

PROJETO DE GRADUAÇÃO

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS CA6NM SUBMETIDOS A TRATAMENTO CRIOGÊNICO E NITRETAÇÃO IÔNICA

Por,
Alexandre Gomes Nascimento

Brasília, 12 de Julho de 2011

UNIVERSIDADE DE BRASILIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
UNIVERSIDADE DE BRASILIA

PROJETO DE GRADUAÇÃO

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS CA6NM SUBMETIDOS A TRATAMENTO CRIOGÊNICO E NITRETAÇÃO IÔNICA

POR,

Alexandre Gomes Nascimento

Relatório submetido como requisito para obtenção
do grau de Engenheiro Mecânico.

Banca Examinadora

Prof. Cosme R. M. da Silva, UnB/ ENM (Orientador)

Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, UnB/ ENM (Co-
Orientador)

Prof. Edgar Nobuo Mamiya, UnB/ ENM

Brasília, 12 de Julho de 2011

Agradecimentos

Agradeço primeiro à Deus por ter me dado saúde e força durante essa importante etapa de minha vida.

Agradeço a minha mãe (Vera) por todo carinho e apoio dado durante toda minha vida. Mãe, sem você eu nada seria.

Agradeço ao meu irmão (Lúcio) pela companhia como colega e irmão durante esses anos de curso.

Agradeço a toda a minha família, em especial à minha avó (Elita) e aos meus tios por terem ajudado minha mãe em minha formação.

Agradeço aos meus colegas de curso (Antônio, André, Nunão, Digu, Rogério, Rafaga, Raoni, Afonso, Germano e outros) pelas horas de estudos, noites em claros e diversas alegrias e tristezas pelas quais passamos durante esses anos.

Agradeço aos meus irmãos da vida (Igor, Diego, PV, Bicão, Marcolino, Bruno C., Yuri, Victal, Daniel, Arthur) por esses 11 anos de amizade verdadeira.

Agradeço ao meu orientador Professor Cosme pelo apoio e oportunidade de realizar este trabalho.

Agradeço ao Professor Jorge, aos amigos Léo e Licurgo pela imensa ajuda, ensinamentos e orientações durante toda a etapa do projeto.

Agradeço a todos os Professores do Departamento de Engenharia Mecânica pelo conhecimento adquirido durante esses anos de minha graduação.

Agradeço aos técnicos do SG9 (Marcão, Wesley, Xavier, Arthur, Carlão, Teniel, Tarsis, Pereira, Fernando) pela ajuda não só na realização do projeto, mas também em todas as vezes que precisei durante a graduação.

Agradeço a todos que de alguma forma contribuíram com a realização deste sonho. M.

Alexandre Gomes Nascimento

RESUMO

O projeto de pesquisa “Fadiga e Fratura de Materiais em Engenharia” tem como objetivo geral o estudo dos fenômenos de falha por solicitações cíclicas. São abordados tanto os aspectos de iniciação de trincas (critérios de resistência à fadiga) quanto aqueles associados ao crescimento de trincas, evoluindo para a condição de fratura. Ensaio de fadiga são parte essencial das atividades desse projeto para validação das análises e modelos. Neste projeto também deve-se incluir a influência do tratamento criogênico e da nitretação iônica na resistência à fadiga de ligas metálicas. Há um importante vínculo dessas atividades de pesquisa com o setor produtivo. Como resultado obteve-se uma melhora significativa com o tratamento de Nitretação Iônica. O limite de resistência à fadiga do Aço CA6NM passou de 350 MPa para 433 MPa, um ganho de aproximadamente 24%. Isto ocorre devido à introdução de tensões residuais compressivas provocadas pela existência da camada nitretada, que, indiretamente, provoca um retardo no processo de nucleação de trinca por fadiga, aumentado assim à resistência à fadiga dos aços. A dureza também aumentou em quase 5x com o tratamento. Já com o tratamento criogênico não houve influência deste na resistência à fadiga do Aço CA6NM. A curva S-N obtida com o tratamento ficou dentro do limite de confiança de 95% do aço sem tratamento. No entanto, houve um aumento da dureza de aproximadamente 8% com o tratamento criogênico.

ABSTRACT

The research project "Fatigue and Fracture of Materials in Engineering" aims to study the general phenomena of failure by cyclic solicitations. Are addressed both aspects of crack initiation (criteria for fatigue resistance) and those associated with crack growth, evolving into the condition of fracture. Fatigue tests are an essential part of the activities of this project for analysis and validation of models. In this project also must include the influence of cryogenic treatment and the ion nitriding on the fatigue resistance of metal alloys. There is an important link these research activities with the productive sector. The limit of fatigue strength of steel CA6NM increased from 350 MPa to 433 MPa, again of approximately 24%. This is due to the introduction of compressive residual stresses caused by the existence of the nitrided layer, which indirectly causes a delay in the process of fatigue crack nucleation, thereby increasing the fatigue strength of steels hardness also increased by almost 5x the treatment. Already with the cryogenic treatment have no influence on the fatigue strength of Steel CA6NM. The S-N curve obtained with the treatment was within the limit of 95% of untreated steel. However, there was an increase in hardness of approximately 8% with the cryogenic treatment.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO TEÓRICA	2
2.2 AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO - CA6NM.....	2
2.2.1 METALURGIA DO AÇO CA6NM.....	4
2.2.2 SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO CA6NM	9
2.3 O FENÔMENO DA FADIGA.....	11
2.3.1 ESTÁGIOS DO PROCESSO DE FADIGA	12
2.3.1.1 NUCLEAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA	12
2.3.1.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA	13
2.3.1.3 REGIÃO DE FRATURA.....	14
2.3.2 FATORES QUE AFETAM A VIDA EM FADIGA DOS MATERIAIS.....	15
2.4 CARACTERIZAÇÃO PRÁTICA DA FADIGA – CURVA S-N	16
2.5 NITRETAÇÃO IÔNICA	18
2.5.1 PLASMA.....	19
2.5.2 FORMAÇÃO DA CAMADA NITRETADA	23
2.5.3 VANTAGENS E DESVANTAGENS DA NITRETAÇÃO IÔNICA	25
2.6 CRIOGENIA	26
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	29
3.1 DESCRIÇÃO DA MÁQUINA DE ENSAIO	29
3.2 DIMENSIONAMENTO DOS CORPOS DE PROVA	30
3.3 METODOLOGIA.....	32
3.4 OBTENÇÃO DA CURVA S-N.....	33
3.5 ENSAIO DE DUREZA.....	35
3.6 MICROSCOPIA	35
4 RESULTADOS.....	36
4.1 TRATAMENTO DE NITRETAÇÃO IÔNICA	36
4.3 TRATAMENTO CRIOGÊNICO.....	38
4.4 ENSAIO DE DUREZA	40
4.5 MICROSCOPIA	42
4.6 COMPARAÇÃO DE RESULTADOS.....	44
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	49
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	50

LISTA DE FIGURAS

2.1	Letras indicativas de acordo com os teores de cromo e níquel (ASTM).....	2
2.2	Variação das temperaturas de transformação A_{c1} , A_{c3} e M_s (LÊEM <i>et al</i> , 2001)	5
2.3	Diagramas de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: [15] (a) 0,05%C (b) 0,1%C (c) 0,2%C (d) 0,4%C. Neste diagrama k_c , k_1 e k_2 são os carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente(SMITH,1993)6	6
2.4	Diagrama de fases ferro-cromo-níquel, para razão cromo/níquel igual a 3:1 (HERNANDEZ, 2009).....	7
2.5	Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni (CALLISTER, 1999)	8
2.6	Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade (CRAWFORD, 1974).....	8
2.7	Localização aproximada do aço CA6NM do diagrama de Schaeffler (PADILHA <i>et al</i> , 1994)	10
2.8	Representação das superfícies características de uma fratura em fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (MEYERS, 1998).....	11
2.9	Formação de Intrusão e Extrusão nas bandas de escorregamento(MEYERS, 1998)12	12
2.10	Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre (MEYERS, 1998)	13
2.11	Estágios I, II e III da propagação de trinca em fadiga	14
2.12	Estágios da falha por fadiga	15
2.13	Curva S-N. (a) ligas ferrosas e ligas de titânio; (b) ligas não ferrosas (NORTON, 2000)	18
2.14	Desenhos esquemáticos da câmara de nitretação (FROEHLICH, 2003)..	20
2.15	Efeitos da colisão de íons na superfície catódica: (a) Átomos ou elétrons do alvo podem ser ejetados (sputtering); (b) os íons incidentes podem ser refletidos ou (c) implantados no alvo (BALLES, 2004.....	21
2.16	Curva característica da densidade de corrente-voltagem aplicada entre dois eletrodos (RIOFANO,2002)	21
2.17	Fotografia da bainha de plasma, descarga brilhante, na superfície de uma engrenagem durante o processo de nitretação por plasma (PINEDO, 2000).	23
2.18	Representação esquemática das camadas de nitretação	23
3.1	Máquina de ensaio universal MTS 810	29
3.2	Dimensões dos CPs segundo a norma ASTM E 606-04 (WINCK, 2011)	30
3.3	Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta (mm)	31

4.1	Curva S-N do AÇO CA6NM Nitretado a Plasma.....	37
4.2	Curva S-N do AÇO CA6NM com Tratamento Criogênico.....	39
4.3	Microestrutura do aço Inoxidável Martensítico CA6NM (WINCK, 2011).....	43
4.4	Identificação da camada nitretada no microscópio óptico 100x	44
4.5	Identificação da camada nitreta em MEV 600x	45
4.6	Curva S-N do Aço CA6NM sem tratamento (SILVA <i>et al</i> , 2010).....	46
4.7	Curvas S-N do Aço CA6NM.....	47

LISTA DE TABELAS

2.1	Composição química nominal segundo a norma ASTM A 743	3
2.2	Propriedades físicas e mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM	3
2.3	Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante	17
3.1	Dimensões do CP Tipo Ampulheta	31
3.2	Dimensões Nominais dos Corpos de Prova	31
3.3	Tamanho necessário de uma amostra (Norma ASTM / E 73991)	32
3.4	Replicações necessárias (Norma ASTM / E 73991)	32
3.5	Níveis de Tensão para os ensaios com tempo de nitretação 1h	33
3.6	Níveis de Tensão para os ensaios com tratamento criogênico	33
4.1	Ciclos de vida em fadiga para o aço nitretado.....	34
4.2	Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga Aço Nitretado	37
4.3	Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95%Aço Nitretado	37
4.4	Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Nitretado	38
4.5	Ciclos de vida em fadiga para o aço criogenizado.....	38
4.6	Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço tratamento criogênico.	39
4.7	Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95%Aço com tratamento Criogênico.....	40
4.8	Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço com tratamento Criogênico.....	40
4.9	Microdureza de topo na superfície da amostra com 1h de nitretação, da amostra com tratamento criogênico e do aço sem tratamento.	40
4.10	Microdureza no interior da amostra com 1h de nitretação	42
4.11	Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95%do Aço sem tratamento	45
4.12	Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95%do Aço sem tratamento	45
4.13	Tensões de falha das vidas de fadiga do Aço CA6NM com Nitretação Iônica, Criogenia e sem tratamento.....	47

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

\hat{A}	Parâmetro adimensional
\hat{B}	Parâmetro adimensional
b	Expoente de resistência à fadiga
Cr	Cromo
Fe	Ferro
k	Número total de corpos de prova
M_f	Temperatura final transformação martensítica
Mo	Molibdênio
M_s	Temperatura inicial transformação martensítica
N	Vida em fadiga
N_f	Número de ciclos de fadiga
Ni	Níquel
S_a	<i>Tensão aplicada</i>
\overline{X}	Média de S_a
\overline{Y}	Média do Log(N)

Símbolos Gregos

α	Austenita
δ	Ferrita
σ_a	Amplitude de tensão
σ'_f	Coeficiente de resistência à fadiga
γ'	Nitreto de ferro
σ	Erro padrão

Siglas

ASTM	American Society for Testing and Materials
ACI	Alloy Casting Institute

1 INTRODUÇÃO

Este capítulo faz uma breve introdução ao trabalho, e traz os objetivos pretendidos e motivações do projeto.

A falha por fadiga é considerada o processo de falha de maior frequência em componentes mecânicos ou estruturais submetidos a carregamentos dinâmicos, podendo levar à ruptura do material devido à iniciação e propagação de uma ou múltiplas trincas. De maneira geral, os procedimentos para a estimativa da resistência à fadiga de componentes estruturais são bem conhecidos e confiáveis. Entretanto, para o uso correto dessas metodologias é necessário caracterizar de forma consistente o comportamento mecânico do material e a história dos carregamentos atuantes.

Para uma correta caracterização mecânica, é importante avaliar as condições de fabricação e montagem e as condições de funcionamento do componente estrutural verificando-se os fatores mais importantes que podem fazer com que os fenômenos de fadiga se desenvolvam, tais como: presença de concentradores de tensão, tensões residuais e níveis de carregamentos cíclicos relativamente elevados.

Outro fator importante a ser analisado visando estimar a resistência à fadiga de um material é o tipo de tratamento térmico ao qual o componente estrutural foi submetido. A partir do gráfico tensão-vida, podemos comparar os resultados do componente tratado e não tratado, permitindo a seleção do material e tratamento térmico que possam atender as especificações do projeto.

A proposta deste projeto é a caracterização das propriedades de fadiga do aço CA 6NM sem tratamento e submetido aos tratamentos criogênico e nitretação iônica. Após o levantamento dos dados e a partir das informações obtidas com os ensaios, os critérios de fadiga axial serão utilizados para a previsão do limite de resistência à fadiga. A avaliação comparativa dos resultados permitirá estimar a influência do tratamento criogênico e da nitretação iônica na resistência a fadiga do material em análise.

Devido a importância deste aço, muitas pesquisas em suas diversas propriedades e características de aplicação já foram realizadas no Departamento de Engenharia Mecânica desta Universidade, tanto como projetos de graduação como, dissertações de mestrado e doutorado, e alguns projetos [(FILHO, 2005), (SILVA *et al*, 2009), (HERNANDEZ, 2009), (SÁ, 2010), (WINCK, 2011)].

2 REVISÃO TEÓRICA

Este capítulo faz uma breve consideração da importância de se avaliar a resistência à fadiga em aços através de diferentes tipos de tratamentos, visando viabilizar a aplicação dos modelos em Engenharia.

2.2 AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO - CA6NM

A baixa soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos, sua sensibilidade a trincas a frio e baixa tenacidade das uniões soldadas levaram ao desenvolvimento de aços inoxidáveis martensíticos macios com baixo teor de carbono na década de 60.

O aço inoxidável martensítico classificado segundo a ASTM (American Society for Testing and Materials) como A743 grau CA6NM, tem sido utilizado na construção de turbinas hidráulicas e a gás, indústrias petroquímicas, corpos de válvulas, cones e discos de compressores e uma variedade de elementos estruturais de aviões e motores. Sabe-se que estes aços apresentam bons desempenhos em aplicações onde resistência à corrosão e erosão por cavitação são requeridas (PUKASIEVICZ, 2002).

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados pelo Alloy Casting Institute (ACI) de acordo com sua utilização e composição química. A primeira letra da denominação do aço CA-6NM refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica nominalmente os teores de cromo e níquel (A). Com o correspondente aumento do teor de níquel, a designação é alterada de A a Z, como pode ser observado na Fig. (2.1). Os números que seguem as duas primeiras letras indicam o teor máximo de carbono ($\% \times 100$). Por último, as letras subseqüentes, correspondem à primeira letra dos elementos de liga presentes no material, neste caso, níquel (N) e molibdênio (M).

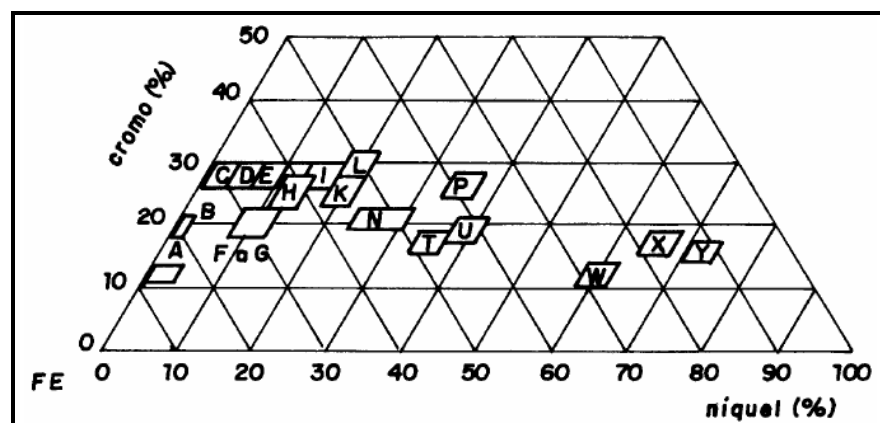


Figura 2.1. Letras indicativas de acordo com os teores de cromo e níquel (ASTM).

Segundo a norma ASTM A 743-93, o aço CA6NM é um aço resistente à corrosão com 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% de carbono. A Tab. (2.1) mostra as faixas permissíveis de composição química para o aço CA6NM de acordo com a norma ASTM A 743-98^a, enquanto a Tab. (2.2) apresenta algumas propriedades físicas e mecânicas típicas deste aço, o qual tem condutividade térmica cerca de 45% do aço carbono, coeficiente linear de 21, expansão térmica ligeiramente menor e resistividade elétrica em torno de cinco vezes maior (GOUVEIA, 2008).

Tabela 2.1. Composição química nominal segundo a norma ASTM A 743.

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
máx	máx	máx	máx	máx			
0,06	1,00	1,00	0,03	0,04	3,50 – 4,50	11,50 – 14,00	0,04 – 1,00

Tabela 2.2 – Propriedades físicas e mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM.

AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM		
Propriedades Físicas		
Módulo de Elasticidade (GPa)		199,95
Densidade (g/cm ³)		7,69
Resistividade Elétrica ($\mu\Omega\cdot m$, a 21 °C)		0,78
Ponto de Fusão aproximado (°C)		1510
Permeabilidade Magnética		Ferromagnético
Condutividade Térmica [BTU/(ft.h. °F)]	a 100°C	14,5
	a 538°C	16,7
Coeficiente linear médio de expansão térmica ($\mu in/in\cdot^{\circ}F$)	21 a 100°C	6,0
	21 a 538°C	7,0
Propriedades Mecânicas à temperatura ambiente		
Propriedade	Valores típicos	Mínimos requeridos ⁽³⁰⁾
Limite de resistência à tração (MPa)	830	755
Limite de Escoamento (0,2%, MPa)	690	550
Alongamento, em 2in (%)	24	15
Redução de área (%)	60	35
Dureza Brinell (HB)	268	285 (máximo)

2.2.1 METALURGIA DO AÇO CA6NM

O baixo teor de carbono do aço CA6NM ocasiona um estreitamento do campo austenítico, fazendo com que a ferrita delta, que é prejudicial às propriedades mecânicas, seja estável em temperaturas mais baixas. Esta estabilidade favorece uma maior fração de ferrita delta fique retida na matriz martensítica após têmpera.

A presença de Ni compensa este efeito, fazendo o campo austenítico expandir novamente, melhorando substancialmente as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto.

Como sugerido por Folkhard (1988), as equações que para aços inoxidáveis martensíticos macios, permitem estimar as temperaturas de início e final da transformação martensítica Ms e Mf, em função dos elementos de liga Ni, Cr, C e Mn, são apresentadas abaixo (GOUVEIA, 2008):

$$Ms = 492 - 12x \%C - 65,5x \%Mn - 10x \%Cr - 29x \%Ni \quad (1)$$

$$Ms - Mf = 150\text{ }^{\circ}\text{C} \quad (2)$$

Como é observado na Eq. (1), carbono, manganês e níquel são os principais responsáveis pela redução da temperatura Ms. É válido ressaltar que a Eq. (1) é uma simplificação e que, na realidade, a maioria dos elementos de liga em solução sólida na austenita abaixam a temperatura Ms, com exceção do cobalto e do alumínio (HONEYCOMBE, 1981).

Nota-se na Eq. (2) que o intervalo de temperatura inicial e final da transformação martensítica é constante e igual a 150°C. Ao contrário da sensibilidade da temperatura Ms com a composição química, esta se mostra praticamente invariável em relação às taxas de resfriamento, como é possível observar na Fig. (2.2), para taxas entre 0 e 50°C/s, onde A_{c1} representa as temperaturas final e A_{c3} temperatura inicial da transformação austenítica.

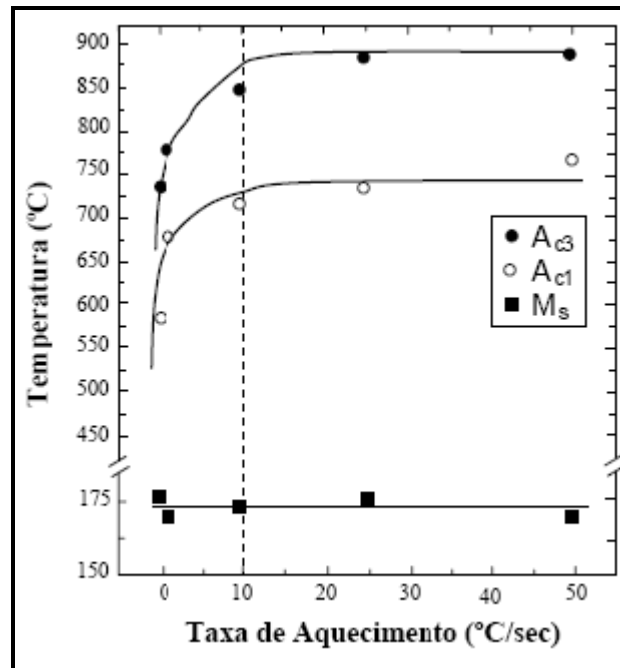


Figura 2.2 - Variação das temperaturas de transformação A_{c1} , A_{c3} e M_s (LÊEM *et al*, 2001).

Dong-Seok Lêem *et al* (2001) em seu trabalho com aços inoxidáveis martensíticos verificaram grandes variações nas temperaturas A_{c1} e A_{c3} com a variação das taxas de aquecimento até 10°C/s, tornando-se quase constantes para taxas superiores, Fig. (2.2).

Estas variações de temperatura de transformação, para o aço CA6NM, podem atingir cerca de 100 °C. As temperaturas A_{c1} e A_{c3} podem variar desde 630 e 720 °C (Fig. (2.2)) até 500 e 820 °C, respectivamente (CRAWFORD, 1974).

O molibdênio na liga aumenta a passivação, melhora a resistência em ácido sulfúrico, sulfuroso, fosfórico e clorídrico. Porém, é ferritizante e deve ser compensado com a adição de elementos de liga austenitizantes para impedir a estabilização da ferrita delta (AELION, 1981).

Esforços têm sido feitos para reduzir a quantidade de níquel e substituí-lo por outros estabilizadores da austenita, como por exemplo, o nitrogênio que é mais austenitizante do que o níquel e não diminui tanto as temperaturas M_s e M_f (SRAUBE, 1988).

A Fig. (2.3) mostra quatro variações de diagramas de equilíbrio pseudo-binário de fases de uma liga Fe-Cr onde se observa o efeito austenitizante do carbono. A presença do carbono acima de 0,1% aumenta o campo da austenita, o que permite que o teor de Cr, com função ferritizante, possa ser adicionado à liga.

Quanto menor for o teor de carbono, menor deverá ser a quantidade de Cr: na primeira figura (2.3b) o cromo não pode exceder 13% para que ocorra a austenitização e em seguida a têmpera com a formação de martensita. Já na figura 1.3d, o laço da fase gama é expandido, de forma que o teor de Cr pode chegar até 18% podendo sofrer transformação martensítica (SMITH, 1993).

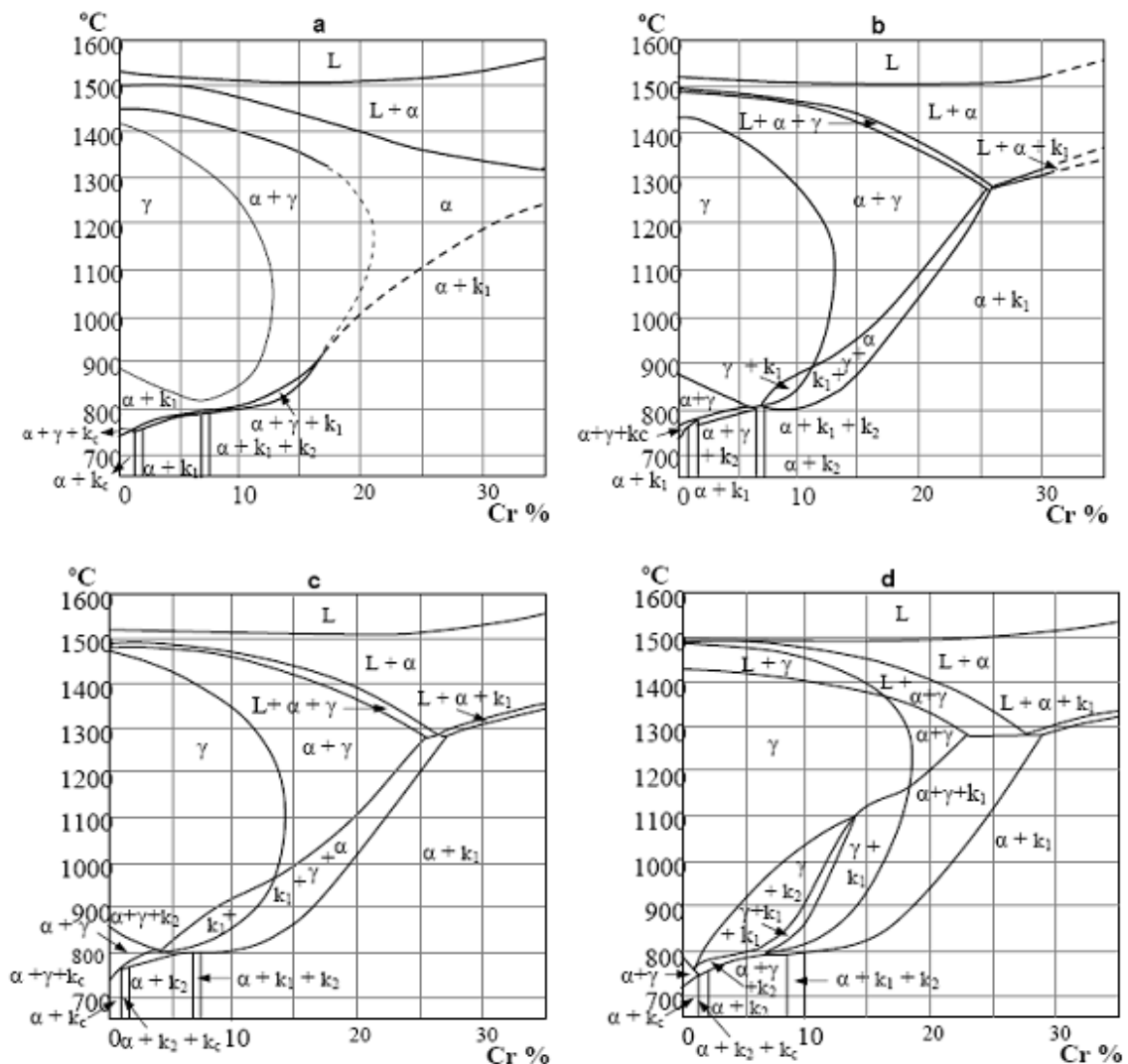


Figura 2.3 - Diagramas de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: [15] (a) 0,05%C (b) 0,1%C (c) 0,2%C (d) 0,4%C. Neste diagrama k_c , k_1 e k_2 são os carbonetos $(Cr,Fe)3C$, $(Cr,Fe)23C_6$, e $(Cr,Fe)7C_3$, respectivamente (SMITH, 1993).

No diagrama de efeito combinado de cromo e níquel da Fig. (2.4), na temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, é encontrada uma proporção de Cr/Ni de 3:1, aproximadamente. Para uma liga como a encontrada nos CA6NM, 13%Cr/4%Ni, a solidificação é completamente ferrítica, encontrando-se a ferrita δ na faixa de 1300°C e 1200°C. Por ser um processo difusional, a transformação $\delta \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma$ tem um progresso relativamente lento e dependente da velocidade de resfriamento (HERNANDEZ, 2009).

Comparativamente ao aço carbono, onde a ferrita delta é estável entre 1534 e 1390 °C, aproximadamente (CHIAVERINI, 1965), verifica-se que para esta liga, o balanço desta composição é tal que o efeito do cromo em baixar o campo de temperatura da ferrita delta é maior do que o do Ni em aumentá-lo.

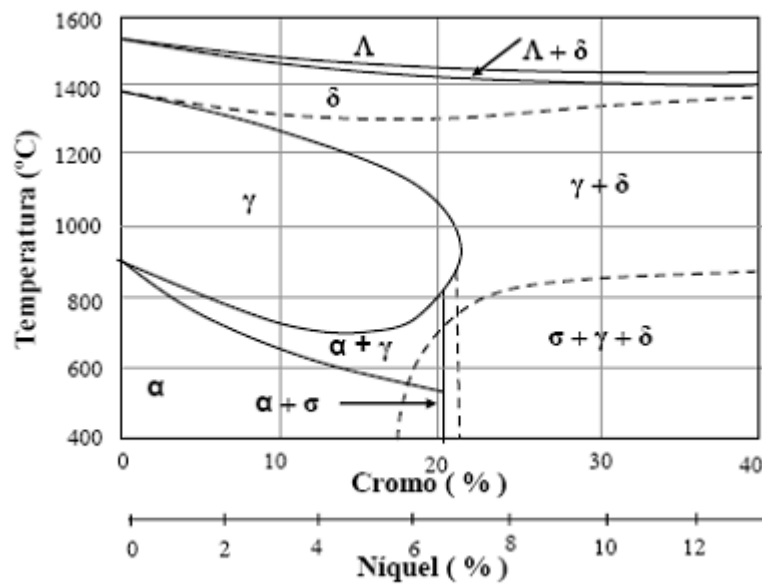


Figura 2.4 - Diagrama de fases ferro-cromo-níquel, para razão cromo/níquel igual a 3:1 (HERNANDEZ, 2009).

Ainda na Fig. (2.4), é possível observar que a estreita faixa de solidificação (Líquido + Fase δ) de aproximadamente 30°C, a qual, como mencionado anteriormente, propicia menores defeitos provenientes da solidificação. A aproximadamente 720°C e 630°C encontram-se a temperatura inicial (A_{c3}) e final (A_{c1}) da transformação austenítica, respectivamente. O Ni é o responsável principal em baixar a temperatura A_{c1} , em relação aos aços de baixo carbono, enquanto o Cr tenta aumentá-la, como é possível observar na Fig. (2.5).

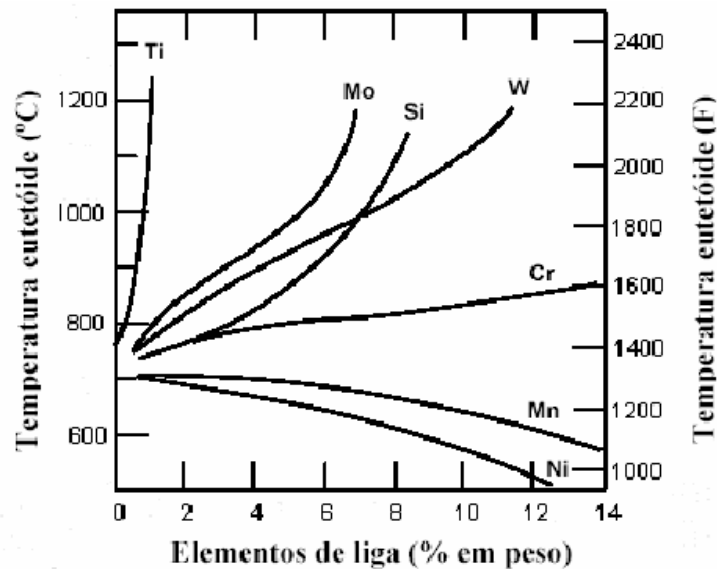


Figura 2.5 - Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni (CALLISTER, 1999).

A formação de fase alfa é o resultado do decréscimo contínuo da temperatura em condições de equilíbrio, a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente. No entanto, como se observa no diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) da Fig. (2.6), é preciso uma velocidade de resfriamento muito lenta para se atingir as condições de equilíbrio, sendo que mesmo num resfriamento de aproximadamente 26 horas não há formação de outro microconstituente (ferrita, perlita, bainita), além de martensita.

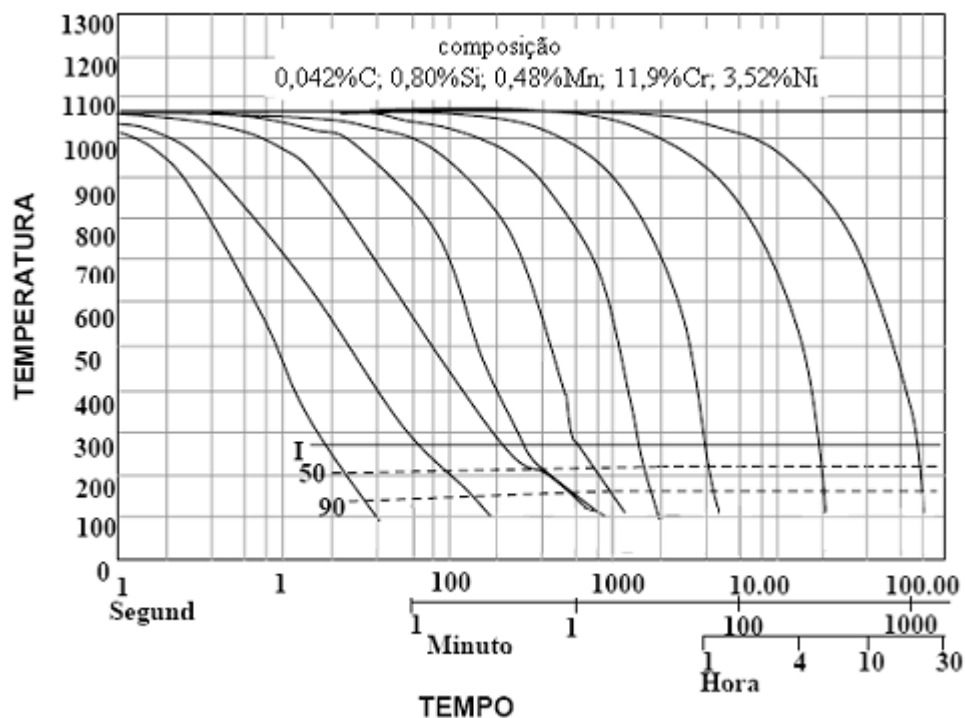


Figura 2.6 - Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade (CRAWFORD, 1974).

A alta temperabilidade destes aços deve-se principalmente à presença de níquel e cromo e permite que peças de grandes secções, de até 1,0 metro de diâmetro, formem martensita em seu núcleo com resfriamento ao ar (SRAUBE, 1988).

A limitação do diagrama da Figura 2.4 no uso direto para o aço CA6NM decorre de dois fatores:

O primeiro deve-se à exclusão de elementos como (C, Mo, P, S, Cu, N) do diagrama. Neste caso, outras fases poderiam ser formadas, mesmo em pequenas porcentagens, e exercer influências significativas nas propriedades mecânicas. Além disto, as principais microestruturas após resfriamento do aço CA6NM também não são observadas no diagrama de equilíbrio. Um exemplo claro é a martensita, que como outras fases, como o $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_2C , podem ser previstas em diagrama de transformações que inclua o tempo como variável, como os diagramas isotérmicos e os de transformação em resfriamento contínuo (TRC).

O segundo resulta das variações das temperaturas de transformações de fases que também são afetadas pela presença de outros elementos de liga. Esta influência, nos aços CA6NM, pode ser observada tanto pela variação dos limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, quanto pela variação de A_{c1} de A_{c3} . Quanto à primeira variação, verifica-se que a adição de elementos de liga como o cromo, o silício e o molibdênio, faz com que diminuam os limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, ao passo que elementos de liga como o Ni e Mn fazem com que estes aumentem. O balanço destes elementos, nos aços CA6NM, é tal que, em condição de equilíbrio, o início e término da transformação da ferrita $\delta \rightarrow$ austenita, se situe em aproximadamente 1300 e 1200 °C, respectivamente (BILMES, 2001). A queda do campo da ferrita delta para temperaturas mais baixas, e, sobretudo, devido à cinética de transformação (principalmente dos elementos alfa gênicos), propicia que maiores teores de ferrita delta não se transformem em austenita e permaneçam retidas após resfriamento à temperatura ambiente.

Quanto à variação de A_{c1} , o efeito de diversos elementos de liga pode ser observado na Fig. (2.5). Além da composição química, estas variações também são sentidas pela velocidade de aquecimento ou resfriamento à qual é submetida à liga, Fig. (2.2).

2.2.2 SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO CA6NM

A solidificação em geral ocorre em condições fora do equilíbrio, devido à difusão dos elementos de liga, e aliada ao fato de existirem outros elementos de liga além do Cr e do Ni, normalmente em número maior que cinco, o uso de diagramas de fases é muito limitado. Assim, são propostas várias expressões na literatura para se determinar o modo de solidificação dos aços inoxidáveis (FILHO, 2005).

Essas expressões reduzem as complexas composições destas ligas agrupadas conforme seus efeitos ferritizantes ou austenitizantes denominados, respectivamente, de cromo equivalente e níquel equivalente a uma simples liga ternária Fe–Cr–Ni. Segundo Padilha e Guedes (1994), as expressões de níquel e cromo equivalente podem ser descritas de uma forma genérica pelas Eq (3) e (4):

$$Ni_{eq} = \%Ni + A(\%Mn) + B(\%C) + C(\%N) + D(\%Cu) + E(\%Co) \quad (3)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + F(\%Si) + G(\%Mo) + H(\%Al) + I(\%Nb) + J(\%Ti) + K(\%W) + L(\%V) \quad (4)$$

em que: A, B, C, D, E, F, G, H, I, J, K, L são constantes para um elemento específico nas diversas expressões propostas na literatura (FILHO, 2005).

O cromo equivalente (Cr_{eq}) e o níquel equivalente (Ni_{eq}) são expressões desenvolvidas para avaliar o efeito dos elementos de liga na microestrutura dos aços inoxidáveis obtida após solidificação, que os agrupam conforme seus efeitos ferritizante e austenizante. Um dos principais diagramas desenvolvidos a partir dessas expressões é o diagrama de Schaeffler apresentado na Fig. (2.7). Com a utilização dele é possível relacionar as ligas Cr-Ni com a formação das principais fases após a solidificação (PADILHA *et al*, 1994).

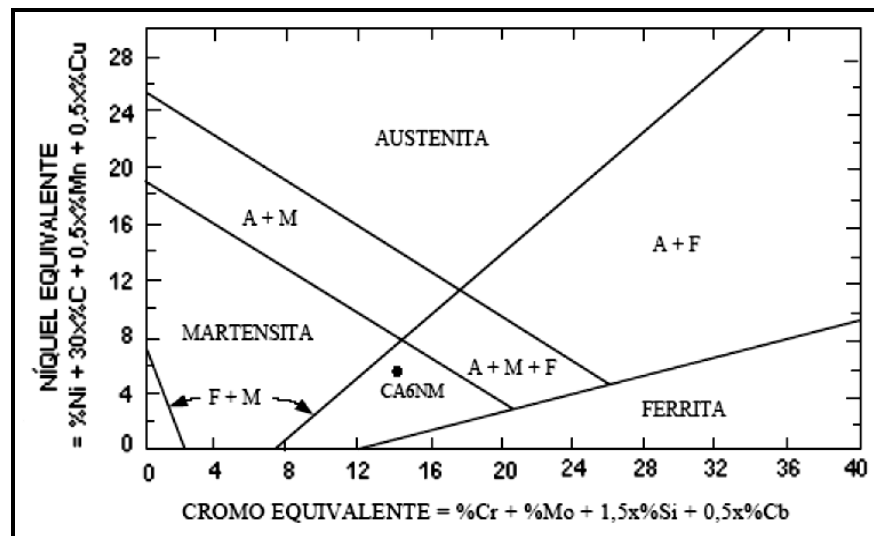


Figura 2.7 – Localização aproximada do aço CA6NM do diagrama de Schaeffler (PADILHA *et al*, 1994)..

Pode-se observar na Figura acima que o aço CA6NM se localiza no campo bifásico (martensita + ferrita) próximo da linha 100% martensita. Porém, além da martensita e ferrita, constatarem-se também traços de austenita residual. Analisando a quantidade de ferrita δ retida no material fundido verificamos que se encontra em níveis mais baixos que no material soldado. A ferrita consegue se manter na ordem de 5% devido à baixa velocidade de resfriamento e se decompõe transformando-se em austenita e, por seguinte, em martensita (CRAWFORD *et al*, 1982).

2.3 O FENÔMENO DA FADIGA

Fadiga mecânica é a degradação das propriedades mecânicas levando à falha do material ou de um componente submetido a carregamento cíclico. No geral, fadiga é um problema que afeta qualquer componente estrutural ou parte que se move. Exemplos: automóveis, aviões (principalmente nas asas), navios, constantemente em choque com as ondas, reatores nucleares etc.

Pode-se afirmar que 90% das falhas em serviço de componentes metálicos que experimentam movimento são devido à fadiga. Frequentemente, a superfície de fratura por fadiga irá mostrar algumas características macroscópicas de fácil identificação e associação ao fenômeno da fadiga.

A Fig. (2.8) mostra um esquema da superfície de fratura de um aço que falhou por fadiga. Os três estágios de desenvolvimento a serem observados neste tipo de falha são: um ponto ou sítio de iniciação da trinca encontrado geralmente na superfície, período de nucleação da falha, onde a iniciação ocorre devido à máxima tensão principal de cisalhamento a 45° com a tensão principal de tração aplicada (*estágio I*); uma região de propagação de trinca, na direção ortogonal à tensão de tração, mostrando as marcas de praia (*estágio II*) e uma região de fratura rápida, onde o comprimento de trinca excede um valor crítico (*estágio III*). Tipicamente, a falha por carregamento cíclico ocorre a níveis de tensões muito mais baixos do que por carregamento monotônico (ensaio de tração).

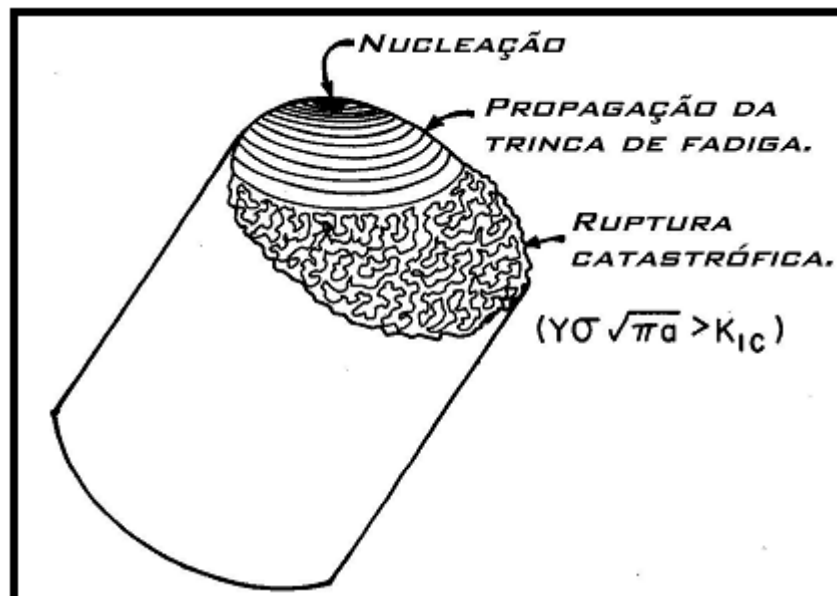


Figura 2.8 - Representação das superfícies características de uma fratura em fadiga, com distinção da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (MEYERS, 1998).

2.3.1 ESTÁGIOS DO PROCESSO DE FADIGA

2.3.1.1 NUCLEAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA

Corresponde ao início de uma ou mais microtrincas, causadas por deformação plástica cíclica seguida de propagação cristalográfica estendendo-se por dois a cinco grãos relativamente à origem. As trincas do estágio I não são normalmente discerníveis a olho nu. Trincas de fadiga nucleiam em singularidades ou descontinuidades na maioria dos materiais. Descontinuidades podem estar na superfície ou no interior do material.

As singularidades podem ser estruturais (inclusões ou partículas de segunda fase) ou geométricas (tais como riscos). Uma explicação para a nucleação preferencial de trincas de fadiga na superfície deve-se ao fato que a deformação plástica é mais fácil na superfície e que os degraus de escorregamento ocorrem também na superfície, além do fato que a máxima tensão estará quase sempre posicionada em algum ponto da superfície.

Contudo, trincas de fadiga também podem iniciar-se no interior do corpo de prova (em descontinuidades ou defeitos internos). Degráus de escorregamento sozinhos podem ser responsáveis pela nucleação de trincas ou estes podem interagir com defeitos estruturais ou geométricos para formar as trincas. Singularidades superficiais podem estar presentes desde o começo ou podem se desenvolver durante a deformação cíclica, como por exemplo, a formação de intrusões e extrusões, as quais são chamadas de bandas de escorregamento persistentes em metais.

Estas intrusões e extrusões são sítios ou locais preferenciais de nucleação de trincas por fadiga. Um modelo de formação destas imperfeições é apresentado na Fig. (2.9). A Fig. (2.10) apresenta uma foto real destas imperfeições.

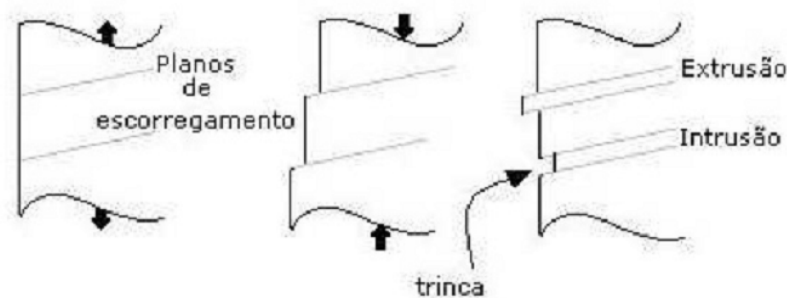


Figura 2.9 – Formação de Intrusão e Extrusão nas bandas de escorregamento (MEYERS, 1998)..



Figura 2.10 - Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre (MEYERS, 1998).

Estes defeitos ocorrem durante carregamento cíclico e podem crescer e formar uma trinca através de contínua deformação plástica. Desde que a maioria das falhas por fadiga ocorre na superfície de um material, a condição da superfície é muito importante. Justamente, o polimento da superfície pode aumentar significativamente a vida em fadiga de um material.

2.3.1.2 PROPAGAÇÃO DA TRINCA EM FADIGA

Compreende a progressões de micro a macrotrincas, formando superfícies de fratura com platôs paralelos, separados por sulcos também paralelos. Tais platôs são normalmente lisos e normais na direção da máxima tensão de tração. Essas superfícies podem ser onduladas e escuras e ter bandas leves conhecidas como *marcas de praia* ou *marcas de concha de ostra* (SHIGLEY, 2005).

A propagação corresponde ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão normal principal (plano de carregamento). Este segundo estágio é o mais característico da fadiga. É sempre visível a olho nu e pode corresponder a uma grande parte da seção resistente. A superfície de fratura tem uma textura lisa e avança de forma semicircular (formação das estrias de fadiga).

Para grandes amplitudes de tensão, uma fração muito grande da vida em fadiga (por volta de 90%) ocorre no estágio de crescimento ou propagação da trinca. Para um componente que possui um entalhe, esta parcela torna-se ainda maior. Visto que, intrinsecamente os processos de fabricação formarão trincas ou defeitos nos materiais, a parte de propagação pode ser uma das etapas mais importantes no processo de fadiga.

Algumas trincas nucleiam na superfície e propagam de acordo com direções preferenciais nos planos orientados, aproximadamente, a 45° do plano de carregamento (ver Fig. (2.11)).

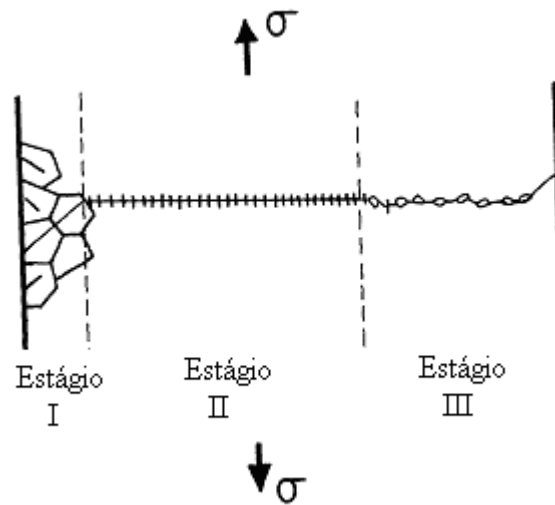


Figura 2.11 - Estágios I, II e III da propagação de trinca em fadiga.

Durante este estágio, a propagação de trinca é da ordem de poucos micrometros por ciclo. Após este estágio, uma trinca dominante de poucas dezenas de milímetros começa a propagar numa direção perpendicular ao plano de carregamento. Este é chamado de estágio II e a superfície de fratura apresenta marcas de estrias ou estriações. Frequentemente, cada estria representa um ciclo de carregamento.

Existe outra importante característica no estágio II de fadiga, isto é, as chamadas “marcas de praia”. Assim como as estrias, as marcas de praia também são semicirculares, mas são, entretanto, visíveis a olho nu. As marcas de praia podem ser originadas através dos diferentes graus de oxidação produzidos nas sucessivas paradas para repouso do equipamento ou pela variação nas condições de carregamento. Estas marcas representam milhões de ciclos e elas apontam para o local de início de propagação de trinca (ver Fig. (2.8)). A proporção entre a etapa de propagação e a ruptura final indica o grau de sobrecarga da peça ou o coeficiente de segurança aplicado.

2.3.1.3 REGIÃO DE FRATURA

Ocorre no ciclo de carga final, quando o material remanescente não pode suportar as cargas, resultando em fratura rápida e repentina. Uma falha de estágio III pode ser frágil, dúctil ou uma combinação de ambas. Peças que falham por fadiga apresentam um padrão típico, sendo este constituído de duas regiões, uma de aspecto polido, correspondente à região onde a microtrinca original foi criada e outra região de aparência áspera, onde ocorreu a ruptura.

A primeira região geralmente apresenta marcas de praia, – também conhecidas como linhas de divisa – que servem de indicação do local de origem da microtrinca inicial e são formadas pelos ciclos de início e parada do crescimento da trinca. Frequentemente as linhas circundam algum entalhe ou

intensificador de tensão interna. A Fig. (2.12) mostra os processos de ruptura do material desde o estágio I.

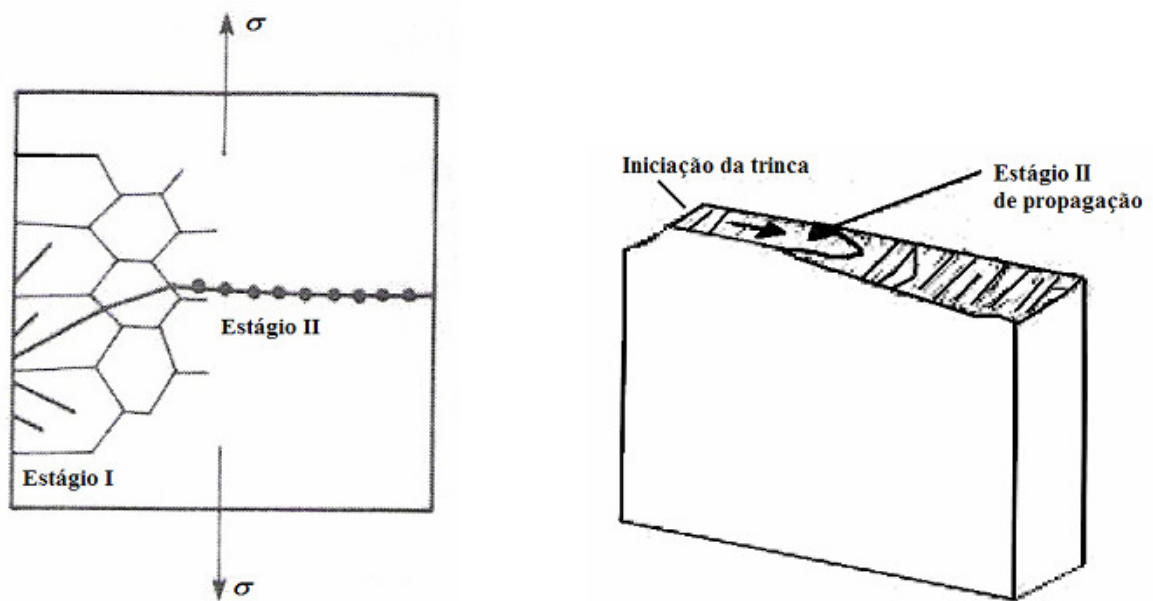


Figura 2.12 – Estágios da falha por fadiga.

Percebe-se nas figuras que o estágio I não apresenta direção preferencial de propagação, até que as bandas de deslizamento cresçam e tenha início o estágio II, onde o crescimento da trinca se dá na direção normal à tensão principal.

2.3.2 FATORES QUE AFETAM A VIDA EM FADIGA DOS MATERIAIS

Muitos são os fatores que afetam a vida em fadiga dos materiais. Podem ser considerados os expostos a seguir:

Acabamento superficial: Quanto melhor for o acabamento superficial, do componente, maior é a resistência à fadiga.

Tamanho da peça: Quanto maior é o componente, menor é a sua resistência à fadiga. De uma maneira mais simples, pode-se associar a influência do tamanho da peça na vida em fadiga, simplesmente, considerando o efeito do acabamento superficial. Assim, é possível imaginar a diminuição da resistência à fadiga com o aumento da dimensão do componente.

Temperatura: Considerando temperaturas abaixo da ambiente, tem sido observado que os metais apresentam um aumento na sua resistência à fadiga com o decréscimo da temperatura. Para mais altas temperaturas, a deformação plástica, torna-se mais intensa, diminuindo a vida em fadiga.

Concentração de tensões: Todas as descontinuidades tais como entalhes, furos e ranhuras modificam a distribuição de tensões, acarretando um aumento de tensões localizadas. Com este aumento de tensão localizado, o carregamento torna-se mais severo, diminuindo a vida em fadiga do material.

Efeitos microestruturais: O comportamento em fadiga dos aços é uma função da microestrutura apresentada, bem como do nível de inclusões não metálicas presentes. Um material temperado e revenido tem melhores características quanto à fadiga, que no seu estado normalizado ou recozido. Estes efeitos observados são diretamente relacionados ao aumento no limite de escoamento do material, uma vez que a iniciação de trincas por fadiga envolve deformação plástica localizada. Variações metalúrgicas que dificultem a deformação plástica levam a um aumento na resistência à fadiga. Maiores quantidades de inclusões diminuem a resistência à fadiga dos materiais.

2.4 CARACTERIZAÇÃO PRÁTICA DA FADIGA – CURVA S-N

Os estudos iniciais efetuados por Wöhler, entre 1858 e 1860 (Garcia *et al*, 2000), foram realizados em componentes estruturais sujeitos à flexão, torção e carregamentos axiais. Estes estudos permitiram concluir que a vida à fadiga aumenta com a diminuição da intensidade de tensão aplicada. Por outro lado, constatou-se que a vida à fadiga era drasticamente reduzida pela presença de entalhes.

Destes estudos resulta a caracterização do comportamento à fadiga em termos de amplitude de tensão versus vida à fadiga, e tem origem numa curva clássica para caracterização da fadiga nos materiais, a chamada “*curva S-N*”. Tal curva relaciona um valor de tensão alternada (*S*) ao número de ciclos (*N*) que pode levar a peça, sob ensaio, à ruptura. A curva S-N é também denominada “*curva de fadiga*” (UCHÔA, 2007).

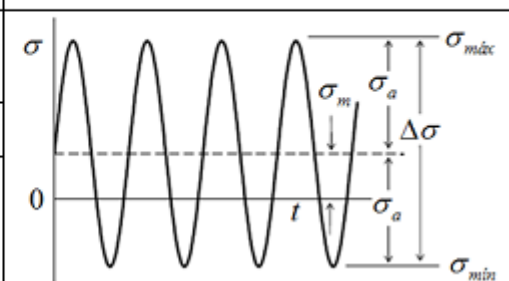
Para conhecer o comportamento de uma peça à fadiga, precisamos definir o tipo de carregamento, a frequência de variação deste carregamento e a razão entre os carregamentos máximos e mínimos. Um carregamento senoidal é comumente usado em ensaios de fadiga para a obtenção da curva S-N.

Basquin (1910) notou que os dados gerados poderiam ser descritos por um modelo linear, em escala logarítmica, para os casos em que os dados de fadiga são provenientes de amostras aleatórias, como mostra a Eq. (5). Onde a *S* é a amplitude de tensão, *N* é o número de ciclos que levam à falha por fadiga, *A* é o coeficiente de resistência à fadiga e *b* é o expoente de resistência à fadiga. Estes dois últimos são determinados experimentalmente.

$$S = A \cdot (N)^b \quad (5)$$

A notação comumente utilizada para caracterizar um carregamento cíclico com amplitude constante é mostrada na Tab. (2.3), que mostra também um carregamento cíclico típico, idealizado como um carregamento senoidal.

Tabela 2.3 - Definições de carregamentos cíclicos com amplitude constante.

Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Tensão média	$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$	
Variação de tensão	$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$	
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}}$	

Devido a heterogeneidades nas propriedades microestruturais, diferenças superficiais, variáveis metalúrgicas, alinhamento do corpo de prova no equipamento, presença de tensão média e a frequência dos ensaios, por exemplo, os resultados de vida à fadiga são bem dispersos. Essa variação no valor da vida em fadiga, N, para vários corpos sob o mesmo nível de tensão pode levar a incertezas de projeto significativas quando a vida em fadiga e/ou a resistência à fadiga estiverem sendo considerados (Callister, 1999).

As curvas S-N das normas representam 95% de um intervalo de confiança da vida à fadiga, isto é, 95% não irão falhar com relação à fadiga. Assim cada curva representa aproximadamente a pior condição, ou seja, o detalhe com a mais severa descontinuidade geométrica ou imperfeição. A grande variabilidade de ocorrência de defeitos provoca uma grande dispersão dos resultados mesmo que sejam testados detalhes idênticos em decorrência da diferença de tamanho das imperfeições iniciais existentes nos corpos de provas.

Análises estatísticas feitas no levantamento de dados para a construção das curvas de projeto mostraram que a variação de tensão é o parâmetro principal que rege o crescimento da trinca. Parâmetros como a tensão mínima, a razão de tensão e o tipo de material tiveram uma influência secundária na resistência à fadiga. As curvas S-N para aços também apresentam uma linha horizontal limite, correspondente a uma vida maior que $2,0 \times 10^6$ ciclos. A variação de tensão correspondente a esta vida ponto é conhecida como *limite de resistência à fadiga* (SHIGLEY, 2005).

Para determinar a curva S-N de um material, Fig. (2.13), um corpo de prova normalizado é submetido a tensões cíclicas e mede-se o número de ciclos que o material resiste antes de falhar. Este teste é repetido para vários corpos de prova com tensões de diferentes magnitudes.

Como indica o gráfico, quanto maior a amplitude de tensão, menor o número de ciclos que o material resiste antes de falhar. Para ligas ferrosas e ligas de titânio, a curva S-N se torna constante

para valores elevados de N , como mostra o gráfico (a), indicando que abaixo deste nível de amplitude de tensão, chamado de *limite de fadiga*, a falha não ocorrerá por fadiga, ou seja, a vida a fadiga é dita infinita. A curva $S-N$ de ligas não ferrosas representada no gráfico (b), observa-se que não existe um valor abaixo do qual a falha não ocorre, isto porque não existe limite a fadiga para ligas não ferrosas.

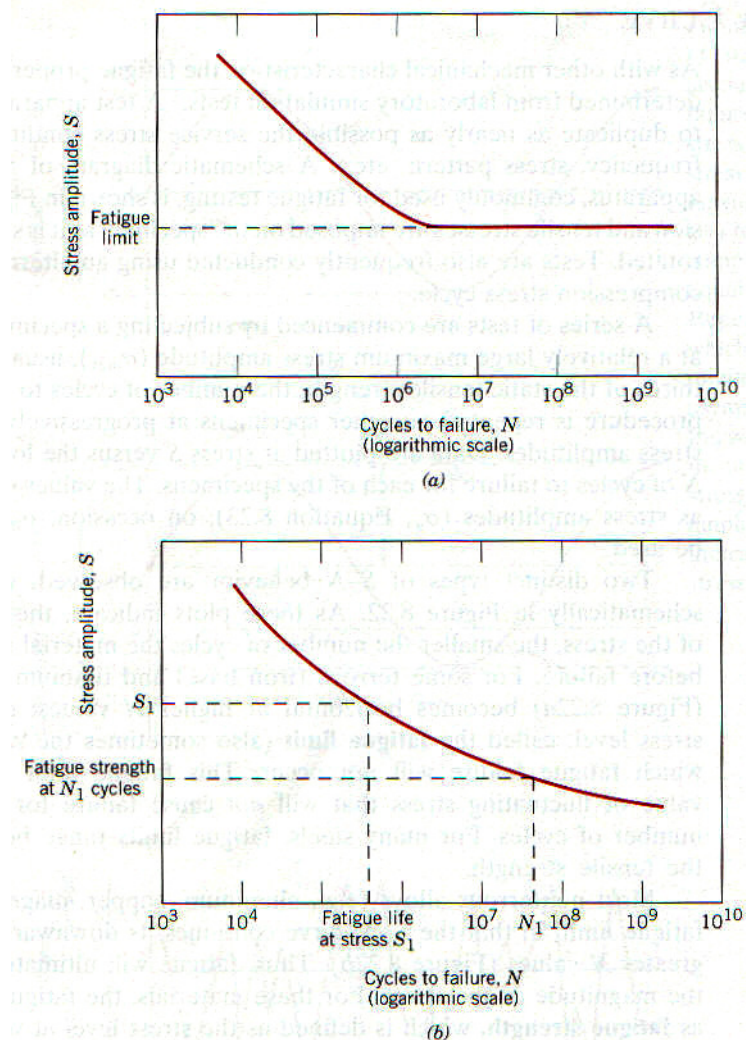


Figura 2.13 – Curva S-N. (a) ligas ferrosas e ligas de titânio; (b) ligas não ferrosas (NORTON, 2000).

2.5 NITRETAÇÃO IÔNICA

As características superficiais dos aços contribuem para as propriedades mecânicas (dureza, ductilidade, tenacidade, fluência e elasticidade), propriedades químicas (tensão superficial e corrosão) e tribológicas (desgaste adesivo, abrasivo e erosivo). Através de mudanças estruturais ou de composição da superfície, estas propriedades podem ser modificadas. O resultado dos tratamentos de superfície é a melhora das propriedades mecânicas superficiais. Como consequência do desenvolvimento de forças de compressão nas camadas superficiais durante o tratamento de endurecimento superficial, tem-se também melhora na resistência à fadiga [(ALVES JR., 2001), (LIANG, 2003), (CHYOU e SHIH, 1990)].

Os processos mais utilizados industrialmente são a nitretação em banhos de sais fundidos, denominado de Nitretação Líquida, e a nitretação com atmosfera gasosa de amônia, denominado Nitretação Gasosa. Nos últimos anos tem-se observado um grande crescimento de técnicas de tratamento de superfícies que são ambientalmente limpas. Dentre elas está a nitretação iônica, também chamada de nitretação iônica ou nitretação em descarga luminescente. Consiste na nitretação de superfícies metálicas quando inseridas em plasma de nitrogênio.

O processo quando realizado a plasma apresenta algumas vantagens em relação aos outros processos de nitretação comercialmente utilizados entre elas pode-se citar: baixa temperatura de tratamento; controle do tipo de camada formada; curto tempo de tratamento; uniformidade da camada nitretada, mais econômico e apresentar menores níveis de poluição (ALVES JR., 2001).

A nitretação é realizada com os seguintes objetivos: obtenção de elevada dureza superficial, aumento da resistência ao desgaste, aumento da resistência à fadiga, melhora da resistência à corrosão, melhora da resistência superficial ao calor até temperaturas correspondentes as da nitretação.

O tratamento superficial de nitretação é definido como um tratamento termoquímico que envolve a introdução de nitrogênio na forma atômica, por difusão, no interior do reticulado cristalino de ligas ferrosas, no campo de estabilidade da ferrita, em temperaturas normalmente na faixa de 500 a 590°C. Consequentemente, no processo de nitretação não ocorre nenhuma transformação de fase que não esteja relacionada com a precipitação de nitretos ou carbonitretos, quando presente também o carbono na liga ou no meio nitretante.

O pouco uso deste tratamento, no passado, deve-se ao alto custo das instalações e por dificuldades técnicas do equipamento. Dentre estas dificuldades, pode-se destacar a abertura de arcos elétricos e superaquecimento de parte das peças durante o tratamento. Estas dificuldades técnicas foram superadas com o surgimento de componentes eletrônicos para as áreas de potência e de microeletrônica. Atualmente, os equipamentos são construídos com sistemas microcontrolados e com fontes de alimentação com transistores, que fazem o controle automático do processo (MANFRINATO, 2006).

Para um melhor entendimento do processo de nitretação iônica, serão abordados conceitos importantes relacionados com o plasma, meio no qual é realizada a nitretação iônica.

2.5.1 PLASMA

O plasma é considerado o quarto estado da matéria, e é definido como um gás constituído de espécimes eletricamente carregadas e neutras, como elétrons, íons, átomos e moléculas. Pode-se dizer que, em média, um plasma é eletricamente neutro, sendo que qualquer desequilíbrio de carga resultará em campos elétricos que tendem a mover as cargas de modo a restabelecer o equilíbrio.

O método de nitretação iônica é um processo físico-químico ativado não só pelo efeito da temperatura, mas também pela ação cinética de íons acelerados contra o substrato. Os componentes a serem nitretados são colocados em uma câmara de reação conforme descreve a Figura 2.14, onde uma atmosfera nitretante, em geral misturas N_2-H_2 , a baixa pressão- 133 a 1333 Pa (1 a 10 Torr)- é ionizada por meio de uma diferença de potencial elétrico de 350 a 1000 V entre dois eletrodos imersos no reator. O componente a ser tratado fica acoplado ao cátodo e as paredes da câmara funcionam como ânodo (KARAMIS, 1992)

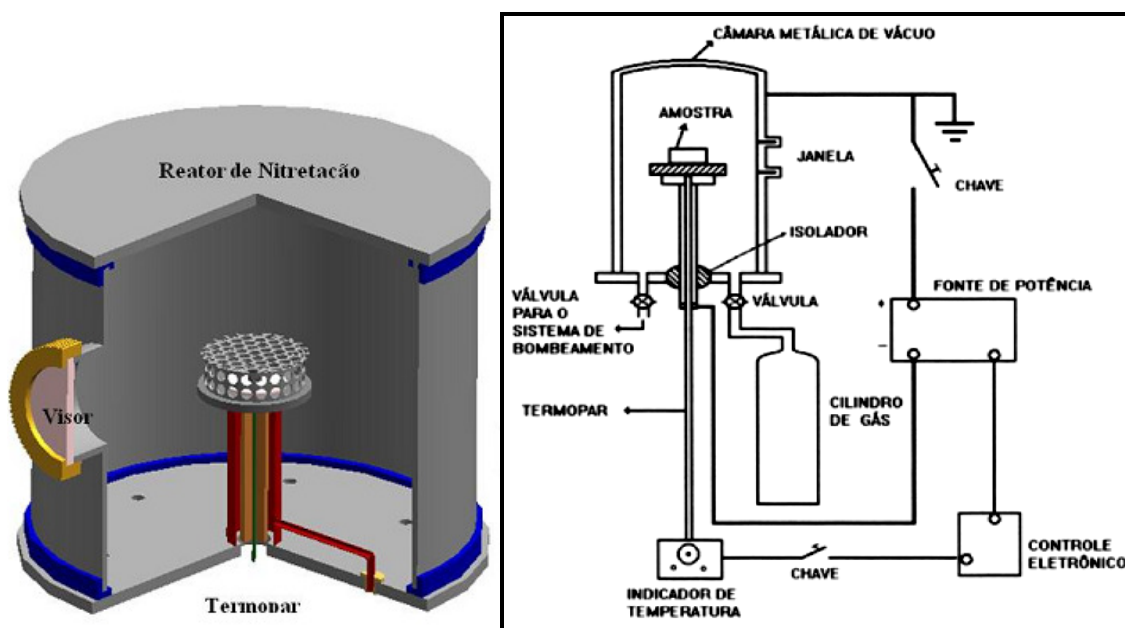


Figura 2.14 - Desenhos esquemáticos da câmara de nitretação (FROEHLICH, 2003).

Desta forma, por meio de uma descarga elétrica é gerado e mantido o plasma, através do qual íons são acelerados pelo campo elétrico e bombardeiam a peça com considerável energia cinética. Como resultado destas colisões, mais elétrons são produzidos e acelerados pelo campo elétrico, tornando o processo em cadeia, até atingir um equilíbrio entre colisões e ionização. As colisões mais importantes são as inelásticas, conduzindo a excitação e ionização. Como o estado excitado é um estado instável, o átomo tende a retornar ao seu estado fundamental, o que ocorre pelo decaimento dos elétrons a estados inferiores resultando na emissão de luz (fótons), processo este responsável pela luminescência no plasma. As colisões que causam ionização criam elétrons e íons, os íons são acelerados pelo campo elétrico em direção ao cátodo. Na colisão íon-cátodo, elétrons são arrancados e ao colidirem com outros átomos, produzirão novos elétrons e íons. Esse mecanismo é responsável pela sustentação da descarga em plasma (BOGAERTS *et al.*, 2002). A Fig. (2.15) ilustra esse fenômeno:

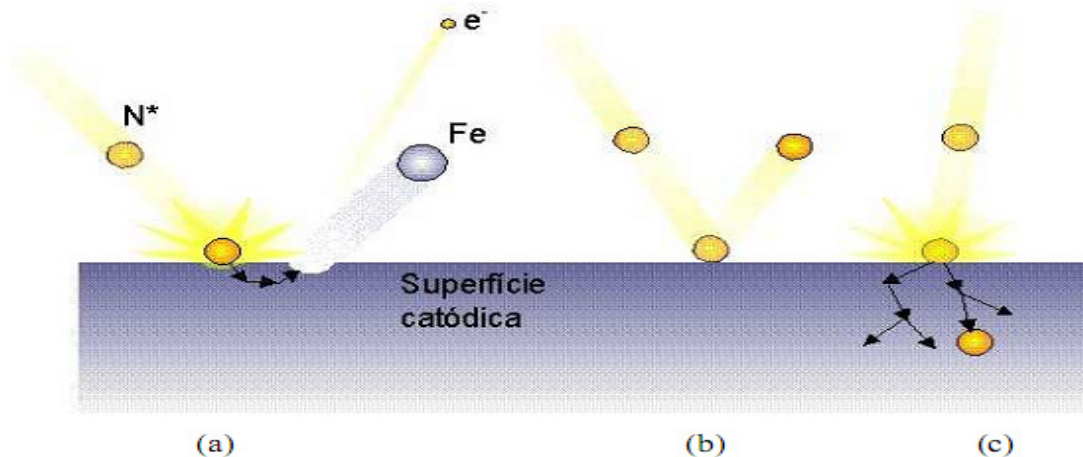


Figura 2.15 - Efeitos da colisão de íons na superfície catódica: (a) Átomos ou elétrons do alvo podem ser ejetados (sputtering); (b) os íons incidentes podem ser refletidos ou (c) implantados no alvo (BALLES, 2004).

Uma grande parte da energia das partículas ao serem refletidas ou implantadas na superfície do alvo, é transferida em forma de calor. Cerca de 90% da energia das partículas incidentes é perdida sob forma de calor para o aquecimento do alvo. Parte desta energia é absorvida para aquecer o cátodo enquanto outra parte é dissipada por radiação, convecção ou condução para as paredes e o meio de reação (ALVES Jr., 2001).

Com a ionização do gás, uma corrente elétrica é gerada, e sua sustentação dependerá da variação da diferença de potencial entre os eletrodos, dada pela curva da Fig. (2.16).

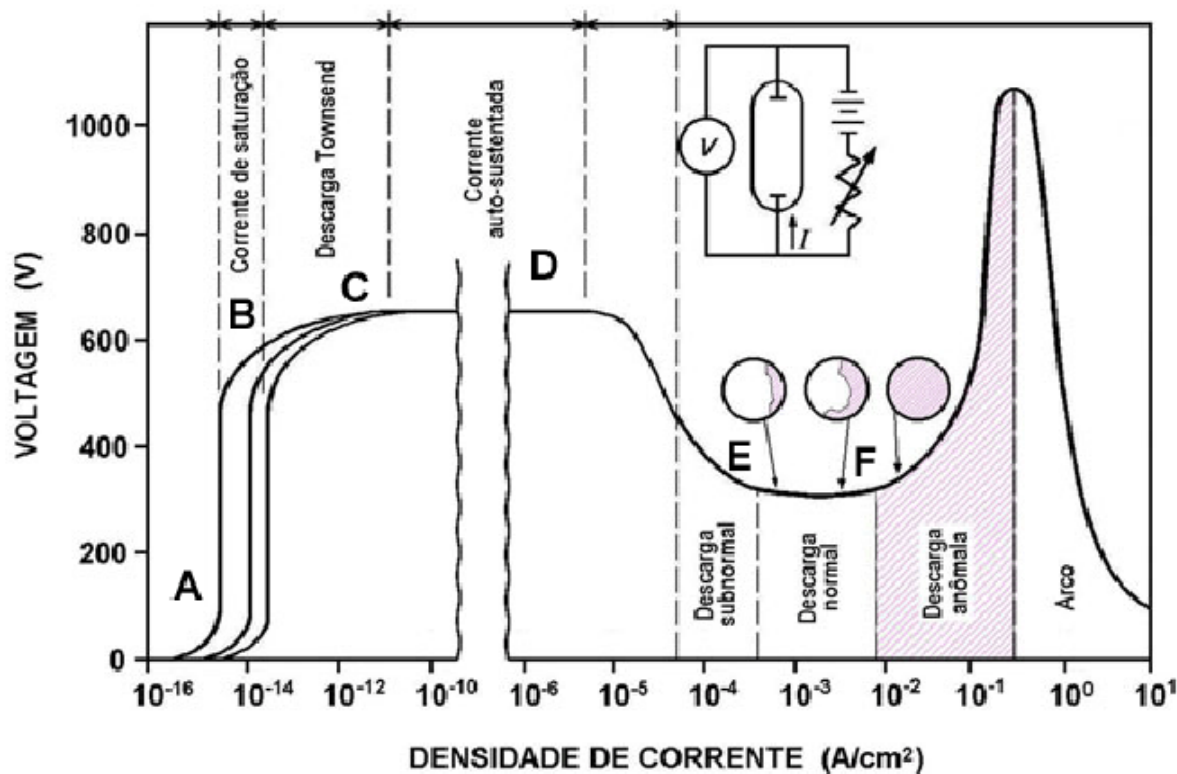


Figura 2.16 - Curva característica da densidade de corrente-voltagem aplicada entre dois eletrodos (RIOFANO, 2002)

As regiões apresentadas na Fig. (2.16) serão explicadas em partes, para melhor compreensão. As regiões de descarga anômala e de arco são de especial interesse para o processo de tratamento de superfície, e as demais regiões são indicadas para estudos fundamentais do plasma. Na região entre os pontos A e B, a corrente elétrica é extremamente baixa, pois poucas partículas são ionizadas e podem mover-se de um eletrodo para outro. Nesta condição, o gás comporta-se como um mau condutor ôhmico.

Com o aumento da voltagem, a produção de íons e elétrons também aumenta que serão acelerados em direção aos eletrodos e neutralizados. A corrente elétrica começará a aumentar linearmente com a voltagem, até atingir uma condição limite, na qual todos os íons e elétrons alcançaram os eletrodos, gerando uma corrente de saturação, entre os pontos B e C. Aumentando-se mais a voltagem, os elétrons adquirem energia para ionizar outros átomos, produzindo mais elétrons, com consequente aumento da corrente elétrica.

A região entre os pontos B e C é chamada de região de descarga de Townsend. Nesta condição, íons positivos, fótons e partículas neutras iniciam o bombardeio do catodo, liberando elétrons secundários e produzindo uma cascata de elétrons, responsável pela descarga auto-sustentada. A partir do ponto D há uma queda na voltagem, mesmo com o aumento da corrente elétrica. Este efeito é conhecido como luminescência subnormal. Os elétrons secundários são acelerados pelo forte potencial positivo do catodo contra os átomos ou moléculas de gás, produzindo pares de íons-elétrons através de colisão elástica. Desta forma, os íons são acelerados para o catodo, produzindo mais elétrons secundários, até a descarga se auto-sustentar. Enquanto este processo ocorre, o brilho na região catódica torna-se mais intenso.

A região compreendida entre os pontos E e F é denominada de descarga normal. Este fenômeno é amplamente empregado na indústria de lâmpadas luminosas e tubos fluorescentes. Depois de formada a luminescência, um acréscimo na voltagem é acompanhado de um aumento na corrente, para uma pressão constante. Esta região é chamada de luminescência anômala e é usada na maioria dos processos termoquímicos, como deposição de filmes finos, modificação superficial por oxidação, carbonetação, nitretação, etc., por apresentar uma alta densidade de corrente, e por promover o recobrimento completo e uniforme da superfície tratada.

A densidade de corrente na região da descarga anômala é geralmente entre 0,1 e 5,0 mA/cm² para uma voltagem entre 400 e 800 V. Na região da descarga luminescente anômala a voltagem é aumentada e com isto ocorre um aumento na densidade de corrente elétrica. O aumento de voltagem e de corrente elétrica produz um aquecimento local na superfície do catodo, o que provoca um aumento na emissão de elétrons, levando a um aumento adicional na densidade de corrente elétrica. A descarga luminescente fica concentrada nesta área superaquecida, provocando o arco elétrico (MANFRINATO, 2006).

A Fig. (2.17) mostra a fotografia da bainha de plasma, descarga brilhante, formada na nitretação de uma engrenagem. A espessura da bainha é nítida e envolve os dentes da engrenagem de forma homogênea do topo a raiz, permitindo a nitretação por igual em toda a superfície.

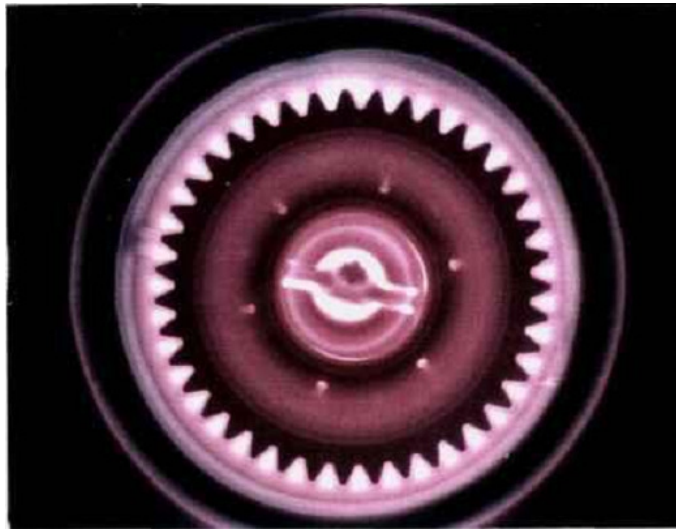


Figura 2.17 - Fotografia da bainha de plasma, descarga brilhante, na superfície de uma engrenagem durante o processo de nitretação por plasma (PINEDO, 2000).

2.5.2 FORMAÇÃO DA CAMADA NITRETADA

A camada nitretada de um aço é formada por uma zona de difusão, com ou sem a zona de compostos (camada branca) e depende dos tipos de elementos de liga dos aços a serem nitretados e dos parâmetros do processo, composição dos gases, tempo e temperatura de exposição no tratamento de nitretação. O mecanismo usado para gerar o nitrogênio na superfície da peça afeta a estrutura da camada, pois a formação da zona de compostos e a zona de difusão dependem da concentração de nitrogênio. Essas camadas estão representadas na Fig. (2.18).



Figura 2.18 - Representação esquemática das camadas de nitretação.

Denomina-se zona de compostos ou camada branca a região onde são formados os nitretos de ferro γ' e ϵ . Dependendo das condições de operação do material a ser nitretado, a profundidade e a composição da camada branca devem ser previamente selecionadas. A camada formada por nitretos de ferro γ' (Fe_4N) possui maior tenacidade que a camada ϵ ($\text{Fe}_{2-3,2}\text{N}$), sendo recomendada para aplicações que exijam resistência a carregamentos severos. A camada formada por nitretos ϵ é mais apropriada para aplicações que impliquem em alta resistência ao desgaste (EDENHOFFER, 1974).

A ductilidade da camada de compostos depende de dois fatores segundo Edenhofer (1974):

Homogeneidade da camada – na camada formada por apenas um tipo de nitretos (monofásica) as tensões criadas entre as diferentes estruturas nas regiões de transição serão menores, diminuindo a possibilidade de surgimento de microtrincas quando solicitada externamente;

Profundidade da camada branca – O aumento da espessura da camada de compostos diminui a ductilidade da camada nitretada. Esta deve ter então apenas a espessura necessária para garantir resistência ao desgaste e à corrosão.

Como a camada de compostos formada na nitretação iônica é mais compacta e menos porosa quando comparada com as camadas obtidas nos processos de nitretação convencionais, têm-se um aumento na resistência ao desgaste e na resistência à corrosão.

O processo de nitretação a plasma, devido ao maior controle do processo, possibilita selecionar a camada a ser formada. Pode-se obter uma camada monofásica com a formação de apenas um tipo de nitreto de acordo com a utilização requerida, ou até mesmo prevenir a formação da camada branca. Esta possibilidade surge como uma das principais vantagens da nitretação a plasma (TIER, 1998).

A zona de difusão de uma camada nitretada é constituída de nitrogênio em solução sólida e precipitados de nitretos da microestrutura original. Em materiais a base de ferro, o nitrogênio existe como átomos em soluções sólidas intersticiais até que o limite de solubilidade do nitrogênio no ferro seja excedido. Esta zona possui dureza levemente maior que a dureza do núcleo do material.

A profundidade da zona de difusão depende do gradiente de concentração de nitrogênio, do tempo de tratamento a uma dada temperatura, e da composição química da peça. Em regiões mais próximas à superfície a concentração de nitrogênio é maior havendo a formação de precipitados coerentes muito finos. Estes precipitados, nitretos de ferro e de outros metais, podem existir nos contornos e dentro dos grãos, distorcendo o reticulado e aumentando sensivelmente a dureza da peça. Em determinadas ligas não se consegue observar a zona de difusão. Isto ocorre quando os precipitados formados são muito pequenos

O teor de elementos de liga nos aços afeta diretamente difusão do nitrogênio. A profundidade da camada está diretamente ligada à quantidade de elementos formadores de nitretos no substrato. Quanto mais elementos de liga menor a profundidade de camada e maior a dureza. Alumínio, titânio, cromo, molibdênio e vanádio apresentam nesta ordem, maior efeito de endurecimento superficial pela

formação de nitretos (EDENHOFFER, 1974).

O tipo de camada nitretada formada na superfície de um material submetido ao processo de nitretação a plasma pode ser controlado através de alguns parâmetros de tratamento, tais como: diferença de potencial elétrico, atmosfera nitretante, pressão, tempo e temperatura. Dependendo da configuração utilizada nestas variáveis a camada nitretada formada pode ser constituída por uma única fase ou ser composta (ALVES Jr, 2001).

2.5.3 VANTAGENS E DESVANTAGENS DA NITRETAÇÃO IÔNICA

As principais vantagens desta técnica sobre as convencionais (nitretação gasosa e nitretação líquida) são:

- Seleção de nitretos γ' ou ϵ para produzir uma camada monofásica ou até prevenir a formação da camada branca. Esta seleção pode ser feita pela variação de alguns parâmetros como temperatura e mistura gasosa (ASM HANDBOOK, 1994);
- É possível a redução do tempo de tratamento mantendo as mesmas características, pois a alta concentração de nitrogênio na superfície é o principal fator que acelera a difusão de nitrogênio (EDENHOFFER, 1974);
- Menor distorção das peças devido à utilização de temperaturas mais baixas (WOLFART, 1996);
- Diminuição de retífica após o tratamento (BELL *et al*, 1977);
- Eliminação do uso de máscaras de cobre, substituindo-as por máscaras mecânicas que simplesmente não permitem a formação do plasma nas áreas onde não se deseja nitretar (KUNRATH, 1995);
- Produção de camadas mais uniformes, mesmo em peças de formato complexo (WIERZCHON, 1997);
- Remoção da camada estável de óxido de cromo que dificulta a nitretação de aços inoxidáveis. Enquanto que no processo de nitretação gasosa esta camada passiva é removida por jateamento, decapagem ou reação química, na nitretação a plasma a camada pode ser removida através da limpeza com hidrogênio (sputtering) dentro da própria câmara de nitretação (ASM HANDBOOK, 1994);
- Eliminação dos problemas de passivação através da remoção dos filmes superficiais em um plasma de Ar e /ou H₂ antes de utilizar a mistura nitretante (FU *et al*, 1998);
- Eliminação de problemas ambientais (Não são utilizados gases ou líquidos tóxicos, como nos processos convencionais) (KUNRATH, 1995);
- Possibilidade de se utilizar temperaturas mais baixas (a partir de 350 °C) (EDENHOFFER

et al, 1976);

- Alto controle do processo permitindo maior reprodutibilidade (TIER, 1998);
- Variação dimensional pequena – A deformação produzida pelo tratamento depende do nível de tensões internas do material. Assim, o decréscimo da tensão de escoamento com o aumento da temperatura de tratamento sugere o uso de temperaturas baixas, para minimizar as distorções, o que é possível somente no processo a plasma (TIER, 1998);

Como desvantagens para este processo pode-se citar:

- Necessidade de operadores qualificados quando o processo não for automatizado (KUNRATH, 1995);
- Alto investimento inicial, porém com uma relação custo/benefício satisfatória (KUNRATH, 1995);
- Limitação para peças com furos ou entalhes pequenos devido à concentração do plasma nestas regiões, podendo ocorrer sobreaquecimento (KUNRATH, 1995);
- Limitação de tamanho de peça, devido ao tamanho de reator utilizado, uma vez que quanto maior a superfície do material exposta à descarga elétrica, maior também a corrente elétrica e, portanto, maior a potência elétrica da fonte a ser utilizada;

2.6 CRIOGENIA

Proposto na antiga URSS em 1937, o método de tratamento a baixas temperaturas de Gulyaev foi um dos primeiros métodos usados para eliminar a austenita retida presente nos aços temperados. A célula de resfriamento usada por Gulyaev consistia de uma caixa revestida de cobre e isolada externamente com aço, sendo que o espaço entre estes dois materiais era preenchido com dióxido de carbono sólido (gelo seco) ou outras substâncias como etano, etileno e freon, obtendo temperaturas entre -80 e -100°C (GULYAEV, 1937).

Nas últimas décadas, um interesse especial tem sido demonstrado pelo efeito de baixas temperaturas no tratamento térmico dos aços. Alguns trabalhos indicam que, dentre outros benefícios, a vida das ferramentas de corte pode aumentar significativamente após estas serem submetidas ao tratamento térmico subzero. Diferentemente dos revestimentos, o tratamento criogênico é aplicado em todo o volume e não apenas superficialmente, o que garante a manutenção de suas propriedades ao longo de toda a vida da ferramenta. Porém, a falta de consenso sobre os fenômenos metalúrgicos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste e alguns resultados contraditórios encontrados na literatura colocam em dúvida os reais benefícios deste tratamento.

Tem-se teorizado bastante sobre a causa da melhoria dos diferentes aços sob tratamento criogênico, fundamentalmente sobre os aços rápidos. Felizmente já existem pontos de concordância

sobre a transformação da austenita retida em martensita, como tem sido demonstrado desde o começo da utilização do tratamento subzero, que fica na casa dos -80°C . A utilização de diferentes ensaios sofisticados como MEV, EDS, raios X, assim como da simples microscopia ótica, tem comprovado essa transformação. As melhorias nos materiais também são baseadas no aparecimento de carbonetos, microcarbonetos e micronitretos devido às temperaturas extremamente baixas aplicadas e mantidas. A homogeneização das microestruturas e a redução das tensões internas completam o grupo de argumentos para justificar as gigantescas melhorias dos diferentes materiais (REASBECK, 1992).

A criogenia é um tipo de tratamento que consiste na utilização de temperaturas próximas à do nitrogênio líquido (-196°C), com o propósito de se obter determinadas propriedades, tais como elevadas resistência ao desgaste, tenacidade, dureza e dureza a quente, tensões residuais compressivas, dentre outras. No caso particular da resistência ao desgaste, este é reconhecidamente um fenômeno complexo, uma vez que muitos fatores influenciam o desgaste de um componente em serviço e várias combinações dos quatro mecanismos básicos (adesivo, abrasivo, por fadiga e corrosivo) podem estar envolvidos em uma situação particular (BARRON, 1982). Este fato aumenta de importância deste tratamento em aços para mancais de rolamentos devido às condições especiais de utilização, durante as quais os elementos são submetidos a pressões de contato muito altas associadas a temperaturas relativamente elevadas.

O chamado Tratamento Criogênico Profundo (TCP) consiste no resfriamento a uma taxa muito baixa, da temperatura ambiente até a temperatura do nitrogênio líquido. O ciclo de criogenia pode ser feito em atmosfera gasosa de nitrogênio ou utilizando a imersão direta no líquido. Este esfriamento é mantido durante aproximadamente 24 horas (podendo ser superior) e depois se retorna à temperatura ambiente novamente a taxas igualmente baixas, evitando assim mudanças bruscas de temperatura que possam provocar o aparecimento de trincas e tensões internas. É comum a combinação da criogenia com ciclos de revenimento, que podem ser simples ou múltiplos, obtendo-se diferentes resultados finais (ASM METALS HANDBOOK, 1969).

Existem duas hipóteses que buscam explicar os efeitos dos tratamentos criogênicos nas propriedades mecânicas (resistência ao desgaste e tenacidade) dos aços. Uma defende que a única mudança que ocorre no aço durante o processo criogênico é a transformação da austenita retida em martensita e a outra defende que além da transformação da austenita retida, o condicionamento da martensita em temperaturas criogênicas gera condições para a precipitação de carbonetos ultrafinos no revenimento.

A fragilização intergranular é um dos fenômenos importantes que pode ocorrer durante o tratamento térmico dos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono. Portanto, quando submetidos a baixas taxas de resfriamentos os aços CA6NM também são suscetíveis a este tipo de fragilização, como é o caso, por exemplo, do resfriamento do núcleo de peças de grandes seções. Pesquisas assinalam que o principal fator desta fragilização é a presença de carbonetos do tipo Cr_{23}C_6 nas

interfaces γ/δ , nos contornos de grãos austeníticos anteriores e revertidos, ou seja, nos contornos de austenita antes da têmpera e aquela formada no revenido, respectivamente (IWABUCHI, 1995).

A baixa energia de coesão entre a interface dos contornos dos grãos com os precipitados e impurezas é um fator que influencia a existência da fragilização intergranular. Neste caso, assume-se que trincas se iniciam ao redor dos carbonetos, localizados nos contornos de grãos e se propagam ligando-se umas às outras (SMITH, 1993).

Como muitas vezes é inevitável um resfriamento mais lento no núcleo de peças de maiores volumes, procura-se otimizar a composição química de modo a minimizar a suscetibilidade a esta fragilização. Elementos como carbono, níquel, silício e molibdênio influenciam na cinética de precipitação de Cr_{23}C_6 , afetando, portanto, a tenacidade - esta que, normalmente, é referida com o aumento da temperatura de transição dúctil-frágil ou FATT (fracture appearance transition temperature) e a fração de fratura intergranular (LESLIE, 1981).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A descrição dos materiais envolvidos nos testes realizados, bem como a metodologia e procedimentos aplicados é feita neste capítulo.

3.1 DESCRIÇÃO DA MÁQUINA DE ENSAIO

O equipamento que realizará os ensaios mecânicos citados é a máquina de ensaio universal MTS 810. Através dela, podem ser feitos o ensaio de tração, de fadiga com qualquer tipo de carregamento, seja ele alternado, flutuante ou pulsante. Há também a possibilidade de realizar ensaios de fadiga com controle de deslocamento, característica importante para o levantamento da curva ϵ - N do material.

Seu funcionamento é governado por um computador central, que liga a bomba principal, a qual provê a ‘força’ desempenhada pelo atuador hidráulico. Além disso, é nele que se programa o ensaio desejado. Existem também comandos que são realizados manualmente por intermédio do reservatório hidráulico, tais como: a elevação da travessa para o encaixe do CP, a abertura e o fechamento das garras e a escolha de sua pressão de agarramento. A célula de carga envia para o computador informações sobre a força que está sendo exercida no corpo de prova. O atuador hidráulico da MTS 810 possui um sensor de deslocamento que envia tais informações ao computador. A MTS 810 é muito versátil, podendo realizar ensaios com controle de carga, força, deslocamento, amplitude e frequência de ciclagem. A Fig. (3.1), abaixo apresentada, ilustra as principais partes deste equipamento a menos do computador e da bomba hidráulica.

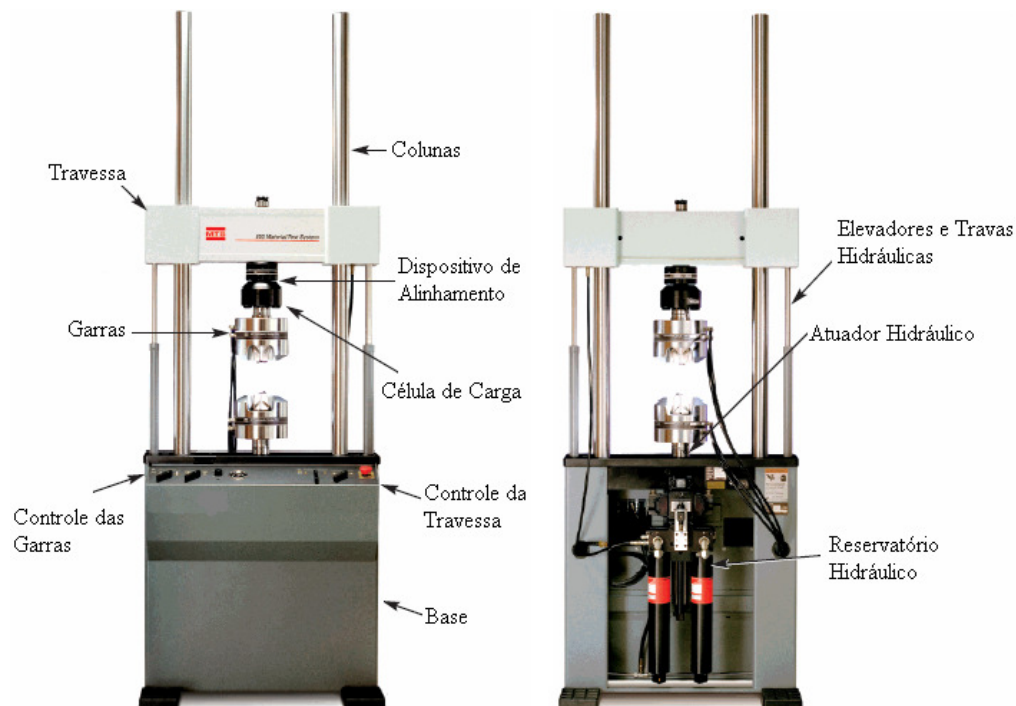


Figura 3.1 - Máquina de ensaio universal MTS 810.

3.2 DIMENSIONAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

Para se realizar os ensaios para avaliar o efeito da resistência a fadiga do aço ASTM A743 CA6NM há a necessidade de utilizar corpos de prova que estejam de acordo com a norma ASTM E606-04 ou com a ASTM E-466. Estas normas definem as principais dimensões, dimensões mínimas e especificam as condições de fabricação e de realização dos testes.

Os corpos de prova usados nesta análise de fadiga foram fabricados segundo a norma ASTM E 606-04, a qual especifica CP's para testes de fadiga de carregamento uniaxial com controle de deformação, sendo estes aplicáveis tanto para o levantamento da curva $S - N$ quanto da $\epsilon - N$ deste material. A prática estabelecida por essa norma serve de guia para o teste de fadiga em atividades como: pesquisa e desenvolvimento de materiais, projetos mecânicos, controle de processos e qualidades, controle de performance e análise de falhas. Os dois tipos básicos de corpos de provas previstos por essa norma são: cilíndrico com seção de teste de perfil reto e cilíndrico com seção de teste inteiramente definida por um raio de concordância (Tipo Ampulheta). O do corpo de prova tipo ampulheta exige cuidados especiais na sua fabricação, visto que devido a sua geometria pode haver incertezas na análise e na interpretação dos dados. Basicamente a maior recomendação que a norma faz sobre o projeto do CP diz respeito ao diâmetro mínimo da seção de teste. Ela recomenda que ele seja superior à 6,35mm. A partir daí, as outras dimensões devem seguir os limites apresentados na Fig.(3.2).

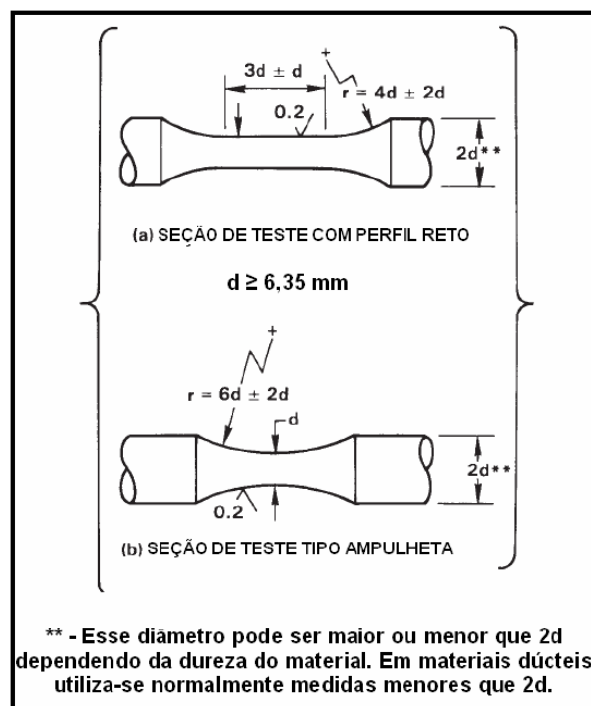


Figura 3.2 - Dimensões dos CPs segundo a norma ASTM E 606-04 (WINCK, 2011).

As especificações das dimensões dos corpos de prova tipo ampulheta usados nesse trabalho são apresentados na Tab. (3.1) e na Fig. (3.3):

Tabela 3.1. Dimensões do CP Tipo Ampulheta.

Parâmetro	Valor	Limite
Diâmetro da seção de teste (d_t)	7 mm	$d_t > 6,35$ mm
Comprimento	143 mm	N A
Diâmetro de agarramento (D_a)	12,5 mm	$D_a \leq 2 \cdot d_t$
Comprimento da seção de teste	35 mm	N A
Raio de concordância	56 mm	$6 \cdot d_t \pm 2 \cdot d_t$

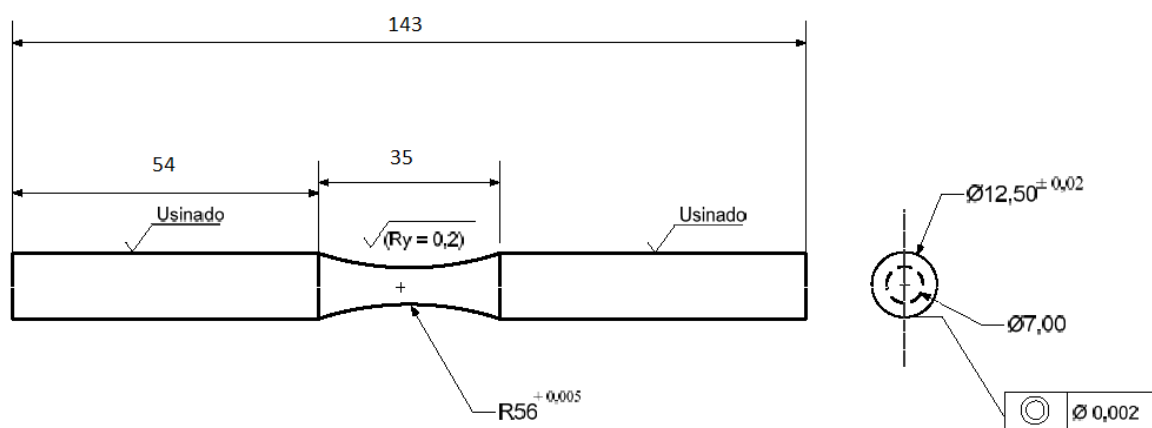


Figura 3.3. Representação do CP Cilíndrico tipo Ampulheta (mm)

Os corpos de prova foram usinados em um torno de controle numérico computadorizado (CNC) e posteriormente foram lixados e polidos de acordo com a norma ASTM E 3-95 antes de sofrerem o processo de nitretação a plasma.

A garra da máquina de ensaios possui cunhas para fixação dos corpos de prova cilíndricos cujo diâmetro D varia entre 10,9 a 12,7mm. Assim, um corpo de prova com diâmetro D igual a 12,5mm foi selecionado. Na Tab. (3.2) são apresentadas as dimensões básicas dos corpos de prova a serem usados nos ensaios:

Tabela 3.2 – Dimensões Nominiais dos Corpos de Prova

D [mm]	d [mm]	A_D [mm ²]	A_d [mm ²]	A_D/A_d	R [mm]	L [mm]
12,5	7	122,71	38,48	3,19	56	143

Os corpos de prova utilizados neste trabalho foram tratados pelo processo de Nitretação Iônica e Criogenia. O primeiro tratamento foi realizado durante 1h a uma temperatura de 500 °C e o segundo durante 20h a uma temperatura de -190 °C.

3.3 METODOLOGIA

Para a quantificação do número de espécimes necessários para a realização dos ensaios, geralmente utiliza-se a metodologia proposta pela Norma ASTM / E 739-91. Esta norma determina o número mínimo de espécimes para quatro tipos de ensaios específicos e se o número de replicações foi ou não adequado aos ensaios efetuados, apresentados nas Tabs. (3.3) e (3.4).

Tabela 3.3 - Tamanho necessário de uma amostra. (Norma ASTM / E 73991)

Tipo de Ensaio	Número Mínimo de Espécimes
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	6 a 12
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	6 a 12
Dados admissíveis para projeto	12 a 24
Dados de confiabilidade	12 a 24

Tabela 3.4 - Replicações necessárias. (Norma ASTM / E 73991)

Tipo de Ensaio	Percentual Mínimo de Replicações
Preliminares e exploratórios (Pesquisa e ensaios para desenvolvimento)	17 a 33 %
Testes de pesquisas e desenvolvimento de componentes e espécimes	33 a 50 %
Dados admissíveis para projeto	50 a 75 %
Dados de confiabilidade	75 a 88 %

Conforme recomendado pelas normas ASTM / E 468-90 [ASTM, 1990] e ASTM E - 739/91 (ASTM,1991), o número mínimo necessário de espécimes para se montar uma curva padrão S-N depende do tipo de programa de ensaio desenvolvido. O programa aqui desenvolvido tem por objetivo o levantamento de dados admissíveis para projeto. Para esse tipo de programa exige-se o uso mínimo de 12 corpos de prova com um percentual de replicação dos testes entre 50 e 75 %. Assim, com base nessas informações, para um levantamento preliminar da curva foram usados 4 níveis de tensão (em cada um desses níveis foram ensaiados inicialmente 3 corpos de prova) para os corpos de prova tratados com Nitretação Iônica e 6 níveis de tensão para os CP's criogenizados.

Nos níveis onde se observou uma maior dispersão os ensaios foram replicados. Na Tab. (3.5) são apresentados os níveis de tensões usados nos ensaios com tempo de nitretação igual à 1h, e na Tab. (3.6) os níveis de tensões para o tratamento criogênico. Os valores adotados para os níveis de tensão são semelhantes aos utilizados por SILVA *et al* (2010) a fim de se comparar os efeitos da nitretação iônica e criogenia à vida em fadiga para este mesmo aço sem tratamento algum.

Tabela 3.5 – Níveis de Tensão para os ensaios com tempo de nitretação 1h

R	Níveis de Tensão (MPa)			
	1°	2°	3°	4°
-1	440	463	492	530

Tabela 3.6 – Níveis de Tensão para os ensaios com tratamento criogênico

R	Níveis de Tensão (MPa)					
	1°	2°	3°	4°	5°	6°
-1	364	392	400	406	420	509

A curva S-N foi obtida considerando a propagação total da trinca, ou seja, até a ruptura de vários corpos de prova sob solicitações cíclicas, repetindo o processo para diferentes intensidades de carregamento. A tensão a partir da qual a vida é determinada como infinita é definida como limite de fadiga, e a tensão em que ocorreu falha por fadiga para vida finita denomina-se de resistência à fadiga.

3.4 OBTENÇÃO DA CURVA S-N

Para o levantamento da curva S-N, a norma da ASTM E 739 – 91 foi tomada como base. Segundo esta norma a curva S-N pode ser linearizada da seguinte forma:

$$\text{Log}(N) = \hat{A} + \hat{B}\text{Log}(Sa) \quad (6)$$

onde N corresponde ao número de ciclos e Sa a tensão aplicada, ou seja, N é a variável dependente e Sa é a variável independente controlada no ensaio.

Os parâmetros \hat{A} e \hat{B} podem ser obtidos pelas Eqs. (7) e (8), respectivamente:

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B}\bar{X} \quad (7)$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad (8)$$

Nas Eqs. (7) e (8), \bar{Y} corresponde à média do $Log(N)$ e \bar{X} a média de Sa .

Aplicando-se os parâmetros \hat{A} e \hat{B} na Eq. (6) e isolando $Log(Sa)$ tem-se:

$$Log(Sa) = \frac{-\hat{A}}{\hat{B}} + \frac{Log(N)}{\hat{B}} \quad (9)$$

Com isso temos:

$$Sa = 10^{\frac{-\hat{A}}{\hat{B}}} \times N^{\frac{1}{\hat{B}}} \quad (10)$$

A partir da Eq. (10) podemos obter os dois principais parâmetros para a construção da curva $S-N$. São eles:

$$b = \frac{1}{\hat{B}} \text{ e } S_f = 10^{(-\hat{A} \times b)} \quad (11)$$

em que b representa a inclinação da reta e S_f o ponto em que a reta intercepta o eixo y .

O erro padrão é calculado por:

$$\sigma^2 = \frac{\sum_{i=1}^k [Y_i - (\hat{A} + \hat{B}X_i)]^2}{k - 2} \quad (12)$$

onde k corresponde ao número total de corpos de prova.

E os limites de confiança por:

$$\hat{A} + \hat{B}X \pm \sqrt{2F_p} \left[\frac{1}{k} + \frac{(X - \bar{X})^2}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \sigma \quad (13)$$

O fator F_p é dado pela Tabela 2 da norma ASRM E743 – 91. Envolve dois parâmetros de entrada, n_1 e n_2 , e depende do nível do limite de confiança desejado (95 ou 99%). Para este trabalho foi adotado o nível do limite de confiança como sendo de 95%. Os valores de n_1 e n_2 podem ser obtidos por:

$$n_1 = \sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2 \text{ e } n_2 = (k - 2) \quad (14)$$

3.5 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado com o objetivo de se comparar a microdureza do aço com o tratamento de nitretação iônica, com tratamento criogênico e do aço sem tratamento, e com isso verificar a influência do tratamento na dureza do material. Para isso, foi utilizado o Microdurômetro Pantoc localizado no Laboratório de Microscopia Óptica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília.

Como os corpos de prova são do tipo Ampulheta, ou seja, no formato cilíndrico, os CP's foram cortados paralelamente em relação ao topo. Com isso, obtém-se uma seção reta onde será realizado o ensaio de dureza. No caso do corpo de prova tratado, a região a ser ensaiada é a do topo da amostra cortada, pois esta parte é a que esteve em contato com o tratamento. Já para a amostra criogenizada, isto não é necessário, uma vez que o tratamento é realizado em todo o material.

A carga aplicada pelo microdurômetro foi de 500g durante 15s e foram realizadas 10 medidas em HV.

3.6 MICROSCOPIA

A microscopia foi utilizada para identificar a camada nitretada. As imagens foram feitas no microscópio óptico do Laboratório de Microscopia Óptica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília, e no microscópio eletrônico de varredura (MEV) localizado no Instituto de Ciências Biológicas da UnB.

As amostras analisadas foram cortadas dos corpos de e em seguida foi realizado o embutimento em resina de embutimento a quente fenólica verde. Com a amostra já embutida, a superfície do material foi lixada com lixas de nº. 180 até 1200 e em seguida polida com pastas de diamante de 6 e 3µm, a fim de fazer com que a superfície ficasse o mais plana e espelhada possível para que quando fosse feita a análise nos microscópios as imagens pudessem ficar as mais nítidas possíveis. Por último, já com a peça lixada e polida, foi feito o ataque com o reagente Kallinge cuja composição é de: 33mL de HCl + 33mL de Etanol + 33mL H₂O + 1,5g de CuCl₂, para uma melhor identificação da camada.

4 RESULTADOS

Neste capítulo estão os resultados obtidos através dos ensaios para os corpos de prova submetidos ao Tratamento de Nitretação Iônica e Criogênico, e a comparação destes com os resultados para este mesmo aço, porém sem tratamento.

4.1 TRATAMENTO DE NITRETAÇÃO IÔNICA

Testes de fadiga para a obtenção dos dados necessários ao levantamento da curva *S-N* foram realizados em 15 corpos de prova, variando-se os níveis de tensão. Todos os testes foram realizados a uma frequência de 15 Hz. A Tab. (4.1) contém os valores dos ciclos alcançados para cada nível de tensão aplicado:

Tabela 4.1 – Ciclos de vida em fadiga para o aço nitretado.

CP	Tensão [MPa]	n° Ciclos
1	440	4,00E+06*
2	440	2,15E+06
3	440	1,79E+06
4	440	2,93E+06
5	463	1,27E+05
6	463	2,89E+06
7	463	4,19E+05
8	463	8,99E+05
9	492	5,19E+05
10	492	3,10E+05
11	492	1,56E+05
12	492	1,36E+05
13	530	8,14E+04
14	530	2,11E+05
15	530	8,78E+04

* = run out

Para compensar a dispersão dos resultados, um corpo de prova foi ensaiado a mais para os níveis de tensão de 440, 463 e 492 MPa. Durante os ensaios o CP n°. 1 foi o único que não rompeu. Para todos os outros, o número de ciclos corresponde à quantidade de solicitações cíclicas até a fratura.

De posse desses valores e efetuados todos os cálculos, a curva S-N é então obtida na Fig. (4.1):

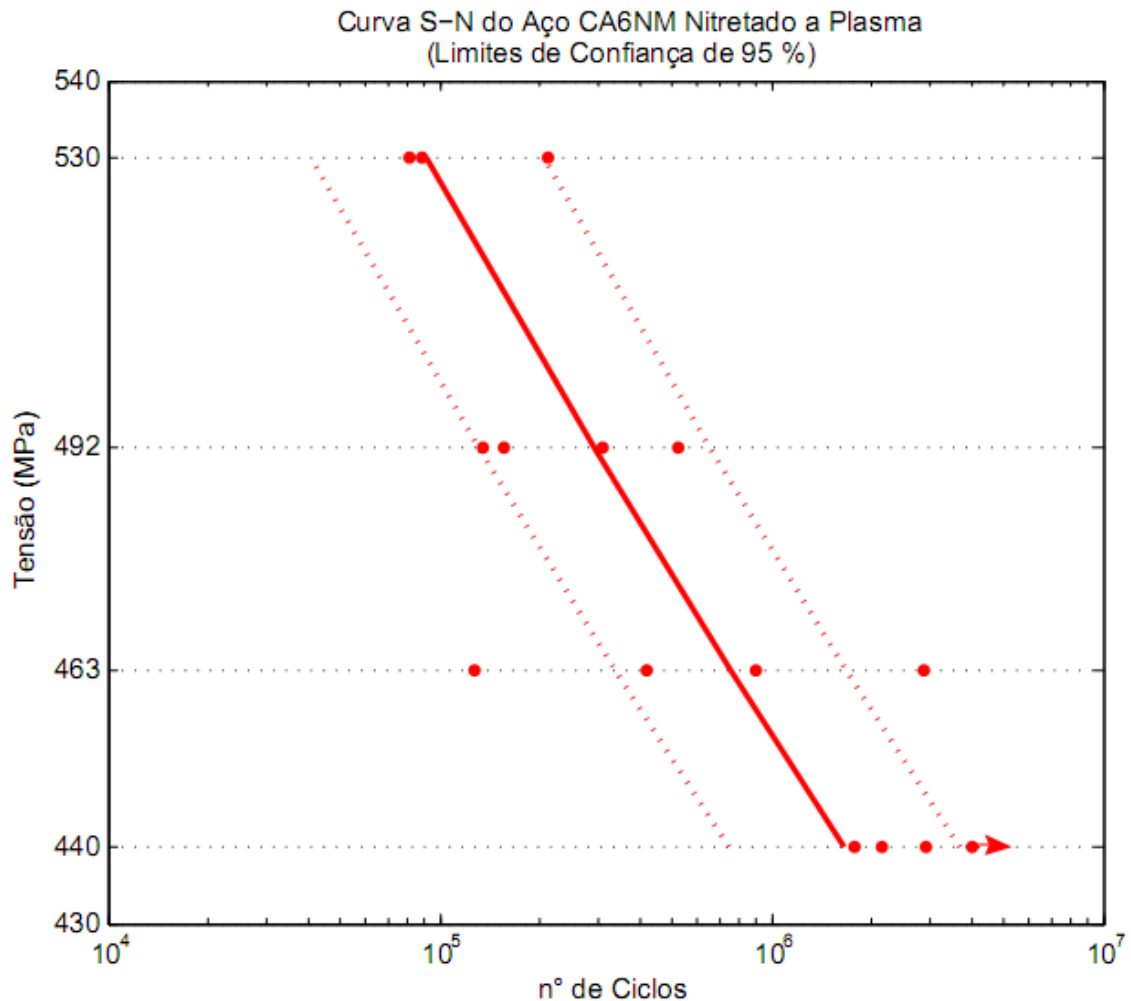


Figura 4.1 – Curva S-N do AÇO CA6NM Nitretado a Plasma

O ponto representa o CP nº. 1. Este está em destaque já que por não ter rompido, não entrou na análise estatística para obtenção da curva S-N. Por fim, as Tabs. (4.2), (4.3) e (4.4) mostram o comportamento estatístico das vidas de fadiga, os parâmetros de fadiga e os limites de fadiga para um nível de confiança de 95%, para cada nível de tensão:

Tabela (4.2) - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço Nitretado.

Tensão	440	463	492	530
Média	2,29E+06	1,08E+06	2,80E+05	1,27E+05
Desvio Padrão	5,81E+06	1,25E+06	1,77E+05	7,32E+04
C.V. (%)	25,40	115,02	63,32	57,69

Tabela (4.3) - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Nitretado.

Parâmetros de Fadiga	Valores Estimados	Limites de Confiança	
		Inferior	Superior
A	1104,03	1073,88	1133,18
b	-0,06424	-0,06625	-0,06234

Tabela (4.4) - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% do Aço Nitretado.

N (N° de Ciclos)	Tensão de Falha (MPa)	Limites de Confiança (MPa)	
		Inferior	Superior
1,0 E+04	609	583	638
1,0 E+05	525	500	553
1,0 E+06	453	430	479
2,0 E+06	433	411	459

4.3 TRATAMENTO CRIOGÊNICO

A mesma metodologia foi adotada no levantamento da curva *S-N* para o aço criogenicamente tratado. Foram utilizados 24 corpos de prova, variando-se os níveis de tensão. Todos os testes foram realizados a uma frequência de 10 Hz.. A Tab. (4.5) contém os valores dos ciclos alcançados para cada nível de tensão aplicado:

Tabela 4.5 – Ciclos de vida em fadiga para o aço criogenizado.

CP	Tensão [MPa]	n° Ciclos
1	364	8,77E+05
2	364	5,22E+05
3	364	2,71E+06
4	364	1,14E+06
5	364	1,80E+06
6	392	2,18E+05
7	392	5,48E+05
8	392	3,95E+05
9	400	5,20E+05
10	400	7,44E+05
11	400	4,41E+05
12	400	7,54E+05
13	400	3,78E+05
14	406	1,71E+05
15	406	1,19E+06
16	406	4,46E+05
17	420	3,70E+05
18	420	5,39E+04
19	420	2,64E+05
20	509	8,46E+04
21	509	8,28E+04
22	509	6,35E+04
23	509	8,47E+04
24	509	5,80E+04

Com os dados da Tab. (4.5), a curva *S-N* do Aço CA6NM com tratamento criogênico é mostrada na Fig. (4.2):

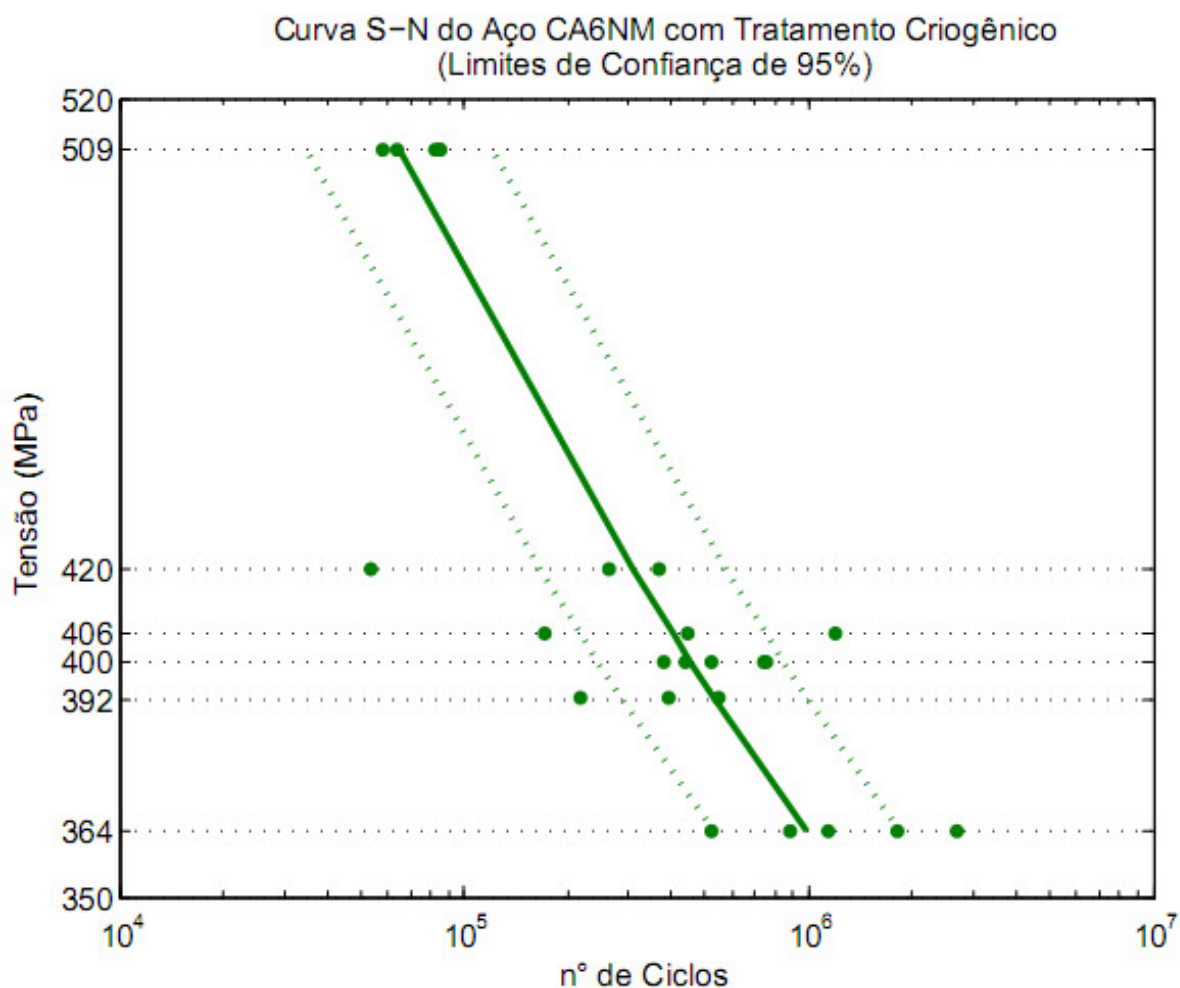


Figura 4.2 – Curva S-N do AÇO CA6NM com Tratamento Criogênico

O comportamento estatístico das vidas de fadiga, os parâmetros de fadiga e os limites de fadiga para um nível de confiança de 95%, para cada nível de tensão, são mostrados nas Tabs. (4.6) , (4.7) e (4.8):

Tabela (4.6) - Comportamento Estatístico das Vidas de Fadiga do Aço com tratamento Criogênico.

Tensão	364	392	400	406	420	509
Média	1,41E+06	3,87E+05	5,67E+05	6,03E+05	2,29E+05	7,47E+04
Desvio Padrão	8,63E+05	1,65E+05	1,73E+05	5,27E+05	1,61E+05	1,29E+04
C.V. (%)	61,29	42,74	30,53	87,48	70,14	17,32

Tabela (4.7) - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% aço com tratamento criogênico.

Parâmetros de Fadiga	Valores Estimados	Limites de Confiança	
		Inferior	Superior
A	2005,42	1671,48	2496,05
b	-0,1237	-0,1133	-0,1362

Tabela (4.8) - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% aço com tratamento criogênico.

N (N° de Ciclos)	Tensão de Falha (MPa)	Limites de Confiança (MPa)	
		Inferior	Superior
1,0 E+04	642	588	712
1,0 E+05	483	453	520
1,0 E+06	363	349	380
2,0 E+06	333	323	346

4.4 ENSAIO DE DUREZA

Os resultados obtidos nos dois corpos de prova estão ilustrados na Tab. (4.9):

Tabela 4.9 – Microdureza de topo na superfície da amostra com 1h de nitretação, da amostra com tratamento criogênico e do aço sem tratamento.

Medida	Dureza (HV) Amostra com 1h de nitretação	Dureza (HV) Amostra com tratamento criogênico	Dureza (HV) Amostra sem tratamento
1	1302,3	293,02	267,83
2	1361,7	298,3	293,79
3	1320,4	293,02	268,43
4	1348,1	302,05	274,42
5	1282,9	293,02	265,5
6	1271,5	289,29	254,27
7	1278,7	299,53	272,3
8	1320,3	301,01	282,36
9	1320,4	278,85	265,93
10	1284,2	284,01	260,49
MÉDIA	1308,6	293,26	270,53
DESVIO PADRÃO	30,48	7,60	11,17

Com os resultados observa-se um ganho expressivo na dureza superficial do material tratado com nitretação a plasma. Fato este que já era esperado, pois, como já citado na revisão teórica para este tipo de tratamento, o processo de Nitretação Iônica, entre outros benefícios, aumenta a dureza superficial do material. O ganho no valor médio da dureza para este material tratado foi de quase 5 vezes o valor da dureza para o aço sem tratamento, passando de 270,53 HV para 1308,6 HV após o tratamento (valores médios). Esses valores são próximos aos obtidos em trabalhos anteriores (MANFRINATO, 2006), onde aço similar sofre tratamento de nitretação a plasma a 500° C, com 10 horas, com um volume de gás de 70% N₂ e 30 % H₂, no qual foi verificado um valor de dureza superficial de aproximadamente 1400 HV, valor máximo encontrado em muitos aços inoxidáveis com diferentes parâmetros de processo.

O aumento no valor da dureza com o tratamento de Nitretação Iônica está correlacionado com a introdução de campos de tensões residuais compressivas na superfície do material (KOLOZVARY, 2002). Este aumento do nível de tensões residuais ocorre com o aumento da quantidade de nitrogênio, que causa incremento no número e no volume de precipitados. Existe um limite máximo de tensões residuais, pois ocorre uma saturação na formação de nitretos e na deformação plástica acumulada (MARCEL, 2005).

Já para aço submetido ao tratamento criogênico, também houve um aumento na dureza, porém não tão significativo quanto o obtido pela nitretação. O aumento foi de aproximadamente 8% em relação ao Aço CA6NM sem tratamento, passando de 270,53 HV para 293,26 HV com o tratamento criogênico (valores médios).

Quanto à influência da criogenia no aumento da dureza, em estudos realizados para vários tipos de aços, como o AISI D2, AISI H13 e Vanadis 4 (nome comercial), verificou-se que a -40 °C não eram encontradas melhorias nos valores de dureza, já entre os tratados a -100 e -196 °C encontrou-se aumento maior na dureza, embora não fossem encontradas diferenças significativas entre estas duas temperaturas. Atribuiu-se esta diferença a uma transformação incompleta da austenita para martensita nos aços tratados a temperaturas mais altas. Foi também comprovado que não existe uma relação direta entre a dureza e a duração do processo criogênico. Considerou-se que este fato é devido à transformação instantânea de austenita em martensita quando o resfriamento ocorre abaixo da temperatura Ms (MOORE,1993).

Foram também realizadas medidas na amostra com 1h de nitretação, só que agora com pontos no interior da peça, ou seja, fora da região que sofreu os efeitos do tratamento, a média dos valores ficou muito próxima ao valor da amostra sem tratamento. O que já era de se esperar, já que a nitretação iônica só interfere na superfície do material. A Tab. (4.10) mostra esse resultado:

Tabela 4.10 - Microdureza no interior da amostra com 1h de nitretação.

Medida	Dureza (HV)
1	293,67
2	295,53
3	275,03
4	260,07
5	269,74
6	252,77
7	274,42
8	263,35
9	264,2
10	271,98
MÉDIA	272,08
DESVIO PADRÃO	13,71

Como os pontos foram obtidos da região da amostra mais perto da camada nitretada em direção ao centro da amostra, observa-se que os três primeiros valores da Tab. (4.10) são os mais elevados. Isso se deve ao fato desses valores estarem próximos a região onde há o aumento da dureza provocado pelo tratamento.

4.5 MICROSCOPIA

As Fig. (4.3) apresenta a microestrutura do aço CA6NM no estado como recebido:

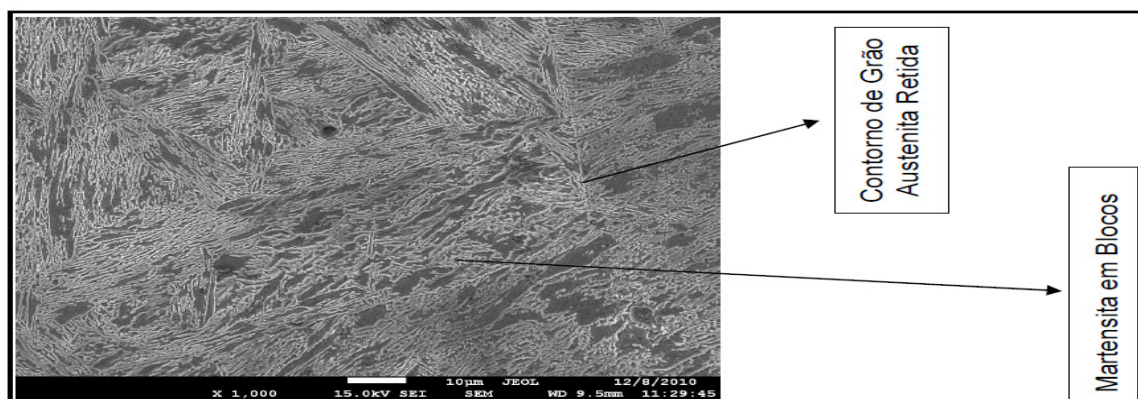


Figura 4.3 - Microestrutura do aço Inoxidável Martensítico CA6NM (WINCK, 2011).

A Fig. (4.3) apresenta as características fundamentais deste aço martensítico, com as ripas paralelas entre si, contendo mesma orientação cristalográfica, formando blocos, no interior de grãos de austenita retida que se mantém no material após o resfriamento. Essas características são em virtude do tratamento térmico de têmpera e revenido em aços desta composição (WINCK, 2011).

A temperatura de austenitização é um parâmetro importante para a obtenção da microestrutura final da liga. Quando é aumentada há um acréscimo do tamanho do grão austenítico e um aumento na dissolução de carbonetos (HERNANDEZ, 2009). Depois da transformação martensítica, o tamanho da austenita prévia determinará características importantes da martensita, como o tamanho dos pacotes e dos blocos, que terão influência direta nas propriedades mecânicas.

As imagens obtidas no microscópio óptico e no MEV estão ilustradas nas Figs. (4.4) e (4.5):

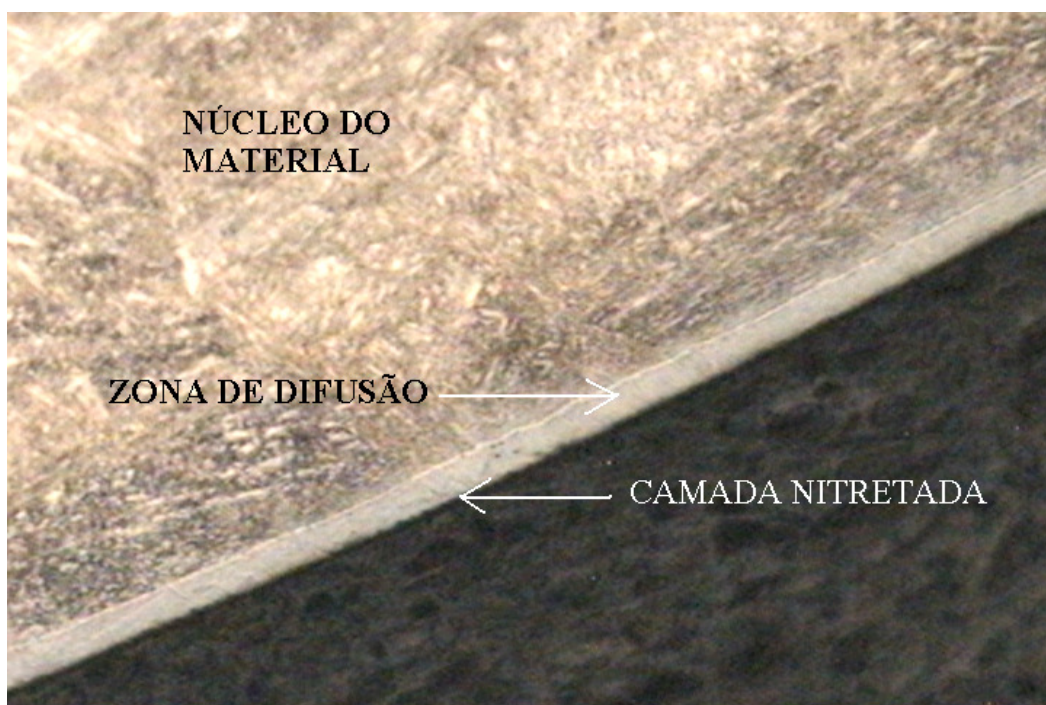


Figura 4.4 – Identificação da camada nitreta no microscópio óptico 100x.

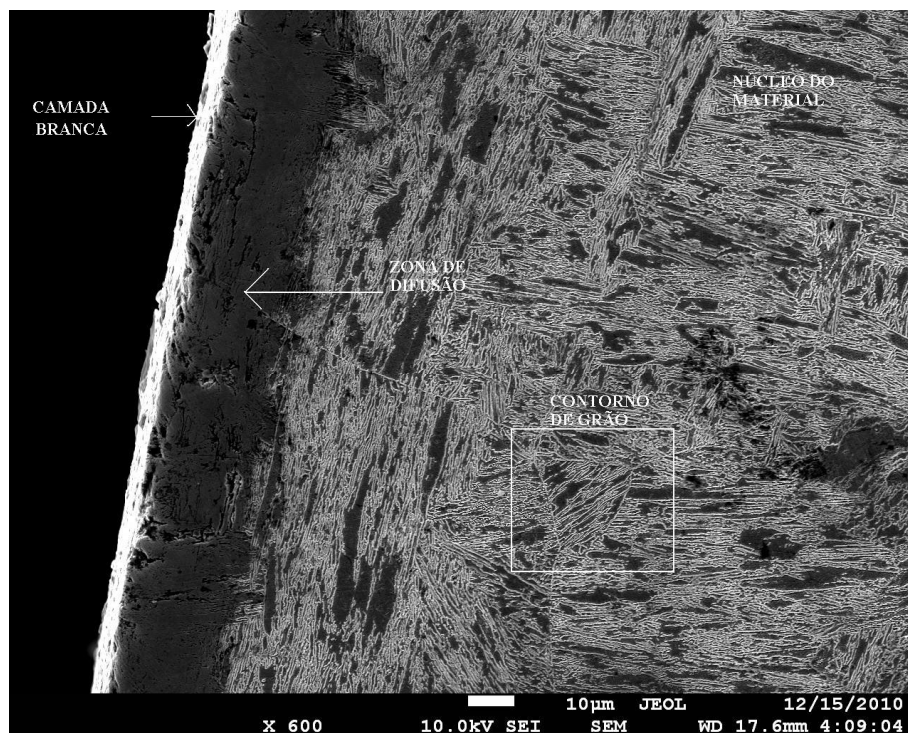


Figura 4.5 – Identificação da camada nitreta em MEV 600x.

A imagem da Fig. (4.4) foi feita com uma aproximação de 100x. Nela é possível observar bem a estrutura da camada nitretada. A zona de difusão, por ser maior que a camada branca é a mais identificada com essa aproximação.

Já na Fig. (4.5) a aproximação foi feita com 600x. Nela já é possível ver a formação de duas camadas distintas, sendo a mais externa a camada branca ou zona de compostos e a mais interna chamada de zona de difusão. Conforme observado em trabalhos em aços inoxidáveis (YANG, 2011), a composição das camadas nitretadas depende basicamente de três parâmetros: tempo, temperatura e composição da mistura gasosa. Basicamente, quanto maior a temperatura, tempo e volume de gás maior será a oferta de nitrogênio, formando-se a camada composta e/ou de difusão, com espessuras distintas para cada tipo de material (WINCK, 2011). O contorno de grão característico em aços martensíticos é também observado nesta imagem. Com a ajuda da escala na figura é possível ter uma ideia do tamanho da camada nitretada que é de aproximadamente 30µm.

4.6 COMPARAÇÃO DE RESULTADOS

Com a obtenção da curva *S-N* para o Aço CA6NM com nitretação iônica e criogenia, é possível comparar estes resultado com o obtido por SILVA *et al* (2010) para o mesmo aço, porém sem tratamento. A Fig. (4.6) traz a curva *S-N* e o limite de confiança de 95% para este aço sem o tratamento, as Tabs. (4.11) e (4.12) mostram os parâmetros de fadiga e os limites de fadiga para um nível de confiança de 95%, para cada nível de tensão, e a Fig. (4.7) mostra as três curvas plotadas no mesmo gráfico:

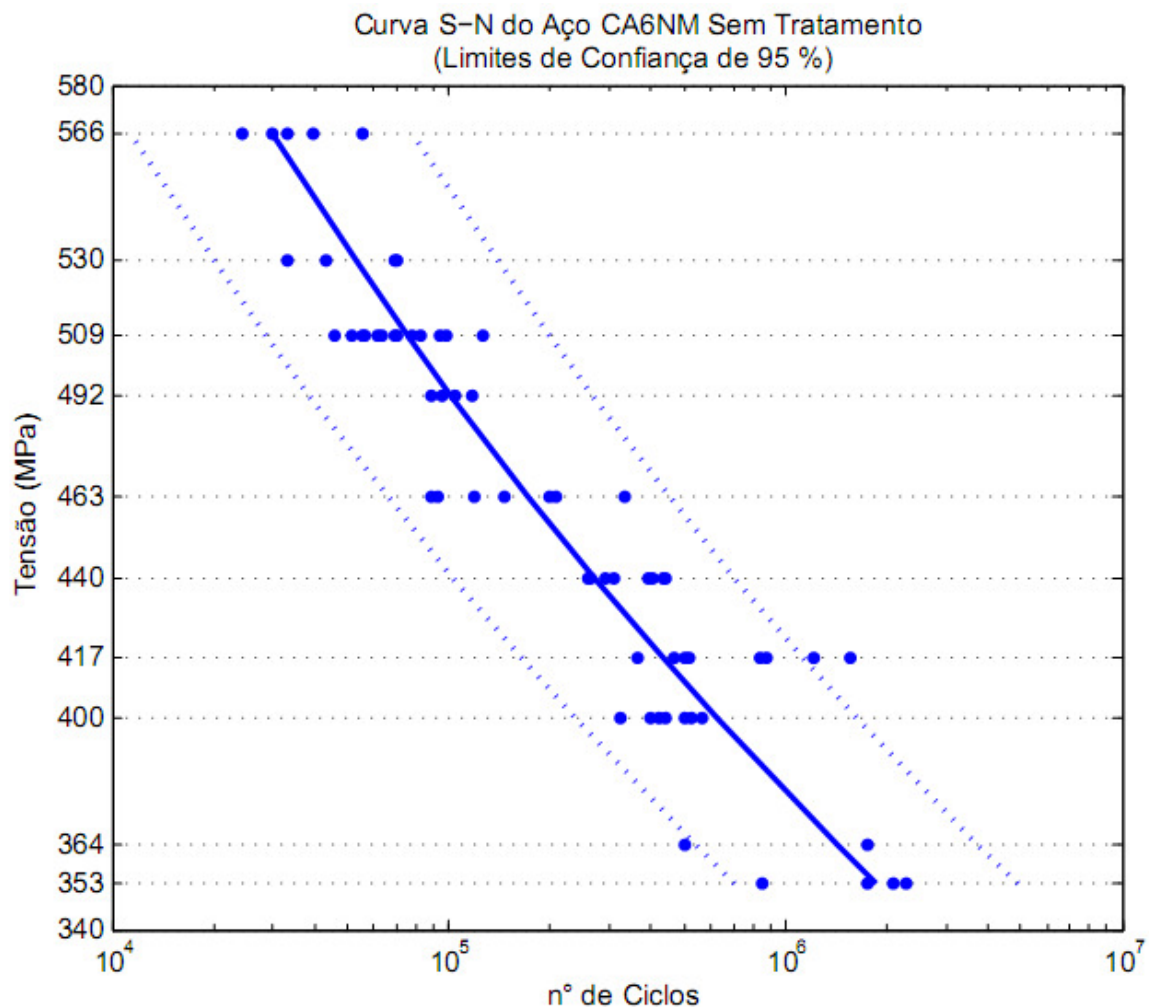


Figura 4.6 – Curva S-N do Aço CA6NM sem tratamento (SILVA *et al*, 2010).

Tabela (4.11) - Parâmetros de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% aço sem tratamento.

Parâmetros de Fadiga	Valores Estimados	Limites de Confiança	
		Inferior	Superior
A	1835,34	1794,96	1872,08
b	-0,1142	-0,1212	-0,1080

Tabela (3.12) - Limites de Fadiga com os Respectivos Limites de Confiança de 95% aço sem tratamento.

N (Nº de Ciclos)	Tensão de Falha (MPa)	Limites de Confiança (MPa)	
		Inferior	Superior
1,0 E+04	641	588	692
1,0 E+05	493	445	540
1,0 E+06	379	336	421
2,0 E+06	350	309	391

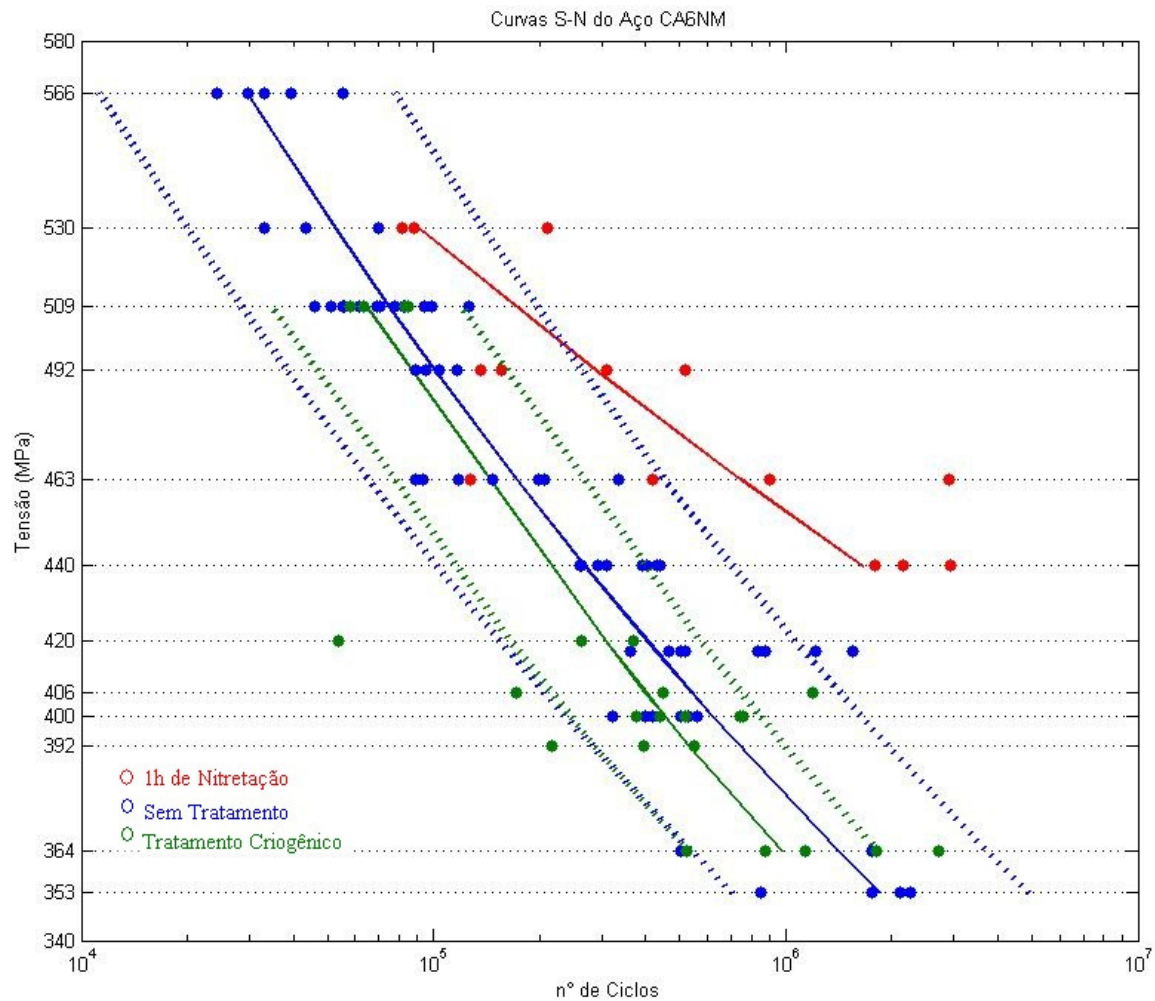


Figura 4.7 – Curvas S-N do Aço CA6NM.

Nota-se na Fig. (4.7) a influência do tratamento por nitretação a plasma. Houve um ganho expressivo no limite de resistência à fadiga desse material. Já o tratamento criogênico não apresentou uma mudança significativa na resistência à fadiga do Aço CA6NM. A Tab. (4.13) apresenta os resultados estatísticos das vidas de fadiga para todas as amostras, com os dois tratamentos e sem tratamento:

Tabela 4.13 - Tensões de falha das vidas de fadiga do Aço CA6NM com Nitretação Iônica, Criogenia e sem tratamento.

Tensões de Falhas das Vidas de Fadiga do Aço CA6NM			
N (N° de Ciclos)	Nitretação Iônica [MPa]	Criogenia [MPa]	Sem Tratamento [MPa]
1,0 E+04	609 ± 27	642 ± 62	641 ± 52
1,0 E+05	525 ± 26	483 ± 34	493 ± 47
1,0 E+06	453 ± 24	363 ± 15	379 ± 42
2,0 E+06	433 ± 24	333 ± 11	350 ± 41

Com os dados da Fig. (4.7) e da Tab. (4.13) foi possível calcular, através do método da projeção paralela, os limites de fadiga, para 2 milhões de ciclos, do aço CA6NM nitretado, criogenizado e sem tratamento. Os resultados dos limites de fadiga obtidos são:

- 350 ± 41 MPa – Corpos-de-prova sem tratamento;
- 433 ± 24 MPa – Corpos-de-prova com 1 hora de nitretação;
- 333 ± 11 MPa – Corpos-de-prova com tratamento criogênico.

O limite de Fadiga para este aço já havia sido definido através do método da escada (SILVA *et al*, 2009) como sendo de 360 ± 11 MPa, ou seja, o valor obtido através do método da projeção paralela com dados da curva S-N (350 ± 41MPa) é muito próximo e está dentro do desvio padrão.

Pela Tab. (4.13) observa-se que o limite de resistência à fadiga do Aço CA6NM sem tratamento que é de 379 ± 42 MPa para 1,0E+06 de ciclos passou para 453 ± 24 MPa também com 1,0E+06 de ciclos com o tratamento de nitretação iônica de 1h. Um aumento de quase 20%. Já para um n°. de ciclos igual a 2,0E+06 este aumento é ainda maior. Enquanto que para o aço sem tratamento o limite médio é de 350 ± 41 MPa, após a realização do tratamento este limite sobe para 433 ± 24 MPa, o que representa um aumento de 24%.

Ainda na Tab. (4.13), observa-se a piora do tratamento criogênico no limite de resistência à fadiga do Aço CA6NM. Para 1,0E+06 de ciclos houve uma diminuição de 4%, passando de 379 ± 42 MPa aço sem tratamento para 363 ± 15 MPa após o tratamento de criogenia. Para o número de ciclos de 2,0E+06, a piora passa a ser de 5% no limite de resistência à fadiga do aço sem tratamento, que de 350 ± 41 MPa vai para 333 ± 11 MPa com o tratamento criogênico.

Os resultados mostram os benefícios de se realizar o tratamento de nitretação iônica com 1h neste aço. Os ganhos nos limites de resistência à fadiga foram bastante significativos. Essa mudança de desempenho ocorreu em virtude da introdução de tensões residuais compressivas que se contrapõem as trativas, fazendo com que a nucleação de trincas na superfície ficasse mais difícil.

Já com o tratamento criogênico não se obteve uma melhora na resistência à fadiga do Aço CA6NM. Pela Fig. (4.7) pode-se observar que a curva S-N levantada com os corpos-de-prova criogenizados está dentro do intervalo das curvas de limite de confiança de 95% do aço sem tratamento. Além disso, a curva inferior do limite de confiança de 95% do Aço CA6NM com tratamento criogênico coincide em parte com a curva inferior do limite de confiança de 95% do aço sem tratamento.

Com isso, os resultados obtidos com o tratamento criogênico sugerem que este não exerce uma influência significativa na resistência à fadiga do Aço CA6NM. Fato este que pode ser comparado com trabalhos anteriores (BALDISSERA, 2010), onde aço similar sofre também tratamento criogênico à -190 °C, e não apresenta efeitos significativos na resistência à fadiga.

Observa-se também pela Fig. (4.7) e pela Tab. (4.13) que com a diminuição das vidas de fadiga, diminui-se também a diferença das tensões de falha dos materiais com e sem tratamento, ou seja, pela inclinação das curvas nota-se que supostamente o tratamento de nitretação e o de criogenia não têm grande influência em menores vidas de fadiga. Como pode ser observado no valor das tensões de falha para o aço criogenizado e sem tratamento, em que para $1,0E+04$ os valores das tensões são praticamente os mesmos, 642 ± 62 MPa para o criogenizado e 641 ± 52 MPa para o Aço CA6NM sem tratamento. A maior influência nas vidas de fadiga de alto ciclo deve-se provavelmente porque grande porcentagem está relacionada à nucleação da trinca na superfície.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O capítulo final envolve as considerações finais sobre o trabalho apresentado.

O tratamento de nitretação a plasma com 1h melhorou a resistência à fadiga do Aço CA6NM. O limite de resistência à fadiga aumentou cerca de 24%, quando comparados com os limites de fadiga do mesmo aço sem tratamento. Isto ocorre devido à introdução de tensões residuais compressivas provocadas pela existência da camada nitretada, que, indiretamente, provoca um retardo no processo de nucleação de trinca por fadiga, aumentando assim a resistência à fadiga dos aços.

Já com o tratamento criogênico não houve uma mudança significativa no limite de resistência à fadiga do Aço CA6NM, pois a curva S-N levantada com os corpos-de-prova criogenizado está dentro do intervalo das curvas de limite de confiança de 95% do aço sem tratamento. A diferença foi de cerca de 5% quando comparado ao mesmo aço sem tratamento.

Os resultados dos limites de fadiga, para 2 milhões de ciclos, obtidos são:

- 350 ± 41 MPa – Corpos-de-prova sem tratamento;
- 433 ± 24 MPa – Corpos-de-prova com 1 hora de nitretação (aumento de 24%);
- 333 ± 11 MPa – Corpos-de-prova com tratamento criogênico (decréscimo de 5%).

O valor da microdureza superficial para este aço também aumentou com os tratamentos de nitretação iônica e criogenia em relação à superfície deste aço sem tratamento. Com a nitretação houve um aumento de quase 5 vezes em relação ao aço sem tratamento, e com a criogenia este aumento foi de 8%. Já na região fora da camada nitretada a microdureza é praticamente a mesma do material sem tratamento. O que mostra a influência do tratamento de nitretação iônica na superfície do material. Diferentemente do que ocorre no aço criogenicamente tratado, pois o tratamento é feito em toda peça.

Com a diminuição das vidas de fadiga, diminui-se também a diferença das tensões de falha dos materiais com e sem tratamento, ou seja, pela inclinação das curvas nota-se que supostamente o tratamento de nitretação e o de criogenia não têm influência em menores vidas de fadiga, pois neste caso, o efeito da superfície não é tão significativo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABRÃO, A. M. **Influência do tratamento criogênico na usinabilidade do aço rolamento ABNT 52100 temperado**. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

AELION D.L.; **Avaliação Correta de Aços Inoxidáveis e Refratários Fundidos**. Informativo 27 CIF(ABIFA), Revista Fundição, jan 1981.

ALLENSTEIN, A. N. **Estudo da resistência à cavitação do aço inoxidável martensítico CA6NM nitretado por plasma**. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2007.

ALVES JR., C. **Nitreção a Plasma: Fundamentos e Aplicações**, Ed. UFRN, Natal, 2001.

ASM METALS HANDBOOK (1969). **Heat Treating. Cold treating and cryogenic treatment of steel**. Earl A. Carlson, Lindberg ed. Heat Treating Company. Vol. 4, Ninth Edition. Ed. Lyman Taylor, Metals, USA.

ASM SPECIALTY HANDBOOK - **Stainless steel**. 1994. 577p.

BALDISSERA, P.; DELPRETE, C.; **Deep cryogenic treatment of AISI302 stainless steel: Part II – Fatigue and corrosion**. Politecnico di Torino, Corso Duca degli Abruzzi, 24–10129 Torino, Italy. 2010

BALLES, A. C. **Nitreção a Plasma como Meio Alternativo ou Complementar à Oxidação Negra na Proteção à Corrosão do Aço de Baixo Teor de Carbono**. Dissertação de Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2004.

BARRON, R.F., “**Cryogenic treatment of metals to improve wear resistance**”, Cryogenics, pp. 409-414, August 1982

BASQUIN, O. H. **The exponential law of endurance tests**. ASTM, 10, 625-630. 1910.

BELL, T.; REES, T.; KOROTCHENKO, V. **Industrial application of plasma nitriding**. IPAT, p.230-237, 1977.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LIORENTE, C. L. **Characteristics and Effects of Austenite Resulting From Tempering of 13Cr – NiMo Martensitic Steel Weld Metals**. Materials Characterization 46, .2001, .285-296.

CALLISTER, W. D. **Materials science and engineering: an introduction**, John Wiley & Sons, Inc, 5. ed., New York, 1999.

CHIAVERINI, V. **Aços-Carbono e Aços-Liga: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**; Associação Brasileira de Metais, 2ª edição, S.P. 1965.

CHYOU, S. D., SHIH, H.C. **Structure and Electrochemical Properties of Plasma-nitrided Low Alloy Steel**. Material Science and Engineering, p. 109-117, 1990.

CRAWFORD, J. D. **CA6NM an Update**. In: 29th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference. Nov 1974, p 1-13.

CRAWFORD, J. D.; ROHRIG, K.; BECHET, S. **Hight-strength cast stainless steels with enhanced corrosion resistance**, Stainless Steel Casting, Behal and A.S. Melilli eds., p.355-368, 1982.

EDENHOFER, B.; BEWLET, T.J. **Low temperature ion nitridins: nitriding at temperatures below 500°C for tools and precision machine parts**. Heat Treatment of Metals, v.76, p.7-13, 1976.

EDENHOFFER, B. **Physical and me ttalurgical aspects of ion nitriding part2**. Heat Treatment of Metals, v. 2, p.59-67, 1974.

FILHO, E. S. **Efeito do Tratamento Térmico na Resistência a Corrosão do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM em Meio Marinho Sintético**, Dissertação de Mestrado, Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade São Francisco, Itaiba SP, 2005.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York – Wiem: Springer Verfap, p. 98 - 181, 1988.

FROEHLICH, R.A. **Tratamento Superficial Duplex com TiN e CrN de Aços Ferramenta Classe AISI H13 para Matrizes de Injeção de Ligas de Alumínio**, Tese de Doutorado, PPGEM: UFRGS, 2003.

FU, Y. *et al.* **Effect of lubrification by mineral and synthetic oils on the sliding wear of plasma nitrided AISI 410 stainless steel**. Wear, v.219, p.169-176, 1998.

GARCIA, A., SPIM, J.A., SANTOS, C.A.. **“Ensaio dos materiais”**, Ed. Livros Técnicos e Científicos S.A., Rio de Janeiro, RJ, 2000.

GOBBI, V. J. **Influência da Nitretação a Plasma na Resistência ao Desgaste Microabrasivo do Aço Ferramenta AISI D2**. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, DF, 2009.

GOUVEIA, R. R. **A Influência da Temperatura de Interpasse na Tenacidade do Metal de Solda na Soldagem Multipasse do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM pelo processo TIG**, Dissertação de Mestrado, Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba PR, 2008.

GRÜN, R., GÜNTHER, H.J. **“Plasma nitriding in industry-problems, new solutins and limits”**, In: Materials Science and Engineering, A-140, pg 435- 441, 1991.

GULYAEV, A.P. **Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve he Cutting Properties**, Metallurg, n.º12, pp. 65, 19 37.

HERNANDEZ, A. F. **Estudo da Influência da Criogenia na Resistência ao Desgaste Abrasivo do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM**, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília DF, 2009.

HONEYCOMBE, R.W.K. (1981). **Steels Metallurgy And Materials Science**. Edward Arnold Ltd., London.

IWABUCHI, Y. & SAWADA, S. (1982). **Metallurgical characteristics of a large hydraulic runner casting of type 13Cr-Ni stainless steel**. *Melilli AS ed Stainless steel castings*, p332–354. [Resumo online ASTM STP 756].

IWABUCHI, Y. (1995). **Intergranular embrittlement of 13%Cr-4%Ni steels on slow cooling from tempering**. The 38th Japan Congress on Materials Research: p109–116.

KARAMIS, M.B. “**Some effects of the plasma nitriding process on layer properties**”, In: *Thin Solid Films*, 217, pg 38-47, 1992.

KOLOZVARY, Z.; PLASMATERM, S. C. “**Residual Stresses in Nitriding**”. Handbook of Residual Stress Deformation and of Steel, ASM International, 1° Ed., 2002

KUNRATH, A.O. **Tratamentos térmicos em plasma: nitretação, cementação e carbonitretação**. Porto Alegre, UFRGS, 1995 (caderno técnico).

LESLIE, W. C. . **The physical metallurgy of steels**. McGraw-Hill series in Material Science and Engineering. USA. 1981

LIANG, W. **Surface Modification of AISI 304 Austenitic Stainless Steel by Plasma Nitriding**. *Applied Surface Science*, p. 308-314, 2003

MANFRINATO, M. D. **Influência da Nitretação a Plasma no Comportamento em Fadiga dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304 e 316**. Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, São Carlos SP, 2006.

MARCEL, A. J.; SOMERS. “**Residual Stress Induced by Nitriding and Nitrocarburizing**”. Handbook on Residual Stress, Society for Experimental Mechanics, Inc. Vol. 1, 2° Ed., 2005.

MARINHO, R. R. **Nitretação a plasma em aço inoxidável 17-4 Ph**. Universidade Federal Do Rio Grande Do Sul, Porto Alegre, 2003.

MEYERS, M. A. CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. Prentice Hall, 1998 1.ed p. 592-636.

MOORE, K. & COLLINS, D. N. (1993). **Cryogenic treatment of three heat-treated tool steels**. *Key Engineering Materials*, **86–87**: p47–54.

NORTON, ROBERT L. **Machine Design – An Integrated Approach**, 2nd ed. Prentice Hall, 2000.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestruturas e Propriedades**, Hemus Editora Limitada, S.P,1994.

PINEDO, C. E. **Estudo Morfológico e Cinético da Nitretação por Plasma Pulsado do Aço**

Inoxidável Martensítico AISI 420. Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia Associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2000.

PUKASIEVICZ, A. G. M. **Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Tipo CA6NM**, Dissertação de Mestrado em Engenharia, Engenharia e Ciência dos Materiais, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba PR, 2002.

REASBECK, R. B. (1992). **Improved tool life by the cryotough treatment**, *Metallurgia*: p178—179.

RIOFANO, R. M. M. **Efeito dos Teores de Si em Aços Ultra-Resistentes e do V em Aços Ferramenta Sintetizados Nitretados Ionicamente**. Tese de Doutorado, IFSC/IQSC/EESC, São Carlos, SP, 2002.

SÁ, M.V.C. **O Efeito Do Tratamento Criogênico nas Propriedades De Fratura Dos Materiais: Aço Astm 743 Ca6nm E Al 7050t7451**. Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília DF, 2010.

SHIGLEY, JOSEPH E.; MISCHE, CHARLES R.; BUDYNAS, RICHARD G. **Mechanical Engineering Design**, The McGraw-Hill Companies, 2005 7.ed.

SILVA, B. L.; FERREIRA, J. L. A.; ARAÚJO, J. A. **“Use of the Parallel-Projected and Staircase Method to Predict Fatigue Strength of ASTM A743 CA6NM Alloy Steel”**. 20th International Congress of Mechanical Engineering, Gramado, RS, 2009.

SILVA, B. L. **Estratégia Alternativa para a Determinação do Limiar de Propagação de Trincas Através da Teoria da Distância Crítica**, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília DF, 2009.

SILVA, B. L., FERREIRA, J. L. A., OLIVEIRA, F., ARAÚJO, J. A. **Influence of mean stress on the fatigue strength of ASTM A743 CA6NM alloy steel**. Universidade de Brasília, Brasília, 2010.

SMITH, W. F. (1993). **Structure and properties of engineering alloys**. 2^a ed. McGraw- Hill, Singapore.

SRAUBE, H.; **Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels**. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK, Set. 12-14, 1988.

TEIXEIRA, R. S. **Metodologia de Análise de Fadiga em Componentes Estruturais de Aço Baseada na Mecânica da Fratura**, Dissertação de Mestrado em Engenharia de Estruturas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte MG, 2004.

TIER, M.A.D. **Avaliação da resistência do desgaste do aço AISI M2 nitretado a plasma**. Porto alegre, 1998. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação

em Engenharia de Minas Metalúrgica, e de Materiais da UFRGS.

UCHÔA, J. C. B. **Procedimento numérico e experimental para a avaliação da resistência à fadiga de sistema de revestimento**. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-graduação em Estruturas e Construção Civil, Universidade de Brasília, 2007.

WIERZCHON, T. *et al.* **Formation and properties of nitriding layers produced in plasma at a frequency between 10 and 60 khz**. Vacuum, v.48, n.6, p.499 502, 1997.

WINCK, L. B. (2011). **Influência da Nitretação a Plasma no Comportamento em Fadiga do Aço ASTM 743 Tipo CA6NM**. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM-158A/11. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF.

WOLFART, M. **Nitretação iônica de aço ferramenta para trabalho a frio - ABNT D6**. Porto alegre, 1996. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas Metalúrgica, e de Materiais da UFRGS.

YANG, J.; LIU, Y.; YE, Z.; YANG, D.; HE, S. **“Microstructural and tribological characterization of plasma- and gas-nitrided 2Cr13 steel in vacuum”**. Materials and Design 32, p. 808-814, 2011.

YUN, D., XIAOPING, L., HONGSHEN, X. **Deep Cryogenic Treatment of High speed Steel and its Mechanism**. Heat Treatment of Metals, pp.55-59, 1998.