nas peças, que parece tornar-se mais difusa (mais martensita se transformando nas fases mais estáveis, ferrita e cementita) à medida que a temperatura de revenimento aumenta. Fato que tem como consequência a diminuição da dureza e aumento da ductilidade.

Percebe-se nitidamente a diferença entre as microestruturas observadas na FIG. 24 (composta essencialmente por ferrita e cementita) e aquela observada na FIG. 25 (martensita revenida) fruto do resfriamento brusco da austenita durante o tratamento térmico de têmpera que não permite que ocorra os mecanismos da difusão e formação de ferrita e cementita

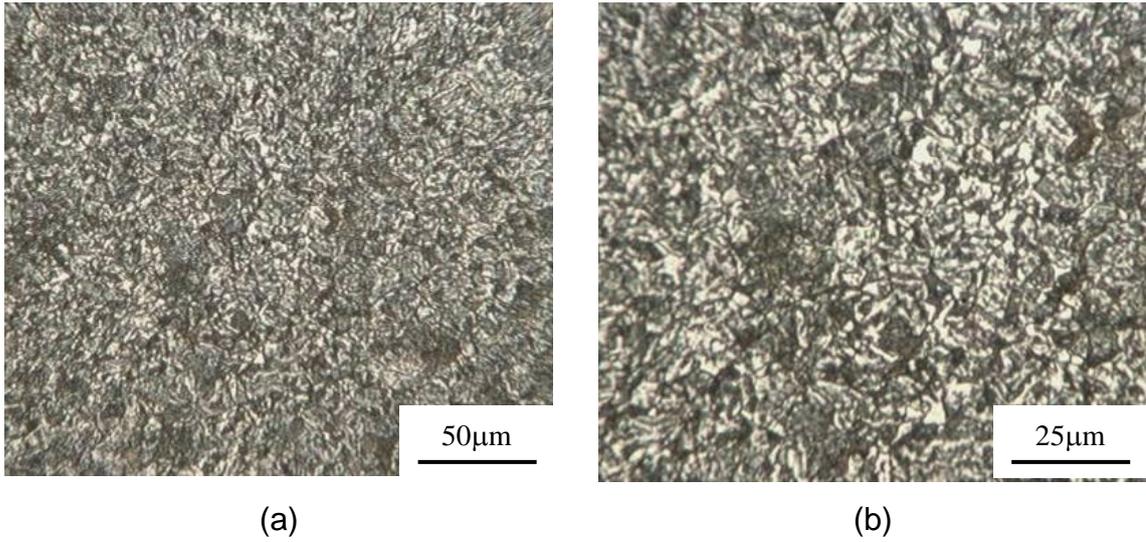


Figura 24 :Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 normalizado, com diferentes ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

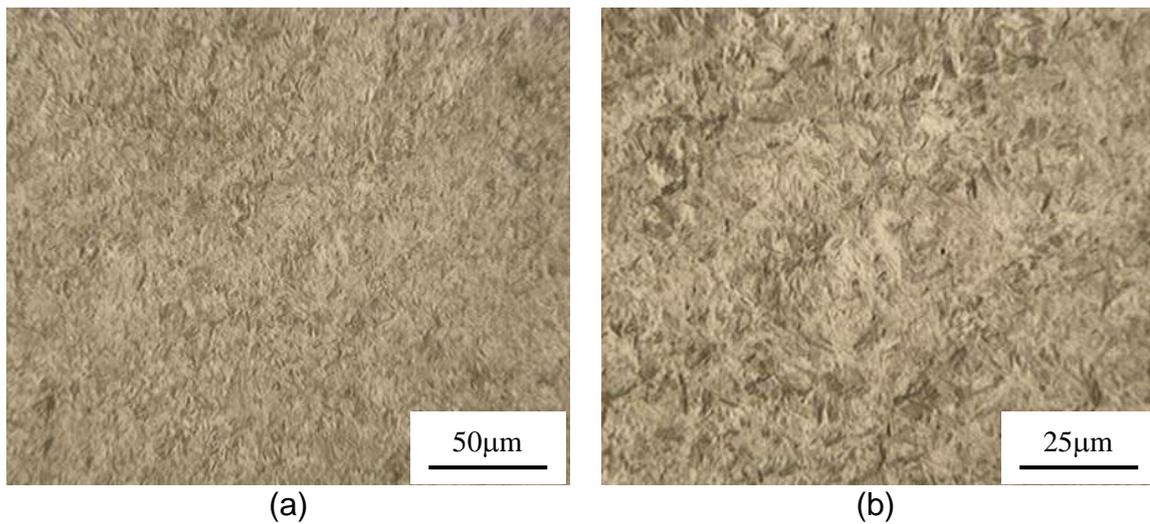


Figura 25: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo e revenido a 180°C: com diferentes: ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

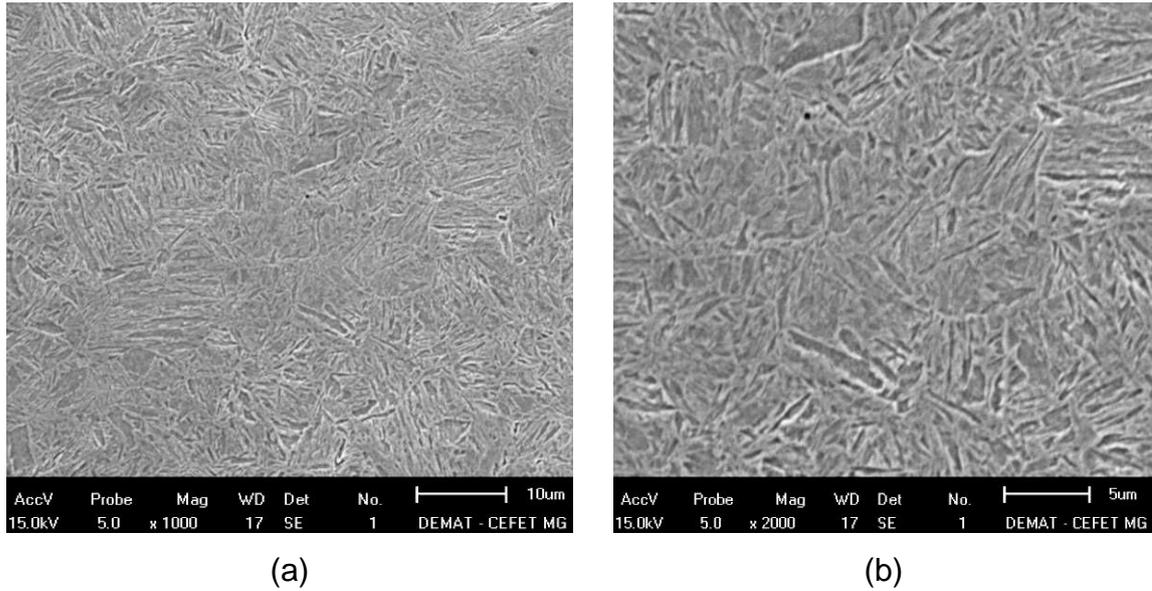


Figura 26: Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo e revenido a 180°C: com diferentes ampliações (a) 1000X e (b) 2000X, aproximadamente.
Fonte: Elaborado pelo autor

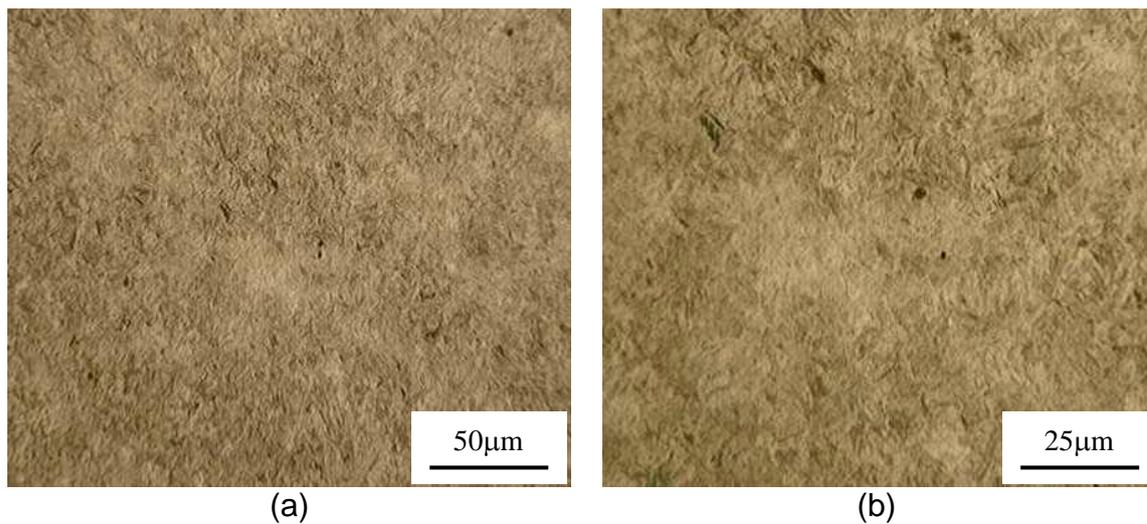


Figura 27: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 200°C: com diferentes ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.
Fonte: Elaborado pelo autor

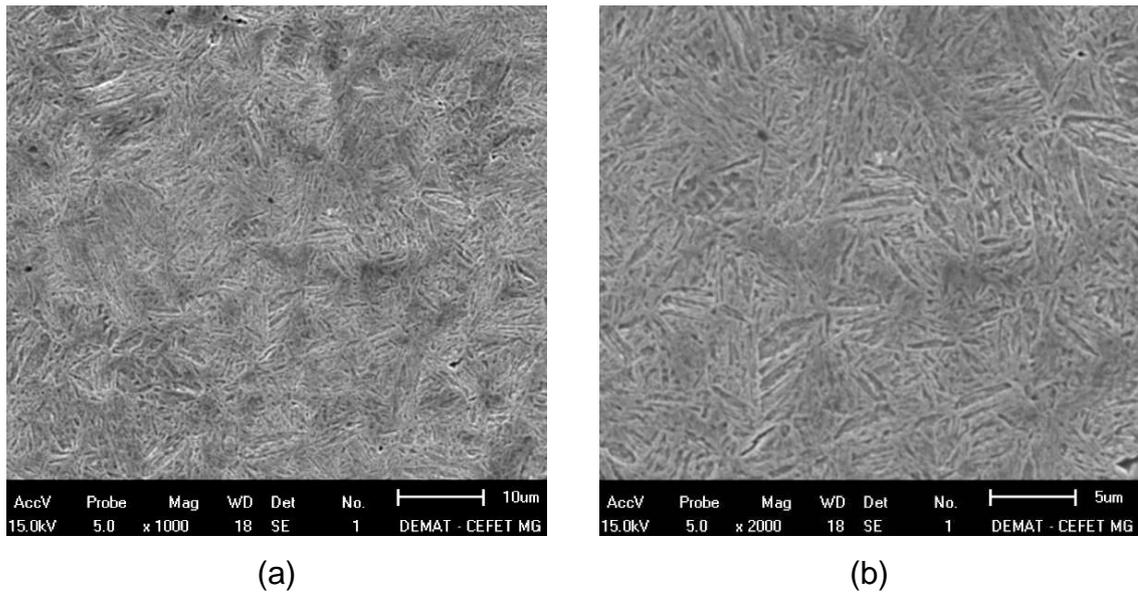


Figura 28: Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 200°C com diferentes ampliações: (a) 1000X e (b) 2000X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

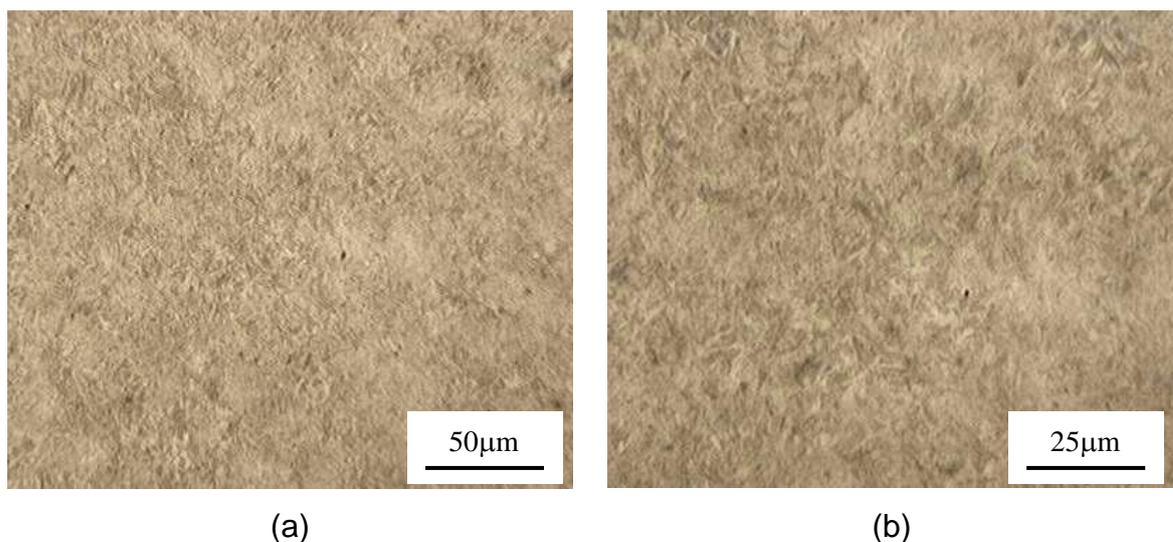


Figura 29: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 260°C com diferentes ampliações: (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

Quando compara-se as fotomicrografias referente às condições de revenimento de 200°C (FIG. 27 e 28) e 260°C percebe-se que não há grande diferença entre estas no ponto de vista morfológico, o que é típico da estrutura martensítica que apresenta, em geral, uma imagem esboroadada e de difícil diferenciação.

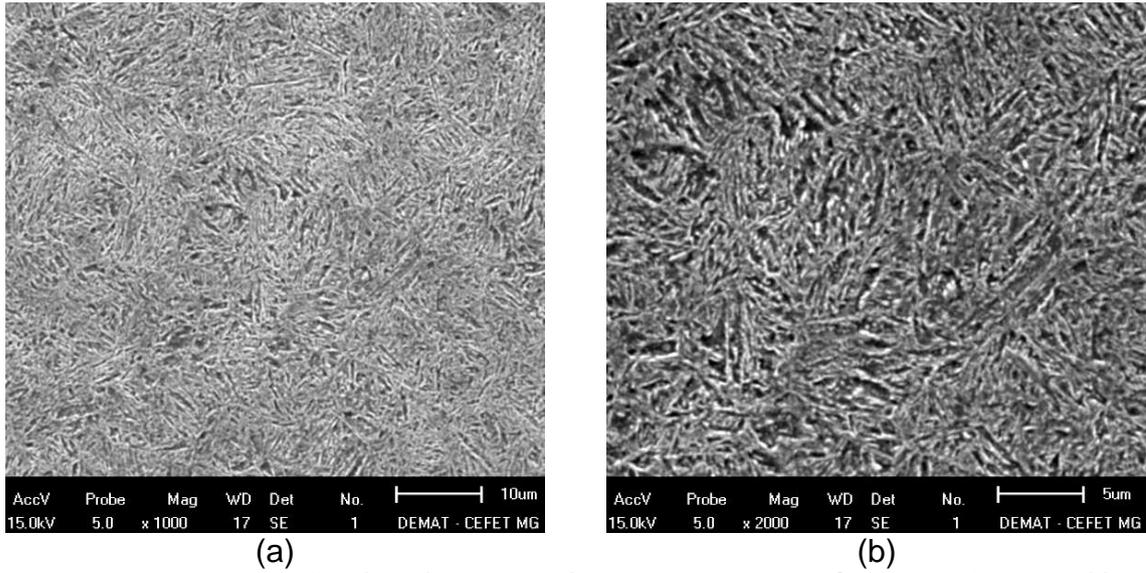


Figura 30 : Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 260°C: (a) e (b) aumentos distintos.

Fonte: Elaborado pelo autor

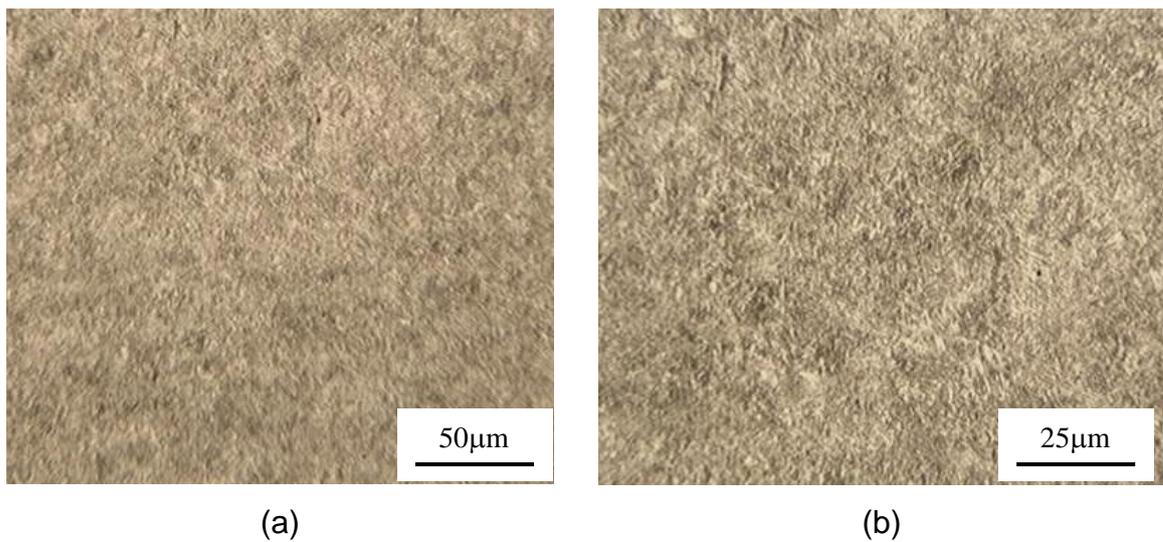


Figura 31: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 320°C: com diferentes ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

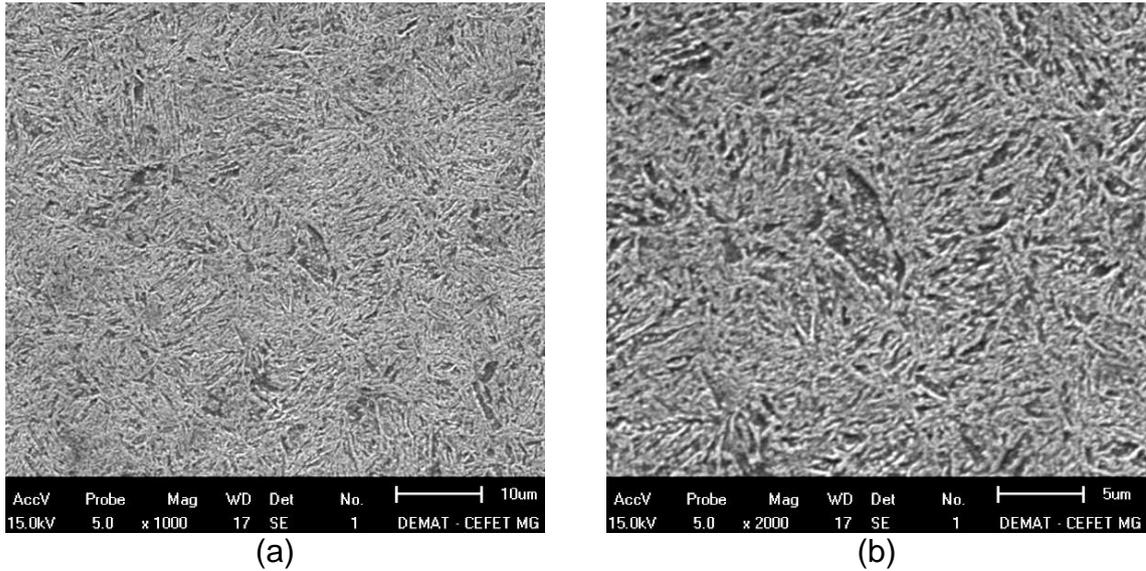


Figura 32: Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 320°C: (a) e (b) aumentos distintos.

Fonte: Elaborado pelo autor

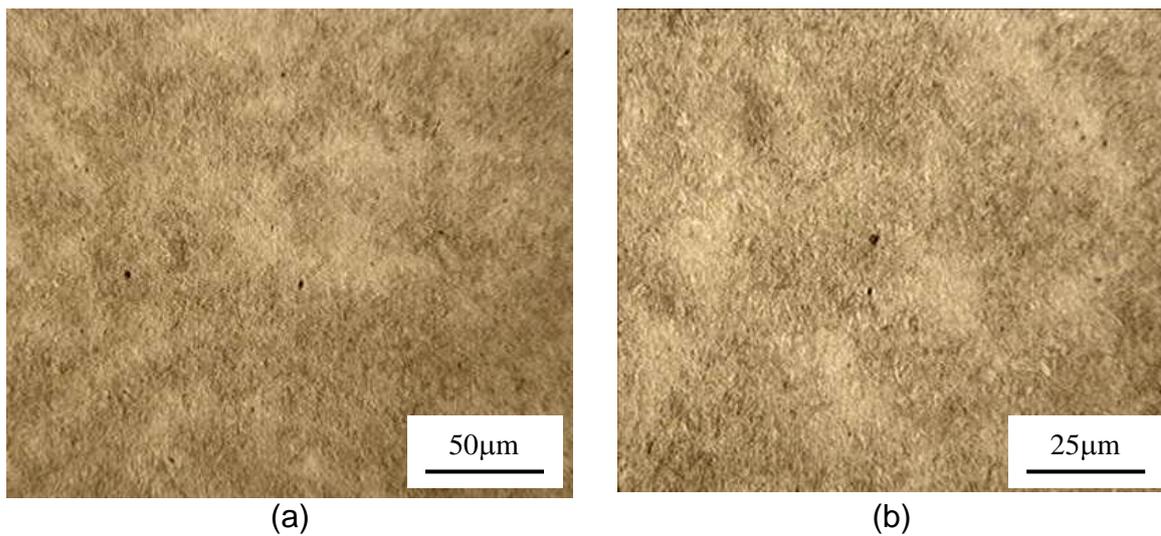


Figura 33: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 380°C: com diferentes ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Fonte: Elaborado pelo autor

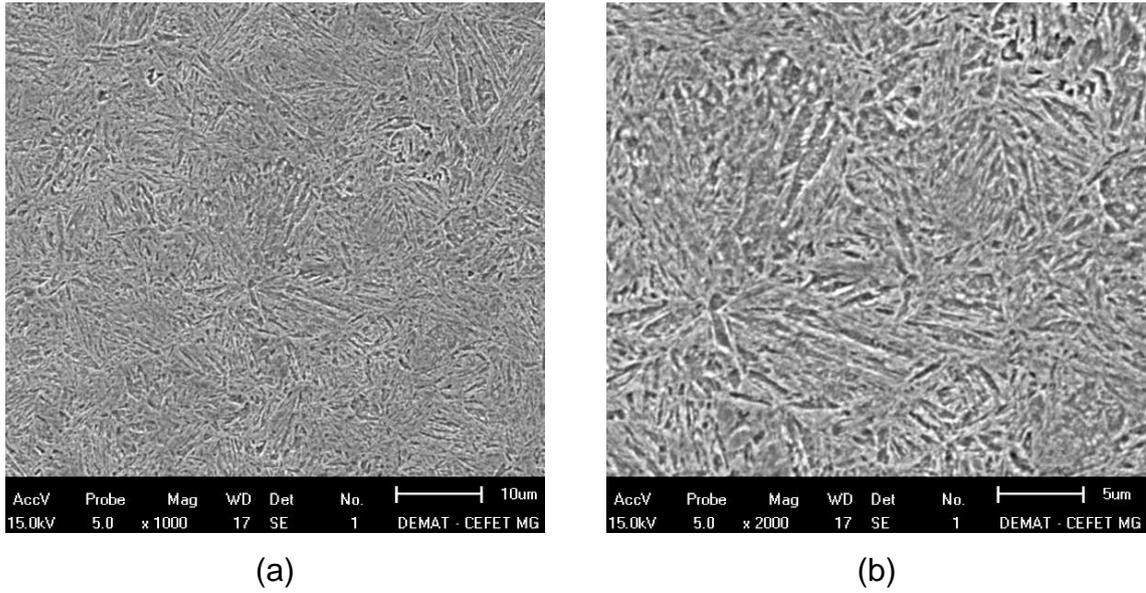


Figura 34: Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 380°C: (a) e (b) aumentos distintos.

Fonte: Elaborado pelo autor

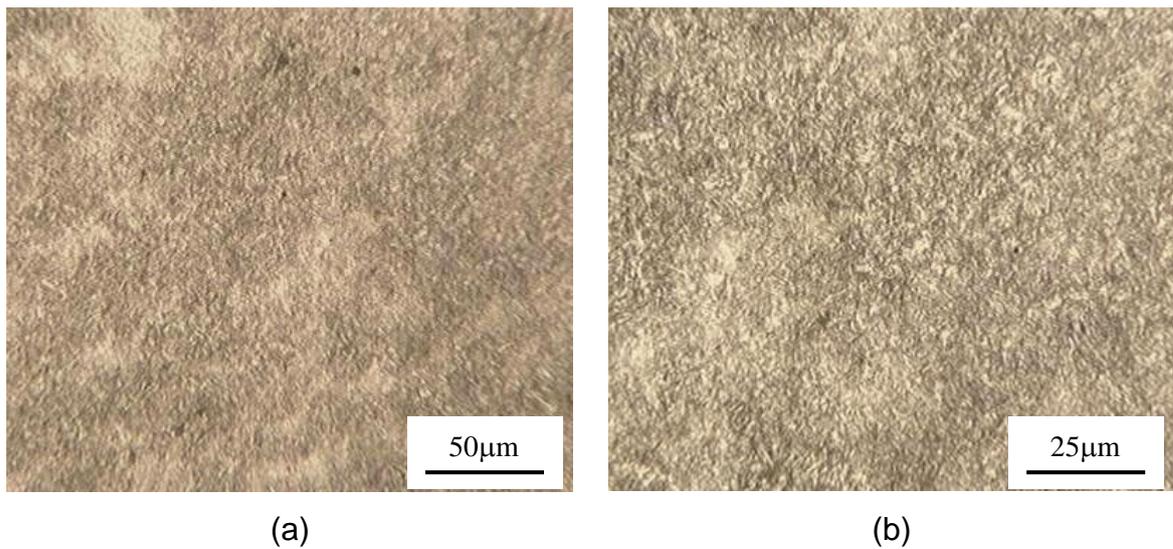


Figura 35: Fotomicrografias (MO) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 460°C: com diferentes ampliações (a) 200X e (b) 400X, aproximadamente.

Fonte: Elaborado pelo autor

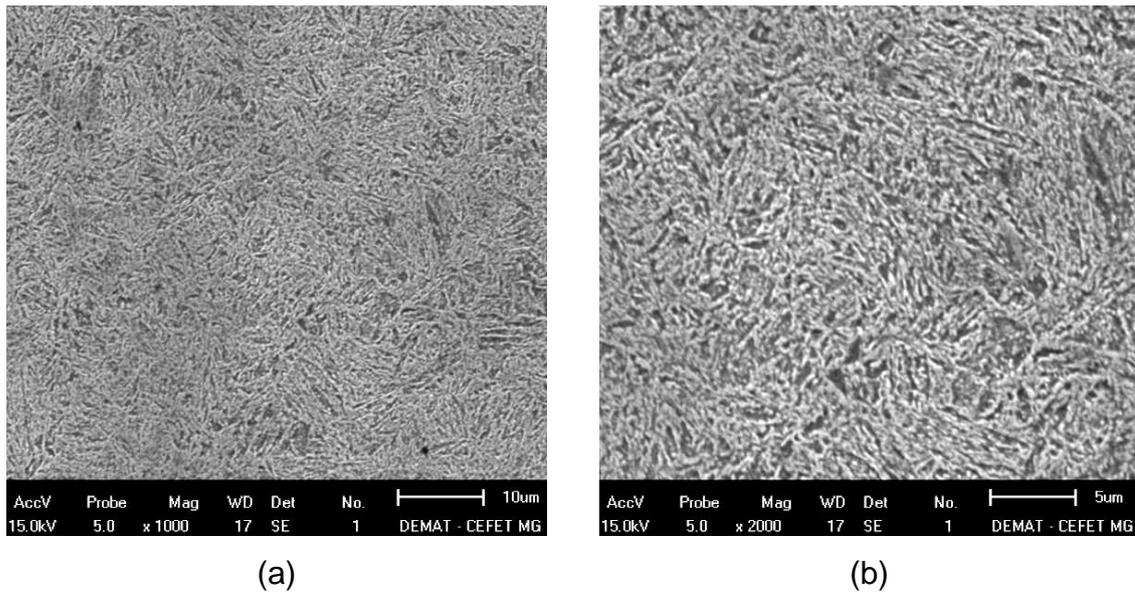


Figura 36 : Fotomicrografias (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 460°C: (a) e (b) aumentos distintos.

Fonte: Elaborado pelo autor

Por fim, em relação à microestrutura observou-se em todas as amostras martensita revenida sutilmente se transformando em uma estrutura mais difusa à medida que se aumentou a temperatura de revenimento. Não foi observado em nenhuma amostra defeitos ou não conformidades estruturais como micro trincas, precipitados grandes ou indícios de poros ou macro-segregação.

5.4 Propriedades mecânicas e caracterização

Na Tabela 7 são apresentados os valores médios de dureza Vickers do aço AISI 4140 na condição normalizado e na condição temperado e revenido (nas seis condições de revenimento, investigadas no trabalho). Percebe-se que este material após o tratamento de tempera e revenimento a 180°C apresenta um ganho de dureza em relação a peça normalizada de aproximadamente 100%. Nota-se que, também, como esperado, que a dureza diminui com o aumento da temperatura de revenimento (transformação da martensita em ferrita e cementita), fenômeno que corrobora para o entendimento das microestruturas desenvolvidas pelo metal e exibidas anteriormente.

TABELA 7

Resultados de dureza Vickers (carga 50kgf) do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios e desvio padrão.

Aço AISI 4140	Dureza Vickers
normalizado	321,6 ± 8,2
temperado e revenido a 180°C	645,8 ± 15,5
temperado, revenido a 180°C e revenido a 200°C	612,2 ± 13,2
temperado, revenido a 180°C e revenido a 260°C	556,3 ± 16,1
temperado, revenido a 180°C e revenido a 320°C	523,7 ± 5,6
temperado, revenido a 180°C e revenido a 380°C	503,7 ± 27,9
temperado, revenido a 180°C e revenido a 460°C	419,8 ± 27,1

Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 37 exibe os valores de dureza em relação a temperatura de revenimento na forma gráfica para facilitar a visualização. Percebe-se que entre 330 e 380°C a queda de dureza em função da temperatura de revenimento se torna menos brusca, possivelmente devido a formação de alguns precipitados de carboneto de cromo e molibdênio.

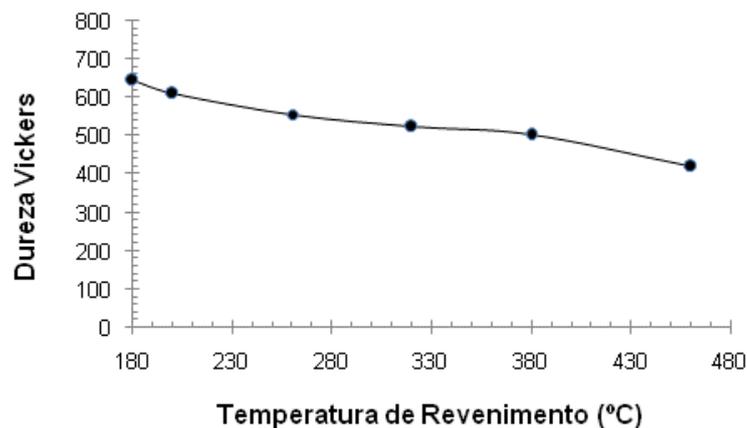


Figura 37: Influência da temperatura de revenimento na dureza Vickers do aço AISI 4140 temperado.

Fonte: Elaborado pelo autor

Na Tabela 8 são apresentados os valores médios de limite de escoamento e limite de resistência do aço AISI 4140 na condição normalizado e na condição temperado e revenido (nas seis condições de revenimento, investigadas no trabalho).

TABELA 8
Resultados de limite de resistência e limite de escoamento do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios.

Aço AISI 4140	limite de resistência MPa	limite de escoamento MPa
normalizado	1136,5	760
temperado e revenido a 180°C	2069,78	1780
temperado, revenido a 180°C e revenido a 200°C	2152,31	1730
temperado, revenido a 180°C e revenido a 260°C	1911,33	1700
temperado, revenido a 180°C e revenido a 320°C	1715,67	1620
temperado, revenido a 180°C e revenido a 380°C	1646	1555
temperado, revenido a 180°C e revenido a 460°C	1402	1379

Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 38 exibe os valores de limite de resistência em relação a temperatura de revenimento. Observa-se a um aumento de resistência entre o material revenido a 200°C (após revenimento a 180°C) e simplesmente revenido a 180°C, o que está de acordo com a literatura que sempre sugere a aplicação de revenimento após a têmpera para melhorar a resistência do material. Percebe-se, também, que entre 330 e 380°C a queda no limite de resistência, assim como a dureza.

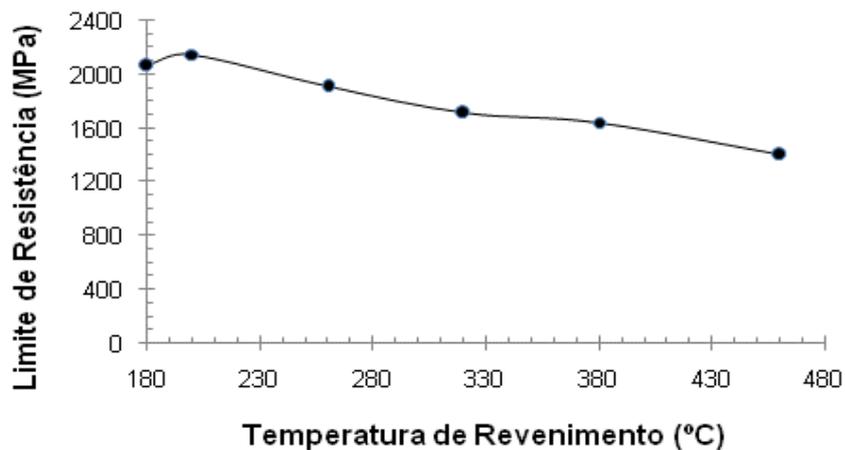


Figura 38: Influência da temperatura de revenimento no limite de resistência (MPa) do aço AISI 4140 temperado.

Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 39 exibe os valores de limite de escoamento em relação à temperatura de revenimento.

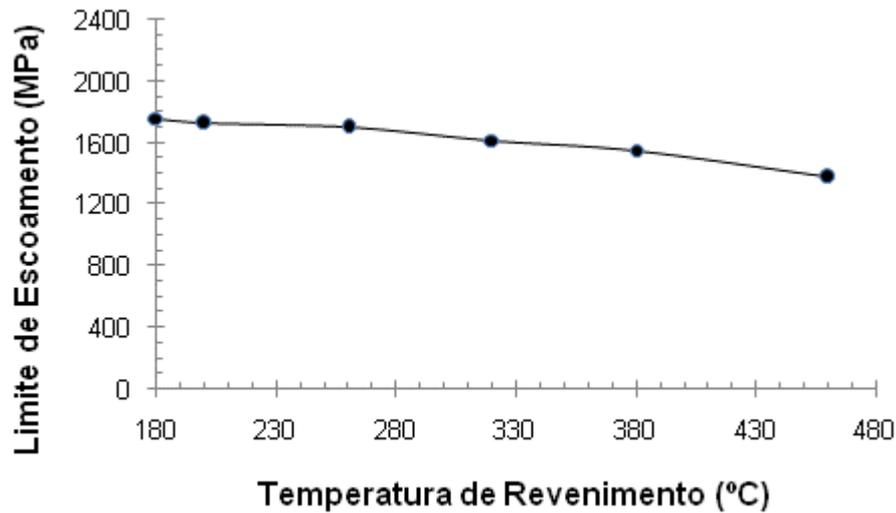


Figura 39: Influência da temperatura de revenimento no limite de escoamento (MPa) do aço AISI 4140 temperado.

Fonte: Elaborado pelo autor

5.5 Análise da resistência a fadiga e caracterização

A Tabela 9 exibe os resultados obtidos nos ensaios de fadiga (cada valor corresponde a média de três ensaios).

TABELA 9
Resultados de limite de resistência e limite de escoamento do Aço AISI 4140 submetidos aos diferentes tratamentos térmicos – valores médios.

Aço AISI 4140	Ciclos até fratura
temperado, revenido a 180°C e revenido a 200°C	22638
temperado, revenido a 180°C e revenido a 260°C	29008
temperado, revenido a 180°C e revenido a 320°C	36562
temperado, revenido a 180°C e revenido a 380°C	22956
temperado, revenido a 180°C e revenido a 460°C	12414

Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 40 exibe os valores de limite de escoamento em relação à temperatura de revenimento.

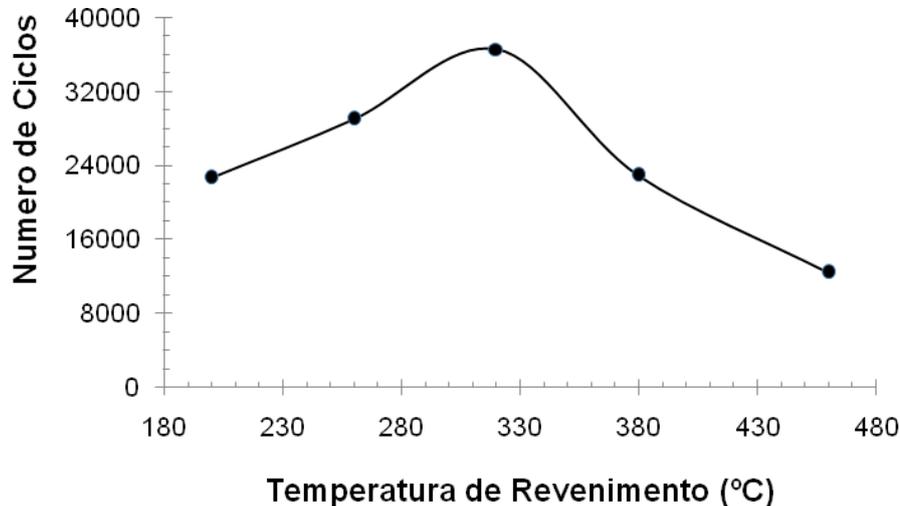


Figura 40: Influência da temperatura de revenimento na resistência a fadiga do aço AISI 4140 temperado.

Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se que a condição de revenimento que melhor se comportou frente aos esforços de fadiga foi a de 320°C, que resistiu a 36562 ciclos até a ruptura. Fato que será mais bem compreendido pela análise das imagens obtidas por MEV das superfícies de fratura que será feita a seguir.

A FIG. 41 exibe a superfície de fratura de um dos corpos-de-prova revenidos a 200°C que resistiu a 22638 ciclos (condição que foi melhor que a condição de revenimento de 460°C). Fato que é compreendido quando se observa as imagens apresentadas na FIG. 40 que exibe superfícies de fratura com planos de clivagens (frágil) típicas de uma estrutura frágil (martensita).

A FIG. 42 exibe a superfície de fratura de um dos corpos-de-prova revenidos a 260°C que resistiu a 29008 ciclos (condição que foi melhor que a anterior – 200°C). Fato que é compreendido quando se observa as imagens apresentadas na FIG. 41 que exibe superfícies de fratura com menos planos de clivagens (frágil) e aparecimento de deformações plásticas localizadas (voids ou dimples) que evidenciam, assim como os resultados referentes às propriedades mecânicas, a transformação da martensita em ferrita e cementita.

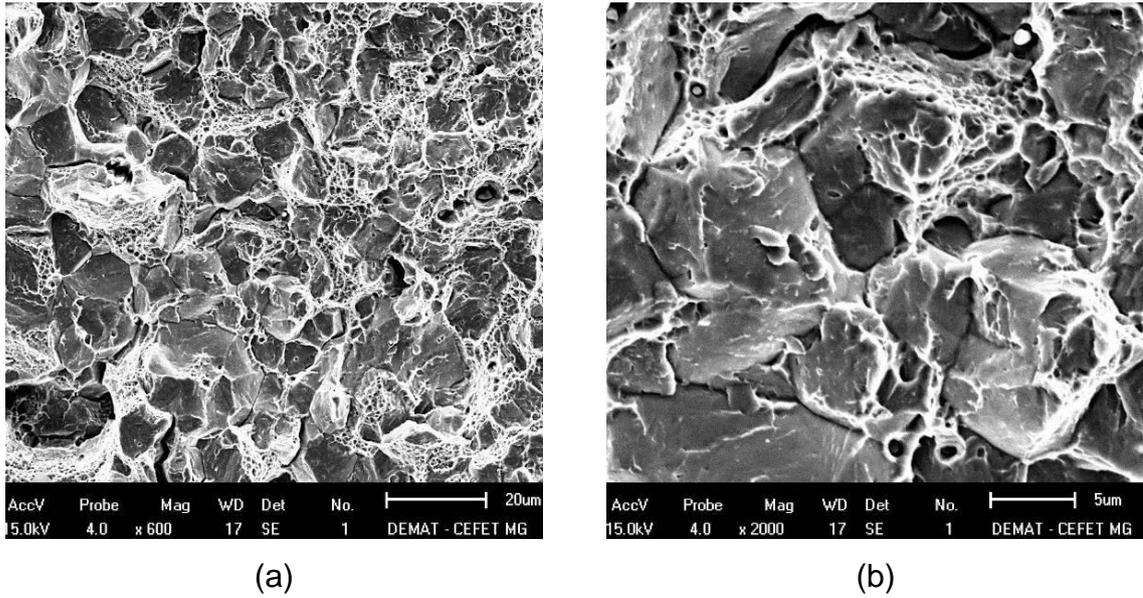


Figura 41: Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 200°C: (a) e (b) aumentos distintos.
Fonte: Elaborado pelo autor

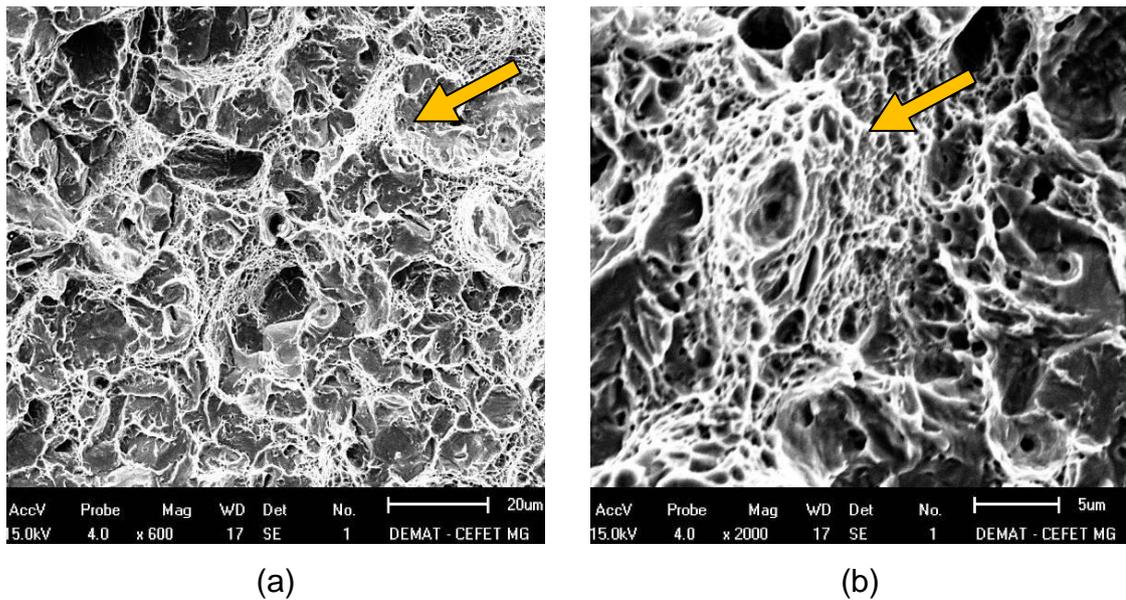


Figura 42: Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 260°C: (a) e (b) aumentos distintos.
Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 43 exibe a superfície de fratura de um dos corpos-de-prova revenidos a 320°C que resistiu a 36532 ciclos (melhor condição).

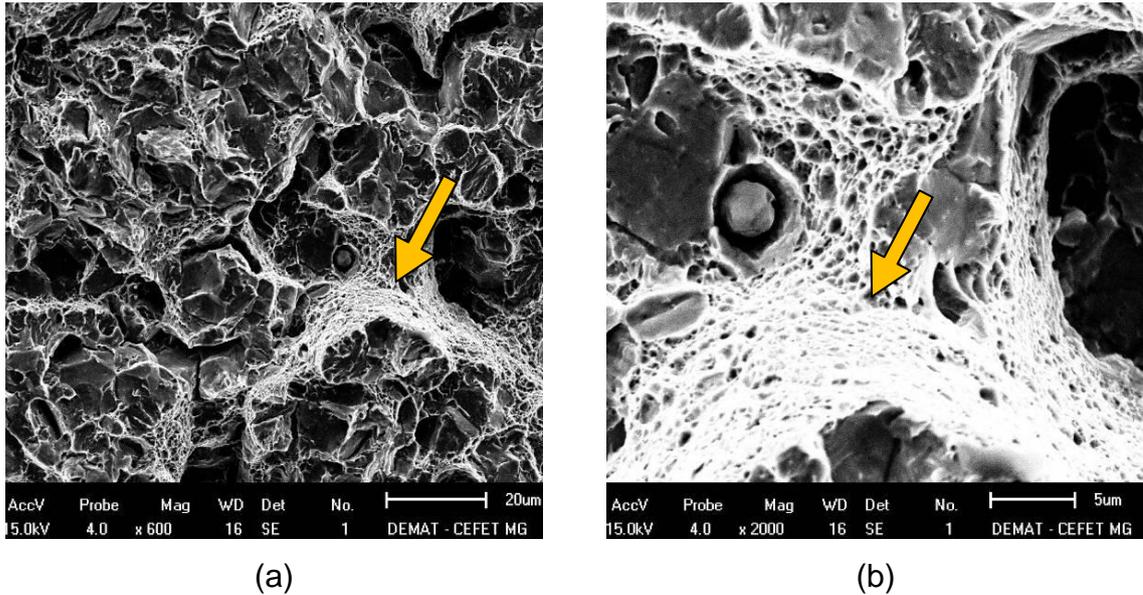


Figura 43: Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 320°C: (a) e (b) aumentos distintos.
Fonte: Elaborado pelo autor

Esta melhor performance pode ser compreendida quando se observa os valores das propriedades mecânicas (que não são tão prejudicados com o aumento da temperatura de revenimento) e o aumento expressivo na formação de micro deformações na superfície de fratura (micro voids ou dimples) que absorvem grande quantidade de energia aumentando a vida útil do corpo-de-prova à fadiga.

A FIG. 44 exibe a superfície de fratura de um dos corpos-de-prova revenidos a 380°C que resistiu a 22956 ciclos (condição inferior ao corpo-de-prova revenido a 320°C).

Esta perda de resistência à fadiga em relação ao corpo-de-prova revenido a 320°C se deve a perda de resistência mecânica mais acentuada e possivelmente a uma diminuição de tenacidade por deformações plásticas mais localizadas (voids).

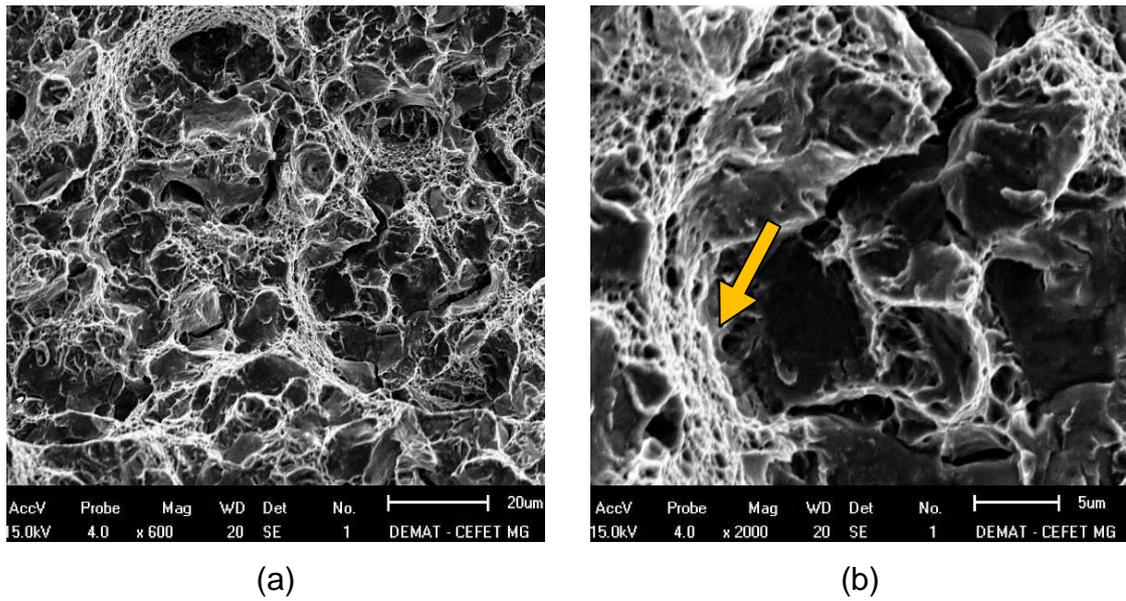


Figura 44: Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 380°C: (a) e (b) aumentos distintos.
Fonte: Elaborado pelo autor

A FIG. 45 exibe a superfície de fratura de um dos corpos-de-prova revenidos a 460°C que resistiu a 12414 ciclos (pior condição).

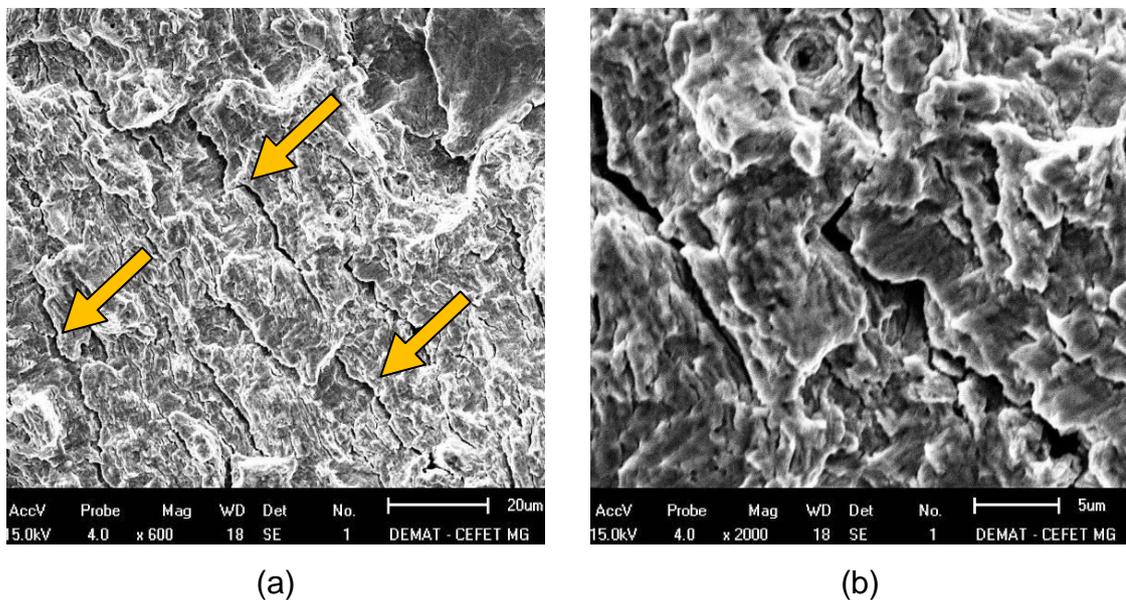


Figura 45: Imagens da superfície da fratura (MEV) do aço AISI 4140 temperado a óleo, revenido a 180°C e revenido a 460°C: (a) e (b) aumentos distintos.
Fonte: Elaborado pelo autor

Esta redução de tenacidade pode ou não ser atribuída a segregação de impurezas nos antigos contornos de grão da austenita, a formação de uma rede ou película de carbonetos (Fe_3C) que envolve as agulhas de martensita durante a

transformação da austenita retida no revenimento e a formação de nitretos de alumínio (KRAUSS, 2000). Ou até mesmo a decoesão dos grãos que parece estar relacionada com a presença de impurezas (fósforo) no aço que segregam próximo aos antigos contornos dos grãos da austenitização (KRAUSS, 2000), uma vez que se observa uma grande quantidade de micro trincas na superfície de fratura.

Por fim, observa-se que o revenimento realmente se faz necessário após a têmpera do aço AISI 4140 e que este pode otimizar a resposta deste material frente a solicitações de fadiga e que para as condições estudadas a mais apropriada foi a que o material foi temperado revenido a 180°C e posteriormente a 320°C.

6 CONCLUSÕES

- a) A partir dos dados obtidos e da análise realizada, conclui-se que a operação de revenimento é de suma importância para adequar melhor o aço AISI 4140 temperado às situações de carregamento que levem a esforços de fadiga;
- b) Percebeu-se que a análise microestrutural do aço AISI 4140 temperado e revenido por meio de microscopia ótica é pouco eficiente para detectar as alterações na microestrutura em função de diferentes temperaturas de revenimento;
- c) Verifica-se que a análise da superfície de fratura por meio de MEV é uma ferramenta capaz de revelar com clareza de detalhes características da fratura para diferentes temperaturas de revenimento;
- d) A resistência à fadiga do aço AISI 4140 temperado provocada por esforços de flexão pode ser otimizada pelo revenimento e que neste trabalho foi possível indicar a temperatura de aproximadamente 320°C como a mais apropriada para situações de baixo ciclo.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) Como sugestão para trabalhos futuros pode-se indicar o estudo das propriedades mecânicas e resistência a fadiga de diferentes materiais ferrosos e não ferrosos, como o alumínio, utilizando a metodologia apresentada;
- b) Estudar as propriedades mecânicas e resistência a fadiga do aço AISI 4140 em diferentes temperaturas;
- c) Propor e demonstrar quais são os mecanismos que favorecem ou prejudicam a resistência a fadiga do aço AISI 4140 em função da temperatura de revenimento.

REFERÊNCIAS

ADIB, H.; PLUVINAGE, G. Theoretical and Numerical Aspects of the Volumetric Approach for Fatigue Life Prediction in Notched Components, **International Journal of Fatigue**, v.25, n.1, p. 67-76, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370/10**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. [Pensilvânia]: ASTM, 2010. 47p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E384/10**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. [Pensilvânia] : ASTM, 2010. 42p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E466/07**: Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. [Pensilvânia]: ASTM, 2007. 5p.

ASM Handbook, **Mechanical Testing**. v. 8. ASM International, 1995.

ASM Handbook, **Mechanical Testing**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1995. v.8.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 10520**: Informações e documentação: citações em documentos: apresentação. Rio de Janeiro: ABNT, 2002.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamentals of Metal Analysis**. 2nd. New Jerse : Prentice Hall, 1990.

BERGER, C. et al. Betriebsfestigkeit in Germany : an overview. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 6, p.603-625, 2002.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels**: microstructure and properties. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 344p.

CALLISTER, W. D .Jr. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 589p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 599p.

CHUANG, J. H.; TSAY, L.W.; CHEN, C. Crack growth behaviour of heat-treated 4140 steel in air and gaseous hydrogen. **International Journal of Fatigue**, v. 20, n. 7, p. 531-536, 1998.

COLLINS, Jack A. **Failure of materials in mechanical design**: analysis, prediction, Prevention. 2. ed. New York: John Wiley & sons, 1993.

CROFT, M.C. et al. Fatigue history and in-situ loading studies of the overload effect using high resolution X-ray strain profiling. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n. 9-11, p. 1726-1736, 2007.

CROFT, M. C. et al. LAKSHMIPATHYE, M.; TSAKALAKOS, T. Strain profiling of fatigue crack overload effects using energy dispersive X-ray diffraction. **International Journal of Fatigue**, v. 27, n.10-12, p.1408-1419, 2005.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of materials**. 3.rd ed. New Jersey : Pearson Pretice Hall, 2006. 912p.

DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. Tradução Antonio S. S. ;Silva, Luiz H. de Almeida ; Paulo E. V. de Miranda. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981.

DU, B. et al. Prolonging fatigue life of a damage steel by annealing. **International Journal of Fatigue**, v. 26, n. 9, p. 1017-1023, 2004.

FURUYA, Y. Specimen size effects on gigacycle fatigue properties of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing. **Scripta Materialia**, v. 58, p.1014–1017, 2008.

GRUM, J. ; BOZIC, S.; ZUPANCIC, M. Influence of quenching process parameters on residual stresses in steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v.114, n.1, p. 57-70, 2001.

GRUPO GERDAU. **Catálogo Gerdau**: produtos aços especiais para beneficiamento. 2004. Disponível em:<www.gerdau.com.br/gerdauacosespeciais>. Acesso em: 04 dez. 2010.

GUO, Y. B. ; BARKEY, M. E. Modeling of rolling contact fatigue for hard machined components with process-induced residual stress. **International Journal of Fatigue**, v. 26, n. 6, p. 605-613, 2004.

GÜR, C. H.; TUNCER, B.O. Characterization of microstructural phases of steels by sound velocity measurement. **Materials Characterization**, v.55, n. 2, p. 160-166, 2005.

HOLZAPFEL, H. et. al. Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures. **Materials Science and Engineering A**, v. 248, n. 1-2, p. 9-18, 1998.

JONES, D. ; ASHBY, M. **Engenharia de materiais**. São Paulo: Campus, 2007. 2v.

KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, v. 273–275, p. 40-57, 1999

KRAUSS, G. **Steels**: heat treatment and processing principles. 6. ed. Ohio: ASM International, 2000. 497p.

LEE, Yung-Li et al. **Fatigue testing and analysis**: theory and practice. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.

LIN, S.; LEE, Y.; LU, M. Evaluation of the staircase and the accelerated test methods for fatigue limit distributions. **International Journal of Fatigue**, v. 23, n.1, p. 75-83, 2001.

LIU, Cheng, WU HUA, LIU, Yunxu. Mechanical properties of high strength quenched steels with minute amounts of ferrite. **Materials and Design**, v. 19, p. 249-252, dec. 1998.

LOPES, Karina Stefania Souza. **Influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga de aços AISI 4140**. 2006. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MAKKONEN, M. Notch size effects in the fatigue limit of steel. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n.1, p. 17-26, 2003

MANSUR, Tanius Rodrigues. **Estudo de fadiga e acúmulo de danos em aço SAE 8620**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MENIG, R.; SCHULZE, V.; VÖHRINGER, O. Optimized warm peening of the quenched and tempered steel AISI 4140. **Materials Science and Engineering A**, v. 335, n. 1-2, p. 198–206, 2002

NORTON, Robert L. **Machine design: an integrated approach**. New Jersey: Prentice Hall, 1998. 984p.

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS. Pró-Reitoria de Graduação. Sistemas de Bibliotecas. **Padrão PUC Minas de normalização: normas ABNT para apresentação de trabalhos científicos, teses, dissertações e monografias**. Belo Horizonte, agosto 2010. Disponível em: <<http://www.pucminas.br/biblioteca>>. Acesso em:

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.

ROTHBART, Harold A. **Mechanical design handbook**. New York: McGraw-Hill, 1996. 1v.

SANKARAN, S.; SARMA, V. S.; PADMANABHAN, K.A. Low cycle fatigue behavior of a multiphase microalloyed medium carbon steel: comparison between ferrite/pearlite and quenched and tempered microstructures. **Materials Science and Engineering A**, v. 345, n.1-2, p.328-335, 2003.

SARIOGLU, F. The effect of tempering on susceptibility to stress corrosion cracking of AISI 4140 steel in 33% sodium hydroxide at 80°C. **Materials Science and Engineering A**, v.315, n. 1-2, p. 98–102, 2001.

SARMIENTO, G. S. et al. Modeling quenching performance by the kuyucak method. **Materials Science and Engineering A**, v. 459, n. 1-2, p. 383–389, 2007.

SCHELP, M; EIFLER, D. Evaluation of the HCF-behavior of 42CrMoS4 by means of strain, temperature and electrical measurements. **Materials Science and Engineering A**, v. 319-321, p. 652-656, 2001.

SOUZA, Sergio Augusto de. **Composição química dos aços**. São Paulo: E. Blucher, 1989.

SOUZA, Sergio Augusto de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: E. Blucher, 1982.

STARKE, P ; WALTHER, F.; EIFLER, D. PHYBAL. A new method for lifetime prediction based on strain, temperature and electrical measurements. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 9, p. 1028–1036, 2006.

STARKE, P ; WALTHER, F.; EIFLER, D. New fatigue life calculation method for quenched and tempered steel SAE 4140. **Materials Science and Engineering A**, v. 523, n. 1-2, p.246–252, 2009.

SURESH, Subra. **Fatigue of materials**. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

TEICHERT, Ernest J. **Siderurgia. metalografia e tratamento térmico do aço**. Porto Alegre: Globo, 1962. 3v.

TOTIK, Y. et al. The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions. **Materials and Design**, v. 24, n. 1, p. 25–30, 2003.

TOTTEN, George E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. Boca Raton: CRC Press, 2006. 820p.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. 2 ed. Rio de Janeiro: Campus, 1988. 567p.

VILLARES METALS. Catálogo Técnico: Composição Química de Aços Villares. 2004 In: CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA. **Catálogo online** : catálogo de produtos. Disponível em:<<http://www.cimm.com.br/primitus/catalogue>>. Acesso em: 04 dez. 2010.

WEI, D. Y. et al. Fatigue behavior of 1500 MPa bainite/martensite duplex-phase high strength steel. **International Journal of Fatigue**, v. 26, n. 4, p. 437-442, 2004.