

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR JAIRO APARECIDO
MARTINS E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 26 / 08 / 97.


ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

Propriedades de fadiga em alto ciclo de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em duas condições microestruturais distintas

Autor - Jairo Aparecido Martins
Orientador - Itamar Ferreira

07/97

M366p

32569/BC

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Propriedades de fadiga em alto ciclo de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em duas condições microestruturais distintas

Autor: Jairo Aparecido Martins

Orientador: Itamar Ferreira

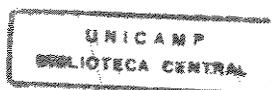
Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado apresentado à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1997

S.P. - Brasil



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Propriedades de fadiga em alto ciclo de um
aço baixo carbono microligado com titânio e
nióbio em duas condições microestruturais
distintas**

Autor: **Jairo Aparecido Martins**
Orientador: **Itamar Ferreira**



Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Rubens Caran Júnior
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Rui Camargo Tokimatsu
Universidade Estadual Paulista - FEIS/UNESP

Campinas, 26 de Agosto de 1997.

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais Julio Martins (in memoriam) Antonia Egea Martins, e ao meu amigo Schuermann.

Agradecimentos

Aos meus pais pelo apoio em todos os momentos de minha vida.

Ao meu mestre e orientador, pelo qual desenvolvi durante esses anos profunda admiração e respeito, Prof. Dr. Itamar Ferreira.

Ao meu amigo Schuermann, Chefe de Engenharia Industrial da Svedala Brasil, pelo qual tenho profunda admiração e respeito aos seus conhecimentos e sua amizade que desenvolvemos durante estes 14 anos, pela confiança e estímulo em minha pessoa.

Ao Prof. Antonio Carlos Diretor da Fatec-Unesp de Sorocaba pela autorização à utilização dos laboratórios da Faculdade, e aos professores João Paes, Célio e Getúlio pelo auxílio prontamente prestado pré e durante os ensaios.

Ao meus amigos Marcos Antonio Affonso de Lima, Edson Pérez e João Melaré pelo apoio e ajuda nesta batalha.

A minha professora de inglês e alemão Neusa Ishii.

Aos meus colegas de pesquisa Valdir, Tácito, Peterson e Enrico da Unicamp.

A todas as pessoas que direta ou indiretamente colaboraram na elaboração desta dissertação.

À todos os funcionários da FEM-UNICAMP.

À UNICAMP pela oportunidade, pela qualidade de seus mestres e pela utilização de suas instalações.

The history of mankind is the history of ideas.
Ludwig von Mises

Sumário

Lista de Figuras.....	<i>i</i>
Lista de Tabelas.....	<i>v</i>
Nomenclatura.....	<i>vi</i>
Resumo.....	<i>x</i>
<i>Abstract</i>	<i>xi</i>
1- Introdução.....	1
1.1- Considerações Gerais.....	1
1.2- Objetivos.....	3
2 - Revisão Bibliográfica.....	4
2.1 - Aços Microligados.....	4
2.2 - Fadiga.....	8
2.2.1- Considerações Gerais.....	8
2.2.2- Características Estruturais da Fadiga.....	13
2.2.3- Efeito da Concentração de Tensões na Fadiga.....	16
2.2.4- Efeito do Tamanho do Componente.....	19
2.2.5- Fator da Rugosidade Superficial	22
2.3- Tratamentos Térmicos- Influência no Comportamento à Fadiga.....	24
2.3.1-Tratamento Térmico de Normalização.....	26
2.3.2- Tratamento Térmico Intercrítico.....	26
2.4- Métodos Estatísticos para a Determinação do Limite de Resistência à Fadiga.....	27
2.4.1- Método “Escada”.....	30

3 - Materiais e métodos.....	33
3.1 - Material Trabalhado.....	33
3.2 - Tratamentos Térmicos	35
3.2.1 - Tratamento Térmico de Normalização.....	35
3.2.2- Tratamento Térmico Intercrítico.....	36
3.2.2.1- Têmpera.....	37
3.3- Ensaio Mecânicos.....	38
3.3.1- Ensaio de Tração.....	38
3.3.2- Ensaio de Dureza Vickers.....	40
3.3.3- Ensaio de Fadiga	40
3.4- Método Estatístico aplicado ao Ensaio de Fadiga.....	44
3.5- Análise Microestrutural e Fractográfica.....	45
3.5.1- Microscopia Ótica.....	45
3.5.2- Microscopia Eletrônica de Varredura.....	46
4 - Resultados e Discussão.....	47
4.1- Análise Microestrutural.....	47
4.2- Propriedades Mecânicas.....	51
4.3- Limite de Resistência a Fadiga.....	54
4.4- Análise Fractográfica.....	55
4.5- Análise dos Resultados.....	62
5- Conclusões e Sugestões para os Próximos Trabalhos.....	67
5.1- Conclusões.....	68
5.2- Sugestões para Próximos Trabalhos.....	68
Referências Bibliográficas.....	69

Lista de Figuras

2.1- Estágios de nucleação e propagação da trinca pôr fadiga.....	14
2.2- Fator de concentração de tensão para eixos com redução de secção submetido a flexão.....	16
2.3-Sensibilidade ao (q) entalhe para materiais de diferentes resistências mecânicas.....	18
2.4- Distribuição de tensão em função do diâmetro, para flexão e torção.....	20
2.5- Perfil das superfícies dos componentes mecânicos quando visualizados microscopicamente (saliências e reentrâncias).....	23
2.6-Efeito das condições superficiais nas propriedades de fadiga de um aço.(302 a 321 HB).....	24
2.7- Limite de resistência à fadiga de aços ligados em função da dureza Rockwell.....	26
2.8- Representação estatística dos dados de fadiga.....	30
2.9- Gráfico para acompanhamento de ensaio de fadiga utilizando o método estatístico “Escada”.....	31
3.1-Posicionamento dos c.p’s em relação ao sentido de laminação da chapa.....	35
3.2- Roteiro de fabricação dos corpos de prova à fadiga	36
3.3- Esquema do tratamento térmico de normalização.....	37
3.4- Curva da temperatura em função do tempo para o resfriamento em óleo de têmpera.....	38
3.5- Esquema da têmpera executada, mostrando também a normalização prévia ao tratamento.....	39
3.6- Corpo de prova para ensaio de tração com dimensões nominais e em mm.....	40
3.7- Desenho da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado à tração.....	41

3.8- Desenho do corpo de prova à fadiga, suas dimensões e tolerâncias.....	42
3.9- Princípio do ensaio executado na máquina de ensaio de fadiga.....	43
3.10- Esquema de funcionamento do sistema de contagem do número de ciclos no ensaio de fadiga.....	44
4.1- Microestrutura da condição CF atacada com Nital 2% (a) MO e (b) MEV.....	49
4.2- Microestrutura da condição T77 atacada com Nital 2% (a) MO e (b) MEV.....	50
4.3- Gráfico tensão em função do número do corpo de prova.....	55
4.4- Esquema da superfície de fratura para a condição CF.....	60
4.5- Fratografia 6- Superfície de fratura do cp na condição CF.....	60
4.6- Fratografia 9- Região de propagação da trinca pôr fadiga para a condição C.F.....	61
4.7- Fratografia 11- Região onde ocorreu amassamento da superfície.....	61
4.8- Fratografia 12- Região onde ocorreu fratura final do cp.....	62
4.9- Desenho representativo da superfície de fratura e posicionando as fratografias.....	63
4.10- Fratografia 1- Superfície de fratura final do cp na condição T77.....	63
4.11- Fratografia 2- Região de propagação da trinca pôr fadiga para a condição T77.....	64
4.12- Fratografia 3- Região onde ocorreu amassamento da superfície.....	64
4.13- Fratografia 4- Região onde ocorreu a fratura final do cp.....	65
4.14- Comportamento do limite de resistência à tração, do limite de escoamento e do limite de resitência à fadiga das duas condições microestruturais estudadas	66
4.15- Provável comportamento do material em relação ao limite de resistência à fadiga para as condições como fornecido (CF), normalizado (N) e tratado intercriticamente T77.....	69

Lista de Tabelas

2.1- Efeito do tamanho do cp no limite de resistência à fadiga de um aço carbono normalizado, em flexão reversa.....	20
2.2- Tabela auxiliar para análise dos resultados do ensaio de fadiga utilizando o método estatístico “ESCADA”.....	32
3.1- Composição química em peso dos principais elementos do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.....	35
3.2- Características técnicas da máquina de ensaio à fadiga utilizada para o ensaio.....	43
4.1- Fração volumétrica das fases presentes, para cada condição microestrutural analisada neste trabalho.....	51
4.2- Tamanho médio de grão para as fases presentes nas condições analisadas.....	52
4.3- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas.....	53
4.4- Resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers para as condições microestruturais analisadas no trabalho.....	54
4.5- Valores obtidos do limite de resistência à fadiga utilizando-se o método “Escada”.....	56
4.6- Valores obtidos de resistência mecânica e limite de resistência à fadiga	66
4.7- Dados obtidos do coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f), expoente de resistência à fadiga (b) e do limite de resistência à fadiga S_f	68

Nomenclatura

Letras Latinas

q - sensibilidade ao entalhe	[adimensional]
d - diâmetro nominal da seção útil dos corpos de prova à fadiga	[mm]
L - comprimento da amostragem (rugosidade superficial)	[mm]
R - confiabilidade	[%]
P - Carga	[Newtons]
A - Alongamento total ou alongamento percentual após ruptura	[%]
R - razão de escoamento do material	[adimensional]
Z - redução em área ou coeficiente percentual de estrição	[%]
t - tempo	[s]

Letras Gregas

σ - tensão	[MPa]
α - fase ferrita	
δ - desvio padrão da amostra	[%]
γ - fase austenita	

Abreviações

Ac₁ - temperatura na qual inicia a transformação de ferrita em austenita no aquecimento.	
Ac₃ - temperatura na qual a transformação de ferrita em austenita é completada no aquecimento.	
ARBL - alta resistência e baixa liga.	
°C - graus Celsius (centígrados).	
C.F - condição do material utilizado no estado como fornecido.	
T77 - condição do material com tratamento térmico intercrítico a partir de 1034K (770°C) .	
S_f - Limite de resistência à fadiga.	[MPa]
σ_e - limite de escoamento	[MPa]
σ_{e0,2} - limite de escoamento pelo critério de 0,2 % de deformação plástica.	[MPa]
σ_{ei} - limite inferior de escoamento	[MPa]
σ_{es} - limite superior de escoamento	[MPa]
σ_t - limite de resistência à tração	[MPa]
c.p. - corpo de prova ou espécime	
d₁ - menor diâmetro da estrição	[mm]
d₂ - maior diâmetro da estrição	[mm]
d_i - diâmetro inicial	[mm]
MEV - microscopia eletrônica de varredura	
MO - microscopia ótica	
HV - Dureza Vickers	
N_f - número de ciclos até a fratura	
σ_a - amplitude de tensão	[MPa]
RA - redução em área	[%]
b - expoente de resistência à fadiga	[adimensional]

Siglas.

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas.

ASTM - “American Society for Testing Materials”.

API - “American Petroleum Institute”.

COSIPA- Companhia Siderúrgica Paulista



Resumo

MARTINS, Jairo Aparecido, *Propriedades de fadiga em alto ciclo de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em duas condições microestruturais distintas*, Campinas, : Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, 74p. Dissertação (Mestrado)

Atualmente, grandes esforços tem sido direcionados no sentido de se obter aços de baixo custo, com microestruturas que proporcionem as melhores combinações de propriedades mecânicas, sobretudo aquelas relacionadas com fadiga em alto ciclo. Este trabalho tem como objetivos analisar as propriedades mecânicas monotônicas e cíclicas do aço API 5L X65 - aço de baixo teor de carbono e microligado com titânio e nióbio-, em duas condições microestruturais distintas; a primeira na condição como fornecida (CF) e a segunda na condição tratada termicamente (T77) (normalizada a 1193K + tratada na região intercrítica a 1043 K e resfriado em óleo a uma taxa de 30 Ks^{-1}). A primeira condição analisada, como fornecida (CF) apresentou microestrutura ferrítico-perlítica (84,9% de ferrita para 15,1% de perlita) enquanto a segunda condição (T77) apresentou microestrutura ferrítico- martensítica (82,7% de ferrita para 17,3% de martensita). Foram analisadas as propriedades de tração (σ_t), limite de escoamento (σ_e) redução de área (RA) e o limite de resistência à fadiga (S_f) para as duas condições. Verificou-se um aumento do limite de resistência à tração em 14% (de 615 MPa para 800 MPa), uma diminuição de 38% no limite de escoamento (de 530 MPa para 328 MPa), um alongamento de 8,6%, uma redução de área de 17,6% e uma diminuição do limite de resistência à fadiga de 20% (de 372 MPa para 300 MPa) com o tratamento térmico realizado . As fractografias das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados à fadiga apresentaram-se muito similares, sendo que as estrias de fadiga foram mais evidentes para a condição T77.

Palavras chaves: Propriedades de fadiga, Aço microligado

Abstract

MARTINS, Jairo Aparecido, *Fatigue properties of high cycle titanium and niobium microalloyed low carbon steel in two different microstructural conditions*, Campinas, College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 1997, 74p., Dissertation (Master of Science).

Nowadays, there is a significant research efforts in terms of obtaining economical steels with microstructure resulting in good mechanical property combinations, chiefly high fatigue properties. The purpose of this work is to analyze the monotonic and mechanical properties of the API 5L X65 steel, a titanium and niobium microalloyed low carbon steel, in two different microstructural conditions. The first in as received condition (CF) and the second heat treated (T77) (normalized in 1193K + treated in intercritical region to 1043 K and cooled in oil, a rate of 30 Ks^{-1}). The CF condition presented a ferritic- perlite microstructure (84.9% of ferrite and 15% of perlite) while the T77 condition presented a ferritic-martensitic microstructure (82.7% of ferrite and 17.3% of martensite). The properties as tensile strength (S_u), reduction in area (RA), yield strength (S_y) and endurance limit (S_f) were analyzed for both conditions CF and T77. There were an increase in tensile strength of 14% (from 615 MPa to 800 MPa), a decrease in yield strength of 38% (from 530 MPa to 328 Mpa), an elongation of 8.6%, a reduction in area of 17.6% and a decrease in endurance limit of 20% (from 372 MPa to 300 MPa) with the heat treatment applied. The fractographies of fracture surface were so similars, meanwhile in T77 condition the fatigue striations were more visible.

Key words: Fatigue properties, Microalloyed steels.

Capítulo 1

Introdução.

1.1-Considerações Gerais

Este trabalho foi desenvolvido com a finalidade do estudo do comportamento à fadiga em alto ciclo do aço API 5L X65, no entanto, não é o único trabalho que estuda o comportamento deste tipo de aço microligado. Fora desenvolvido um grupo de estudo, (orientado pelo Prof. Dr. Itamar Ferreira), que se propôs a estudar este tipo de material sob outros três aspectos, sendo eles: *Propriedades Mecânicas* sob algumas condições microestruturais (dissertação de mestrado - Pinto T.,B.,) O comportamento em relação à *fadiga em baixo ciclo* (dissertação de mestrado- Giordani E.) e o estudo dos *micromecanismos de fratura* para este material (dissertação de mestrado - Ferrandini, P.).

O desenvolvimento de novos materiais e dos materiais existentes disponíveis na natureza tem se fixado como um fator preponderante no desenvolvimento da humanidade. Com isso pesquisadores correlacionam em seus trabalhos o desenvolvimento da humanidade com o desenvolvimento de novos materiais (idade da pedra, idade do bronze, e era do aço, etc...)[1]. No campo da Engenharia Mecânica, de uma maneira geral, projetos audaciosos fazem parte dos caminhos seguidos pelos pesquisadores na busca constante do desenvolvimento tecnológico. A Engenharia de Materiais, como sendo uma das bases da Engenharia Mecânica, trabalha constantemente objetivando a descoberta e desenvolvimento de novos materiais, além da otimização dos materiais existentes. Materiais resistentes e de vasta aplicabilidade são de um modo geral de fundamental importância ao desenvolvimento

tecnológico. Atualmente as barreiras comerciais são praticamente eliminadas do mercado, influenciando diretamente a necessidade de qualidade com diminuição dos custos produtivos.

No caso dos aços, uma das alternativas utilizadas ao avanço tecnológico foi o desenvolvimento de novas composições químicas de modo a melhorar suas respostas mecânicas. Estes desenvolvimentos levaram inicialmente à produção dos aços do tipo A.R.B.L (aços de alta resistência e baixa liga) obtidos pela adição de elementos de liga que levam ao aumento da resistência mecânica decorrente do refinamento dos grãos e do endurecimento por precipitação.[23] Esses aços vem sendo utilizados em aplicações cada vez mais severas, de maneira que há uma grande necessidade de sua otimização em relação à resposta às solicitações mecânicas, conseqüentemente uma melhora nas suas propriedades mecânicas, principalmente a resistência à fadiga e tenacidade à fratura.

A fenômeno da fadiga tem se tornado com o passar dos anos o fenômeno que mais tem gerado preocupações em projetos de equipamentos sujeitos a carregamento ciclico e vibrações, (tais como automóveis, aviões, turbinas, compressores, etc.). A fratura pôr fadiga é de caráter desastroso, sendo que ocorre sem nenhuma indicação prévia de falha. É reconhecida somente após a fratura do componente através da análise da superfície de fratura[1]. O conhecimento da resistência à fadiga dos materiais é de grande importância para a previsão do comportamento em serviço de componentes mecânicos. Quando se trata de resistência à fadiga, grande parte dos componentes manufaturados atualmente podem ser certamente enquadrados, pois segundo pesquisas científicas a fadiga é um fenômeno responsável por praticamente 90% das falhas em serviço de materiais metálicos. Pode-se através de uma análise prévia das solicitações aplicadas ao componente, levantar se o fenômeno da fadiga está associado à aplicação do componente, ou não. Solicitações onde três condições estejam satisfeitas - tensão de tração, carregamento ciclico e deformação plástica localizada- tem sua vida em serviço associada diretamente ao fenômeno da fadiga.

1.2- Objetivos

Este trabalho tem como objetivos caracterizar e analisar as propriedades mecânicas monotônicas, cíclicas (em alto ciclo) e analisar a superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de fadiga do aço API 5L X65- aço baixo carbono microligado ao Ti e Nb-, em duas condições microestruturais distintas. As condições microestruturais analisadas são a como-fornecida (com microestrutura ferrítico-perlítica) e com tratamento térmico intercrítico (com microestrutura bifásica / ferrítico-martensítica).

As propriedades mecânicas analisadas são o limite de resistência à tração, o limite de escoamento, alongamento e a redução em área, caracterizadas a partir de ensaios de tração, e o limite de resistência à fadiga, a partir de ensaios de flexão alternada simétrica e utilizando o método estatístico escada.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 - Aços microligados

Os aços microligados são obtidos através do processo de laminação controlada convencional, que consiste basicamente de um reaquecimento a uma temperatura de aproximadamente 1250°C, seguido de sucessivos passes de laminação de desbaste até temperaturas da ordem de 1050°C. Após esta primeira etapa ocorre um período de espera até temperaturas por volta de 900°C, sendo que neste período ocorre uma intensa precipitação de carbonetos e/ou nitretos preferencialmente ao longo dos contornos de grão. Em seguida a laminação de acabamento, ou seja, os passes finais até temperaturas da ordem de 800°C, com posterior resfriamento. Um outro processo utilizado para fabricação de aços microligados é a laminação controlada de recristalização (“*recrystallization controlled rolling*” - RCR), sendo que neste caso são utilizadas menores temperaturas de reaquecimento e maiores temperaturas para o último passe, em comparação com a laminação controlada convencional, além dos passes serem feitos em uma única seqüência, sem a distinção entre desbaste e acabamento. A laminação controlada de aços microligados pode ser associada à aplicação do resfriamento acelerado, de modo a produzir alterações na microestrutura resultante, que pode ser composta por ferrita de granulação fina e perlita ou constituintes aciculares como a martensita e bainita.[36] Independente do processo utilizado, o fundamento dos aços microligados está no refino do tamanho de grão e endurecimento por precipitação, sendo o controle do tamanho de grão feito pelos precipitados, que podem ser nitretos, carbonetos ou carbonitretos de

elementos microligantes.

Em relação às microadições, a maioria dos pesquisadores consideram o nióbio, o vanádio e o titânio como elementos microligantes para a produção de aços de alta resistência e baixa liga, sendo que alguns incluem também o alumínio. Cada elemento apresenta diferentes efeitos na microestrutura do aço, e conseqüentemente nas suas propriedades mecânicas, devido à precipitação de seus carbonitretos. Todos elementos microligantes formam carbonitretos que podem ser ricos em carbono ou nitrogênio, sendo que menos frequentemente formam puros carbonetos ou nitretos. Os carbonitretos são formados em diferentes temperaturas em relação à temperatura de transformação dependendo do elemento microligante. O efeito específico de cada elemento é determinado pela solubilidade e estabilidade de seus carbonitretos. Precipitados formados em temperaturas mais altas e que tem um efeito significativo no controle do tamanho de grão, representam um benefício tanto para a resistência mecânica quanto para a tenacidade, porém precipitados que se formam em temperaturas mais baixas e que tem um efeito de endurecimento por precipitação na ferrita, apresentam um benéfico efeito na resistência mecânica, mas tendem a diminuir a tenacidade do material. Nitretos, carbonetos e carbonitretos desses elementos fazem a migração do contorno de grão mais difícil e retardam o aumento do tamanho de grão até temperaturas de 1000°C, sendo que acima desta temperatura esses precipitados são dissolvidos. Somente o nitreto de titânio não é igualmente dissolvido até temperaturas da ordem de 1400°C devido a sua baixa solubilidade.

Considerações podem ser feitas a respeito da solubilidade dos carbonetos e nitretos de elementos microligantes, sendo elas:

- a solubilidade do nitreto de titânio é muito menor do que a dos outros precipitados;
- a solubilidade do nitreto de alumínio é levemente menor do que a dos outros precipitados, com exceção do nitreto de titânio;
- a solubilidade de carbonetos é geralmente maior do que a do correspondente nitreto;
- a solubilidade do carboneto de vanádio é muito maior do que qualquer outro precipitado[17].

Em relação às funções dos elementos microligantes podem ser citadas entre outras [57].

- formação de carbonitreto ricos em nitrogênio, estáveis a altas temperaturas, quando o aço é austenítico. Precipitados na forma de carbonitreto ricos em nitrogênio podem ser usados para controle do crescimento da austenita durante laminação ou forjamento, conseqüentemente o aço apresenta um tamanho de grão ferrítico pequeno que pôr sua vez melhora a resistência mecânica e a tenacidade do material.

- a formação de carbonitreto em temperaturas a partir de 1000°C até a temperaturas de transformação (A_{r3}). Carbonitreto formados entre 1000°C e a temperatura de transformação previnem a recristalização da austenita durante a laminação. Eles também evitam o crescimento de grão da austenita durante o reaquecimento quando o aço é normalizado, pôr crescimento de grãos da austenita durante o reaquecimento quando o aço é normalizado, pôr exemplo.

-a formação de carbonitreto durante e após a transformação da ferrita. Estes carbonitreto aumentam a resistência mecânica diretamente, devido ao endurecimento pôr precipitação na ferrita, mas tendem a reduzir a tenacidade do aço.

- supressão da transformação da austenita (γ) em ferrita (α). No resfriamento acelerado de aço de baixo teor de carbono (menor que 0,10%), o nióbio suprime a formação de ferrita e contribui para a produção de estruturas aciculares.

Em relação à função específica de cada elemento temos:

- Titânio - Forma nitreto a temperaturas muito altas e pode, conseqüentemente, ser usado para reduzir o tamanho de grão da austenita durante a laminação a quente. Carbonetos ou carbonitreto de titânio podem ser formados em chapas finas, onde o resfriamento abaixo da temperatura de transformação, é rápido, e resulta em um aumento da resistência pôr precipitação. Ele também é o mais efetivo elemento para retirar nitrogênio em solução na ferrita. Atua como agente modificador da forma de sulfetos.

-Nióbio - Carbonitreto de nióbio precipitam quando o aço é austenítico, mas geralmente abaixo de 1000°C. Carbonetos de nióbio também previnem o crescimento de grão da austenita durante a normalização, e a adição deste elemento no aço quando ele é utilizado na condição normalizada pode então aumentar a resistência mecânica e a tenacidade. Algum

nióbio que não precipita na austenita pode precipitar durante a transformação do aço em ferrita e resultar em um aumento da resistência mecânica. No resfriamento acelerado de aços de baixo carbono, este elemento tem uma tendência de diminuir a temperatura de transformação e com isto suprimir a formação de ferrita, promovendo neste caso a formação de microestruturas aciculares.

- Vanádio - A primeira função do vanádio em aços ARBL é o aumento da resistência por precipitação. A temperatura na qual este elemento forma precipitados ricos em carbono é geralmente abaixo de 700°C, durante a transformação do aço para ferrita ou após, sendo as partículas usualmente menores que 300Å°. O vanádio é um bom endurecedor de aços laminados ou normalizados, e seus efeitos podem ser realçados pelo aumento da quantidade de nitrogênio.

- Alumínio - O nitreto de alumínio é formado em aços a temperaturas da ordem de 1000°C, mas isto ocorre lentamente e pequena quantidade é estabelecida em aços laminados. Contudo, o nitreto de alumínio pode ser formado durante o reaquecimento. Os nitretos de alumínio previnem o crescimento de grão em aços normalizados e podem ser usados em conjunto com carbonetos de nióbio para este propósito. Ele funciona como agente desoxidante em aços.

- Carbono - é um eficiente agente endurecedor em solução sólida, sendo que também forma precipitados (carbonetos ou carbonitretos) que aumentam a resistência mecânica. Além de aumentar a resistência mecânica ele também aumenta a temperatura de transição dútil-frágil, isto é, tende a fragilizar o material.

- Manganês - Funciona como agente endurecedor quando em solução sólida, além de agente desoxidante e dessulfurante do aço. Além de aumentar a resistência mecânica, também abaixa a temperatura de transição. Segundo PINTO [36] um pesquisador chamado RICHER verificou que em aços ARBL com estrutura composta de ferrita e perlita um aumento da porcentagem de manganês de 0,3 para 1% resulta em um refinamento e homogeneização dos grãos ferrítico, que implica maior resistência mecânica.

- Silício - Além de ser agente desoxidante, o silício aumenta a resistência mecânica e diminui a tenacidade (maior temperatura de transição), quando estabelecido em solução sólida, porém é menos prejudicial para a soldabilidade de aços ARBL do que o carbono e o manganês.

Quanto mais esses elementos são usados em aços, o benéfico efeito de cada um pode ser combinado, mas algumas vezes as interações podem reduzir a individual eficácia de cada elemento. Por exemplo, quando dois ou mais elementos estão presentes, o elemento que normalmente precipita em temperaturas mais baixas sempre tem uma tendência de precipitar em combinação com o elemento que precipita em temperaturas mais altas. Portanto, em aços contendo Ti e Ni ou Ti e V podem estabelecer em nitretos de Ti que se formam em temperaturas de aproximadamente 1300°C. Isto pode afetar tanto a função do Ti quanto do Ni ou V, sendo que a precipitação de Nb ou V com o Ti pode aumentar o tamanho desses nitretos, reduzindo a eficiência no controle do crescimento de grão austenítico, já que as partículas pequenas são mais efetivas que as grandes em inibir o crescimento de grão.

2.2 - Fadiga

2.2.1- Considerações Gerais

O fenômeno da fadiga fora primeiramente reconhecido e estudado pôr volta de 1837 por um funcionário alemão das minas de Clausthal na Alemanha chamado W.A.J. Albert, que publicou os primeiros resultados de ensaios de fadiga que se tem conhecimento. Com o propósito de estudar as correntes dos transportadores da mina que frequentemente quebravam, construiu uma máquina de ensaio para o estudo da vida em fadiga dos componentes das correntes[38]. Mais tarde Rankine, em 1842, discutiu a resistência à fadiga de eixos de equipamentos ferroviários, sugerindo que os mesmos fossem forjados escalonados com um centro de maior diâmetro e grandes raios, o que certamente previa o fator de concentração de tensões. Neste período muitos acidentes desastrosos ocorreram nas estradas ferroviárias. Em 5 de outubro de 1842 o eixo de uma locomotiva quebrou em Versailles tirando a vida de 60 pessoas, o mesmo ocorrendo mais de cem anos mais tarde na queda de dois aviões a jato denominados “comets” em 1954. Muitos acidentes ferroviários e aéreos, senão a maioria deles,

ocorreram exclusivamente resultantes de falhas devido ao fenômeno da fadiga.

No início do século passado os primeiros ensaios executados tratavam-se especificamente ensaios de tração repetitivos até a ruptura final. Mais tarde, por volta de 1849, um pesquisador chamado Hodgkinson na Inglaterra executou ensaios, ao governo britânico, com a finalidade do estudo da fadiga aplicada a pontes metálicas. Em 1843 Rankine reconhece as características estruturais das fraturas por fadiga. Por volta de 1852 a 1869 Wöller, outro alemão estuda o comportamento do ferro e do aço aplicados aos primeiros ensaios visando a determinação do limite de resistência a fadiga, chamado por ele de resistência em serviço. [38] O termo fadiga fora mencionado pela primeira vez pelo inglês Braithwaite em 1854. Também nesta mesma época foram fabricadas as primeiras máquinas específicas ao ensaio. Mais recentemente, por volta de 1900, ocorreram as primeiras observações microscópicas para o estudo da análise dos mecanismos de fadiga, efeitos das condições da superfície, corrosão, temperatura foram bem documentados; porém somente recentemente o dano da fadiga fora atribuído ao fluxo plástico cíclico na ponta da trinca de fadiga.[3]

Para o fenômeno de fadiga em baixo ciclo, importantes desenvolvimentos deram-se a partir do início da Segunda Guerra Mundial. A necessidade de aprimoramento e desenvolvimento de grandes equipamentos militares, tais como vasos de pressão para a indústria nuclear, aviões, mísseis etc..., levaram a um maior interesse nesta área. Entre 1945 a 1960, após a verificação de que uma grande parte dos acidentes tanto ferroviários quanto aéreos proviam de falhas por fadiga, todos os países industrializados já estudavam o fenômeno.[38]. Os aviões "Havilland", projetados por volta de 1948, possuíam vantagens espantosas com relação aos aviões com motores propulsores da época; sua altitude de operação chegava a 2 vezes a dos propulsores, para isso sua fuselagem pressurizada fora desenvolvida para suportar altas tensões de trabalho; porém, dois deles caíram, um próximo de Naples e outro próximo a Elba (Alemanha); sua falha originou-se na região de corte da janela. Posteriormente estudos minuciosos revelaram que a causa encontrava-se em uma falha na concepção do projeto estrutural da fuselagem do equipamento, pois a mesma era feita em uma única peça, enquanto que os aviões mais modernos são construídos em duas ou mais peças. Após este acidente uma vasta bateria de testes passaram a ser executados em todos os aviões fabricados.[38] Mesmo com todos os cuidados, outros aviões acidentaram-se fatalmente, como foi o caso do Electra "Comet" previamente mencionado, e o Willians 1965, estes dois casos em decorrência das desfavoráveis respostas ao fenômeno da fadiga, do material aplicado na

estrutura de fuselagem dos aviões, uma liga de alumínio de alta resistência da série 7000[38]. Historicamente a descoberta e os estudos do fenômeno da fadiga tanto em baixo, como em alto ciclo, foram de grande importância e propiciaram bases tecnológicas imprescindíveis ao desenvolvimento de novos equipamentos e também na otimização dos equipamentos atuais. Dentre os equipamentos podemos destacar: reatores, aviões, automóveis, turbinas, mísseis, bombas, pontes, etc... Para o fenômeno da *fadiga em alto ciclo, ou fadiga controlada por tensões cíclicas*, levando-se em conta o aumento do interesse pela durabilidade, a importância da economia e não menos a responsabilidade pelo produto, os fabricantes automobilísticos alemães, por volta de 1975 aumentaram ainda mais seus laboratórios e investimentos em máquinas e equipamentos para este tipo de ensaio, com isso com o passar do tempo não mais foram exigidos termos de confiabilidade das máquinas de fadiga do campo aeronáutico, ou seja, fadiga controlada por deformações cíclicas e sim no campo automobilístico (fadiga em alto ciclo ou controlada por tensões cíclicas)[38]. Historicamente, a fratura de muitos componentes de engenharia a níveis de tensão abaixo da sua resistência à tração tem demandado considerável atenção.[19] Em 1870 Wöller publicou uma série de resultados de seus experimentos com os famosos eixos ferroviários, seu trabalho resultou a seguinte descrição, denominada lei de Wöller; *“um material pode ser induzido a falhar através de muitas tensões repetidas, todas as quais inferiores à sua resistência estática. A amplitude e a tensão é decisiva para a destruição da coesão do material. A tensão máxima é de grande influência, somente tão grande for seu valor, sendo que as menores amplitudes de tensões que levam à fratura final.”*[38].

Podemos classificar a fadiga como sendo um fenômeno que se apresenta sob três enfoques.

1- Fadiga em baixo ciclo ou controlada por deformações cíclicas, ocorre tensões de carregamento em serviço acima ao limite de escoamento, conseqüentemente uma vida em fadiga menor que 10^3 ou 10^4 ciclos;

2- Fadiga em alto ciclo ou controlada por tensões cíclicas, caracterizada por apresentar tensões abaixo do limite de escoamento e uma vida em fadiga maior que 10^3 ou 10^4 ciclos;

3- Propagação de trincas por fadiga, estudo do comportamento de materiais à propagação da trinca por fadiga segundo mecanismos específicos.

Até a II Guerra Mundial pouca atenção dava-se ao fenômeno da fadiga em baixo ciclo, sendo que a maioria dos resultados existentes na literatura eram dirigidos à fadiga em alto ciclo[5]. Com o desenvolvimento tecnológico que ocorrera durante a Segunda Guerra estudos e pesquisas neste campo fizeram-se de extrema importância e interesse.

Arbitrária, mas comumente aceita, uma linha que divide a fadiga em baixo e em alto ciclo que se encontra em aproximadamente 10^3 a 10^4 . Na prática esta distinção é feita através da determinação do componente dominante à deformação imposta durante o carregamento cíclico, ou seja se o mesmo é elástico (fadiga em alto ciclo) ou plástico (baixo ciclo), fatores dependentes da propriedade do material ensaiado, como também da magnitude da tensão nominal[24]. Podemos caracterizar a fadiga em baixo ciclo por apresentar níveis de tensão acima do limite de escoamento, sendo seu tipo de aplicação em vasos de pressão, mísseis, turbinas, fuselagens pressurizadas, mecanismos para atuação de trens de pouso, controladores dos flaps dos aviões, naves espaciais etc..., para a maioria das aplicações as tensões são geradas por grandes variações nas temperaturas de trabalho, conseqüentemente resultando em grandes faixas de amplitude de carregamento[24]. Além das aplicações citadas o ensaio de fadiga com deformações cíclicas se presta a outros tipos avaliações e objetivos, tais como;

- 1- Avaliação da vida de *componentes com entalhes*.
- 2- Situações onde há flexões reversas entre *deslocamentos fixos*.
- 3- Situações com *altos níveis de tensões*, níveis acima limite de escoamento.

É importante salientar que, a *fadiga somente ocorre quando deformações cíclicas plásticas mesmo que microscopicamente localizadas forem geradas* [4]. Prévio ao estudo da fadiga três condições devem estar sempre em mente quando trata-se da análise do fenômeno da fadiga, ou seja, para que ocorra o fenômeno o sistema ensaiado deve apresentar, tensões cíclicas, tensões normais de tração, deformação plástica localizada. A fadiga pode ser colocada como fenômeno de grande importância no campo da engenharia mecânica, por tratar-se de responsável por praticamente 90% de falhas de componentes em serviço. Tratando-se de um fenômeno que culmina na diminuição da resistência mecânica devido à aplicação de esforços cíclicos[38], pode ser definida como um fenômeno progressivo, localizado e de mudança estrutural permanente que ocorre em materiais sujeitos a tensões e deformações flutuantes, que podem resultar em trincas ou fratura final após um número suficiente de flutuações[24]. É

sabido que os corpos de prova testados em laboratório para a determinação do limite de resistência à fadiga de um material ou componente específico, são preparados muito cuidadosamente e testados sob condições bem controladas. Pode ser considerado de muito otimismo achar que um componente estrutural apresentará os mesmos valores alcançados em laboratório. Alguns fatores modificam o valor do limite de resistência à fadiga de um componente, desta forma podendo ser determinado da seguinte forma:

$$S_f = k_a \times k_b \times k_c \times k_d \times k_e \times k_f \times S'_f \quad (2.1)$$

sendo:

- S_f . limite de resistência à fadiga previsto ao componente mecânico ;
- S'_f - limite de resistência do corpo de prova testado em laboratório ;
- k_a . fator de superfície ;
- k_b . fator de tamanho ;
- k_c . fator de confiabilidade ;
- k_d . fator e temperatura ;
- k_e . fator modificador para concentração de tensões ;
- k_f . fator de efeitos diversos.

Normalmente os dados de fadiga, ou melhor, a resistência à fadiga, obtidos em laboratório, são representados através da curva S-N onde a amplitude da tensão cíclica é plotada versus o número de ciclos até fratura (em um gráfico log-log ou mono-log). Para os metais ferrosos e as ligas de titânio temos um patamar denominado de limite de fadiga ou limite de resistência à fadiga o qual apresenta-se geralmente entre 10^5 a 10^7 ciclos[5]. Para as ligas de alumínio, cobre etc..., a resistência à fadiga não apresenta patamar característico; porém, normalmente a resistência à fadiga em 10^8 a $5 \cdot 10^8$ ciclos é frequentemente utilizada.[4]

2.2.2 - Características estruturais da fadiga

Intensas pesquisas tem resultado no parcial entendimento dos mecanismos básicos associados a fraturas por fadiga.[5]

Muito embora não há um pleno acordo em relação a detalhes microscópicos sobre a nucleação e propagação de trincas, estudos das mudanças estruturais básicas que ocorrem quando o material é submetido a tensões cíclicas, tem dividido o processo normalmente em três ou quatro partes denominados estágios. Abaixo temos a divisão mais detalhada deste processo.

Estágio 1 - Iniciação da trinca- inclui desenvolvimento prematuro do dano por fadiga, correspondente à nucleação da trinca por deformação plástica localizada, através de saliências e reentrâncias chamadas intrusões e extrusões superficiais, que podem ser removidos através de recozimento térmico adequados, (não se estendendo por mais de 2 a 5 grãos).

Estágio 2- Crescimento da trinca através de bandas de deslizamento, envolve a intensificação da trinca inicial em planos de alta tensão de cisalhamento. Frequentemente chamado de estágio 1 de crescimento da trinca. Estes dois estágios conjuntamente são os que maior tempo consomem na fadiga em alto ciclo.[37].

Estágio 3- Crescimento da trinca em planos de alta tensão de tração; envolve crescimento de trinca bem definida em uma direção normal à máxima tensão de tração.

Estágio 4- Fratura final, ocorre quando a trinca alcança tamanho suficiente no qual a secção transversal do componente não suporta o carregamento aplicado.[1]

O processo descrito acima pode ser observados através da figura 2.1 que segue.

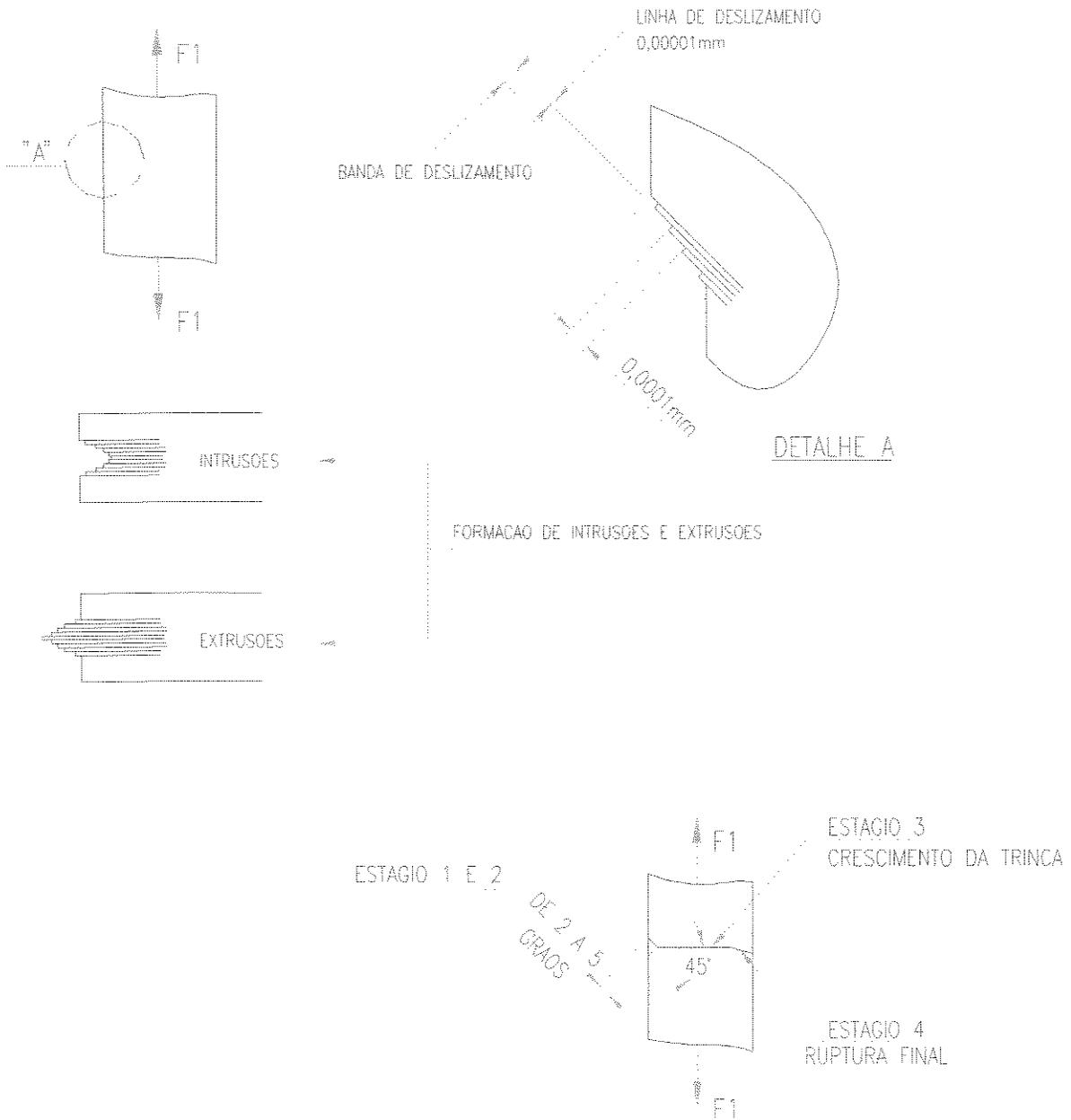


FIGURA 2.1 - Estágios de nucleação e propagação da trinca por fadiga[37].

O papel das inclusões, afetando as propriedades mecânicas dos aços, tem recebido muita atenção; é sabido que as inclusões podem prejudicar e muito a resistência à fadiga de aços, sendo pontos para iniciação da trinca. Inclusões e cavidades agem como intensificadores de tensões e a resistência dos aços pode ser reduzida devido à sua presença[41]. Em recentes testes de laboratório efetuados por MURTAZA [19], em aços de baixa liga tratados

térmicamente, verificou-se que a iniciação da trinca dava-se predominantemente na interface metal-matriz e inclusões, o que com um estudo mais profundo, constatou-se que o tamanho da inclusão apresenta influência na iniciação da trinca; sendo quanto maiores as inclusões maiores os pontos preferenciais de sua iniciação. Verificou-se também a variação da velocidade de propagação da trinca quando de sua aproximação a algumas barreiras microestruturais e após sobrepô-las, no caso deste tipo de aço, um contorno de grão austenítico. As trincas apresentam um retardo em seu crescimento quando alcançam um comprimento médio de quatro vezes o diâmetro do grão austenítico. A trinca embrionária inicialmente propaga-se a altas taxas mas eventualmente diminuem e param, dependendo do nível de tensão aplicado, na aproximação ao contorno de grão austenítico. O grau com que ocorre o retardo na velocidade de propagação e a ocorrência de sua parada, depende de um grande número de fatores, dentre os quais:

- 1- Orientação do grão adjacente;
- 2- Tamanho do grão;
- 3- e natureza do carregamento de fadiga.

Estes estudos tem realçado o fato das barreiras microestruturais provocarem um retardo na velocidade de propagação da trinca, o que geralmente acontece quando a trinca possui um comprimento equivalente de 3 a 5 diâmetros de grãos[19]. MURTAZA [19] chegou a algumas conclusões interessantes em seu trabalho:

- 1- Inclusões não metálicas se mostram pontos de grande potencial na nucleação das trincas;
- 2- a microestrutura e principalmente o contorno e grão da austenita prévia apresenta influência significativa no estágio 1 e modelo 2 de propagação da trinca ;
- 3- a geometria da trinca, o tempo gasto em sobrepôr os contornos de grãos mostraram-se de grande dependência ao nível de tensão aplicado.

Para aços de altíssima resistência como é o caso das lâminas de turbinas aeronáuticas, que apresentam uma resistência à tração da ordem de 1923 MPa, a resistência à fadiga diminui com o aumento do quantidade de inclusões.[41] Segundo testes efetuados nesses aços, a maioria das trincas originaram-se a partir de inclusões da ordem de 40 μ m de diâmetro, enquanto que o distanciamento das inclusões com relação à superfície, de tal forma a nuclear a trinca, foram da ordem de 120 μ m.[41]

2.2.3 -Efeito da concentração de tensões na fadiga

A concentração de tensões tem um papel de grande importância na vida do componente mecânico quando em carregamento. Rankine por volta de 1842 sugeriu que os eixos dos trens ferroviários fossem fabricados escalonados com um corpo central de maior diâmetro e com raios entre diâmetros relativamente grandes[38]. A falha por fadiga é normalmente proveniente de descontinuidades geométricas ou metalúrgicas, técnicas impróprias de produção, defeitos de material e introdução de tensões residuais de tração incrementam as tensões de serviço existentes[2]. A resistência à fadiga é seriamente reduzida pela introdução de um intensificador de tensões, tal como um entalhe, escalonamentos, conforme mostra a figura 2.2 abaixo. Componentes mecânicos normalmente contêm furos, rasgos de chaveta, escalonamentos, entalhes etc..., que alteram a distribuição de tensão, não causando surpresa o fato de as trincas de fadiga em partes estruturais principiarem nestas irregularidades geométricas [1]. Uma ótima maneira de minimizar a falha por fadiga é evitar concentradores de tensões através de projetos cuidadosos em conjunto com meios de fabricação apropriados[24]. Concentradores de tensões podem também vir em decorrência de rugosidades superficiais inadequadas e concentradores de tensões metalúrgicos, tais como, porosidades, superaquecimento localizado através de retificação e descarbonetação. Algumas destas condições serão tratadas posteriormente.

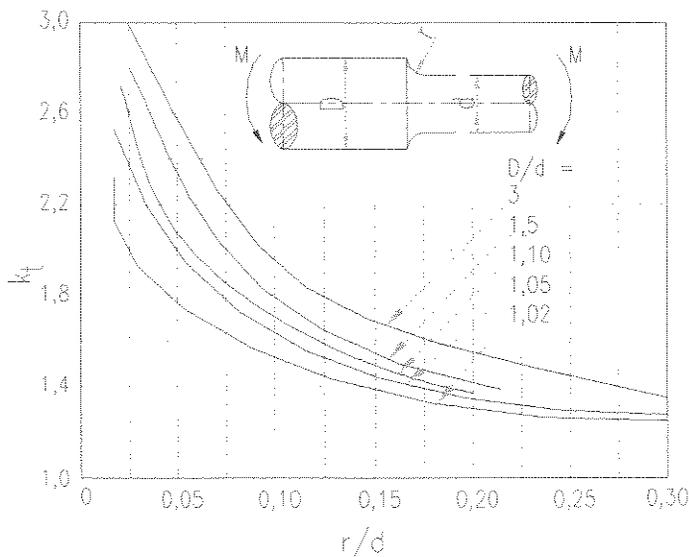


FIGURA 2.2- Fator de concentração de tensão para eixos com redução de seção submetido à flexão [1].

Para quantitativamente avaliar a severidade de uma concentração de tensão em particular, muitos investigadores adotam o fator de concentração de tensão k_t como fator comparativo, como mostrado na figura 2.2 [2]. Normalmente, como todos os componentes são projetados segundo critérios de aproximação de carregamentos, atenções mais apuradas devem ser tomadas com relação às possíveis geometrias desfavoráveis à resistência à fadiga do componente. A maior dificuldade de um engenheiro no desenvolvimento da maioria dos projetos está na imprecisão da obtenção de dados reais de carregamento a que o componente está submetido. Com isso a obtenção de valores precisos para o dimensionamento de componentes deve ser analisado muito atenciosamente. A concentração de tensões é um fenômeno altamente localizado, sendo assim deve ser aplicado sempre quando o componente apresentar descontinuidades geométricas. Podemos obter a tensão máxima localizada da seguinte forma:

$$k = \frac{\sigma_{m \ a \ x}}{\sigma_o} \quad (2.2) \quad \text{ou seja :} \quad \sigma_{max} = \sigma_o \times k_t \quad (2.3)$$

onde:

k_t - fator de concentração de tensão teórico ;

$\sigma_{m \ a \ x}$ - tensão máxima na região considerada ;

σ_o - tensão nominal.

O fator k_t não se aplica a materiais dúcteis, por apresentarem uma maior capacidade de deformação plástica, sendo assim sua utilidade está no estudo do comportamento de materiais de alta resistência mecânica [34]. Mesmo a rugosidade, dependendo de seu nível, pode alterar o valor do limite de resistência à fadiga de um material quando solicitado à flexão, facilitando a ocorrência de intrusões e extrusões superficiais culminando na nucleação da trinca de fadiga.

Para a análise da influência dos entalhes no limite de resistência à fadiga, gráficos S-N são elaborados para as condições com e sem entalhe, com a finalidade de se efetuar comparações e verificar a intensidade do efeito que diversas geometrias de entalhes influenciariam na resistência à fadiga. O grau de efetividade com que o entalhe contribui para o decréscimo do limite de resistência à fadiga é expresso pelo fator de redução da resistência à fadiga, k_f . Este fator é simplesmente a relação entre o limite de resistência à fadiga de um corpo de prova entalhado e o de um não entalhado. Os valores de k_f variam com a severidade

do entalhe, tipo de entalhe, material, tipo de carregamento e nível de tensão aplicada; no entanto duas tendências são observadas para condições de ensaio em carregamento alternado. Primeiramente k_f é geralmente menor que k_t e em segundo, a razão k_f/k_t decresce a medida que k_t aumenta. Desta forma, entalhes muito agudos (alto valor de k_t) exercem menos efeito sobre a resistência à fadiga do que se esperaria a partir do seu alto valor de k_t . A sensibilidade ao entalhe de um material em fadiga é expressa por:

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1} \quad (2.4)$$

onde:

q - é a sensibilidade ao entalhe;

k_t - é o fator de concentração de tensão teórico;

k_f - é o fator de redução da resistência à fadiga, ou fator de entalhe na fadiga.

No entanto deve-se frisar que q não é uma característica intrínseca do material, uma vez que varia com a severidade do entalhe, com o tamanho do corpo de prova e com o tipo de carregamento. Como pode ser visto na figura 2.3, a sensibilidade ao entalhe aumenta com a resistência à tração.

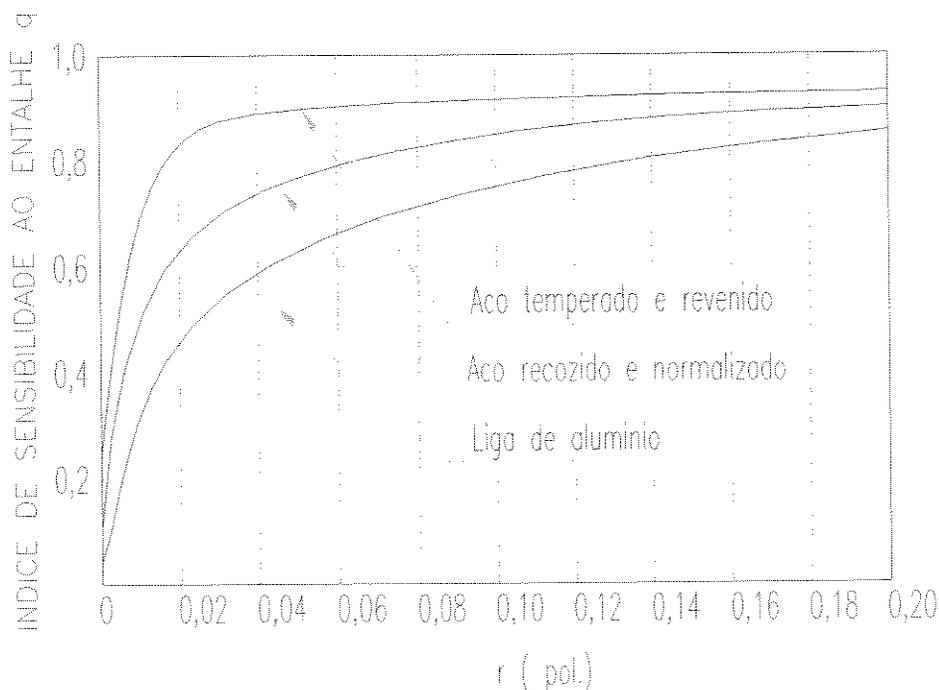


FIGURA 2.3- Sensibilidade ao entalhe (q) para materiais de diferentes resistências mecânicas[34].

Assim sendo os resultados de fadiga para amostras sem entalhe, em ciclos de tensões alternadas, podem ser usados para estimar a vida em fadiga de componentes entalhados.

2.2.4 -Efeito do tamanho do componente

O tamanho de um componente é um problema prático que trata da previsão de sua performance quando em grandes dimensões, a partir de dados laboratoriais provindos de corpos de prova de dimensões reduzidas.

O corpo de prova utilizado em ensaios de fadiga possui dimensões normalizadas e é uma amostra representativa de um metal ou liga, utilizado para determinar e comparar o comportamento do material a solicitações cíclicas[24]. A experiência tem mostrado que na prática, componentes maiores apresentam menor resistência à fadiga. Dados de ensaio para eixos de aço testados em flexão reversa mostram que o limite de resistência à fadiga pode ser apreciavelmente reduzido em espécimes de grandes dimensões. Nenhum efeito do tamanho foi encontrado para espécimes de aço carbono polidos, de diâmetros entre 5 a 35mm quando testados com tensão axial reversa. Entretanto, quando é introduzido um entalhe no corpo de prova, produzindo uma concentração de tensão, é observado claramente o efeito do tamanho do componente, ou seja, pode-se concluir que o efeito do tamanho é devido primariamente à existência de uma distribuição de tensão[51]. O principal problema está ligado ao fato de que, como a trinca de fadiga normalmente inicia-se na superfície dos componentes, quanto maior a área superficial maior a probabilidade de nucleação de trincas superficiais, ou seja, como todas as matérias primas empregadas apresentam defeitos de elaboração tais como bolhas, inclusões, defeitos pontuais etc..., quanto maior o volume de material da matéria prima empregada, maior a possibilidade de falhas superficiais consequentemente diminuição da sua resistência à fadiga[2]. É impossível prever diretamente a performance de um grande componente de uma máquina, por exemplo a partir dos resultados dos ensaios de laboratório em corpos de prova de pequenas dimensões. Na tabela 2.1 temos o efeito do tamanho do espécime na resistência a fadiga de um componente de aço carbono normalizado ensaiado em flexão reversa.

TABELA 2.1. Efeito do tamanho do cp no limite de resistência à fadiga de um aço carbono normalizado, em flexão reversa [24].

Diâmetro do c.p. (mm)	Limite de resistência à fadiga. (MPa)
7,6	248
38	200
152	144

A distribuição de tensão para corpos de prova à flexão no componente torna-se bastante desigual devido às dimensões dos mesmos, ou seja quando temos um componente de poucas dimensões a intensidade da tensão através da secção transversal é inferior àquele de dimensões maiores. Exemplificando temos.

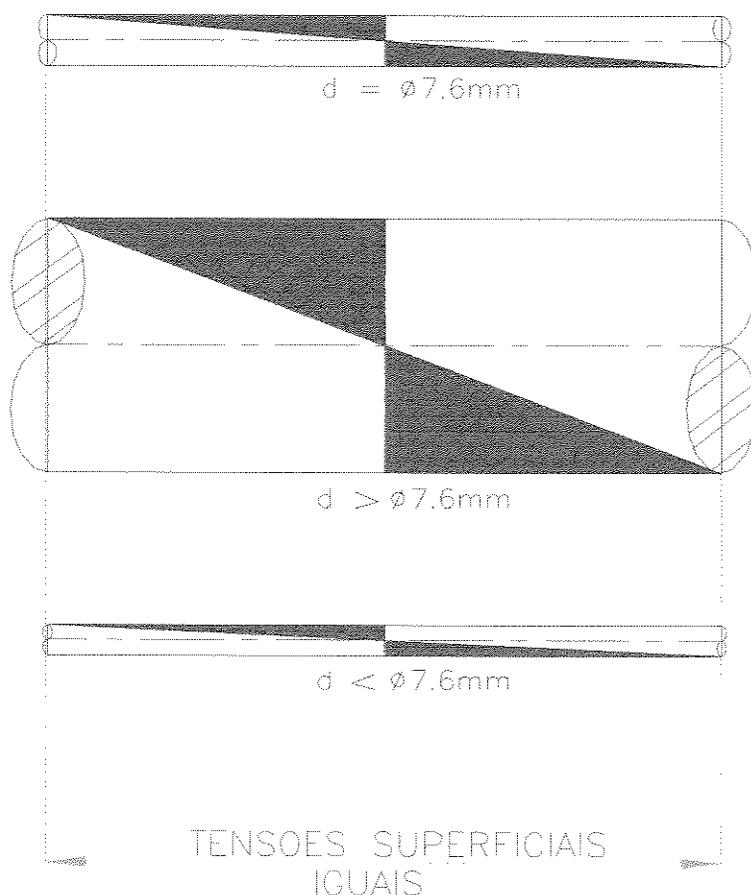


FIGURA 2.4. Distribuição de tensão em função do diâmetro, para flexão e torção[51].

A equação (2.5) mostra um modelo normalmente utilizado no cálculo de k_b [5].

$$k_b = 1 \quad \text{para } d \leq 8\text{mm}$$

$$k_b = 1,189d^{-0,097} \rightarrow \text{para } 8\text{mm} < d \leq 250\text{mm} \quad (2.5)$$

onde :

k_b - fator de tamanho ;

d - diâmetro do componente.

Muitas formas tem sido propostas para representar a influência do tamanho em um componente em flexão. MOORE[8] sugere a seguinte fórmula:

$$S'_f \left(1 - \frac{0,016}{d'} \right) = S''_f \left(1 - \frac{0,016}{d''} \right) \quad (2.6)$$

onde:

S'_f - limite de resistência a fadiga para o componente de diâmetro d' ;

S''_f - limite de resistência a fadiga para o componente de diâmetro d'' ;

d' e d'' são os diâmetros correspondentes ao limite de resistência à fadiga sabido e o limite de resistência a fadiga a se determinar.

Esta equação, segundo seu autor apresenta bons resultados para componentes de diâmetros entre 3,175mm a 47,625mm [8]. Outra fórmula interessante é a sugerida por HEYWOOD [8] e apresenta bons resultados para diâmetros superiores a 2''[5].

$$S_{fd} = \left(1 + \frac{0,014}{0,1 + d^2} \right) S'_{fD} \quad (2.7)$$

onde :

S_{fd} - limite de resistência a fadiga de um espécime de diâmetro d ;

S'_{fD} - limite de resistência a fadiga determinado experimentalmente para o espécime de diâmetro D ;

d - diâmetro do componente de menor diâmetro ;

D - diâmetro do componente de maior diâmetro.

2.2.5 - Fator da rugosidade superficial

Enquanto os erros de forma são macrométricos, a rugosidade é um erro micrométrico e que pode ser avaliado com o auxílio de aparelhos especiais.(rugosímetros, perfilógrafos, perfiloscópios etc...). A rugosidade influi no comportamento dos componentes mecânicos em várias de suas utilizações (desgaste, corrosão, atrito, ajuste e resistência à fadiga) e deve ser levada em consideração seja no projeto, seja na fabricação[6]. De acordo com a Norma NBR 6405, a rugosidade, em microns, é expressa pelo ser valor de R_a , desvio médio aritmético, ou seja, a média dos valores absolutos das ordenadas do perfil real em relação à linha média, num comprimento de amostragem.

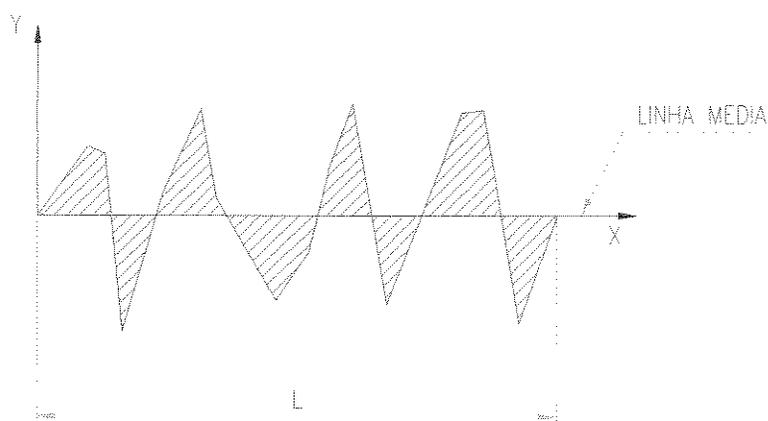


FIGURA 2.5- Perfil das superfícies dos componentes mecânicos quando visualizados microscopicamente (saliências e reentrâncias)[6].

A linha média é determinada de modo que a soma das áreas superiores seja igual a soma das áreas inferiores.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L (y) dx \quad (2.8)$$

onde:

R_a - Rugosidade superficial em μm ;

L - comprimento da amostragem;

y - amplitude da saliência ou reentrância;

x - deslocamento horizontal através do comprimento de amostragem L .

As saliências e reentrâncias como citado anteriormente podem agir como concentradores de tensões indesejáveis a um componente mecânico. Com isso rugosidades superficiais consideradas grosseiras funcionam como concentradores de tensões na superfície do material facilitando a formação de intrusões e extrusões, que são responsáveis pela fase inicial da nucleação da trinca de fadiga. As rugosidades que apresentam R_a alto possuem microscopicamente muitas saliências e reentrâncias, gerando microdeformações, que facilitam a formação de bandas de deslizamento. Como a vida em fadiga de um componente está ligado quase que por completo a nucleação da trinca, (aprox. 80%), o corpo de prova certamente apresentará uma menor vida em fadiga quanto maior seu número de R_a . De uma maneira geral o processo final de acabamento superficial será benéfico para a fadiga quanto maior a intensidade das tensões compressivas superficiais ele gerar, e desastroso quando diminuirmos ou removermos esta camada benéfica[2]. Assim os fatores que afetam a performance à fadiga de um corpo de prova, em relação a sua condição superficial podem ser divididos em três categorias:

- 1-rugosidade da superfície ou concentradores de tensões na superfície;
- 2-variações na resistência à fadiga do metal ao longo da superfície e;
- 3-variações nas condições de tensão residual na superfície.[1]

Abaixo o gráfico expõe as reduções dos limites de fadiga devido às várias rugosidades superficiais provenientes de processos produtivos específicos.

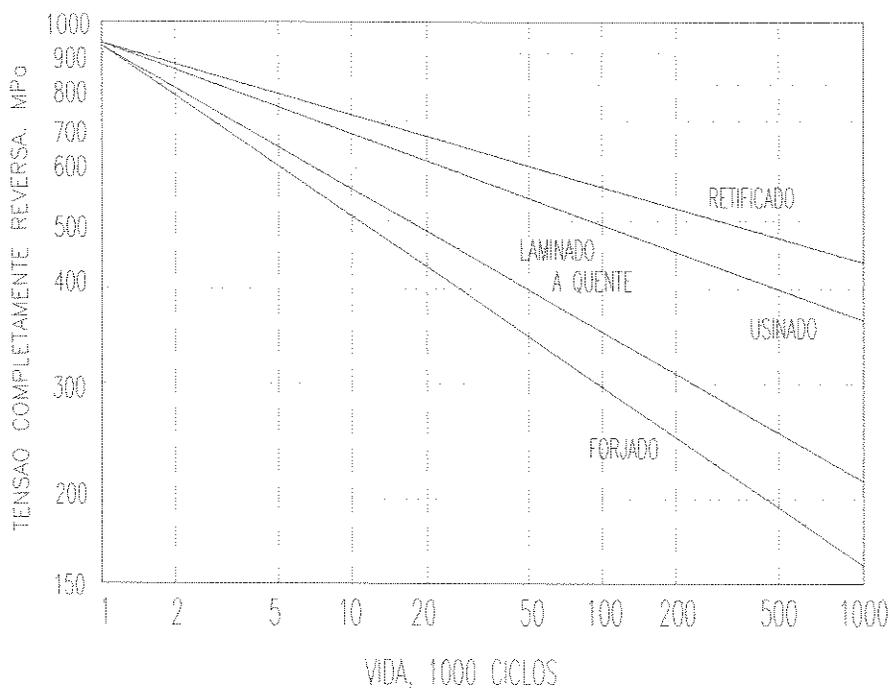


FIGURA 2.6 -Efeito das condições superficiais nas propriedades de fadiga de um aço. (302 a 321 HB) [1].

2.3 -Tratamentos térmicos - Influência no comportamento à fadiga

Os tratamentos térmicos são de grande importância quando se tem por finalidade o aumento das propriedades mecânicas dos aços de um modo geral, por tratarem da transformação de estruturas normalmente conhecidas como ferritas, perlitas e cementitas para estruturas mais resistentes e de configuração cristalográfica diferente. Para o fenômeno da fadiga, as tensões compressivas na superfície dos componentes são de grande representatividade no aumento da sua resistência. Com isso tratamentos térmicos que objetivam a obtenção de tais tensões são de grande importância[37]. O aumento da resistência mecânica dos aços através de tratamentos térmicos de têmpera são prejudiciais à resistência à fadiga dos componentes, por produzir tensões residuais trativas na superfície do material, quando associada ao tratamento térmico de revenimento as tensões trativas são minimizadas e conseguimos um aumento das propriedades de fadiga[37]. Em geral, as microestruturas temperadas e revenidas de aços de baixa liga tratados termicamente resultam em ótimas propriedades de fadiga [1]. Porém, para um nível de dureza acima e 40 RC a 45 RC a sensibilidade a preparação da superfície, tensões residuais e inclusões aumentam, diminuindo

consequentemente à resistência a fadiga, conforme mostra a figura 2.7. Este fato está ligado diretamente ao aumento da resistência mecânica do componente, ou seja, de uma maneira geral podemos associar a resistência à fadiga com a resistência mecânica da seguinte forma, até um certo ponto, quanto maior a resistência mecânica maior será a resistência à fadiga da matéria prima e/ou componente, porém deve-se ponderar outro fator de extrema importância, a sensibilidade ao entalhe que aumenta com o aumento da resistência mecânica do material, ou seja quanto maior sua resistência mecânica maiores cuidados tanto no projeto quanto na fabricação devem ser tomados, evitando ao máximo desigualdades geométricas que podem funcionar como entalhes que acabam por resultando pontos de alta tensão localizada, favorecendo a nucleação da trinca por fadiga.

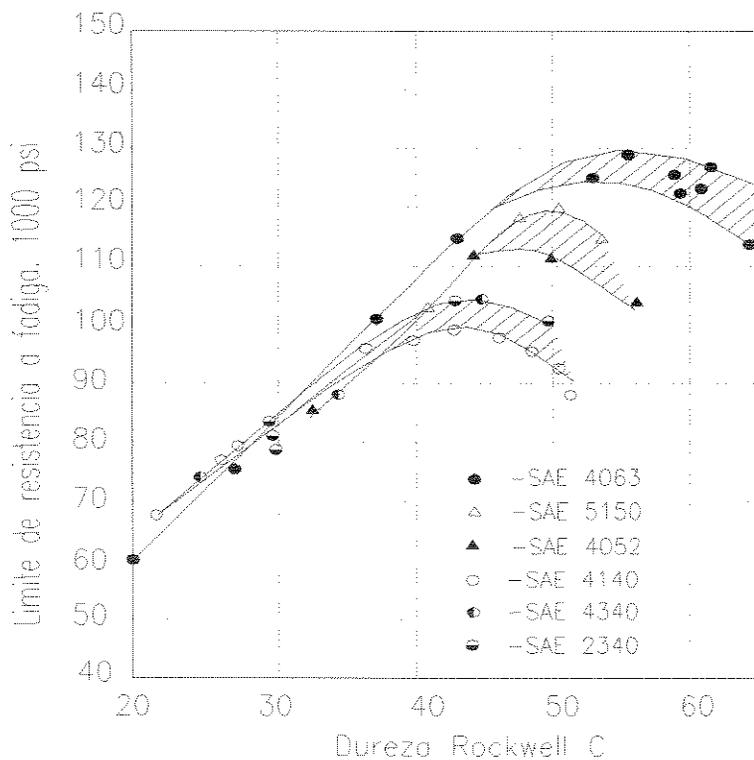


FIGURA 2.7- Limite de resistência à fadiga de aços ligados em função da dureza Rockwell [51].

2.3.1 - Tratamento térmico de normalização

A normalização consiste no aquecimento do aço a uma temperatura acima da zona crítica aproximadamente 55°C acima de A_{c3} para os aços hipoeutetóides, e para os hipereutetóides ultrapassa a linha A_{cm} [36,39]. A normalização tem por objetivo refinar a granulação grosseira de aços fundidos principalmente, e com o mesmo objetivo, a normalização é aplicada em peças depois de laminadas ou forjadas. O tratamento também melhora a uniformidade da microestrutura. A normalização é ainda utilizada como tratamento preliminar à têmpera e revenido justamente para produzir uma estrutura mais uniforme do que a obtida por laminação, além de reduzir a tendência ao empenamento e facilitar a solução de carbonetos e elementos de liga. Sobretudo nos aços liga, quando os mesmos são esfriados lentamente após a laminação, os carbonetos tendem a ser maciços e volumosos, difíceis de dissolver em tratamentos posteriores de austenitização. A normalização corrige este inconveniente. Os constituintes que se obtêm da normalização são ferrita e perlita fina, perlita fina, ou cementita e perlita fina, eventualmente dependendo do tipo de aço, pode-se obter bainita.[39]

Com relação ao tempo de permanência na temperatura de austenitização, uma hora por polegada de espessura é considerada suficiente para homogeneização. A taxa de resfriamento influencia significativamente tanto a quantidade de perlita formada como no tamanho e espaçamento das lamelas. Taxas mais altas formam mais perlita, bem como lamelas mais finas e próximas. Diferentes propriedades mecânicas são obtidas a partir de diferentes temperaturas e taxas de resfriamento para normalização[36].

2.3.2- Tratamento térmico intercrítico

O tratamento de têmpera intercrítica consiste no aquecimento na zona intercrítica (entre A_{e1} e A_{e3}) com posterior resfriamento controlado. Quanto maior a temperatura de aquecimento para efetuar o tratamento térmico maior fração de austenita é formada, e com seu resfriamento várias microestruturas podem ser obtidas, sendo que isto depende basicamente da taxa de resfriamento e da temperabilidade da austenita [36]. O principal objetivo da têmpera é a obtenção da estrutura martensítica, sendo assim sob aspecto das propriedades mecânicas,

temos aumento do limite de resistência a tração do aço e dureza. Têm-se também da têmpera redução da ductilidade (baixos valores de alongamento e estrição), da tenacidade a fratura e aparecimento de apreciáveis tensões internas. Tais inconvenientes são atenuados, porém não eliminados, através do tratamento térmico de revenimento [39]

Já o tratamento térmico intercrítico para um aço hipoeutetóide visa a obtenção de uma estrutura bifásica composta de ferrita + martensita sendo denominado em certos casos de um tratamento térmico de têmpera incompleta por não objetivar a obtenção de uma estrutura completamente martensítica. A martensita, componente tão querido nos tratamentos térmicos devido ao fatores benéficos que pode atribuir aos aços, apresenta estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado e sua dureza é muito elevada, podendo atingir 65 a 67 Rockwell C.

Com relação às propriedades mecânicas, alto valor de resistência mecânica e baixa ductilidade são associados com microestruturas rapidamente resfriadas e contêm mais martensita. A melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade são alcançadas com taxas de resfriamento intermediárias, que produzam microestruturas mais complexas. Baixo valor de resistência mecânica e alta ductilidade estão associados com baixas taxas de resfriamento[36]. Como citado anteriormente, o tratamento térmico intercrítico, que resulta em uma microestrutura formada por ferrita e martensita confere ao aço baixo carbono algumas alterações nas suas propriedades mecânicas, que são; - diminuição da resistência ao escoamento; - escoamento contínuo; - aumento do alongamento;-aumento do limite de resistência à tração; - e alto coeficiente de encruamento, quando comparado a condição como fornecida por laminação controlada.

2.4- Métodos estatísticos para a determinação do limite de resistência à fadiga

A estatística é uma ferramenta utilizada pela engenharia com a finalidade de quantificar, prover tendências e resultados para posteriores análises. A engenharia emprega comumente a estatística como uma importante ferramenta na manipulação de dados. Existem vários empregos da estatística, dentre eles, na análise de tendências e performances de políticas de qualidade por parte da área industrial, quando do monitoramento de produtos manufaturados, no monitoramento dos processos produtivos para o controle e aferição do mesmo quando da análise de tendências produtivas e também aplicada na obtenção para manipulação dos dados

dos ensaios de resistência à fadiga dos componentes mecânicos, como é o caso deste trabalho. A vida em fadiga (N_f) e a resistência à fadiga (S_f) são grandezas estatísticas, com isso normalmente ferramentas de estudos estatísticos são empregados[37]. Devido a grande dispersão nos resultados dos ensaios para a determinação do limite de resistência à fadiga de praticamente todos os materiais, faz-se necessário a utilização de técnicas estatísticas para descrever, analisar e comparar os dados de falha por fadiga, para que se possa chegar a uma confiabilidade desejada através de bases racionais [55]. Existem vários métodos disponíveis para se trabalhar os dados de laboratório provenientes do ensaio de fadiga, podemos citar o *método padrão*, que é utilizado quando somente poucos espécimes encontram-se disponíveis, onde apenas uma estimativa da curva S-N é necessária.

Este método envolve o ensaio de um ou dois espécimes em cada um dos vários níveis de amplitude de tensão, anotando-se a amplitude de tensão e o seu número de ciclos à fratura correspondente. Se o corpo de prova não romper, são ensaiados novamente a um nível de tensão superior, sabendo-se que o resultado da falha por fadiga pode ser influenciado devido a tal procedimento, então os dados são plotados em uma curva S-N de determinação do limite de resistência à fadiga. Logicamente devido a pequena quantidade de corpos de prova para ensaio e a imprecisão do método, devem ser efetuados alguns ajustes nas curvas. Algumas providências normalmente são tomadas, ou seja a construção de uma curva média entre os pontos encontrados, normalmente estima uma probabilidade de 50% de falha, ou através da técnica conservativa procura posicionar a curva abaixo dos dados encontrados em ensaio.

Além deste método, existem vários outros utilizados na determinação do limite de resistência à fadiga, tais como o *método ensaio através de níveis de tensão constante*, no qual procura-se delinear a curva de resistência à fadiga ensaiando cerca de 15 ou mais corpos de prova em cada um dos 4 ou mais níveis de tensão escolhidos. Além do *método padrão* e o *método de ensaio através de tensão constante*, vários outros encontram-se disponíveis, variando logicamente o custo do ensaio, relativo ao tempo e o número de corpos de prova necessários. Dentre os ensaios disponíveis podemos citar, o *método passo a passo* (step method) o *método prot*, o *método dos valores extremos*, o *métodos probit* e o *escada*. Os *métodos probit* e *escada* são considerados os mais importantes e conseqüentemente os mais utilizados na obtenção dos resultados de fadiga [55]. O método de ensaio *probit* foi desenvolvido por Finney em 1952 da Universidade de Cambridge, trata do ensaio de aproximadamente 80, sendo que preferencialmente deve ser usado 150 a 200 corpos de prova.

Os corpos de prova são ensaiados em 4 ou 5 níveis de tensão. Os níveis são escolhidos de maneira a conter o limite de resistência à fadiga. O método se refere à determinação da porcentagem dos corpos de prova que se romperam até um número convencional de 10^6 a 10^7 ciclos [37]. Com isso, é construído um gráfico tensão versus porcentagem de fratura onde é ajustada uma reta denominada reta de Henry, a tensão correspondente nessa reta a 50% de probabilidade de falha é o limite de resistência à fadiga.

O outro importante método denominado *método escada* foi desenvolvido por Dixon e Mood em 1948, não envolve conceitos muito complicados de estatística além de não exigir um grande número de corpos de prova a serem ensaiados, segundo seu autor até 25 corpos de prova.

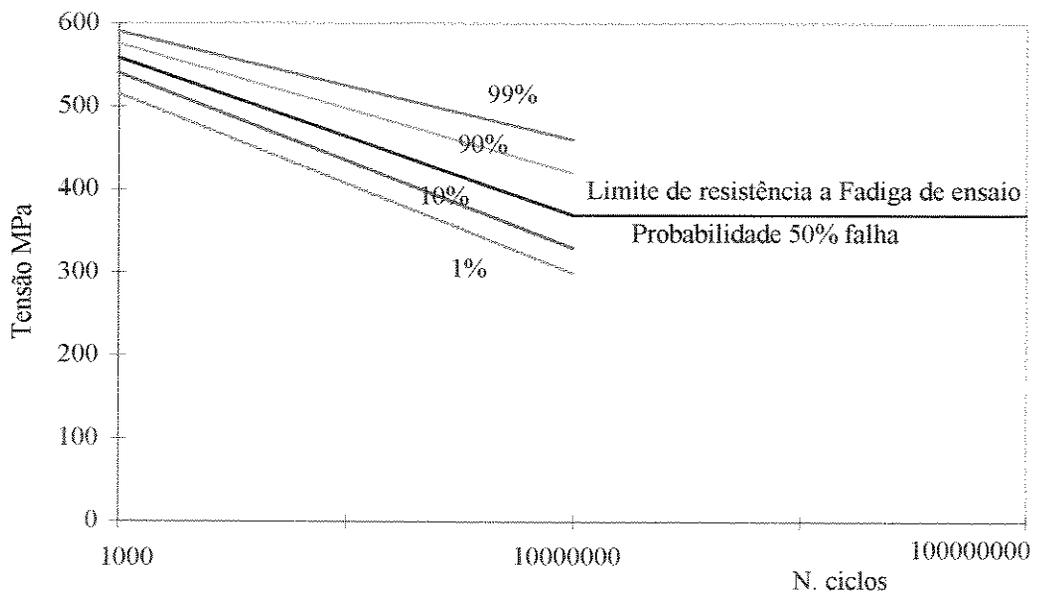


FIGURA 2.8- Representação estatística esquemática dos dados de fadiga; curva S-N para várias probabilidades de falha [53].

Para o exemplo do gráfico da figura 2.9 acima, valores acima e abaixo do limite de resistência à fadiga com razão de tensão $R=1$ são de caráter estatístico e determinam o nível de probabilidade de falha do componente. Para o ensaio de fadiga em alto ciclo, o limite de resistência à fadiga é obtido para uma probabilidade de falha de 50%. Quando tratamos do ensaio de fadiga propriamente dito, os resultados obtidos são bem dispersos cabendo posteriores ajustes. Quanto maior o nível de tensões aplicadas menor a dispersão dos

resultados. Normalmente, a estatística dos resultados de ensaios de fadiga não é conhecida com precisão, sendo que a distribuição Gaussiana normalmente é usada para prever a probabilidade de falha do componente, que vai do intervalo de $p = 0,10$ a $p = 0,9$. [37] Porém para distribuição para $p < 0,1$ a $p > 0,9$ a distribuição de Weibull ajusta-se melhor.

2.4.1 - Método “ESCADA”

O método trata do ensaio de corpos de prova de maneira a fixar primeiramente um nível de tensão próximo ao limite de resistência à fadiga para o primeiro corpo de prova, ensaiá-lo até um determinado número de ciclos, e de acordo com seu comportamento aumentar ou diminuir a tensão aplicada. O critério da ação a ser tomada é a seguinte, caso o espécime falhe a um número de ciclos inferior ao pré determinado (normalmente 10^6 ou 10^7), deve-se diminuir o nível de tensão aplicado, caso contrário ou seja, o mesmo não falhe aumenta-se a tensão aplicada, este procedimento é seguido até o ensaio de todos os corpos de prova. Normalmente o ensaio é acompanhado da utilização do gráfico da figura 2.10 para facilitar a manipulação dos dados e favorecer visualmente qual ação tomar em relação à tensão a ser aplicada no ensaio.

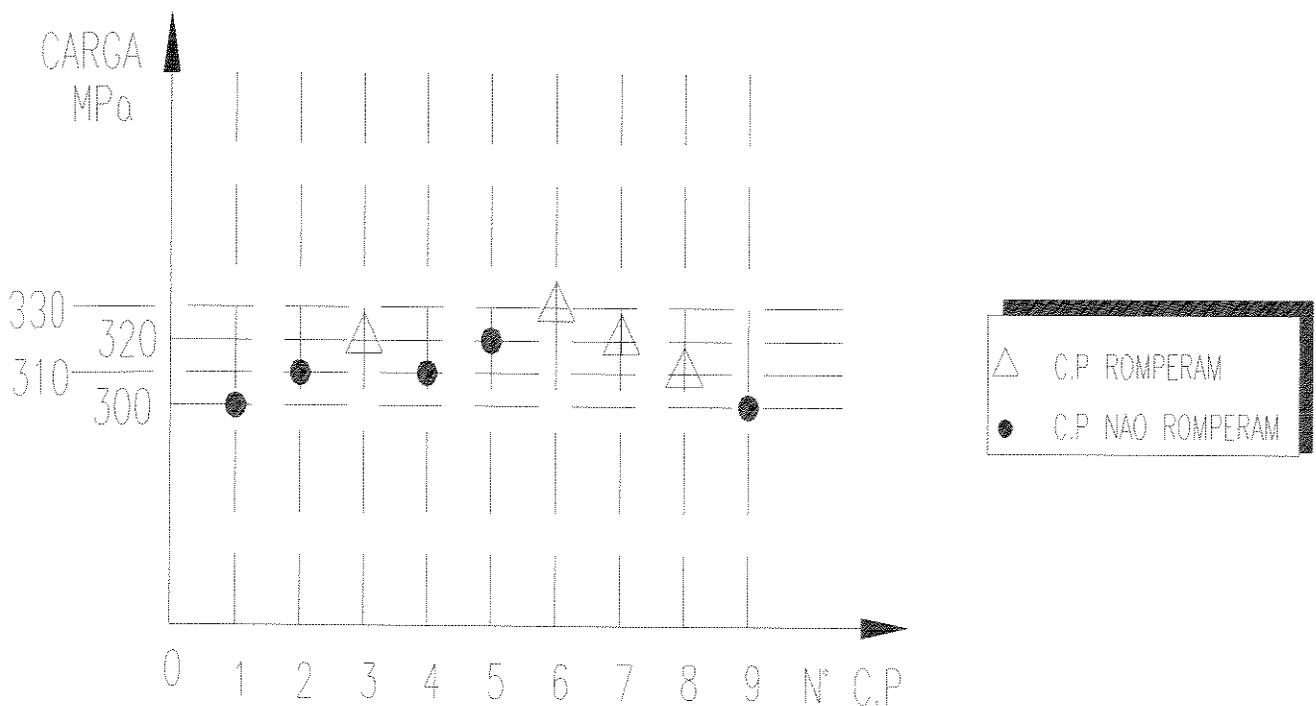


FIGURA 2.9- Gráfico para acompanhamento do ensaio de fadiga utilizando o método estatístico “escada”[50].

Em seguida o ensaio é analisado com base no evento (fratura ou não fratura) que ocorreu em menor número. Após constrói-se uma tabela auxiliar, para a manipulação dos dados encontrados, conforme exemplificado na tabela 2.2 que segue.

TABELA 2.2- Tabela auxiliar para análise dos resultados do ensaio de fadiga utilizando o método estatístico “escada” ilustrando um exemplo.

Tensão (kgf/mm ²)	<i>i</i>	<i>n_i</i> (sem ruptura)	<i>i n_i</i>	<i>i² n_i</i>
33	3	1	3	9
32	2	2	4	8
31	1	4	4	4
30	0	1	0	0
Total	-	N = 8	A = 11	B = 21

onde :

i = 0 - significa a menor tensão onde ocorreu ou não ocorreu (dependendo do evento que ocorreu em menor número) ruptura.

n_i = Número de corpos de prova que romperam ou não (dependendo do evento que ocorreu em menor número.

N,A,B representam respectivamente a soma de *n_i* , *i n_i* e *i² n_i*.

Após a construção da tabela pode-se facilmente determinar o limite de resistência a fadiga do componente e o desvio padrão da amostra do ensaio através das fórmulas 2.11 e 2.12 que seguem.

$$\bar{S}_f = S_o + d \times \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (2.11)$$

onde :

\bar{S}_f = Limite de resistência à fadiga da matéria na sua condição característica.

S_o = Valor da tensão para *i* = 0 .

d = incremento fixo crescente ou decrescente da "escada".

N, A representam respectivamente a soma de n_i , $i n_i$.

Nota- O sinal + da expressão 2.11 é utilizado quando consideram-se corpos de prova não rompidos, e o sinal - para análise baseada nos corpos de prova rompidos.

e para o desvio padrão :

$$\delta = 1,620 \times d \times \left(NB - \frac{A^2}{N^2} + 0,029 \right) \quad (2.12)$$

onde :

δ = Desvio padrão da amostra (kg/mm^2).

d = incremento fixo crescente ou decrescente da "escada".

N, A, B representam respectivamente a soma de n_i , $i n_i$ e $i^2 n_i$.

condição :

$$\frac{NB - A^2}{N^2} \geq 0,3 \quad (2.13)$$

ou

$$\delta = 0,53 \times d \quad (2.14)$$

condição :

$$\frac{NB - A^2}{N^2} < 0,3 \quad (2.15)$$

Capítulo 3

Materiais e Métodos.

3.1 - Material Trabalhado

O material trabalhado como já descrito anteriormente é um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio de designação API 5L X65 fabricado pela COSIPA, o aço foi fabricado através do processo de laminação controlada, sendo a microestrutura composta de ferrita e perlita; neste trabalho para esta condição, ou seja, no estado como fornecido designou-se por CF. Para a outra condição estudada, temperada designou-se por T77.

O ensaio de fadiga deste trabalho foi executado tendo-se como critério a fratura final do componente com um número de ciclos igual a 10^6 ciclos;. Com isso cuidados prévios e pós fratura foram tomados, como por exemplo:

-Após a usinagem dos corpos de prova, os mesmos foram lubrificados com vaselina líquida para evitar-se qualquer tipo de oxidação durante sua estocagem e ensaio.

-Imediatamente à sua ruptura, a região fraturada foi protegida com esmalte, para também protegê-la contra oxidação. O ensaio foi executado em uma atmosfera não controlada possuindo uma temperatura média de 73°F (23°C) e uma umidade relativa média de 75%. A tabela 3.1 apresenta a composição química em peso dos principais elementos do aço estudado.

TABELA 3.1 - Composição química em peso dos principais elementos do aço API 5L X65 utilizado neste trabalho.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Nb	Al
% em peso	0,098	1,63	0,33	0,020	0,002	0,01	0,02	<0,01	0,022	0,040	0,051

A matéria prima disponível encontrava-se na forma de chapas nas seguintes dimensões espessura de 16 mm (5/8") x largura de 460 mm x comprimento de 800 mm .

Os corpos de prova foram extraídos da chapa respeitando-se o sentido de laminação da mesma que encontrava-se longitudinalmente ao comprimento de 460 mm. Sendo a finalidade do ensaio estudar a maior resistência do corpo de prova, o seu comprimento, dimensão de 226 mm ficou longitudinalmente posicionado em relação ao sentido de laminação da chapa conforme figura 3.4 abaixo.

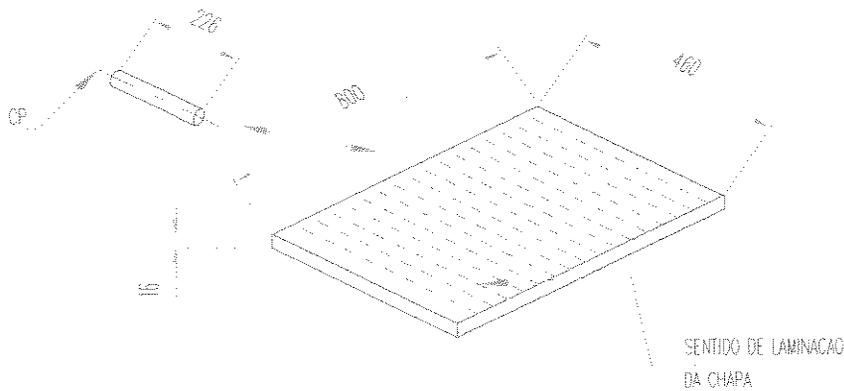


Figura 3.1- Posicionamento dos cp's em relação ao sentido de laminação da chapa.

A matéria prima foi trabalhada em dois roteiros diferentes devido à têmpera intercrítica necessária a somente 20 peças, do lote de 40. O processo seguiu conforme roteiro esquematizado na figura 3.5 abaixo.

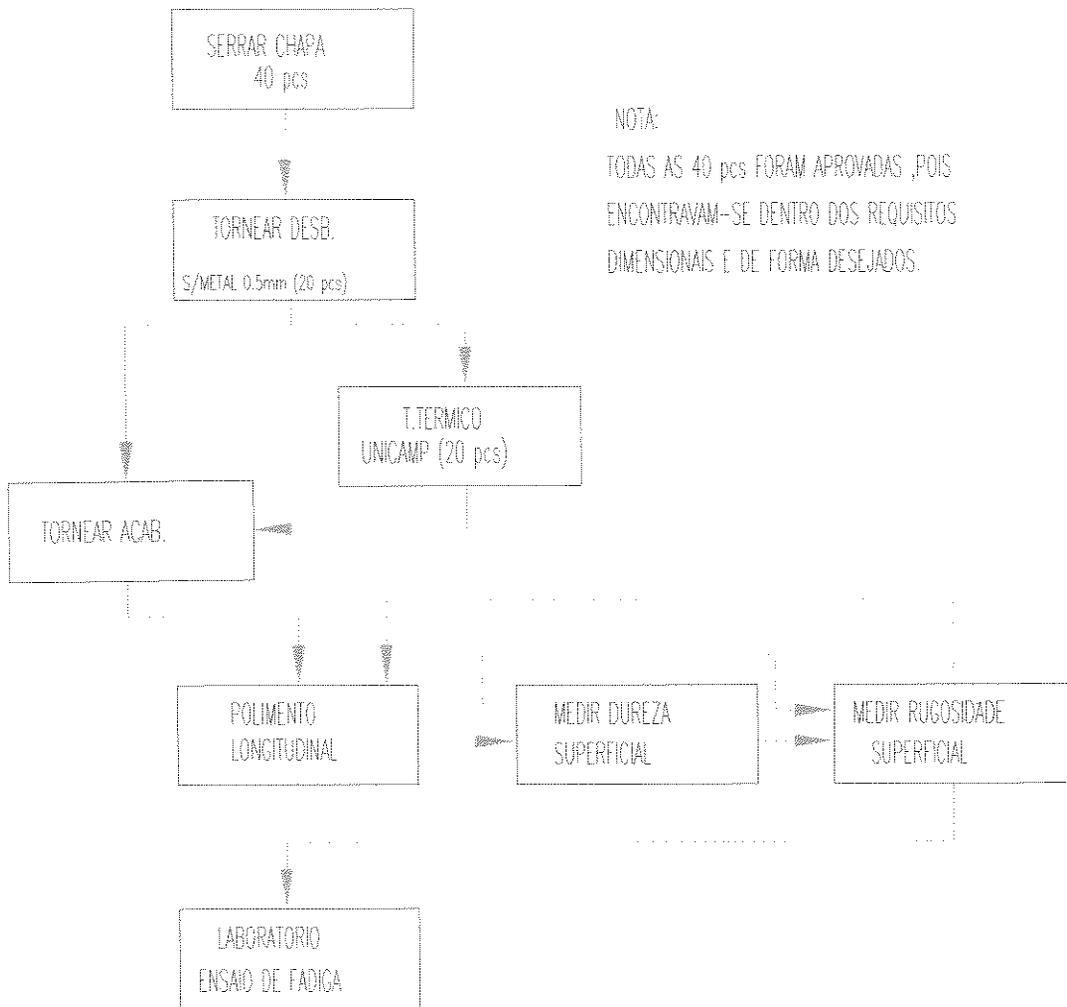


Figura 3.2- Roteiro de fabricação dos corpos de prova à fadiga.

3.2 Tratamentos térmicos

3.2.1 - Tratamento térmico de normalização.

Consistiu no aquecimento a uma temperatura de austenitização completa por um determinado período, com posterior resfriamento em ar calmo a temperatura ambiente, com objetivo de homogeneizar a estrutura.

A temperatura de normalização foi de 1193 K (920°C) com um tempo de permanência no forno de 40 minutos.

Abaixo, na figura 3.3, temos o ciclo do tratamento térmico de normalização efetuado em metade do lote.

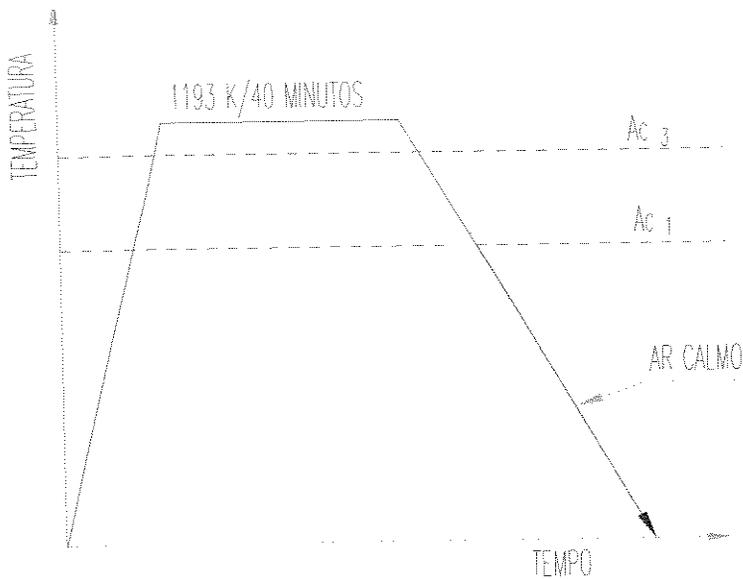


Figura 3.3- Esquema do tratamento térmico de normalização.

Os tratamentos foram executados em um forno de resistência, marca EDG Equipamentos e Controladores, do tipo FC-1 com controlador EDGCON 5 P. Os corpos de prova foram colocados horizontalmente em dispositivo apropriado (o qual apoiava o cp. em grande parte de sua extensão) espaçados entre si para garantir um perfeito e homogêneo aquecimento. Foram tratados no total vinte corpos de prova para uso nos testes de fadiga.

A temperatura do forno após a abertura para a colocação do material era estabilizada em aproximadamente três minutos, sendo a partir deste instante iniciada a cronometragem do tempo de permanência dos materiais no forno.

3.2.2- Tratamento térmico intercrítico

O principal objetivo deste tipo de tratamento foi verificar a influência dos microconstituintes tais como ferrita + martensita resultantes do tratamento térmico, em substituição as usuais microestruturas ferrítica + perlítica na resistência à fadiga em alto ciclo dos componentes fabricados a partir do aço API 5L X65.

3.2.2.1 - Têmpera

A têmpera consistiu no aquecimento a uma temperatura intercrítica de 1043 K (770°C) por um período de 40 minutos após a estabilização da temperatura do forno, e um resfriamento feito imediatamente após a retirada dos corpos de prova do forno em um recipiente contendo 100 litros de óleo de têmpera PETRONASA 20 A a temperatura ambiente. O resfriamento final foi a uma taxa de 30 Ks^{-1} sendo estimada pela introdução de um termopar do tipo K de 3 mm de diâmetro na região central do corpo de prova de fadiga. A temperatura do óleo também foi controlada não apresentando variação significativa. Fora utilizado o mesmo forno para se executar a têmpera, sendo que somente 20 peças, do lote de 40 passaram por este tipo de tratamento. A figura 3.4 abaixo exemplifica a curva em função do tempo para o tratamento térmico de têmpera, enquanto a figura 3.5 mostra o ciclo completo de tratamentos térmicos ao qual o material foi submetido.

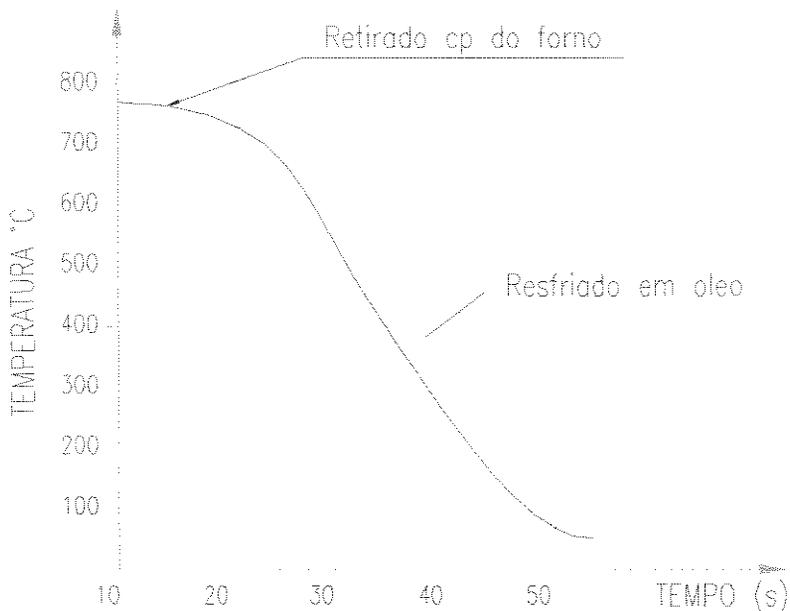


Figura 3.4- Curva da temperatura em função do tempo para o resfriamento em óleo de têmpera.

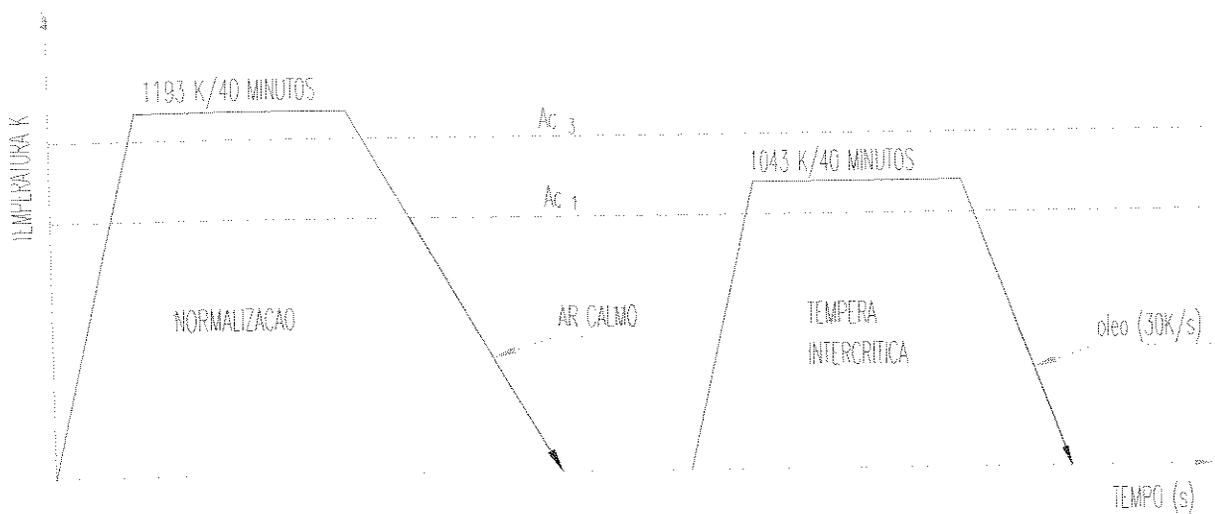


Figura 3.5- Esquema da têmpera executada, mostrando também a normalização prévia ao tratamento.

3.3- Ensaios mecânicos

3.3.1- Ensaio de Tração

O ensaio foi executado com o objetivo de avaliar a resistência mecânica do material e ductilidade nas duas condições microestruturais analisadas no trabalho, com isso tomou-se como base as normas ABNT 6152[20] e ASTM E8 [19].

Os corpos de prova foram do tipo cilíndrico com as dimensões em milímetros conforme a figura 3.6.

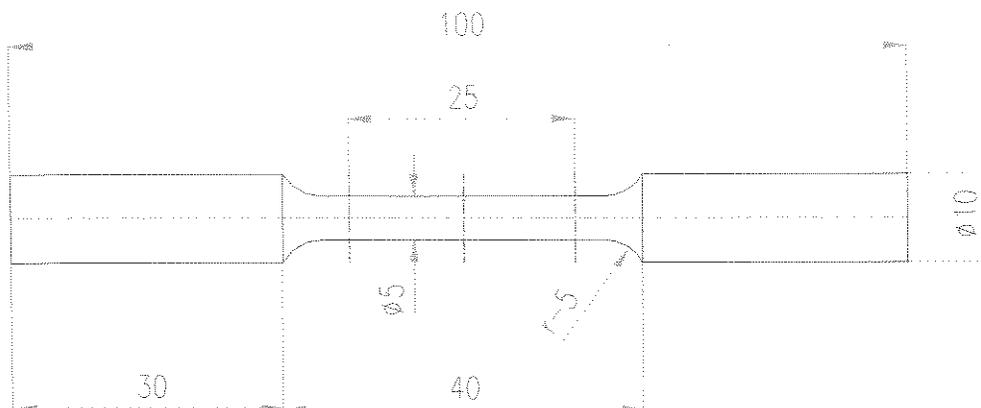


Figura 3.6- Corpo de prova para ensaio de tração com dimensões nominais em milímetros.

Os ensaios foram realizados em uma máquina MTS modelo 812 com capacidade de 10 toneladas, sendo feitos com controle de deslocamento. A velocidade de deslocamento do pistão foi de 0,05mm/s, sendo plotado no gráfico a curva da carga em função do deslocamento, sendo a carga registrada no eixo vertical com um escala de 100 kgf/cm e o deslocamento do pistão no eixo horizontal com uma escala de 0,25mm/cm.

Os parâmetros obtidos foram, limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), alongamento total (A) e redução de área (Z). Em relação ao limite de escoamento, houve escoamento em duas situações: uma curva contínua sem patamar de escoamento, (onde o limite de escoamento($\sigma_{e0,2}$) foi calculado através do critério de 0,2% de deformação plástica com base à L_0 em 25mm) e outra situação onde houveram curvas descontínuas com a presença de patamar de escoamento, (onde foram calculados o limite de escoamento no patamar superior (σ_{es}) e o limite de escoamento no patamar inferior (σ_{ei})). Para o cálculo da redução de área foram realizadas medições no diâmetro inicial (d_i) utilizando-se um micrômetro, para o cálculo da área inicial (A_i) e após a fratura, utilizou-se um projetor de perfil NIKON H14B, onde verificou-se o menor (d_1) e o maior (d_2) diâmetro da estrição para o cálculo da área final (A_f).A figura 3.7 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova de tração nesta condição.

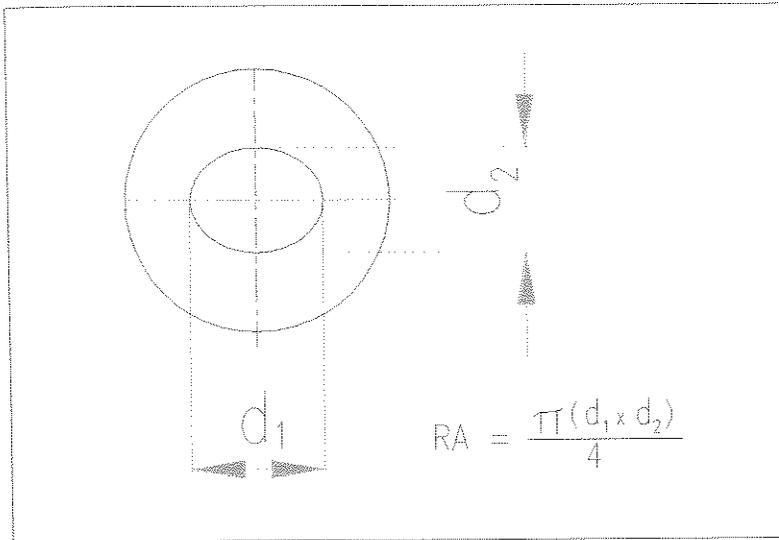


Figura 3.7- Desenho da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado à tração.

3.3.2- Ensaio de Dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers foi realizado para as duas condições microestruturais estudadas neste trabalho. Este ensaio foi conduzido com base a norma ASTM E92[51] e realizado em um durômetro HECKERT-WPM, modelo HPO 250, utilizando-se uma carga de 20 kgf por um tempo de aplicação de 20 segundos. As impressões foram feitas em número de cinco, em todos os corpos de prova das duas condições, sendo estas na secção transversal a aproximadamente 10 mm da extremidade. Os ensaios de dureza foram realizados nos corpos de prova à fadiga, antes que fossem ensaiados. As diagonais das impressões foram medidas pelo medidor acoplado ao visor do durômetro, sendo que a média das diagonais foram convertidas em dureza Vickers (HV) conforme a tabela de conversão para carga utilizada.

3.3.3 - Ensaio de Fadiga.

O ensaio de fadiga foi executado em uma máquina alemã que proporciona condições para a execução de ensaios em duas condições:

- ensaio da barreta rotativa com o corpo de prova fixo nas duas extremidades com o carregamento disposto no centro do mesmo;
- ensaio da barreta rotativa com o corpo de prova fixo em uma extremidade com a

outra em balanço sujeita ao carregamento.

Para o nosso tipo de ensaio específico foram efetuados os testes somente na primeira condição, ou seja, para o corpo de prova fixo nas duas extremidades com o carregamento disposto no centro do mesmo. Sendo a razão de carga -1 ou seja: $R = \sigma_{\text{máx.}}/\sigma_{\text{mín.}} = -1$. O corpo de prova para ensaio de fadiga em alto ciclo foi obtido do catálogo de fornecimento do equipamento, e segue as dimensões em milímetros do desenho da figura 3.8.

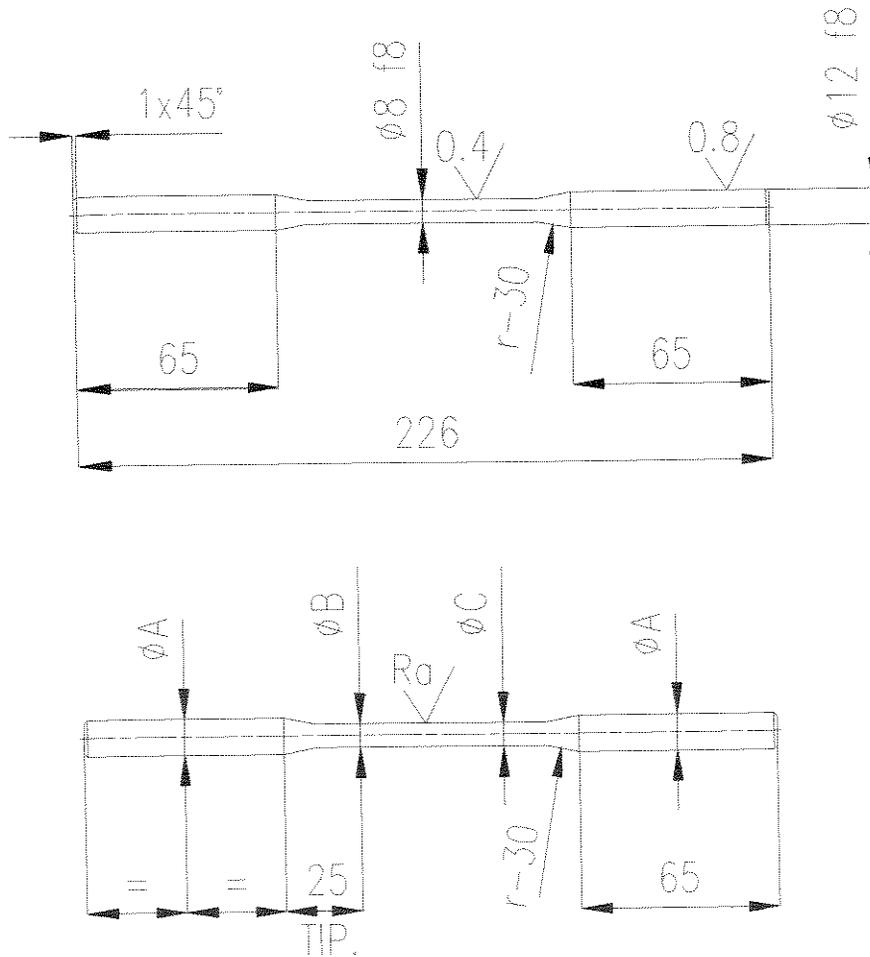


Figura 3.8 - Desenho do corpo de prova à fadiga, suas dimensões em milímetros e tolerâncias.

A figura 3.9 exemplifica o princípio do ensaio na máquina de ensaio à fadiga - ensaio da barra rotativa sob tensão alternada simétrica.

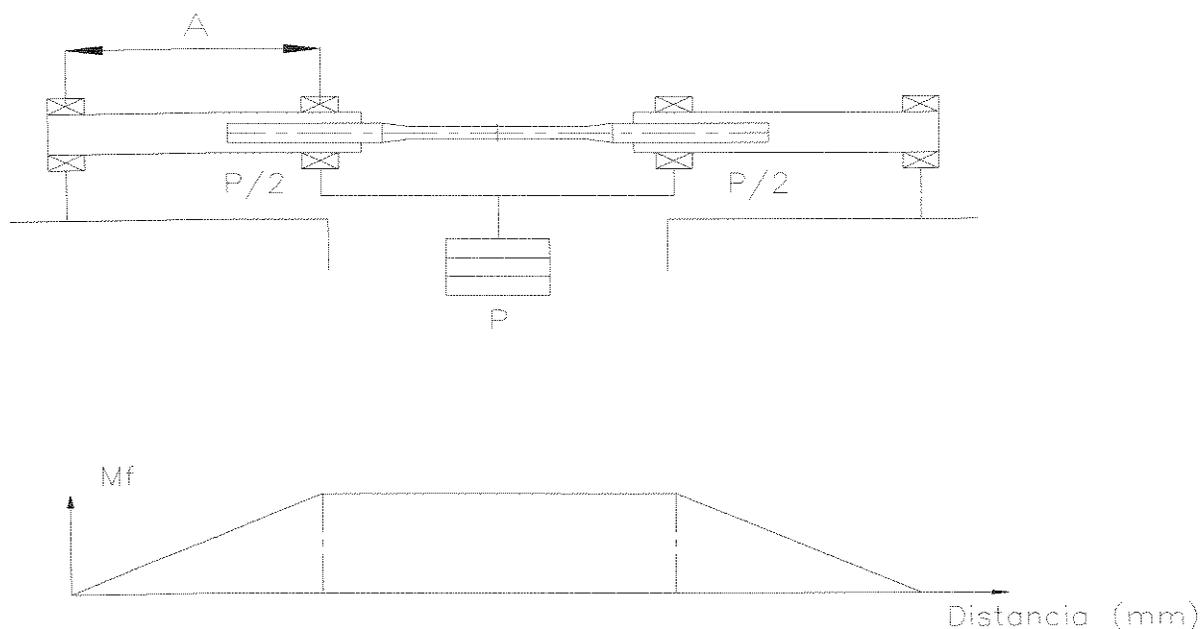


FIGURA 3.9- Princípio do ensaio executado na máquina de ensaios de fadiga.

A máquina empregada ao ensaio de fadiga possui as características conforme a tabela 3.2 abaixo.

TABELA 3.2- Características técnicas da máquina de ensaio à fadiga utilizada para o ensaio.

Máquina /Fabricante	VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig ,
Nº Série	520/86/6
Ano Fabricação	1987
Frequência	60Hz.
U	220 V
I (Trabalho)	4 A
I (Nominal)	25 A
Procedência	Alemanha Oriental

Os ensaios realizados foram executados segundo alguns parâmetros fixos, (com a finalidade de facilitar as posteriores análises dos resultados) ou seja: A rotação da máquina em 3000 rpm gerando uma frequência de 50 Hz de ensaio, média para a fratura em 10^6 ciclos um tempo de 5,5 horas por corpo de prova. Procurou-se também fixar a velocidade de aplicação das cargas durante o ensaio num patamar de 10 N aplicados a cada 24 segundos, ou seja 0,416

N/s. Imprevistos durante os ensaios tais como falta de energia elétrica e deformações plásticas prévias foram levados em consideração, sendo a eliminação do corpo de prova afetado por tal avaria o procedimento efetuado.

O controle da carga a ser aplicada foi executado através de um visor graduado pertencente à máquina, pois possuindo uma escala no painel, possibilita a aplicação da carga manualmente. A escala é graduada a cada 0,1 N.

Previamente ao ensaio, a máquina foi aferida em relação à aplicação da carga, encontrando-se dentro do período de utilização, sendo o procedimento de aplicação da carga através da escala graduada da máquina perfeitamente confiável. Para o monitoramento do número de ciclos à fratura, a máquina também possui um sistema apropriado o qual estabelece que quando a fratura do corpo de prova ocorrer, a corrente elétrica fornecida ao motor é cortada e o contador de ciclos também interrompido ao mesmo instante. A figura 3.10 abaixo fornece esquematicamente uma idéia básica do sistema.

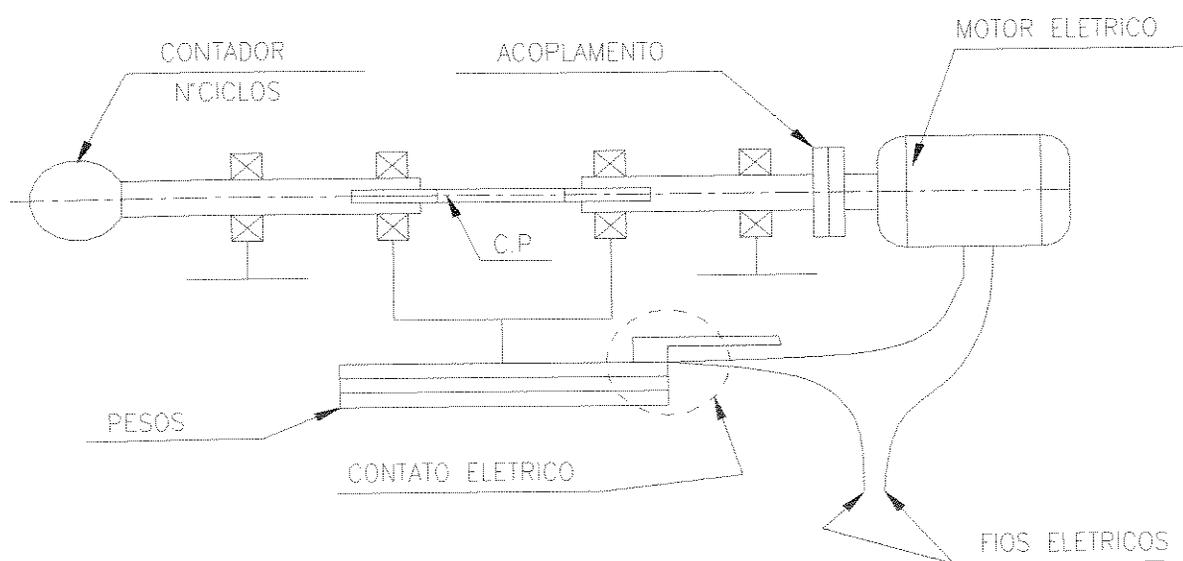


FIGURA 3.10- Esquema de funcionamento do sistema de contagem do número de ciclos no ensaio de fadiga.

Através da análise da configuração da máquina e do sistema do ensaio em relação a aplicação da carga, verifica-se uma carga distribuída através de toda a seção útil do corpo de prova, conseqüentemente um momento fletor constante para a mesma região.

A equação 3.1 foi utilizada na determinação da carga no ensaio de fadiga.

$$P = \frac{\pi \times \sigma \times d^3}{16A} \quad (3.1)$$

onde:

P = Carga a ser aplicada no cp. a fim de garantir a tensão desejada (N);

σ = Tensão ao longo da região de ensaio do cp. (MPa);

d = diâmetro da região ensaiada do cp. (mm);

A = distância entre o apoio e a primeira carga aplicada ao cp., no caso P/2, ver figura 3.9.
(mm)

3.4- Método estatístico aplicado ao ensaio de fadiga

O método estatístico aplicado na manipulação dos dados de ensaios fora o *método escada* desenvolvido por Dixon e Mood em 1948. Foi escolhido por não requerer um número elevado de corpos de prova.

Trabalhou-se com este método da seguinte forma :

Primeiramente selecionou-se uma carga inicial através da razão comumente utilizada, a qual correlaciona o limite de resistência à tração ao limite de fadiga para aços, ou seja $\sigma_t = 0,5 S_f$.

Adotamos este valor inicial de carga com a finalidade de se obter uma tensão próxima do limite de resistência à fadiga do material. A seguir através da equação (3.1) determinou-se o valor da carga a ser aplicada ao c.p. no início do ensaio. Este procedimento de se colocar um valor de carga próximo ao limite de resistência à fadiga objetivou somente uma economia de tempo e custo do ensaio.

Para este período de início de ensaio no qual uma prévia idéia do valor da tensão próxima ao limite de resistência à fadiga seria interessante, possuíamos 06 espécimes sobressalentes, 03 para cada condição específica C.F e T77, para não comprometer as 40 peças do lote.

O número de ciclos até a fratura considerado no ensaio foi de 10^6 ciclos.

O ensaio foi planejado e executado da seguinte forma:

- Primeiramente colocou-se o primeiro corpo de prova a ser efetivamente considerado, com uma tensão referencial pré estabelecida próxima do limite de resistência à fadiga,

- Manteve-se a frequência em um valor constante, 50 Hz durante todo o ensaio.
- Esperou-se até a ocorrência da fratura final do componente tomando-se como referencial 10^6 ciclos, adotando-se o seguinte critério :
 - caso o corpo de prova rompe-se em um número de ciclos inferior à 10^6 deveria-se diminuir a tensão para o próximo corpo de prova à ensaiar;
 - caso contrário, ou seja se o corpo de prova rompe-se em um número de ciclos superior à 10^6 ciclos deveria-se aumentar a tensão aplicada para o próximo corpo de prova.

Este procedimento foi seguido até o fim do ensaio, porém antecipadamente foi determinado um valor fixo para se aumentar ou diminuir a tensão aplicada conforme a precisão desejada e da resposta do espécime à magnitude de carga aplicada, para o nosso caso específico 10 N de carga.

Em seguida fora construída uma tabela igual à mostrada no capítulo 2, tabela 2.2, para a manipulação dos dados encontrados. Mediante a construção da tabela fora aplicado os valores da tabela nas equações (2.11) e (2.12) do mesmo capítulo, determinando desta forma o limite de resistência à fadiga para as duas condições estudadas, os resultados serão apresentados posteriormente.

3.5- Análise Microestrutural e Fractográfica

3.5.1- Microscopia Ótica

A microscopia ótica foi utilizada para caracterização dos microconstituintes presentes no aço API 5L X64 nas duas condições analisadas. As amostras foram retiradas dos corpos de prova de tração, desta forma as análises foram feitas no plano de laminação (L). Para a condição CF foram analisados os três planos (L,T,S). Depois de retiradas as amostras, foram embutidas em baquelite, lixadas, polidas, atacadas, repolidas e reatacadas. O lixamento foi feito com uma seqüência de lixas de granulação 220, 320, 400, 600 e 1200. O polimento foi feito com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm . O ataque foi feito por imersão por um período de variou de 20 a 30 segundos (dependendo da condição analisada) em um backer contendo Nital 2% (2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico). Imediatamente após o ataque as amostras foram lavadas em água corrente e álcool e então secadas por ventilação. O segundo polimento

foi feito com pasta de diamante 1 μm e reatacadas da mesma forma. A primeira seqüência de polimento foi feita com o objetivo de remover distúrbios da superfície da amostra provenientes do lixamento a assim, melhorar a nitidez da microestrutura revelada. Depois de concluído o ataque as amostras foram fotografadas, em preto e branco em um microscópio ótico OLIMPUS modelo PME.

3.5.2- Microscopia Eletrônica de Varredura

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada com o objetivo de melhor caracterizar as fases presentes na microestrutura das duas diferentes condições analisadas neste trabalho. Esta melhor caracterização se fez possível através da análise microestrutural utilizando-se maiores aumentos. As amostras submetidas a análise por MEV foram as mesmas utilizadas na análise por microscopia ótica. A seqüência de lixamento e polimento foi praticamente a mesma, com exceção da segunda seqüência de polimento, onde além das pastas de diamante 1 μm e 6 μm , foi também utilizado o polimento em pasta de 0,25 μm . O ataque químico foi realizado com o mesmo reagente Nital 2% e de forma idêntica ao realizado para microscopia ótica. Após o ataque, as amostras foram desembutidas e metalizadas com paládio em um metalizador BAL-TEC, modelo SCD 050, por um período de aproximadamente 80 segundos com um corrente de 40 mA, que representa uma camada de deposição de aproximadamente 18nm. Este processo de metalização foi conduzido com o intuito de se obter maior nitidez de imagens, favorecidas pela maior condutividade do paládio. Imediatamente após metalização, as amostras foram analisadas e fotografadas em um microscópio eletrônico de varredura JEOL, modelo JXA 840A.

Capítulo 4

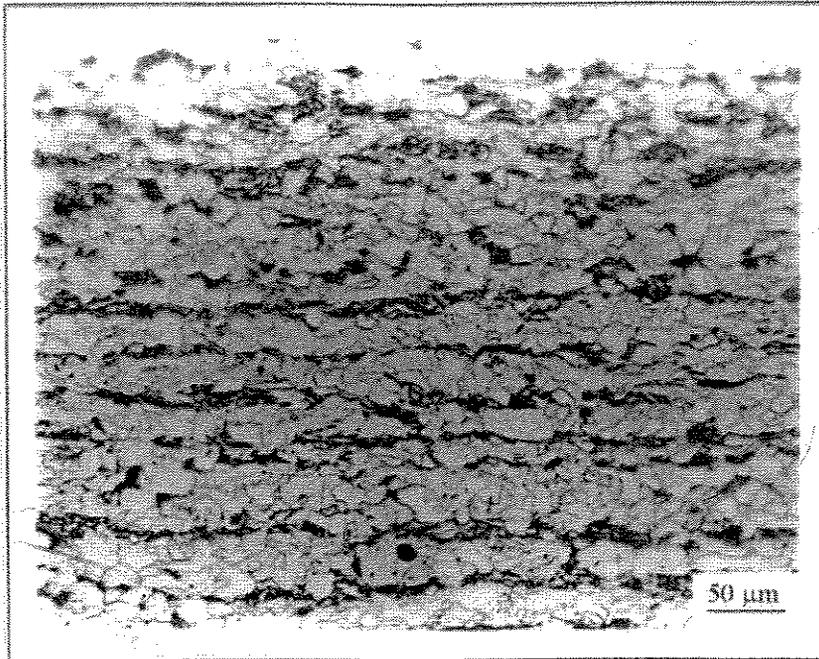
Resultados e Discussão

Primeiramente será apresentada uma análise microestrutural das condições estudadas neste trabalho CF e T77, posteriormente os resultados das propriedades mecânicas, o limite de resistência a fadiga e análise fractográfica, e por último serão feitas as comparações entre os limites de resistência à fadiga em função da microestrutura.

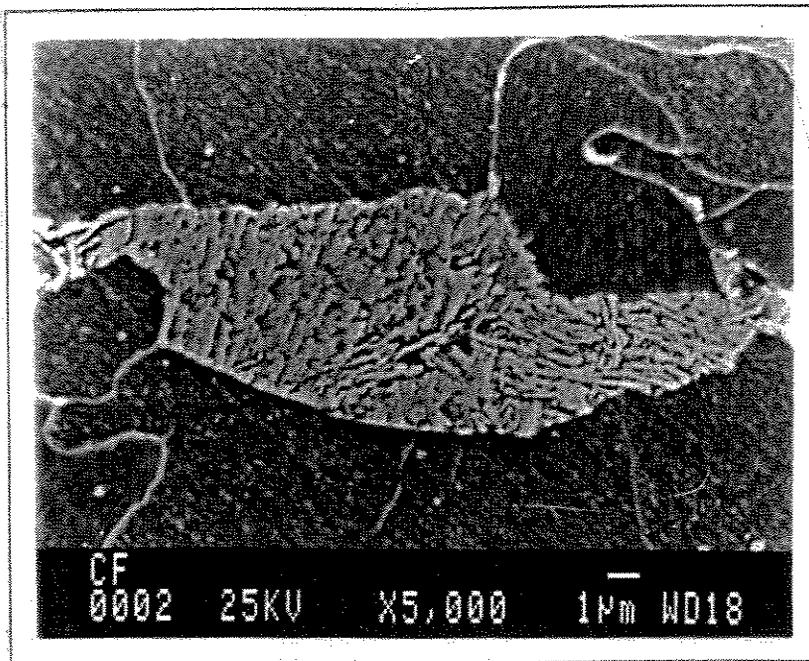
4.1 - Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada com o objetivo de se caracterizar a microestrutura do aço API 5L X65 microligado ao Ti e Nb, nas condições como-fornecido (CF) e temperado em óleo a partir da zona intercrítica (T77).

As figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas das condições CF (ferrítico-perlítica) e T77 (ferrítico-martensítica), observadas por microscopia ótica (MO) e, com maiores aumentos por microscopia eletrônica de varredura (MEV), todas atacadas com reagente Nital 2%.

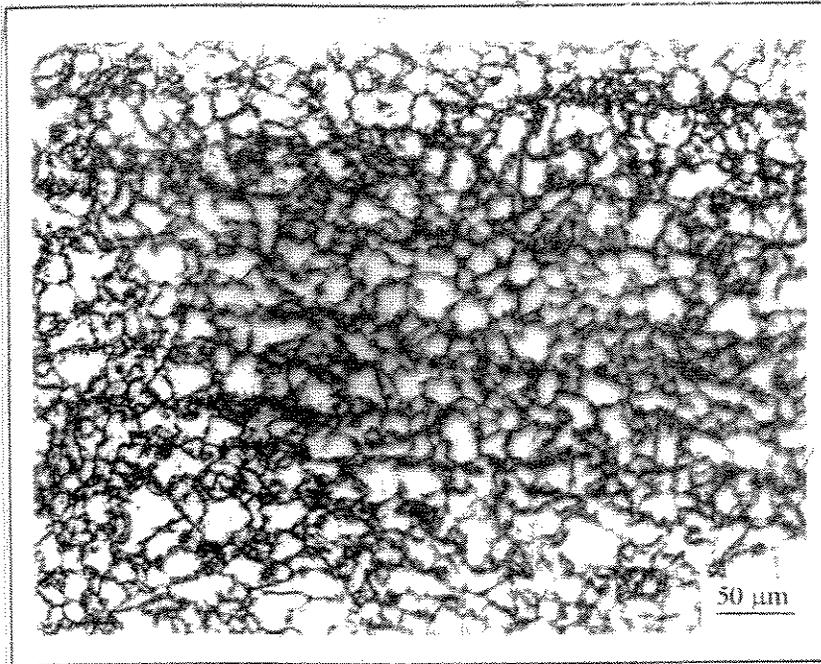


(a)

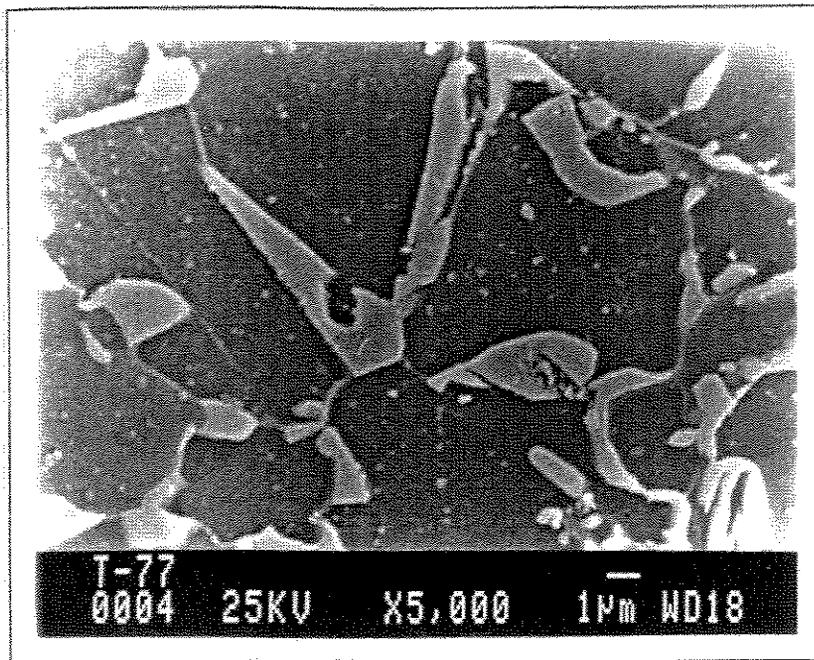


b)

Figura 4.1 - Microestrutura da condição CF atacada com Nital 2%: (a) MO e (b) MEV. (a) análise por MO revelando a ferrita (fase clara) e a perlita (região escura); (b) análise por MEV revelando um grão perlítico com estrutura lamelar (região clara) em uma matriz ferrítica (região escura)



(a)



(b)

Figura 4.2 - Microestrutura da condição T77 atacada com Nital 2%: (a) MO e (b) MEV. (a) análise por MO revelando martensita (fase escura) ao longo dos contornos de grão da ferrita (região clara); (b) análise por MEV revelando o aspecto plano da martensita (região clara) ao longo dos cotornos de grão da ferrita (região escura).

A figura 4.1 mostra a microestrutura da condição CF onde pode-se verificar a presença das fases ferrita e perlita, com uma orientação definida devido ao processo de laminação. A ferrita aparece com a cor cinza claro e a perlita mais escura, cores características quando da utilização do reagente Nital.

Para a condição T77 apresentada na figura 4.2 e observada por MO e MEV observa-se a presença das fases ferrita e *MA Constituent* [8, 36], sendo que, pelo resfriamento aplicado, pela temperabilidade da austenita e pelas propriedades mecânicas apresentadas pelo material nesta condição, provavelmente trata-se de uma estrutura martensítica e assim será designada neste trabalho. Entretanto, não se descarta a possibilidade da existência da alguma austenita retida, porém em porcentagens muito baixas [8, 36]. Para esta condição a ferrita apresenta uma coloração clara, quando analisada por MO (figura 4.2a) e escura quando analisada por MEV (figura 4.2b). Observa-se ainda que a fase martensítica apresenta-se disposta ao longo do contorno de grão da ferrita. Isto se deve à nucleação preferencial da austenita nessa região durante o aquecimento até a temperatura dentro da zona intercrítica. [8, 10, 27].

A tabela 4.1 apresenta a fração volumétrica das fases presentes nas duas condições microestruturais analisadas. Pode-se observar que a perlita da condição CF apresenta valores próximos do valor que seria obtido através da “regra da alavanca” no diagrama de equilíbrio Fe-C para a temperatura ambiente, e que seria da ordem de 13%. A fase martensítica presente na condição T77 apresenta pequena fração volumétrica, sendo observado também um alto desvio padrão em relação a média, fato ocorrido devido justamente à pequena porcentagem desta fase.

Tabela 4.1 - Fração volumétrica das fases presentes para cada condição microestrutural analisada neste trabalho.

Condição	Ferrita (%)	Perlita (%)		Martensita (%)	
		média	Desv.Padrão	média	Desv.Padrão
CF	84,9	15,1	2,1	----	----
T77	82,7	----	----	17,3	1,8

Obs: (1) $V\alpha = 1 - V\beta$; (2) Média \pm Desvio Padrão; (3) Média de oito medições.

A tabela 4.2 apresenta os valores de tamanho médio de grão para as fases presentes nas duas condições microestruturais analisadas neste trabalho. Pode-se observar que o tamanho de grão da ferrita sofreu pouca variação com o tratamento térmico. Verifica-se portanto que os tratamentos térmicos realizados não prejudicaram o princípio fundamental do aço microligado, ou seja, o aço permaneceu com uma microestrutura refinada.

Tabela 4.2 - Tamanho médio de grão para as fases presentes nas condições microestruturais analisadas neste trabalho.

Condição	Ferrita		Perlita		Martensita	
	média	Desv.Padrão	média	Desv.Padrão	média	Desv.Padrão
CF	4,2	0,2	4,6	1,0	---	---
T77	5,3	0,8	---	---	1,9	0,5

Obs: (1) Tamanho de grão em μm ; (2) Média \pm padrão; (3) Média de seis medições.

Em relação ao ensaio de microdureza Vickers realizado para tentar diferenciar as fases através de sua dureza, observou-se que devido ao pequeno tamanho das fases presentes e a baixa dureza do material as impressões ultrapassaram o tamanho da fase, não sendo possível a determinação da dureza de cada fase. Conseguiu-se apenas um parâmetro comparativo, pouco confiável, que não pode ser utilizado para a distinção das fases, como era o objetivo a princípio.

4.2 - Propriedades Mecânicas

Os ensaios de tração na temperatura ambiente foram realizados com o objetivo de se determinar os parâmetros de resistência mecânica do aço API 5L X65 nas duas condições microestruturais estudadas neste trabalho. Estes parâmetros serão utilizados para se determinar a relação entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração para o aço nestas condições.

Tabela 4.3- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as condições microestruturais analisadas.

Cond.	Direção	n *	σ_{ei} (MPa)		σ_{es} (MPa)		$\sigma_{e0,2}$ (MPa)		σ_t (MPa)		A (%) (25mm)		R	n *	Z (%)	
			M	DP	M	DP	M	DP	M	DP	M	DP				
CF	Lam.	4	530	7	558	10	---	---	615	2	25.4	1.2	0,86	3	74,3	2,2
T77	Lam.	5	---	---	---	---	328	2	700	7	27,6	2	0,47	3	61,2	3,0

*número de amostras utilizadas para o cálculo do(s) parâmetro(s) localizado(s) à direita da tabela.

M= média / D.P = desvio padrão

Convém destacar que os valores de resistência mecânica obtidos para a condição CF estão de acordo com o especificado na norma API 5L [56], para a classificação X65, isto é, $\sigma_e \geq 448$ MPa e $\sigma_t \geq 530$ MPa. Entretanto a condição T77 apresenta um limite de escoamento abaixo do especificado $\sigma_{e0,2} = 328$ MPa e o limite de resistência à tração acima $\sigma_t = 700$ MPa. Outro ponto que pode ser observado na tabela refere-se à existência de dois critérios para a definição do limite de escoamento. Esses critérios foram utilizados devido à diferença entre a forma das curvas carga-alongamento para a condição T77 em relação à CF, ou seja a condição T77 não apresentou patamar de escoamento, além de menores limites de escoamento, sendo estas alterações características dos aços microligados quando passam por este tipo de tratamento térmico [8, 10, 27]. Sendo assim, foi necessário utilizar o critério de deformação 0,2% para a determinação do limite de escoamento para a condição T77, como descrito no capítulo anterior. A ausência de patamar de escoamento na condição T77 está correlacionada provavelmente à ocorrência ou não da transformação austenita-martensita que pode acontecer durante o resfriamento em tratamentos térmicos intercríticos. Essa transformação, a partir da zona intercrítica, introduz uma alta densidade de discordâncias dentro da fase ferrítica. Essas discordâncias apresentam uma alta mobilidade, o que propicia a ocorrência de um escoamento contínuo (ausência de patamar de escoamento).

Continuando na análise dos parâmetros de resistência mecânica, o limite de resistência à tração (σ_t) aumentou significativamente quando comparado à condição inicial CF cerca de 14 % enquanto que o limite de escoamento diminuiu da ordem de 38 %.

A razão de escoamento (R) calculada a partir dos parâmetros de resistência mecânica apresentou valores de aproximadamente 0,86 para a condição CF enquanto que 0,47 para a condição T77. O baixo valor apresentado pela condição T77 indica uma melhor capacidade de deformação nestas condições.

Os parâmetros de ductilidade A e Z foram pouco sensíveis com o tratamento térmico intercrítico aumentando seu valor em relação ao parâmetro A e diminuindo em relação a Z.

Como esperado, a condição temperada em óleo a partir da zona intercrítica T77 apresentou escoamento contínuo, aumento do limite de resistência à tração, aumento do alongamento e diminuição do limite de escoamento, em relação à condição como-fornecido CF [4, 10, 27]. Quando adota-se a redução de área como parâmetro de ductilidade, observa-se a não ocorrência de uma aumento da ductilidade com o tratamento térmico intercrítico, o que reflete uma menor capacidade de deformação localizada do material sujeito a esse tratamento térmico. Este fato torna-se uma restrição ao aumento da ductilidade geralmente associado com o tratamento térmico intercrítico.

Foram verificadas as durezas Vickers dos espécimes nas duas condições CF e T77. A tabela 4.4 apresenta os resultados de HV para as condições microestruturais estudadas. Foram medidas as durezas dos 40 corpos de prova para o ensaio de fadiga.

Tabela 4.4 - Resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers para as condições microestruturais analisadas no trabalho.

Condição	CF		T77	
	média	Desv.Padrão	média	Desv.Padrão
Dureza (HV)	164	6	160	10

Pode-se verificar, pela análise dos resultados obtidos, que a dureza não foi um parâmetro muito sensível às variações microestruturais. Este fato atribui-se a grande fração volumétrica da fase ferrítica que se apresenta bem próxima nas duas microestruturas analisadas, conforme podemos verificar na tabela 4.1, sendo que as alterações de dureza da segunda fase presente na condição T77 ficam “mascaradas” pela dureza da ferrita.

Geralmente utiliza-se a dureza como parâmetro estimador do limite de resistência à tração de um material, para as duas condições analisadas neste trabalho essa correlação não foi válida, pois a condição CF apresentou maior dureza e menor σ_t , e a condição T77 menor dureza e maior σ_t . Normalmente a dureza esta associada à resistência mecânica do metal, ou seja quanto maior a dureza, maior a resistência mecânica, porém nem sempre pode-se generalizar, sendo que essa correlação possa talvez existir para condições microestruturais bem específicas.

4.3 - Limite de Resistência à Fadiga

O ensaio de fadiga em alto ciclo foi feito com o objetivo de levantar dados para a determinação do limite de resistência à fadiga para as duas condições microestruturais analisadas neste trabalho: CF e T77. A figura 4.1 abaixo apresenta os resultados dos ensaios.

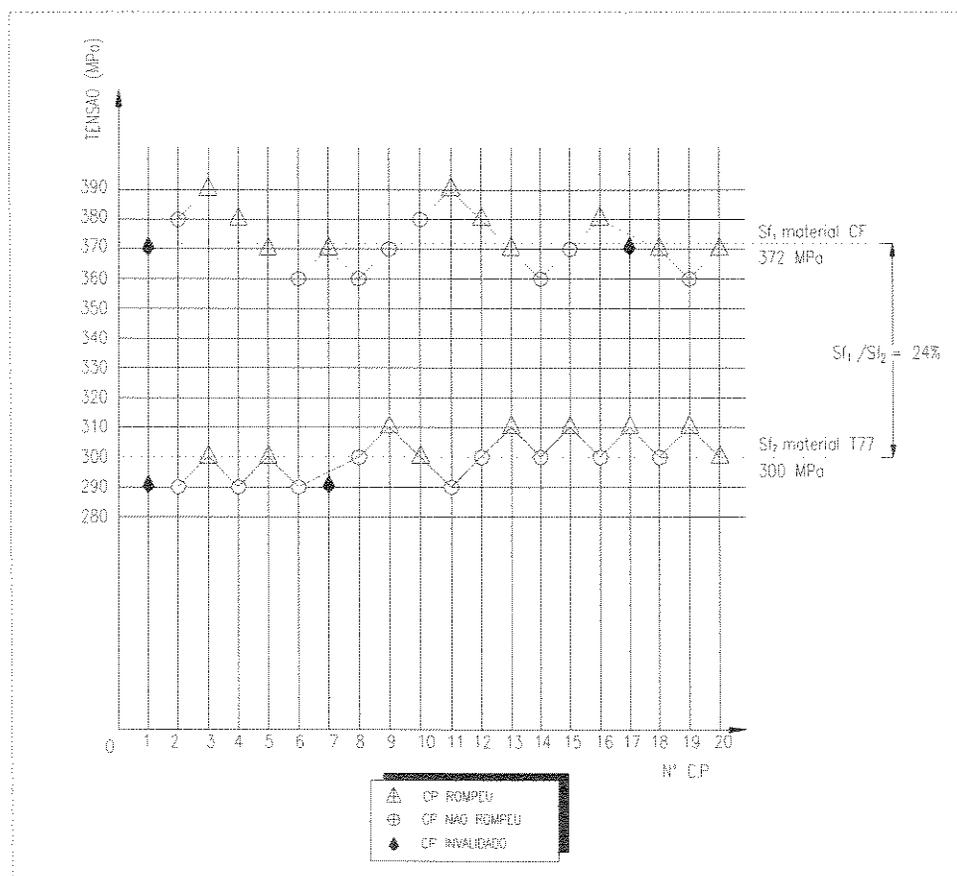


Figura 4.3- Gráfico tensão em função do número do corpo de prova. Resultados do método estatístico escada para a determinação do limite de resistência à fadiga, com base em 10^6 ciclos como critério de “parada de ensaio”.

A figura 4.3 representa o gráfico com os dados obtidos no ensaio em ordem sequencial, como descrito no capítulo 3. A tabela 4.5 apresenta os valores calculados através dos dados levantados do gráfico da figura 4.3.

Tabela 4.5 - Valores obtidos do limite de resistência à fadiga, utilizando o método estatístico escada a partir da figura 4.3, para o aço API 5L X65 nas condições como-fornecido (CF) e com têmpera intercrítica (T77).

Condição	Limite de Resistência à Fadiga S_f (MPa)	Desvio Padrão (%)	Razão S_f / σ_t
CF	372	3,41	0,60
T77	300	1,80	0,43

4.4 - Análise Fractográfica

Foi realizada a análise da superfície de fratura para o aço API 5L X65 nas duas condições estudadas neste trabalho CF e T77. O objetivo foi caracterizar a morfologia da superfície de fratura decorrente do fenômeno da fadiga e compará-las.

Na figura 4.4 temos um desenho esquemático que posiciona as fractografias na superfície de fratura. As figuras 4.5 a 4.8 mostram fractografias da superfície de fratura característica de um corpo de prova para o aço API 5L X65 na condição como-fornecido (CF).

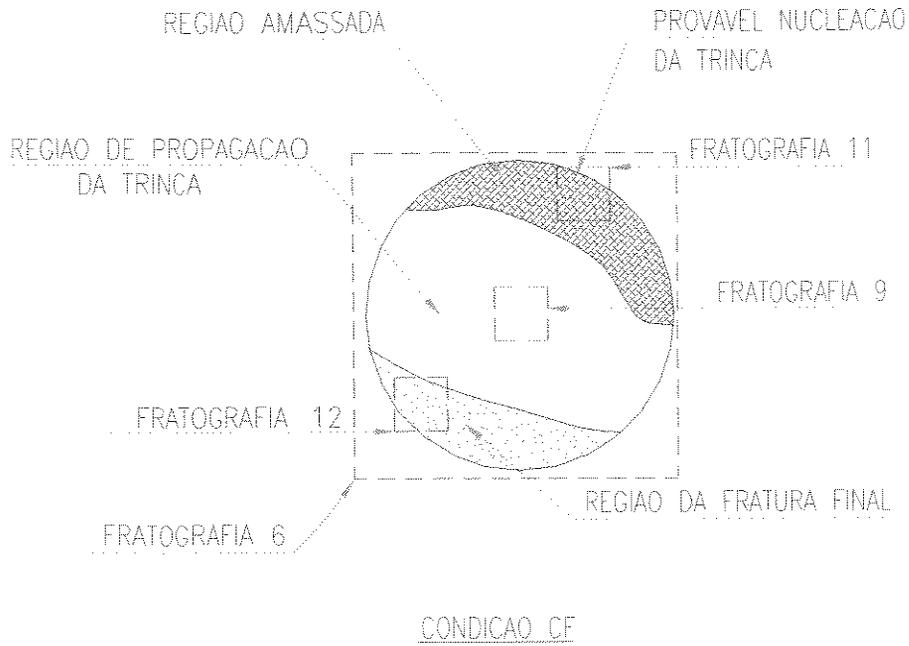


Figura 4.4- Esquema da superfície de fratura característica dos corpos de prova que fraturaram nos ensaios, posicionando as fractografias, para a condição como fornecida (CF).

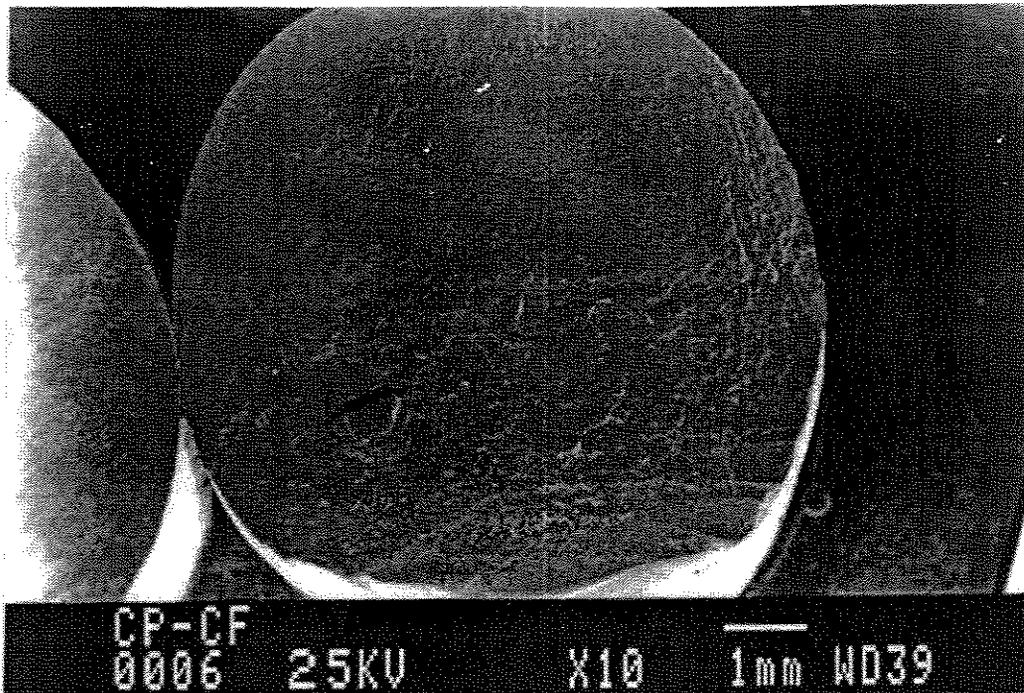


Figura 4.5- Fractografia 6 - Superfície de fratura final do c.p na condição C.F.

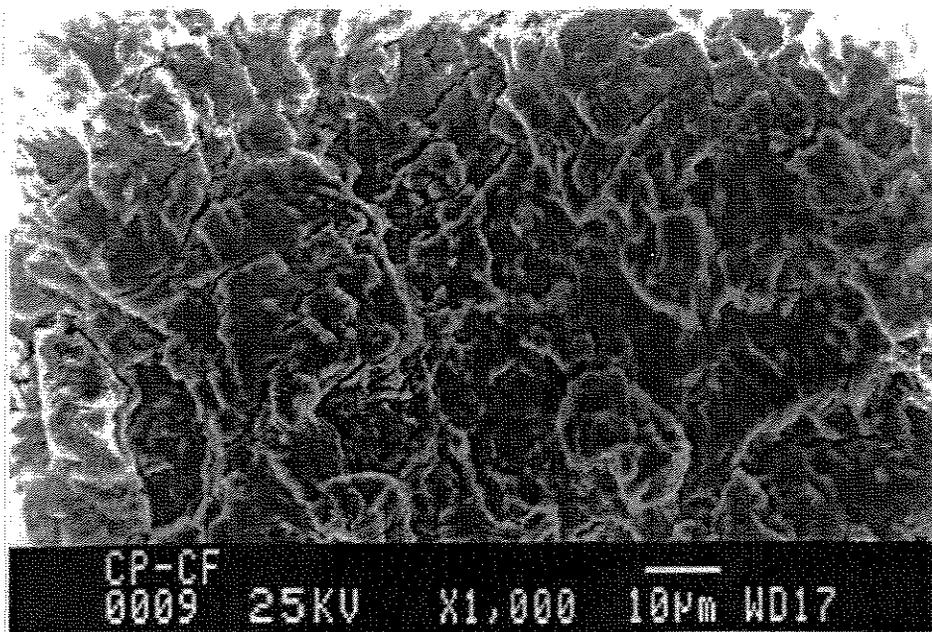


Figura 4.6- Fratografia 9 - Região de propagação da trinca por fadiga para a condição C.F. Pode-se verificar a presença de estrias de fadiga nesta região

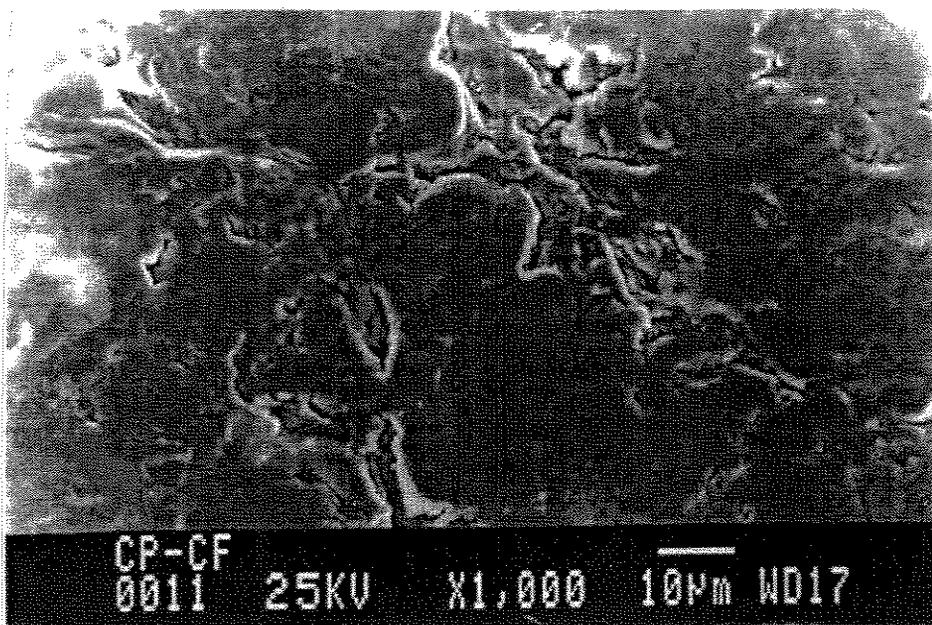


Figura 4.7- Fratografia 11 - Região onde ocorreu amassamento da superfície. Região amassada do cp devido ao movimento relativo ocorrido na fratura.

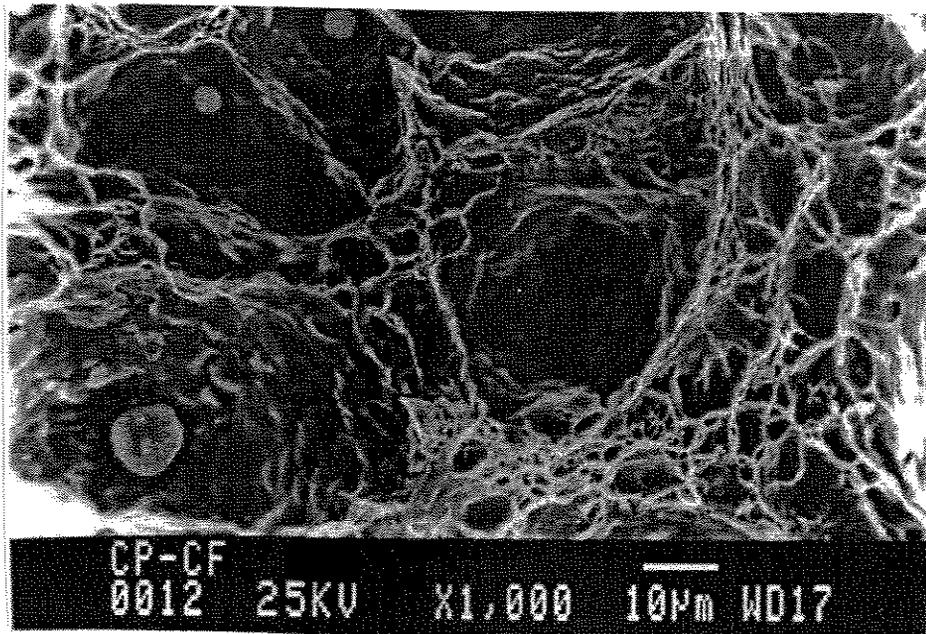


Figura 4.8-Fratografia 12 - Região onde ocorreu a fratura final do espécime.
Fratura por micromecanismo alveolar ("dimples").

Na figura 4.9 temos um desenho esquemático que posiciona as fractografias na superfície de fratura . As fractografias são relativas ao corpo de prova no estado T77.

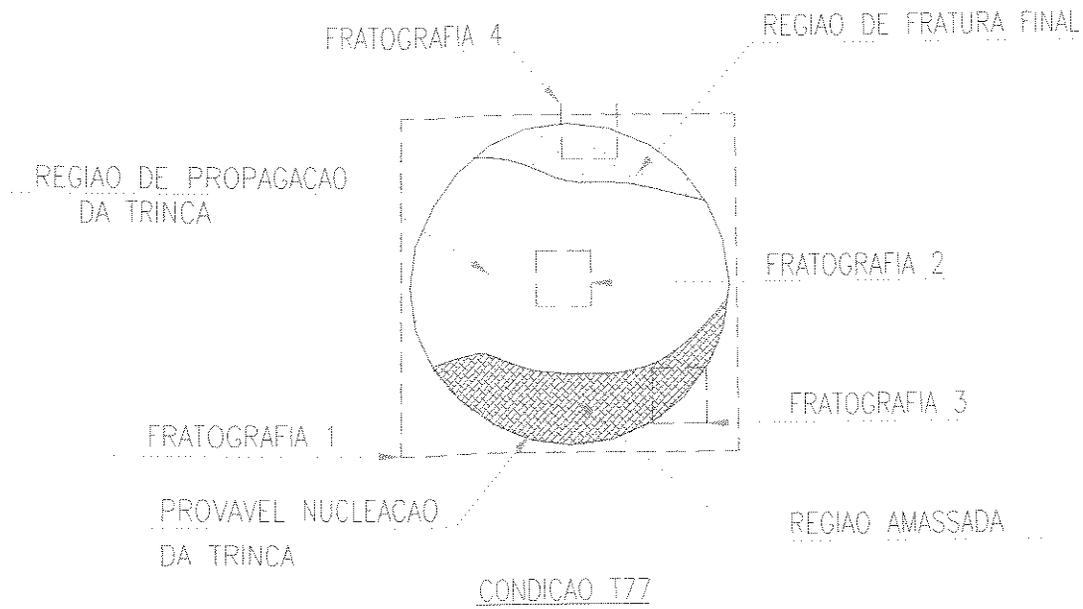


Figura 4.9- Desenho representativo da superfície de fratura e posicionando as fractografias para o cp na condição T77.

Abaixo da figura 4.10 a 4.13 temos as fractografias identificadas através da figura 4.11.

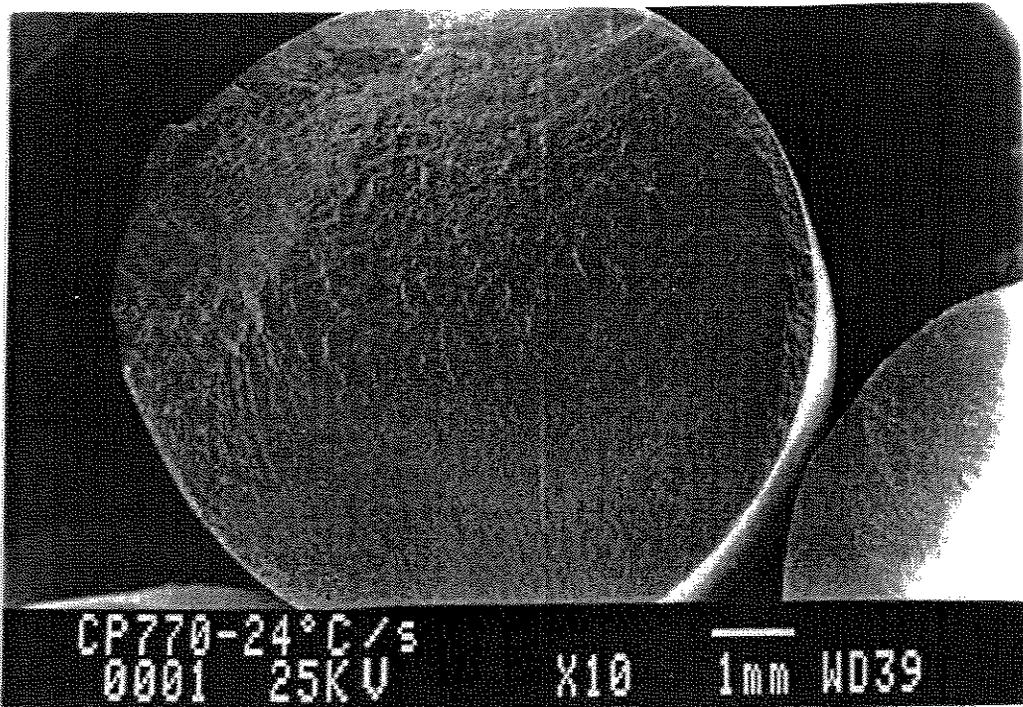


Figura 4.10- Fractografia 1 - Superfície de fratura final do corpo de prova na condição T77.

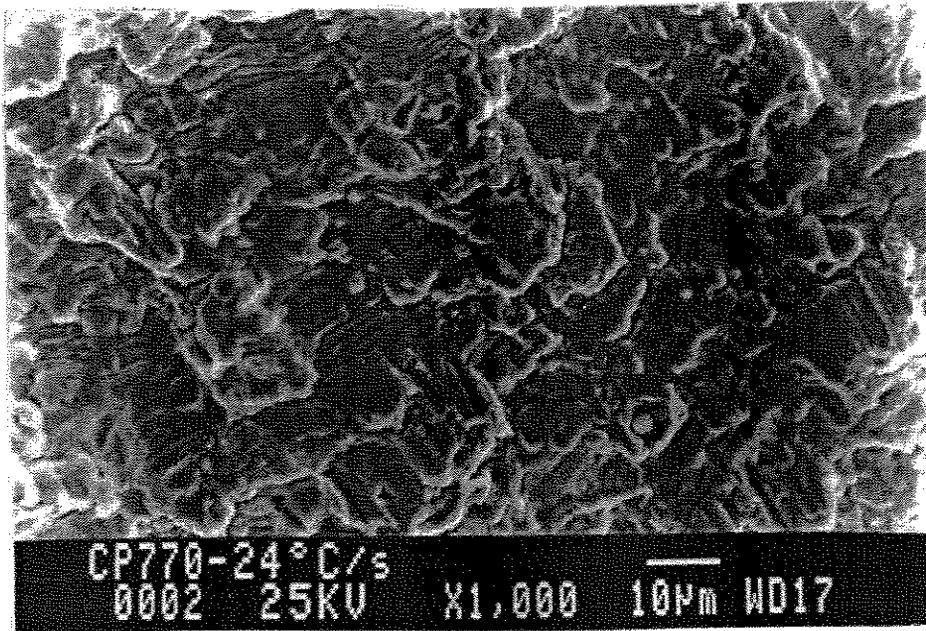


Figura 4.11- Fratografia 2 - Região de propagação da trinca por fadiga para a condição T77. Pode-se verificar a presença de estrias de fadiga nesta região

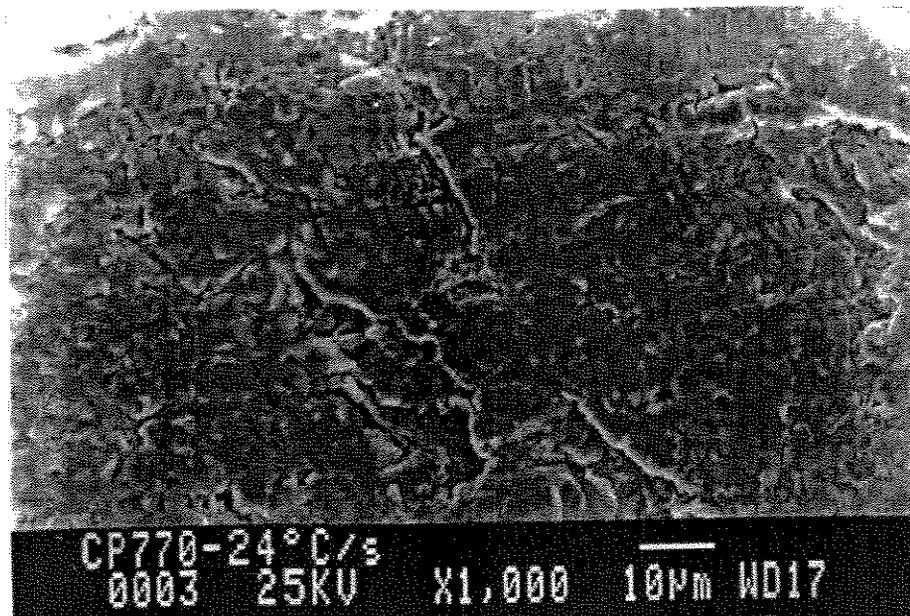


Figura 4.12- Fratografia 3 - Região onde ocorreu amassamento da superfície. Região amassada do cp devido ao movimento relativo ocorrido na fratura.

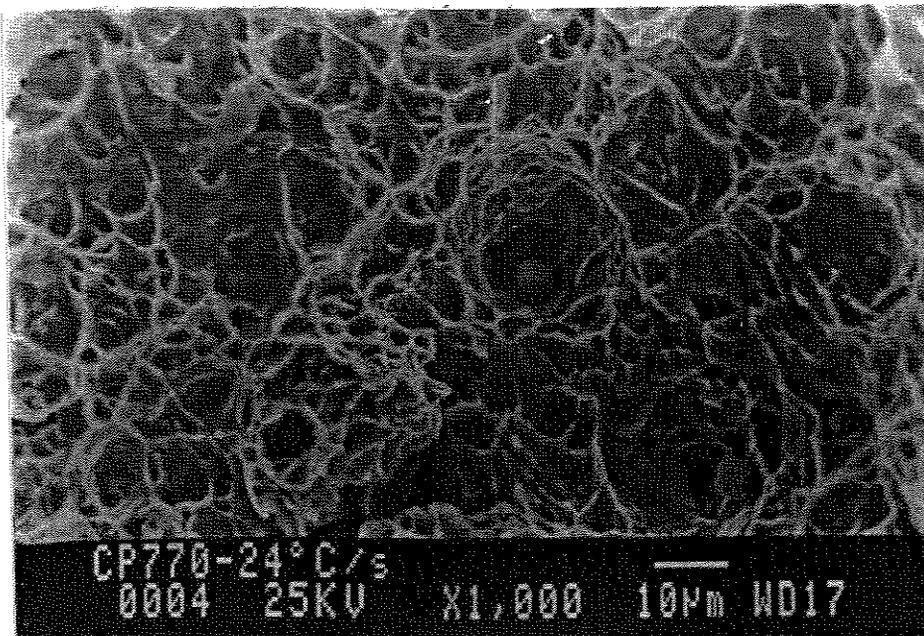


Figura 4.13- Fractografia 4 - Região onde ocorreu a fratura final do espécime. Fratura por micromecanismo alveolar “dimples”.

Foi possível constatar através da análise fractográfica, para ambas as condições microestruturais analisadas neste trabalho, CF e T77, que o nível de tensão nominal aplicado é baixo, isso porque a zona de propagação da trinca por fadiga é razoavelmente grande. A região onde ocorreu a nucleação da trinca foi “mascarada” pela presença de uma zona amassada (figuras 4.7 e 4.12) decorrente do movimento relativo entre as superfícies de fratura quando da propagação da trinca durante o ensaio. Na região de propagação da trinca nota-se a presença de estrias de fadiga em ambas as condições. Na condição T77 (figura 4.11) as estrias estão bastante evidentes. As fractografias revelaram uma superfície de fratura similar para as duas condições microestruturais, diferenciando-se pouco somente no tamanho dos “dimples” na região de fratura final, sendo que para a condição T77 o tamanho de “dimples” é um pouco menor provavelmente devido à pequena variação de forma e distribuição das partículas de segunda fase presentes no aço decorrente dos tratamentos térmicos correspondentes à esta condição. De uma maneira geral as fractografias revelam superfícies de fratura bem similares.

4.5- Análise dos resultados

A tabela 4.6 apresenta os valores de resistência mecânica, e do limite de resistência à fadiga para as duas condições microestruturais estudadas neste trabalho. A figura 4.14 mostra um gráfico comparativo com algumas dessas propriedades.

Tabela 4.6 - Valores obtidos de resistência mecânica e limite de resistência à fadiga para as condições estudadas CF e T77.

Condição	σ_{ei}	σ_{es}	$\sigma_{e0,2}$	σ_t	A (%)	R	Z	S_f (MPa)		S_f / σ_t
	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	25,4mm		(%)	média	D.P (%)	
CF	530	558	---	615	25,4	0,86	74,3	372	3,41	0,60
T77	---	---	328	700	27,6	0,47	61,2	300	1,50	0,43

D.P = desvio padrão

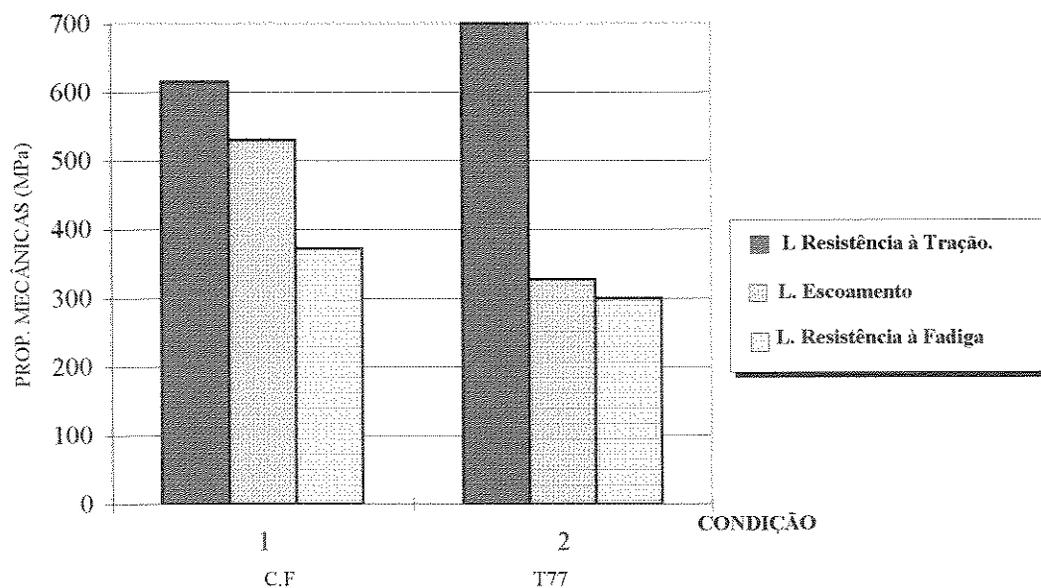


Figura 4.14- Comportamento do limite de resistência à tração, do limite de escoamento e do limite de resistência à fadiga das duas condições microestruturais analisadas CF e T77.

Pode-se verificar através da tabela 4.6 e da figura 4.14 que o material apresentou um aumento da ordem de 14 % no valor de seu limite de resistência à tração e um decréscimo de 38 % no limite de escoamento com o tratamento térmico efetuado, sendo essas alterações

características dos aços microligados quando passam por este tipo de tratamento térmico[24]. Para o limite de resistência à fadiga houve um decréscimo de 20 % da condição sem tratamento térmico (CF) para a condição tratada térmicamente T77, encontrando-se bem próximo ao limite de escoamento. Segundo a tabela 4.6 o material na condição CF apresentou uma razão entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração de 0,60 enquanto o material na condição tratada térmicamente 0,43; é importante salientar que esses resultados concordam com a tendência de que microestruturas com níveis mais elevados de resistência mecânica apresentam essa razão S_f / σ_t menor [5]. Dentro deste contexto, alguns autores enfatizam a dificuldade de obtenção de índices por esta razão. Segundo SHIGLEY[5], materiais tratados térmicamente apresentam vários índices que dependem diretamente da microestrutura. Para a estrutura martensítica revenida convencional em um aço liga teríamos uma razão entre 0,23 a 0,47, média de 0,35. Geralmente, o limite de resistência à fadiga de aços trabalhados é cerca de 50 por cento do limite de resistência à tração. Embora o uso de correlações deste tipo seja conveniente, deve-se entender claramente que estas razões entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração são apenas aproximações que têm sua aplicação restrita a corpos de prova cuidadosamente polidos e ensaiados sob tensão média zero à temperatura ambiente.

É bom lembrar, que o aço na condição como fornecido (CF) encontra-se encruado, principalmente por ser submetido a uma laminação controlada no seu processo de fabricação. Desta forma, devido a sua maior taxa de discordâncias quando comparada a condição normalizada, apresenta conseqüentemente uma maior resistência mecânica como verificou PINTO T.,B.,[36]. Por se tratar a fadiga de um fenômeno altamente localizado de nucleação e propagação de trinca, e por ser a ferrita da condição normalizada mais mole do que para a condição como fornecida (CF) muito provavelmente a diminuição do limite de resistência à fadiga é devido a normalização executada (não foram ensaiados a fadiga corpos de prova apenas com o tratamento térmico de normalização). Após o tratamento térmico aplicado houve um aumento do limite de resistência à fadiga, como era esperado. A martensita formada, apesar de encontrar-se em pequena quantidade, gerou uma distorção na rede cristalina e uma deformação na ferrita, provocando um aumento novamente na taxa de discordâncias do material.

Normalmente utiliza-se a equação 4.1 “Equação de Goodman modificada “ para a previsão da resistência à fadiga quando em solitação com razão de carga maior do que -1, ou seja para solitação flutuante. Obteve-se, através de cálculos utilizando-se a equação de Goodman (igualando-se a amplitude de tensão ao limite de resistência à fadiga, conforme a equação 4.2) um valor bem próximo do limite de resistência à fadiga para a condição como fornecida.

$$\sigma_a = S_f \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_o} \right) \quad (4.1)$$

sendo:

σ_a = amplitude de tensão (tensão alternada)

S_f = limite de resistência à fadiga

σ_m = tensão média

σ_o = limite de resistência à tração

Foi calculado o valor para a condição normalizada (mesmo não passando pelo ensaio laboratorial). Já para o material tratado termicamente não foi possível efetuar o cálculo por não dispor dos valores de σ'_f e b para esta condição. Os valores encontrados estão dispostos na tabela 4.7 que segue.

$$\sigma_a = S_f = \sigma'_f (2N)^b \quad (4.2)$$

sendo:

σ_a = amplitude de tensão (tensão alternada)

S_f = limite de resistência à fadiga

σ'_f = coeficiente de resistência à fadiga

$2N$ = número de carregamentos reversos à fratura (N= número de ciclos à fratura)

b = expoente de resistência à fadiga

Tabela 4.7- Dados obtidos do coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f), o expoente de resistência à fadiga (b) e do limite de resistência à fadiga S_f (calculado a partir da equação de Basquin).[52]

	como-fornecido (CF)	Normalizado
σ'_f (MPa)	1070	1084
b	-0,074	-0,110
S_f (MPa)	365	220

O resultado do limite de resistência à fadiga teórico S_f , calculado a partir da fórmula de Basquin, ficou bem próximo ao resultado obtido experimentalmente; teórico 365 MPa e experimental 370 MPa para a condição como fornecido (CF). Uma diferença de 1,35% somente. Desta forma verifica-se que provavelmente o material antes de ser tratado intercriticamente quando somente normalizado apresentava um limite de resistência à fadiga S_f menor do que o material na condição como-fornecido (CF). Segundo GIORDANI[52] o material na condição como-fornecido (CF) apresentou amolecimento cíclico durante o ensaio de fadiga em baixo ciclo devido ao provável encruamento; como encruamento é sinônimo de aumento de resistência mecânica devido a uma elevada densidade de discordâncias, a rota de tratamento térmico aliviou as tensões do material e provocou sua recristalização diminuindo a densidade de discordâncias.

Foi possível calcular somente os limites de resistência à fadiga teóricos para as condições como-fornecido CF e normalizado N. Os cálculos foram baseados nos dados de ensaio de GIORDANI [52] o qual determinou os valores do coeficiente de resistência à fadiga σ'_f e do expoente de resistência à fadiga b somente para estas duas condições. O material na condição normalizada N teve seu limite de resistência à fadiga determinado somente através de cálculo. Como valor do limite de resistência à fadiga calculado para a condição como-fornecido (CF) ficou bem próximo ao valor obtido no ensaio, acredita-se que com os dados obtidos do coeficiente de resistência à fadiga σ'_f e do expoente de resistência à fadiga b para a condição normalizada N obtidos por GIORDANI [52] pode-se chegar a um valor bem próximo ao limite de resistência à fadiga que poderia ser obtido através de ensaio.

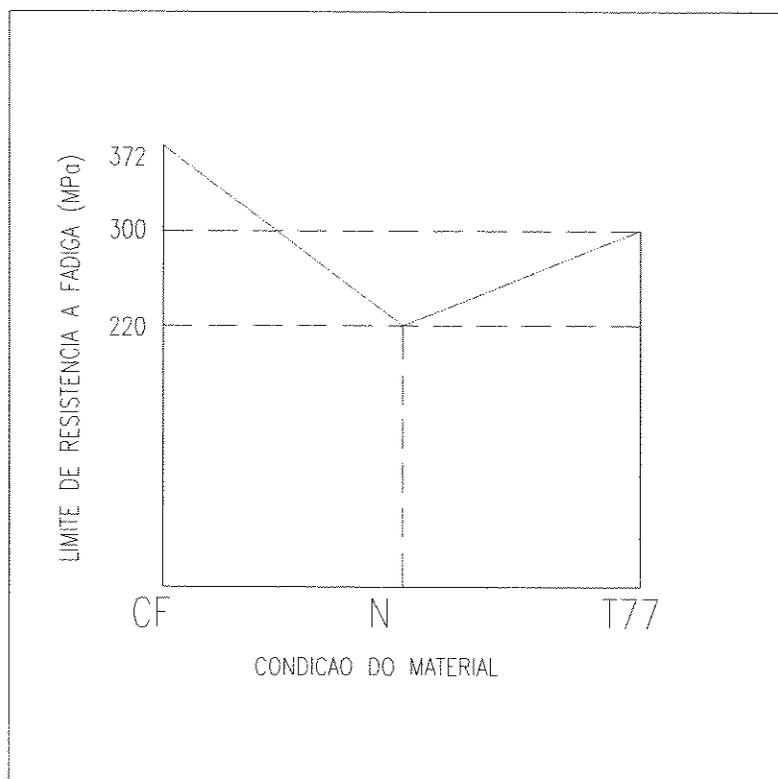


Figura 4.15- Provável comportamento do material em relação ao limite de resistência à fadiga para as condições como-fornecido (CF), normalizado (N) e tratado intercriticamente (T77).

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos.

5.1 - Conclusões.

Pode-se concluir para o aço API 5L X65 de baixo carbono e microligado com titânio e nióbio, nas condições microestruturais analisadas neste trabalho, o seguinte:

- 1- Com o tratamento térmico efetuado houve pouca variação volumétrica na ferrita.
- 2- Em relação as propriedades mecânicas houve um aumento do limite de resistência à tração, diminuição no limite de escoamento, aumento do alongamento e uma diminuição de área.
- 3- Obteve-se uma diminuição do limite de resistência à fadiga com o tratamento térmico efetuado.
- 4- As superfícies de fratura foram bem similares apresentando estrias de fadiga em regiões bem específicas e micromecanismo de fratura alveolar “dimples”.

5.2 - Sugestões para os próximos trabalhos.

Alguns estudos complementares seriam de extrema valia e completariam ou ampliariam este trabalho, são eles:

1-Analisar o comportamento do aço API 5L X65 à fadiga em outras condições microestruturais.

2- Estudar a influência das rotas de tratamento térmico no limite de resistência à fadiga.

3- Estabelecer correlações entre as propriedades de fadiga em alto ciclo (S_f) e as propriedades de fadiga em baixo ciclo (σ'_f , ϵ'_f , b , c)

4- Analisar o micromecanismo de nucleação da trinca de fadiga para várias condições microestruturais.

Referências Bibliográficas

- 1- DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. Cap.12: Fadiga dos dos materiais., p. 345-383.
- 2- MADAYAG, A.F. , *Metal Fatigue*, Theory and Design. John Willey & Sons, Inc., 1969. Cap.1: Causes and recognition of failures., p.1-12.
- 3- SULLIVAN, *Fatigue life under combined stress*. Machine Design, p 125-127 ,Jan.25, 1979.
- 4- HERTZBERG, R.W. *Deformation and Fracture of Engineering Materials*. 3th Edition. John Willey & Sons ,1989. Cap. 7: Fracture: nomenclature of fracture process., p. 251-259.
- 5- SHIGLEY, J.E., *Mechanical Engineering Design*. 5th Edition , MacGraw-Hill ,1986. Cap.7: Design for fatigue strength., p.227-287.
- 6- LOPES, O., *Tecnologia Mecânica*. editora Edgard Bücher Ltda. S.Paulo.1983. Cap.7: Rugosidade das superfícies., p.51-54.
- 7- JUVINAL, R.C. and MARSHEK , K.M., *Fundamentals of Machine Component Design*. 2th Edition , John Willey & Sons. 1991. Cap.8: Fatigue., p.201-239.
- 8- PINTO, T.B., et. al. Influência da textura e da normalização nas propriedades mecânicas de um aço API 5L X65. In: IV CONGRESSO DE ENGENHARIA MECÂNICA NORTE-NORDESTE, 1996, Recife. anais. Recife: UFPE/CTG, 1996. v.1, p.15-20
- 9- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, Philadelphia. E-92; standard test methods for Vickers hardness of metallic materials. Philadelphia, 1992. 9p.
- 10 - SPEICH, G.R. Dual phase steel. In: ASM handbook. 10th Edition, Ohio: American Society for Metals, 1990, v.1: Properties and selection: irons, steel and high performance alloys, p.424-429.

- 11 - SPEICH, G.R., et. al. Formation of austenite during intercritical annealing of dual phase steels. *Metallurgical Transactions A*, v.12A, p.1419-1428,. 1981.
- 12 - COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos comuns*. Editora Edgard Blucher Ltda. terceira edicao.
- 13 - CHIAVERINI, V. *Aços Carbono e Aços Ligas*. Caracteristicos Gerais, Tratamentos Térmicos.Principais Tipos.Publicação Associação Brasileira de Metais. 3 ed.1970. Cap. II Efeito da velocidade de esfriamento sobre a transformação da austenita., p.41-51.
- 14 - ASKELAND, D.R. *The Science and Engineering of Materials*.Chapman & Hall. Second Edition.
- 15 - MURTY A.S.R, GUPTA U.C. and KRISHNA R.. A new approach to fatigue strength distribution for fatigue reliability evaluation. *Int. J. Fatigue*,v17,n.2,pp 85-89,1995.
- 16 - FLETCHER A.J.and NASSERI. *Effect of plate orientation on quenching characteristics*. *Materials Science and Technology*, v.11, pp 375-381, April 1995
- 17 - XUE. H., and BAKER T.N., *Mechanical properties of low carbon-vanadium microalloyed quenched and tempered steels with aluminium additions*. *Materials Science and Technology*, v.11 , pp 883-892 , September 1995.
- 18 - FENG B., DUNNE D.P. , and CHANDRA T.*The effect of Ti and Ti-Ni additions on $\gamma \Rightarrow \alpha$ transformation in HSLA Steels rolled and held in ($\gamma + \alpha$) two- phase region*. *Materials Forum* vol.14, pp 264 -269, 1990.
- 19 -MURTAZA G. and AKID R.. *Modelling short fatigue crack growth in a heat-treated low-alloy steel*. *Int.j. Fatigue* v.17, n.3, pp 207-214 , 1995.
- 20 - HASHEM A.M. and .ALY I.H. *High fatigue life of low-carbon steel*. *Int.J.Fatigue*,v.16, pp 321-326, july 1994.

- 21 - SOBCZYK K. and SPENCER B.F. *Random microestructural effects on fatigue accumulation*. Int. J.Fatigue,v.17, n.8, pp 521-530 ,1995.
- 22 - GUIMARÃES, V.A, PINTO,T.B.GIORDANI, E.J.,FERREIRA,I. *Influência do tratamento térmico intercrítico na tenacidade e micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65*, Anais do I Seminário de Mecânica da Fratura,ABM, pp 39-54, Ouro Preto, Brasil, 1995.
- 23 - GUIMARÃES, V.A., FERRANDINI, P., PINTO,T.B., GIORDANI, E.J.,FERREIRA, I. *Efeito do resfriamento acelerado na resistência mecânica e na tenacidade a fratura de um aço de baixo carbono microligado ao Ni-Ti.*, 51º Congresso Anual da ABM Porto Alegre, RS, agosto1996.
- 24 - METALS HANDBOOK. *Mechanical Testing* , 9th Edition ,v.8, 1985.
- 25 - AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Washington . API 5L; specification for line pipe. Washington, 1991. 25p.
- 26 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS,Philadélphia E 1150-87. *Standard Definitions of Terms Relating to Fatigue*.
- 27- KRAUSS, G. Principles of Heat Treatment of Steel. Ohio: American Society for Metals, 1980. Cap.9 : Special heat treatment. p.240-246.
- 28 - METALS HANDBOOK. Properties and Selection: irons, steels and high performance alloy, 10th Edition., v.1 p.673-688
- 29 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS,Philadélphia E 8M-95. *Standard methods for tension testing of metallic materials*.
- 30 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,Philadélphia E 112-88 *Standard test method for determining Average Grain Size..*

- 31 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, Philadelphia E-1150; *standard definitions of terms relating to fatigue. Philadelphia 1987. 10p.*
- 32 - HERTZBERG, R.W. *Deformation and Fracture*, Mechanics Engineering Materials. 3th Edition. John Willey & Sons ,1989. Cap. 12: Cyclic stress and strain fatigue., p.457-482.
- 33 - ZHENG, X.L. *Overload effects on fatigue behaviour and life prediction of low carbon steels*. Int. J. Fatigue 1987, 9,169.
- 34 - MADAYAG, A.F. , *Metal Fatigue*, Theory and Design John Willey & Sons, Inc. N.York, London, Sydney, Toronto.1969. Cap.3: Influence of processing and metallurgical factors on fatigue.,p.66-88.
- 35 - NAZAR, A.M., Propagação da trinca por fadiga. Notas de aula da disciplina de pós-graduação IM-234, Fadiga dos Metais, FEM/UNICAMP 45p.
- 36 - PINTO,T.B. *Propriedades Mecânicas de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*.Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica,Universidade Estadual de Campinas,1996 Tese (Mestrado)
- 37 - FERREIRA, I. *Fadiga dos metais*.Notas de aula da disciplina de pós-graduação IM-234, FEM/UNICAMP.
- 38 - SCHÜTZ, W. *A history of fatigue*. Engineering Mechanics. Vol4, N°2 , p 263-300 , 1996
- 39 - CHIAVERINI,V. *Aços Carbono e Aços Ligas*. Caracteristicos Gerais, Tratamentos Térmicos.Principais Tipos.Publicação Associação Brasileira de Metais. 3 ed.1970. Cap.IX Aços carbono e aços liga- classificação, propriedades mecânicas e fatores do que dependem.p151-175.
- 40 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS,Philadelphia E-739 - 91

Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain life (ϵ -N) fatigue data.

- 41 - CONGLETON and W. CHEN *The fatigue life of 13% Cr turbine blad steel*. Int.J. Fatigue 12, N°2 , 1990 p.91-98.
- 42 - FATIGUE AND MICROSTRUCTURE, in Proceedings of the ASM Materials Science Seminar, American Society for Metals, 1979
- 43 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, Philadélphia E-468 - 90
Standard practice for presentation of constant amplitude fatigue test results for metallic materials.
- 44- FERRARESI, D. - *Fundamentos da usinagem dos metais*- Editora Edgard Blücher Ltda.Cap.V: Forças e potência de usinagem. p.155-202.
- 45- HORNBOGEN, E. - *On the microstructure of alloys* - Acta Metal, v32, n°5,p 615-627, 1984.
- 46 - COLLINS, J.A. - *Failure of materials in mechanical design* - John Wiley & Sons 1981Cap.7: High cycle fatigue. p.164-230.
- 47 - GUIMARÃES, V.A. , TOKIMATSU, R.C. , FERRANDINI, P., PINTO, T.B. *Effect of accelerated cooling on the fracture toughness and fracture mechanisms of a low-carbon Nb-Ti microalloyed steel*. Jornadas SAM (Sociedade Argentina de Materiales), 11 a 14 de junho de 1996, Jujuy, Argentina.
- 48 - A.B.M - Associação Brasileira de Metais. - *Análise das Fraturas*. Cap.2: Fratura dúctil., pag.50-58, 1985.

- 49- GUIMARÃES, V. A. , FERRANDINI, P., PINTO, T.B., GIORDANO, J., FERREIRA, I.
Influência do tratamento intercrítico na tenacidade à fratura e no micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65. Anais do I Seminário de Mecânica da Fratura, Ouro Preto, 01 a 02 de junho de 1995, p.139-145
- 50 - COLLINS, J.A. - *Failure of materials in mechanical design* - John Wiley & Sons 1981 Cap.10: Fatigue testing procedures and statistical interpretations of data., p.360-376.
- 51- JUVINAL, R.C. and MARSHEK , K.M., *Fundamentals of machine component design*. 2th Edition , John Willey & Sons. 1991. Cap.6: Failure theories, safety factors, and reliability. p.175-181.
- 52- GIORDANI. E, J., Propriedades Mecânicas monotônicas e cíclicas de um aço microligado ao Ti e Nb em algumas condições microestruturais. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997. 88p. Dissertação (Mestrado).
- 53- COLLINS, J.A. - *Failure of materials in mechanical design* - John Wiley & Sons 1981 Cap.9: Use of statistical in fatigue analysis., p.319-357.
- 54 - ARRIVABENE, V. *Resistência dos materiais*. Makron Books do Brasil Editora Ltda., Editora McGraw-Hill Ltda., S.Paulo. 1994 Cap.9: Fadiga p.221-241.
- 55- RARK, R.J. , YOUNG, W., C., *Fórmulas for stress and strain*., 4th Edition.. McGraw Hill., 1965 Cap.2- The behaviour of bodies under stress, p. 25-38.
- 56- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NBR 6152; determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos. Rio de Janeiro, 1980. 14p.