



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS (P²CEM)
DOUTORADO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

IRIS STERFANIE SANTOS

**EFEITO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA NA NUCLEAÇÃO E
PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA DA LIGA ABNT 304
RECOZIDA E PRÉ-DEFORMADA**

**SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL
FEVEREIRO DE 2024**

IRIS STERFANIE SANTOS

**EFEITO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA NA NUCLEAÇÃO E
PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA DA LIGA ABNT 304
RECOZIDA E PRÉ-DEFORMADA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação
em Ciência e Engenharia de Materiais da
Universidade Federal de Sergipe, como parte dos
requisitos para obtenção do título de Doutor em
Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Griza.

**SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL
FEVEREIRO DE 2024**

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE**

S237e Santos, Iris Sterfanie.
Efeito da frequência cíclica na nucleação e propagação da trinca por fadiga da liga ABNT 304 recozida e pré-deformada / Iris Sterfanie Santos; orientador Sandro Griza. – São Cristóvão, SE, 2024.
118 f.: il.

Tese (doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, 2024.

1. Engenharia de materiais. 2. Aço inoxidável. 3. Aço - Fadiga. 4. Mecânica da fratura. I. Griza, Sandro, orient. II. Título.

CDU 66.017

EFEITO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA NA NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA DA LIGA ABNT 304 RECOZIDA E PRÉ-DEFORMADA

Iris Sterfanie Santos

Tese submetida ao corpo docente do PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS da Universidade Federal de Sergipe como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de DOUTOR em CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Documento assinado digitalmente
 **SANDRO GRIZA**
Data: 19/02/2024 17:53:07-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof.Dr. Sandro Griza

Documento assinado digitalmente
 **HAMILTON FERREIRA GOMES DE ABREU**
Data: 20/02/2024 15:19:35-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Documento assinado digitalmente
 **THOMAS GABRIEL ROSAURO CLARKE**
Data: 19/02/2024 17:57:04-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauro Clarke

Documento assinado digitalmente
 **EDUARDO KIRINUS TENTARDINI**
Data: 19/02/2024 20:08:24-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Eduardo Kirinus Tentardini

Documento assinado digitalmente
 **WILTON WALTER BATISTA**
Data: 20/02/2024 13:03:30-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Wilton Walter Batista

SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL.

Fevereiro/2024

“Hoje em dia aquele que tomar os atalhos de sua própria impaciência correrá o risco de ser simplório”. Robert Castel

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a ciência e a tecnologia, bem como aos pesquisadores e profissionais da área.

AGRADECIMENTOS

Assim como mencionado em minha dissertação, dada Sua existência, inicio agradecendo ao Ser onipotente e onisciente, que me proporciona sensatez nas escolhas da vida e resiliência em meio as adversidades. Sem Ele não há equilíbrio e se não há equilíbrio, não há vida e sabedoria.

Grata aos meus familiares pelo apoio, incentivo e por acreditar que posso ser hoje muito mais do que eu fui ontem.

Estendo os agradecimentos ao meu orientador, professor Sandro Griza, desde o direcionamento do tema até conclusão da pesquisa, somado a partilha de conhecimento e principalmente a transmissão de serenidade, sabedoria e paciência. Sou eternamente grata pelo acolhimento, por acreditar em mim e confiar em meu trabalho, até nos momentos que eu duvidei. Deus realmente é muito ocupado, mas Ele sempre soube o lugar que deveria estar, mesmo quando eu não compreendia que aquele era “o lugar certo”.

À CAPES pelo incentivo financeiro, o qual contribuiu para o melhor desenrolar da pesquisa. Aos professores Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Thomas Gabriel Rosauro Clarke, Eduardo Kirinus Tentardini e Wilton Walter Batista por disporem de seu tempo para integrar a banca, me ouvir e contribuir para melhora da tese e de futuros trabalhos. Foi uma honra ter profissionais tão qualificados apreciando minha tese!

Ao colega e professor Macclarck Pessoa Nery, cuja dissertação foi inspiração e base para o desenrolar da presente tese. Aos amigos por todo apoio intelectual e emocional durante o desenrolar do doutorado, em especial a Ihana Gabriela, Thácylla Jamille, Isaú Alves, Antônio Prado e Brenno Nascimento. Tenho muita sorte por fazerem parte da minha vida!

A todos os colegas do laboratório CDTEC/LAMP. Um grupo extraordinariamente excepcional, repleto de pessoas incríveis, sempre dispostas a ajudar, especialmente aos amigos Matheus Mariano, Gustavo Dória, Antelmo Chaves, Débora Nascimento, Jhonata Nascimento, Robert Alves, Lucas Nascimento e João Victor. Novamente, sou muito sortuda! Aos que não mencionei, não se preocupem, sou extremamente grata, isso é indubitável.

Aos professores e equipe técnica/administrativa do P²CEM.

Por fim, agradeço a mim, por nunca desisti!

Resumo da Tese apresentada ao P²CEM/UFS como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais (Dr. Sc).

EFEITO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA NA NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA DA LIGA ABNT 304 RECOZIDA E PRÉ-DEFORMADA

Iris Sterfanie Santos

Fevereiro/2024

Orientador: Sandro Griza

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

O aço inoxidável austenítico é uma liga versátil e amplamente utilizada na área industrial, aeroespacial e de alimentos em função de sua alta ductilidade, resistência à corrosão e à altas temperaturas. Contudo, apesar de suas nobres propriedades, seus componentes estão sujeitos a falhas, sobretudo por fadiga, tida como um problema de engenharia que acomete diversos componentes mecânicos. Inúmeras variáveis influenciam no desempenho em fadiga, porém estudos recentes apontam que a frequência de carregamento, anteriormente tida como não influente, pode impactar nas respostas mecânicas. Nesse cenário, o estudo em questão buscou avaliar o efeito de frequências convencionais de teste (3 e 30 Hz) no desempenho em fadiga do aço ABNT 304 sob controle de carga a fim de identificar o estágio de fadiga em que o efeito é sobressalente. Para tal foram realizados ensaios de caracterização química, mecânica e microscópica, bem como testes de fadiga e mecânica da fratura com amostras sem deformação e previamente deformadas. As análises apontaram que o aumento da frequência reduz o desempenho em fadiga, sobretudo nas amostras previamente deformadas. Esse efeito foi preponderante na nucleação da trinca, isto é, no estágio I da fadiga, o qual está condicionado a microestrutura da liga. Os resultados apontam que a diferença observada pode estar atrelada à transformação martensítica, pois a liga investigada é metaestável. Ademais, em função da sua elevada plasticidade, a presença de maclas e bandas de deformação, somado ao elevado coeficiente de encruamento da liga, também são micromecanismos que contribuem para responder à diferença de comportamento em fadiga.

Palavras-chave: fadiga; mecânica da fratura; frequência cíclica.

Abstract of Thesis presented to P²CEM / UFS as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor in Materials Science and Engineering (D. Sc).

TÍTULO EM INGLÊS

Iris Sterfanie Santos

February/2024

Advisor: Sandro Griza

Department: Materials Science and Engineering

Austenitic stainless steel is a versatile alloy widely used in the industrial, aerospace and food sectors due to its high ductility, resistance to corrosion and high temperatures. However, despite its noble properties, its components are subject to failure, mainly due to fatigue, considered an engineering problem that affects several mechanical components. Numerous variables influence fatigue performance, however recent studies indicate that loading frequency, previously considered not influential, can impact mechanical responses. In this scenario, the study in question sought to evaluate the effect of conventional test frequencies (3 and 30 Hz) on the fatigue performance of ABNT 304 steel under load control in order to identify the fatigue stage in which the effect is outstanding. To this end, chemical, mechanical and microscopic characterization tests were carried out, as well as fatigue and fracture mechanics tests with samples without deformation and previously deformed. The analyses showed that increasing frequency reduces fatigue performance, especially in previously deformed samples. This effect was preponderant in the nucleation of the crack, that is, in stage I of fatigue, which is conditioned by the microstructure of the alloy. The results indicate that the observed difference may be linked to martensitic transformation, as the investigated alloy is metastable. Additionally, due to its high plasticity, the presence of twins and deformation bands, added to the alloy's high strain-hardening coefficient, also are micromechanisms with contribute to responding to the difference in fatigue behaviour.

Key words: fatigue; fracture mechanics; cyclic frequency.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Variação senoidal da tensão ao longo do tempo.....	8
Figura 2: Curva S-N.	10
Figura 3: Modos de propagação de trinca. Modo I de tensão axial, modo II de cisalhamento e modo III de rasgamento.	13
Figura 4: Representação esquemática do crescimento da trinca por fadiga. O K_{th} é traduzido como limiar de fadiga.	16
Figura 5: Tamanho da trinca em função da conformidade elástica.....	20
Figura 6: Corte esquemático dos estágios de iniciação (I) e propagação (II) da trinca por fadiga.....	21
Figura 7: Mecanismo e sítios de nucleação da trinca por fadiga.	23
Figura 8: Deformação de Bain correlacionando retículos CFC e TCC.	27
Figura 9: Organograma de variáveis que afetam e explicam o efeito da frequência de carregamento.....	36
Figura 10: Configuração da fabricação dos corpos de prova de mecânica da fratura e tração para a chapa.	44
Figura 11: Diagrama TTT do aço inoxidável austenítico 304.....	46
Figura 11: Diagrama de Schaeffler.	48
Figura 12: Diagrama de DeLong.	48
Figura 13: Direção da análise metalográfica e microscópica.....	49
Figura 14: Forma do corpo de prova do ensaio de tração: barra (a) e chapa (b).....	51
Figura 15: Forma da amostra do ensaio de fadiga.	52
Figura 16: Aferição do tamanho das estrias de fadiga.	54
Figura 17: Forma do CP do ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	55
Figura 18: Microestrutura da barra no sentido longitudinal da amostra como recebida.	61
Figura 19: Microestrutura da barra no sentido longitudinal da amostra após recozimento.	61
Figura 20: Microestrutura da chapa no sentido transversal da amostra como recebida.	62
Figura 21: Microestrutura da chapa no sentido transversal da amostra após recozimento.	62
Figura 22: Difratomogramas representativos das fases cristalinas presentes na barra e chapa antes e após o tratamento térmico.	65
Figura 22: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da barra na direção longitudinal antes do tratamento térmico.....	66

Figura 23: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da barra na direção longitudinal após o tratamento térmico são reduzidas, predominando apenas as maclas de recozimento.	66
Figura 24: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da chapa perpendicular à laminação antes do tratamento térmico.	67
Figura 25: Bandas de deformação na microestrutura da chapa na direção perpendicular à laminação após o tratamento térmico são reduzidas.	67
Figura 26: Curvas de tração da liga 304 após tratamento térmico de recozimento. ...	70
Figura 27: Comportamento em fadiga do aço AISI 304 sob fadiga de alto ciclo em frequências de carregamento de 3 e 30 Hz, testados a 90, 80 e 70% da resistência à tração, $R = 0,1$ e rugosidade média R_a de $0,19 \mu\text{m}$	71
Figura 28: Comportamento em fadiga do aço AISI 304 sob fadiga de alto ciclo em frequências de carregamento de 3 e 30 Hz, testados a 95 e 90 da resistência à tração, $R = 0,1$ e rugosidade média R_a de $0,19 \mu\text{m}$	71
Figura 29: Correção da tensão alternante para uma tensão média equivalente a zero segundo o diagrama de Goodman-Haigh.	74
Figura 30: Desempenho em fadiga com o aumento da frequência de carregamento.	75
Figura 31: Local de iniciação da trinca em teste de fadiga convencional nas frequências de 3 e 30 Hz à 80% da resistência à tração última.	76
Figura 32: Micrografia transversal à superfície de fratura para teste de fadiga convencional nas frequências de 3 e 30 Hz à 70, 80 e 90% da resistência à tração última.	77
Figura 33: Morfologia em MEV da superfície de fratura indicando estrias de fadiga em amostra submetida a 80% da resistência a tração última sob diferentes frequências de carregamento.	79
Figura 34: Variação da taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN) em função da intensidade de tensão (ΔK) na região de Paris.	80
Figura 35: Estimativa do limiar de propagação de trinca a partir do teste sob $K_{\text{crescente}}$ (curva $da/dN \times \Delta K$).	81
Figura 36: Efeito da deformação prévia no comportamento em fadiga sob diferentes frequências de carregamento.	84
Figura 37: Difrátogramas das amostras previamente deformadas e da superfície de fratura comparado a condição inicial tratada termicamente, sob frequências de 3 e 30 Hz.	86
Figura 38: Microestrutura da liga após deformação prévia e testada a 3 Hz a 80% da resistência à tração.	87

Figura 38: Microestrutura da liga após deformação prévia e testada a 30 Hz a 80% da resistência à tração.....	87
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Dimensões dos CPs do ensaio de propagação de trinca por fadiga.	56
Tabela 2: Composição química do aço inoxidável austenítico 304 (%).	59
Tabela 3: Fases do aço inoxidável austenítico 304 segundo os diagramas de Schaeffler e Long-DeLong.	59
Tabela 4: Microdureza (HV) do aço em diferentes direções, antes e após tratamento térmico de recozimento.	69
Tabela 5: Limite de escoamento e resistência à tração máxima antes e após o tratamento térmico de recozimento.	69

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

$\sigma_{\max}$ – Tensão máxima

$\sigma_{\text{escoamento}}$ – Tensão de escoamento

$\sigma_{\min}$ – Tensão mínima

σ_m – Tensão média

σ_a – Amplitude de tensão

R – Razão de carregamento

A – Razão de tensão alternante

α' – Martensita

γ' – Austenita

N_f – Vida em fadiga

R_f – Resistência à fadiga

L_f – Limite de fadiga

N – Número de ciclos

K – Fator de intensidade de tensão

K_c – Tenacidade à fratura

Y – Fator de forma

$K_{\max}$ – Fator de intensidade de tensão máximo

$K_{\min}$ – Fator de intensidade de tensão mínimo

da/dN – Taxa de crescimento da trinca

ΔK – Intervalo de intensidade de tensão

K_{th} – Limiar de propagação

σ_U – Resistência à tração

AIA – Aço inoxidável austenítico

CCC – Cúbica de corpo centrado

CFC – Cúbica de face centrada

COD – *Crack opening displacement*

EFE – Energia de falha de empilhamento

FAC – Fadiga de alto ciclo

FBC – Fadiga de baixo ciclo

FCEB – Fadiga de ciclos extremamente baixos

FCMA – Fadiga de ciclos muito altos

HC – Hexagonal compacta

MF – Mecânica da fratura

MFEP – Mecânica da fratura elasto-plástica

MFLE – Mecânica da fratura linear-elástica

MPI – Método polinomial incremental

PSB – *Persistent slip band* (banda persistente de deformação)

PSM – *Persistent slip marks* (marcas persistentes de deformação)

PTF – Propagação de trinca por fadiga

TMID – Transformação martensítica induzida por deformação

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS	xii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS	5
2.1 OBJETIVO GERAL.....	5
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	5
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	6
3.1 FADIGA	7
3.2 MECÂNICA DA FRATURA	11
3.2.1 Mecânica da fratura aplicada à fadiga	14
3.3 ENSAIOS DE FADIGA	18
3.3.1 Curva S-N: fadiga convencional	18
3.3.2 Propagação da trinca por fadiga: mecânica da fratura.....	19
3.4 ESTÁGIOS E MECANISMOS DE FALHA POR FADIGA.....	21
3.4.1 Nucleação	22
3.4.2 Propagação	24
3.4.3 Fratura.....	26
3.5 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO	26
4 REVISÃO DE LITERATURA.....	31
4.1 FATORES QUE AFETAM O COMPORTAMENTO EM FADIGA	31
4.1.1 Fatores que influenciam o desempenho em fadiga.....	31
4.1.2 Fatores que afetam a nucleação e propagação da trinca	33
4.2 FREQUÊNCIA DE SOLICITAÇÃO CÍCLICA.....	35
5 METODOLOGIA.....	44
5.1 HOMOGENEIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA.....	45
5.2 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE.....	46
5.3 CARACTERIZAÇÃO.....	47

5.3.1	Teor relativo dos elementos de liga	47
5.3.2	Microscópica.....	49
5.3.3	Análise de microdureza	50
5.3.4	Teste de tração.....	51
5.4	FADIGA	52
5.4.1	Fadiga sem deformação prévia	52
5.4.2	Fadiga após deformação prévia.....	53
5.4.3	Estimativa do tamanho das estrias	54
5.5	MECÂNICA DA FRATURA	55
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
6.1	AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA MATÉRIA-PRIMA	59
6.2	AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE E PROPRIEDADES MECÂNICAS	68
6.3	DESEMPENHO EM FADIGA COM O AUMENTO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA	70
6.4	ESTÁGIO AFETADO PELA FREQUÊNCIA CÍCLICA.....	75
6.5	FATORES ESTRUTURAIS ENVOLVIDOS NA NUCLEAÇÃO DA FADIGA EM FUNÇÃO DA FREQUÊNCIA.....	82
6.6	INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA PRÉVIA NO COMPORTAMENTO EM FADIGA	84
7	CONCLUSÃO	90
8	SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTURO	92

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) são ligas de Fe-Cr-Ni que podem conter até 0,15% de carbono e no mínimo 16% de cromo e 6% de níquel, conforme disposto na [ABNT NBR 5601](#) e normas equivalentes ([ASTM A240](#), [ASTM A276](#), [ASTM A564](#), [ASTM A176](#)). Os elementos presentes na composição química são responsáveis por estabilizar a fase austenita e promover uma camada de óxido espontânea na superfície, encarregada de elevar a resistência às reações químicas. Além disso os AIA possuem estrutura CFC, são não-magnéticos e apresentam excelente ductilidade e conformabilidade. Essa liga de aço especial é representada majoritariamente pela série 300 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) e entre os mais populares está o ABNT 304, conforme intitulado pela [ABNT NBR 5601](#).

Apesar de possuir excelente ductilidade e conformabilidade, sua ampla utilização se deve a resistência à corrosão e propriedades em temperaturas elevadas [1] com aplicações em ambientes extremos como componentes estruturais de sistemas de reatores nucleares e usinas de energia [2]. Em específico, o ABNT 304 é aplicado em conexões de aeronaves, componentes aeroespaciais como buchas, eixos, válvulas, parafusos especiais, recipientes criogênicos, componentes para ambientes químicos severos [3], além de ser indicado para confecção de equipamentos que estarão em contato direto com alimentos, conforme recomendações da [RDC 498/ANVISA](#). Contudo, assim como os demais materiais, os AIA são suscetíveis a perda de desempenho e danos mecânicos, como falhas por fadiga.

A fadiga está entre os vários processos físicos associados à perda de integridade de uma estrutura ou componente estrutural. Ela configura-se como um problema de engenharia que envolve submissão do material a repetidos ciclos de tensão ou deformação. Esse carregamento cíclico provocará danos localizados que evoluem, podendo ocasionar ruptura mesmo que a tensões menores que a resistência ao escoamento. Enquanto o desempenho em fadiga compreende a resistência e limite de fadiga, a vida em fadiga corresponde ao número de ciclos até a ruptura.

Inúmeras variáveis (microestrutura, microdureza, superfície, tensões residuais, tratamento térmico, ambiente, forma e dimensões, confiabilidade, entre outros – [4-6]) alteram o comportamento em fadiga. Em relação às variáveis de ensaio de fadiga, é consolidado que a variação da amplitude de tensão, tensão média ou razão de carregamento modificam as respostas mecânicas. As frequências de carregamento convencionais (abaixo da ordem de kHz), por sua vez, são tidas como não influentes

nas respostas em fadiga, sendo utilizadas em elevados valores para redução de tempo e custo nos ensaios, sobretudo sob alto número de ciclos (fadiga de alto ciclo e de gigaciclo).

Quando o componente é testado a ciclos muito altos normalmente são utilizados testes ultrassônicos. Nesse tipo de teste, conduzido a elevadas frequências (kHz ou superior), ocorre auto aquecimento da amostra e por consequência, mudanças no comportamento em fadiga. Apesar do efeito da frequência ser maior na fadiga ultrassônica, em frequências convencionais entre 0,2 e 140 Hz, por exemplo, ainda é possível observar algumas diferenças no comportamento em fadiga, segundo alguns estudos [7, 8], embora que no geral, nota-se contradições na literatura a respeito do tema. Esse efeito está atrelado à sensibilidade a taxa de deformação, alta ductilidade, ambiente e temperatura, sendo que para ligas insensíveis à taxa de deformação e em ambientes não corrosivos não é observada influência da frequência ou este efeito é muito pequeno [9].

Em contraponto, ao investigar a fadiga e corrosão à fadiga em parafusos prisioneiros de aço ABNT 304, NERY [10] observou, mesmo em ambiente não corrosivo, diferença no comportamento em fadiga do aço inoxidável austenítico em função da frequência, apesar deste aço ser considerado pouco sensível à taxa de deformação.

Quando avaliado ordens de magnitude distintas (Hz e kHz), é possível observar melhora do desempenho em fadiga do aço ao carbono [11, 12] e aço com alto teor de C e Cr de baixa resistência à tração [13, 14] com o aumento da frequência ou comportamento similar em ligas de titânio [15], alumínio [16] e aço com alto teor de C e Cr de alta resistência à tração [14]. Dentro da mesma ordem de magnitude (Hz), a melhora ocorre com a redução da frequência em aço com alto teor de C e Cr de alta resistência à tração [13] ou com o aumento da frequência para o aço de baixo carbono estrutural [7] e o comportamento mostra-se similar em aço com alto teor de C e Cr de baixa resistência à tração [13], aço ao carbono [12] e aço de baixa liga revenido [17].

Apesar dos efeitos da frequência se resumirem a taxa de deformação, ambiente e auto aquecimento, alterações de desempenho em aços com baixa susceptibilidade à taxa de deformação, como os AIA, podem ser justificadas pelo teor de martensita induzida por deformação ou pelos mecanismos de deformação plástica como encruamento e formação de maclas. Devido a sua metaestabilidade, a microestrutura dos AIA pode ser alterada mediante transformação martensítica induzida por deformação plástica [18]. Durante as solicitações mecânicas são promovidas zonas de deformações plásticas que resultam no encruamento do aço devido ao aumento da

densidade de discordâncias sem transformação de fase, ou na elevação dos picos de tensão em virtude da nucleação de fase martensita. De modo geral, o produto da transformação agrega ao AIA propriedades microestruturais distintas que melhoram a resistência mecânica e o desempenho em fadiga devido a união da ductilidade da austenita (γ) e dureza da martensita (α') [19].

Embora os AIA sejam amplamente estudados, há poucos estudos que abordam o efeito da frequência de carregamento no desempenho em fadiga deles [20, 21]. Ademais, estudos que relacionam a variação da frequência e alterações microestruturais (transformação martensítica, encruamento e maclas) ao comportamento em fadiga de alto ciclo (nucleação e propagação de trinca) nos AIA são escassos. Os estudos na área concentram-se na variação do carregamento (estáticos ou dinâmicos) e como a frequência afeta a transformação de fases, ou na variação da frequência em ligas como de alumínio e aço carbono, sobretudo em fadiga de ciclos muito altos e magnitude de frequência distintas, e seus efeitos sobre as respostas mecânicas.

Assim, analisar os efeitos de frequências cíclicas convencionais e os mecanismos envolvidos são objetos da presente tese, na tentativa de contribuir para o melhor entendimento do assunto. O tema é de importância, pois a subestimação do desempenho em fadiga de um determinado componente pode favorecer a falha em serviço, ainda mais em projetos baseados em confiabilidade, nos quais a tendência é de se reduzir coeficientes de segurança. Os efeitos podem estar atrelados a mudanças na resistência à fadiga, na nucleação e taxa de propagação da trinca. Os mecanismos responsáveis por essas diferenças correspondem às alterações microestruturais que as diferentes frequências podem propiciar e como elas podem explicar as alterações de comportamento mecânico, como, por exemplo, a formação de maior densidade de bandas de deformação em frequências de 0,2 e 140 Hz quando comparado a 20 kHz [8].

Nesse cenário, o objetivo central da pesquisa é avaliar o efeito da frequência de carregamento na nucleação e propagação da trinca por fadiga no regime de alto ciclo no aço inoxidável austenítico ABNT 304. Desse modo, buscou-se analisar indiretamente se o efeito está correlacionado a existência de concentradores de tensões (presença de entalhe) ou se é aplicada de forma geral, independentemente da existência de trinca ou defeito prévio. Apesar de haver estudos que abordem o efeito da frequência de carregamento no desempenho em fadiga de metais em geral, ainda há necessidade de

explorar se o efeito da frequência está associado à nucleação, propagação de trinca por fadiga, ou a ambas.

Ademais, ciente que a influência da frequência pode estar correlacionada com a deformação plástica, o estudo também buscou verificar o efeito da deformação prévia na resistência à fadiga da liga. A deformação plástica é de suma importância pois é capaz de provocar transformação martensítica, encruamento e formação de maclas, as quais são responsáveis por alterar o desempenho em fadiga, sobretudo quando associada a variação da frequência cíclica.

Portanto, propõe-se um protocolo de testes que permita verificar o efeito da frequência no desempenho de AIA tanto na nucleação de trinca por fadiga quanto na propagação por fadiga, visto que não foram encontrados estudos que indiquem em qual estágio da fadiga o efeito da frequência é significativo. Assim, ao conhecer os mecanismos da fadiga e da mecânica da fratura e compreender as modificações microestruturas que ocorrem no aço durante as solicitações, será possível prever com maior assertividade a vida residual ou intervalos de inspeção.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O estudo tem por finalidade compreender o efeito de diferentes frequências de carregamento (3 e 30 Hz) no comportamento em fadiga do aço inoxidável austenítico ABNT 304 quando submetido a fadiga sob controle de carga.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar o efeito da frequência na resistência à fadiga da liga;
- Correlacionar os patamares de tensão com o desempenho em fadiga sob as diferentes frequências, para verificar o efeito em FBC e FAC;
- Determinar o estágio de fadiga afetado pela frequência e micromecanismos de deformação;
- Correlacionar a influência de transformação de fase ao efeito da frequência e mecanismo de falha por fadiga de AIA;
- Analisar o efeito da deformação prévia no desempenho em fadiga em frequências distintas.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) apresentam uma ótima combinação de propriedades que une resistência à corrosão, ductilidade, resistência mecânica e soldabilidade. Suas propriedades possibilitam vasta aplicação na indústria química, médica, automobilística, bem como ambientes com alta temperatura e solicitação estrutural [22]. Isso torna os AIA os mais produzidos do mundo, cuja produção mundial soma 70% em relação aos demais aços inoxidáveis [22-26].

Esses aços são vastamente utilizados nos setores aeroespacial, químico, nuclear e alimentício, dentre tantas outras áreas, em função da sua alta resistência à corrosão, resistência à oxidação em alta temperatura e a sua boa conformabilidade [22] que tendem a reduzir sucessivas manutenções, exime a contaminação do produto em contato com o aço e promove aumento da vida útil dos sistemas mecânicos que o utilizam [27].

Além disso, a alta resistência do AIA trabalhado a frio o torna um material predominante para uso em automóveis, molas, âncoras de cintos de segurança e lâminas de facas [27]. Esse aumento da resistência é normalmente resultado das alterações microestruturais causadas pela deformação a frio: aumento da densidade de discordâncias que leva ao encruamento (os AIA em geral apresentam elevado coeficiente de encruamento por possuírem estrutura cúbica de face centrada e baixa energia da falha de empilhamento) e transformação martensítica induzida por deformação [28].

Como o material é aplicado em vários componentes de engenharia, ele está submetido a diferentes esforços e uma das maiores preocupações é quando o aço está sob carregamento cíclico, isto é, fadiga. A fadiga é um fenômeno que incide sobre os sólidos desde os primórdios da civilização; contudo foi tida como um problema significativo a partir de meados do século XIX junto com a Revolução Industrial e a massificação da mecanização, visto que muitos componentes foram submetidos a cargas cíclicas e a falha se tornou corriqueira. Contudo, diferente das peças em madeira confeccionadas na época, as peças metálicas não poderiam ser substituídas de modo recorrente devido a seu custo. Além disso, a força de trabalho não poderia ficar ociosa em função da inutilização das máquinas.

A fadiga então surge como um problema de engenharia, cuja preocupação estava atrelada a durabilidade das estruturas e direcionada a falha prematura dos componentes.

3.1 FADIGA

A fadiga, estabelecida por Wöhler em 1870 a partir de testes laboratoriais, foi construída sob três leis básicas. Da 1ª lei surge o conceito de fadiga como se conhece atualmente, que corresponde a um carregamento no qual é aplicado uma tensão cíclica ou repetida, inclusive que pode ser inferior ao limite de escoamento, e que ocasiona ruptura do material a tensões menores às necessárias para propiciar uma fratura quando o material é carregado monotonicamente, ou seja, não há sinal de escoamento mesmo a tensões inferiores a resistência à tração [29, 30].

As demais leis propostas por Wöhler complementam os fatores causadores da falha por fadiga. A 2ª lei informa que a falha ocorre quando há uma alta diferença entre a tensão máxima e a tensão mínima, introduzindo o conceito de amplitude de tensão. Quando todos os ciclos de carga são idênticos diz-se que o carregamento está em amplitude constante. Por fim, a 3ª lei afirma que a tensão média também produz um efeito passível de redução da vida em fadiga, apesar de que menor quando comparado a amplitude. Desse modo, para a ocorrência da fadiga são necessárias, além das solicitações cíclicas, deformação plástica mesmo que localizada e ao menos uma componente de tensão positiva.

As tensões cíclicas podem formar um padrão senoidal, cuja variação da tensão pode ser representada em função do tempo (Figura 1). Os ciclos de carregamento são caracterizados por parâmetros como a tensão máxima ($\sigma_{\max}$) e mínima ($\sigma_{\min}$), tensão média (σ_m) (Equação 1), amplitude de tensão ou tensão alternada (σ_a) (Equação 2), razão de tensão alternante (A) (Equação 3) e a razão de carregamento (R) (Equação 4), parâmetros estes considerados importantes para estudo da fadiga.

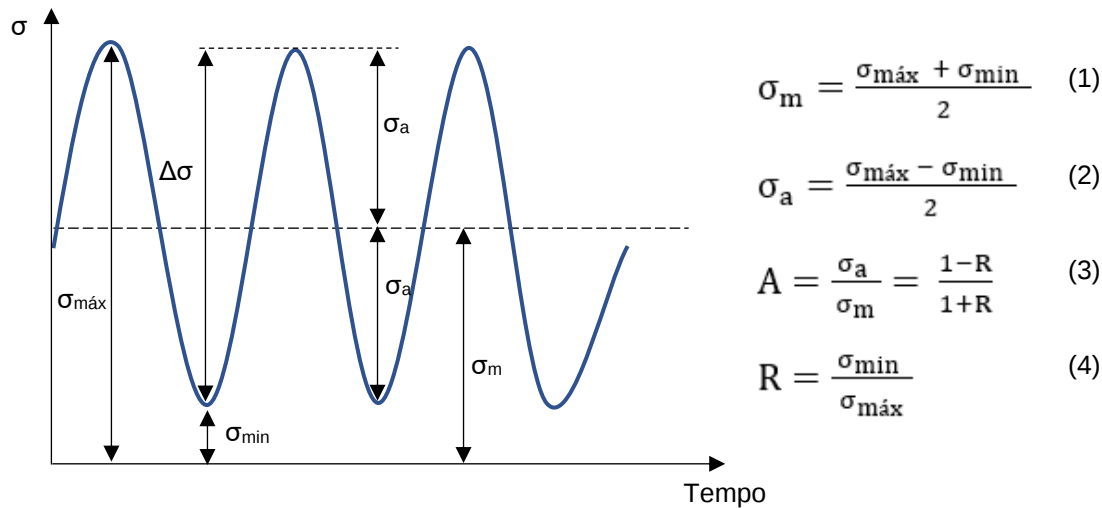


Figura 1: Variação senoidal da tensão ao longo do tempo.

Os regimes de fadiga, ou seja, o modo como o material é avaliado sob fadiga são classificados como: baixo ciclo ($N < 10^4$), alto ciclo ($N > 10^4$) ou ainda ciclos muito altos ($N > 10^7$) [31]. No regime de fadiga de baixo ciclo (FBC) o controle ocorre por deformação, sendo comum avaliar ciclos de histerese¹. Nele são aplicadas tensões acima do limite de escoamento ($\sigma_{\text{máx}} > \sigma_{\text{escoamento}}$), e desse modo observa-se uma deformação plástica generalizada que aumenta à medida que a tensão se eleva, assim as amplitudes de tensão são maiores e variáveis. No que tange a aplicações práticas, essas condições podem se desenvolver em partes específicas de uma estrutura quando submetidas a demandas extremas [32].

Na fadiga de alto ciclo (FAC) o controle é por tensão. O regime é caracterizado normalmente por baixas amplitudes de carregamento, comportamento cíclico elástico, um grande número de ciclos [33] e as tensões aplicadas normalmente estão abaixo do limite de escoamento ($\sigma_{\text{máx}} < \sigma_{\text{escoamento}}$). Quando o componente está submetido a tensões menores que o limite de escoamento, a deformação elástica cíclica predomina e a deformação plástica se apresenta em pequenas zonas e de forma localizada. Nesse regime as falhas estruturais ocorrem devido ao acúmulo de um grande número de ciclos de deformações de baixa amplitude de tensão; assim continua sendo uma consideração importante para os engenheiros estruturais [32].

¹ Variação da tensão ao longo dos ciclos sob uma deformação constante, cuja deformação total corresponde a soma da deformação elástica e plástica. Como o ciclo de histerese não é imediatamente estável, há um fenômeno transiente que resulta em dois comportamentos básicos denominados endurecimento e amolecimento cíclico. Ao atingir o estado estacionário, a densidade de discordância se torna constante, não se produz amolecimento ou endurecimento e o ciclo de histerese limite é atingido.

Em síntese, na FBC o comportamento à fadiga depende da ductilidade e capacidade do material suportar as altas deformações cíclicas. Em contraponto, na faixa correspondente a FAC e baixa deformação total, o comportamento é determinado principalmente pela resistência do material, cujas curvas de Wöhler podem ser descritas a partir da abordagem de Basquin [34] pela relação logarítmica entre a tensão e o número de ciclos, sendo (a) e (b) constantes representativas das propriedades do material (Equação 5).

$$\sigma = aN^b \quad (5)$$

Por meio das curvas² é possível estabelecer a vida em fadiga (N_f) que o material suporta antes da fratura, a resistência à fadiga (R_f) e o limite de resistência à fadiga (L_f). O número de ciclos de tensão que o material suporta antes de ocorrer a falha é definido como vida em fadiga. A resistência à fadiga é a tensão máxima cíclica abaixo da qual o material resistirá a um dado número de ciclos de acordo com um determinado intervalo de confiança. O limite de fadiga, por sua vez, corresponde a tensão máxima cíclica abaixo da qual espera-se que o material não rompa, também tomando por base certo intervalo de confiança.

A curva S-N ou Curva de Wöhler, objeto do presente estudo, expressa uma relação entre a amplitude de tensão cíclica e o número de ciclos até a falha do material. Apesar da curva S-N medir ao final o número de ciclos (N) para ruptura, ela também pode ser utilizada para analisar de modo secundário a nucleação da trinca por fadiga quando associada aos ensaios de mecânica da fratura aplicado à fadiga (Figura 2).

² Curva S-N estabelecida para fadiga de alto ciclo (controle de tensão) e a Curva ϵ -N para fadiga de baixo ciclo (controle de deformação).

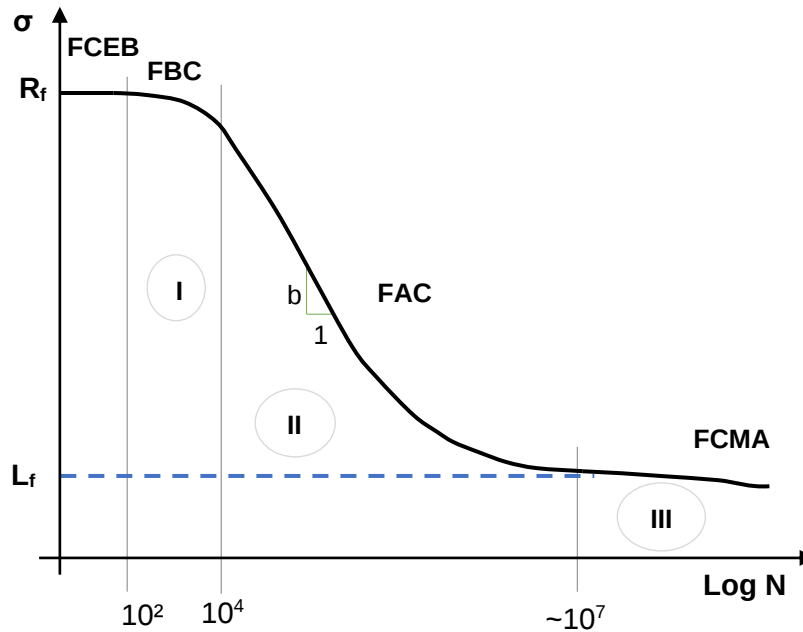


Figura 2: Curva S-N.

Lê-se: fadiga de ciclos extremamente baixos (FCEB), fadiga de baixo ciclo (FBC), fadiga de alto ciclo (FAC) e fadiga de ciclos muito altos (FCMA).

Quando a tensão é muito elevada, isto é, a amplitude de tensão é comparável ao limite de resistência, o material rompe nos primeiros ciclos. Assim, nas máximas amplitudes de tensão a curva apresenta-se de modo aproximadamente linear, denominando-se como fadiga de ciclos extremamente baixos (FCEB). Ainda em níveis de tensão altos, observa-se um achatamento da curva S-N em virtude do escoamento. Nessa região é comum expressar-se os resultados em termos de deformação ao invés de tensão (I). À medida que os valores de tensão são reduzidos o material tende a resistir a um maior número de ciclos (II) e prossegue até dada tensão limite, cujo valor implica na não ocorrência da falha (III).

Desse modo, quando a tensão aplicada está abaixo dessa linha horizontal (III), o material encontra-se dentro do limite de fadiga e independente do número de ciclos de tensão aplicado, não se observa falha. Apesar de não ser objeto do presente estudo, cabe mencionar que ao submeter o material a um altíssimo número de ciclos, conhecido como fadiga de ciclos muito altos (FCMA), fadiga de gigaciclo ou fadiga ultrassônica, o limite de fadiga está suscetível a apresentar variação [35], e desse modo a linha limite não é completamente horizontal como esperado para ciclos da ordem de 10^7 - 10^8 e o material pode falhar.

Contudo, o limite de fadiga (L_f) ainda é uma importante propriedade a ser determinada, pois, por meio dele é conhecida a tensão cíclica crítica responsável por promover deformação plástica localizada capaz de induzir a nucleação [36]. Em contraponto, MURAKAMI [37] afirmou que a conceituação adequada para o limite de fadiga é a tensão limite para propagação da trinca e não a tensão crítica para iniciação da trinca. Para o autor, caso o limite de fadiga estivesse correlacionado ao início da trinca, a curva SN não apresentaria o ponto do joelho (*knee-point*). Isso porque a existência da trinca não-propagante permite inferir que o limite de fadiga é controlado pela resistência média da microestrutura e não apenas pelo tamanho do grão.

3.2 MECÂNICA DA FRATURA

As estruturas, sejam mecânicas ou civis, devem apresentar as condições mínimas de segurança e desempenho. Para tal, o projetista define, a partir de propriedades como tensão de escoamento, o cenário para que a falha não ocorra. Entretanto é possível observar componentes falharem a tensões inferiores a tensão de projeto devido a presença de concentradores de tensão como trincas. Como esses defeitos as vezes são inevitáveis e a substituição do componente torna-se economicamente inviável, convém detectá-los e avaliá-los para que o componente possa permanecer em serviço mesmo na presença do defeito.

A área encarregada de determinar se o defeito pode resultar em uma falha quando o componente está submetido a tensões de serviço é a mecânica da fratura. Em síntese, através da mecânica da fratura é possível definir um tamanho de defeito crítico para que o valor superior à tensão crítica não seja atingido ou ainda o tempo necessário para a trinca atingir seu tamanho crítico e então determinar um tempo seguro de operação.

De modo geral, a mecânica da fratura baseia-se em uma descrição matemática que envolve a energia necessária para o avanço da trinca [38]. Quando trincas macroscópicas estão presentes, a teoria da mecânica da fratura é aplicada para prever falha das peças em serviço e para determinar intervalos de inspeção para detecção e monitoramento [29] e o conceito de fator de intensidade de tensão passa a fornecer a estrutura necessária da mecânica aplicada [39].

A mecânica da fratura é uma ciência desenvolvida por Griffith em materiais frágeis e por Orowan e Irwin para explicar falhas repentinas em materiais dúcteis sob

carregamento estático [29-30, 38, 40]. A equação de Griffith estabelece critérios de propagação da trinca através de um equilíbrio de energia superficial e energia elástica, porém os critérios não são aplicáveis a materiais dúcteis, devido a existência do escoamento ou deformação plástica nestes materiais [38] [40].

Os estudos se intensificaram durante a Segunda Guerra Mundial quando inúmeros navios falharam de modo catastrófico, alguns antes de serem lançados ao mar para navegação. As teorias existentes não explicavam adequadamente as falhas repentinas de materiais dúcteis sob carregamento estático [29-30]. Então o equilíbrio energético da teoria de Griffith foi adaptado por Orowan e Irwin, ao substituir a energia elástica por uma energia de trabalho elasto-plástica [38].

Orowan incluiu em sua equação a energia plástica de deformação no processo de fratura; porém, assim como Griffith, limitou a aplicação ao raio da ponta da trinca. Irwin, por sua vez, optou pela relação da energia elástica em função do comprimento da trinca, sendo que, quando a taxa de deformação elástica atinge um valor crítico (fratura), ela pode ser interpretada como um parâmetro material, aferido em laboratório [40].

Entretanto, apesar das significativas contribuições de Griffith, Orowan e Irwin, o modelo que quantifica a propagação da trinca é baseado no fator de intensidade de tensão (K) determinado pela teoria da mecânica da fratura linear-elástica (MFLE) [38]. De acordo com a MFLE, a maior parte do material se comporta segundo a lei de Hooke e a região de escoamento na ponta da trinca é pequena comparada ao tamanho da peça [29]. Quando a maior parte do material está numa região plástica, uma abordagem mais complexa é considerada. Nesse caso aplica-se a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) em virtude do escoamento excessivo.

O modelo da MFLE considera que o material é contínuo, e como o nome acusa, as deformações são de caráter elástico (sem escoamento) e a relação com as tensões aplicadas é linear. Em síntese a teoria apresenta como principais características a ausência de deformação plástica excessiva precedente à fratura, zona plástica menor que o tamanho da trinca, estado plano de deformação e um campo de tensão controlado pelo fator de intensidade de tensão K .

Segundo o modelo, a trinca pode propagar-se de três modos distintos (Figura 3).

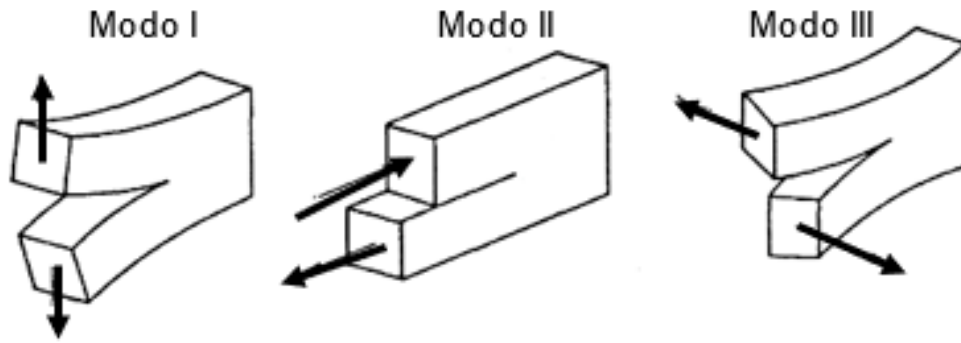


Figura 3: Modos de propagação de trinca. Modo I de tensão axial, modo II de cisalhamento e modo III de rasgamento.

O modo I (abertura axial), mais comum entre as formas de propagação, refere-se à aplicação de tensão de tração normal às faces da trinca que resulta numa abertura. O modo II (cisalhamento) é caracterizado pelo deslizamento na direção normal ao plano de abertura da trinca devido as tensões cisalhantes aplicadas. Por fim, o modo III (rasgamento) também é oriundo de tensões cisalhantes, porém nesse caso elas são direcionadas para fora do plano e o deslizamento ocorre de modo paralelo ao plano de abertura da trinca [29, 30].

As tensões próximas à ponta da trinca causam escoamento localizado e consequentemente, uma zona de deformação plástica é formada logo à frente. O tamanho da zona plástica depende do modo de carregamento e tamanho e forma do componente, sendo r_z o raio da zona plástica definido pela Equação 6 [41].

$$r_z = \frac{1}{2\pi} \frac{K_{IC}^2}{\sigma_e^2} \quad (6)^3$$

Nessa região a adoção do parâmetro K não é adequada. Contudo, na MFLE essa zona é considerada pequena em relação às dimensões do componente, tamanho da trinca (a), espessura (B) e seção renascente (b) e então tida como uma leve perturbação do campo elástico controlado por K, conforme preconiza a Equação 7 [41].

$$a, b, B > 2,5 \frac{K_{IC}^2}{\sigma_e^2} \quad (7)$$

³ K_{IC} equivale ao fator de intensidade de tensão crítica no modo de carregamento I, isto é, sob carga axial de tração.

Quando a zona plástica é 15 vezes menor que a dimensão do componente ela é considerada pequena e então o estado plano de deformação é assegurado [41]. Assim, na MFLE o estado de tensão é diretamente proporcional ao fator de intensidade de tensão (K). O fator K é uma propriedade condicionada ao tamanho e forma do componente e da trinca e tipo de carregamento, além de ser dependente da temperatura, processamento, razão de carregamento e do estado de tensão [29, 30].

As Equações 8 e 9 expressam matematicamente o fator de intensidade de tensão para um defeito central passante e um defeito lateral, respectivamente [41].

$$K = Y\sigma \sqrt{a} \text{ para } Y = \sqrt{\pi} \quad (8)$$

$$K = Y\sigma \sqrt{a} \text{ para } Y = 1,1 \sqrt{\pi} \quad (9)$$

Note que o K corresponde ao produto da tensão aplicada, tamanho do defeito e um fator de forma (Y). O fator Y é uma constante adimensional tabelada, dependente do tamanho/forma da trinca, tipo de carregamento e razão a/b [29, 30]. Quando a tensão (σ) ou o comprimento da trinca (a) se elevam, o fator de intensidade de tensão (K) atinge ou supera o valor crítico (K_c) e a trinca é propagada até a fratura [29]. O K_c pode então ser considerado como uma característica do material. Sendo o fator K um indicador de gravidade da trinca, e dependente do tamanho da trinca (a) e tensão (σ), é possível determinar o critério de falha e prever a vida útil da peça.

Como é necessário um valor de K muito baixo para propiciar o crescimento da trinca por fadiga, o tamanho da zona plástica na ponta da trinca é pequeno, mesmo para materiais de baixa resistência mecânica e alta ductilidade [41]. Desse modo, já que a MFLE fornece um modelo adequado para analisar a propagação da trinca por fadiga, não foi necessário detalhar a abordagem da MFEP no presente estudo.

3.2.1 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

A importância de se avaliar a propagação da trinca por fadiga (PTF) data desde 1870, ainda na era moderna da fadiga e antes de se conhecer em detalhes os mecanismos que estavam envolvidos na falha. Nessa época já se iniciara uma abordagem mecânica da propagação, mas foi por volta de 1950 que os estudos foram direcionados para investigação mais embasada da propagação da trinca [39].

Essa abordagem foi possível com o desenvolvimento da mecânica da fratura, desde os trabalhos de Irwin até os conceitos aplicados a MFLE com a utilização do parâmetro K, o qual forneceu uma descrição pertinente para o campo de tensão elástica ao redor da ponta da trinca [39]. A partir de 1960 já se observava que o crescimento da trinca não culminava em uma ruptura catastrófica e que ele ainda poderia ser interrompido em algumas condições. Então, em 1963 a Equação 10 é estabelecida, graças aos estudos de Paris e Erdogan [41].

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^p \quad (10)$$

A equação relaciona matematicamente a taxa de propagação da trinca (da/dN), a qual corresponde a distância que a trinca se propaga em um ciclo de carga (N), com o parâmetro K. O ΔK é a variação do intervalo de intensidade de tensão na ponta da trinca, usado para representar a variação na tensão de fadiga ($K_{\max} - K_{\min}$) que atua na trinca em um único ciclo de carga.

Tensões alternadas são raramente utilizadas, pois, apesar de inicialmente as tensões cisalhantes contribuírem para o início da trinca, a propagação da trinca é comandada por forças de tração, visto que as tensões compressivas não contribuem para abertura [29]. Essas tensões de compressão simplesmente fecham a trinca, portanto, se $K_{\min}$ for negativo, será considerado zero no cálculo de ΔK [39].

As variáveis (A) e (p) são pré-definidas em função da condição do material. A primeira é uma constante tabelada, já a segunda corresponde a inclinação da curva no estágio II e varia de 1 a 6, dependente do material e nível de tensão. Para aços inoxidáveis austeníticos, por exemplo, o (A) equivale a $5,60 \cdot 10^{-12}$ e o (p) a 3,25 [29], embora alguns fatores possam interferir nestes valores. Com efeito, a curva $da/dN \times \Delta K$, para um ΔK constante, depende do valor de razão de carregamento (R) adotado. O aumento de R é responsável por elevar a velocidade de propagação da trinca e reduzir o ΔK crítico ou limite de resistência a fratura (K_{IC}), bem como o limiar de propagação (K_{th}) [30].

Assim, na presença de uma trinca, a vida em fadiga é determinada ao definir o número de ciclos necessários para propagar uma trinca do tamanho inicial ao tamanho final, isto é, até a falha. A curva $da/dN \times \Delta K$ representa a velocidade de crescimento da trinca (da/dN) em função da intensidade de tensão (ΔK), ambos em escala logarítmica (Figura 4).

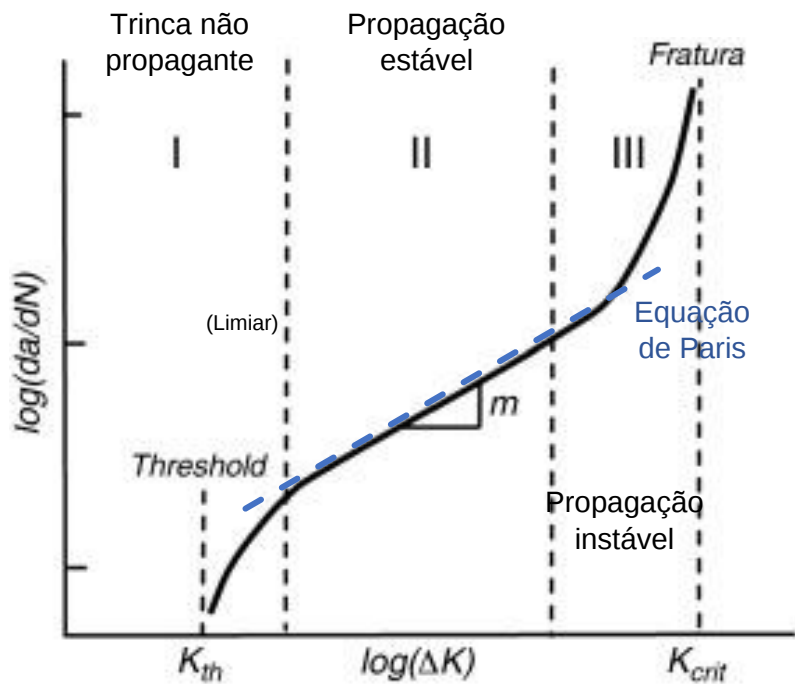


Figura 4: Representação esquemática do crescimento da trinca por fadiga. O K_{th} é traduzido como limiar de fadiga.

Note que a Equação de Paris é válida para a Região II da curva (crescimento estável), visto que na Região I (início da trinca) a velocidade é superestimada e na Região III (instabilidade no crescimento) é subestimada. Em síntese ocorre uma propagação inicial no estado plano de tensão, e com o avanço da trinca o estado de tensão muda de direção para um estado plano de deformação e por fim, a fratura ocorre por cisalhamento (deslizamento de planos).

A Região I é caracterizada por haver já uma singularidade inicial (trinca), mas não haver crescimento da trinca por fadiga até o valor ΔK ser alto o suficiente para atingir o fator de intensidade de tensão do ponto limite inicial (K_{th} – limiar de fadiga) e então, iniciar o crescimento. Esse valor é muito importante, pois define as mínimas condições de carga necessárias para a trinca crescer. O K_{th} é dependente da microestrutura (cristalografia e estruturas de discordância), temperatura, ambiente, bem como da razão de carregamento, este em virtude do fenômeno conhecido como fechamento de trinca⁴.

⁴ Fenômeno observado na fadiga, no qual, antes da carga ser anulada, a trinca fecha devido a uma contração elástica do material. Durante a descarga de um ciclo de força, as superfícies da trinca entram em contato, há transmissão de carga por meio da área de contato e consequente redução da força motriz de propagação [46], isto é, o fenômeno diminui ou cessa a taxa de crescimento da trinca. Desse modo, para favorecer a abertura da trinca e promover a propagação é necessário aplicar um incremento de carga para abrir a trinca totalmente em um dado ciclo ($K_{op} > K_{min}$) e recalcular o intervalo de fator de intensidade de tensão (ΔK_{eff}). Assim, se o valor para reabertura da trinca for menor que o valor necessário para a trinca efetivamente abrir, a trinca fecha e não contribui para a propagação.

Esse fenômeno pode ocorrer devido a região de deformação plástica cíclica formada após o descarregamento que comprime as faces da trinca, isso é, mesmo sob carga de tração, a ponta da trinca deforma por compressão e fecha [42].

Na Região II a trinca cresce de modo estável ciclo a ciclo e macrotrincas são formadas. Essa região é subdividida em dois regimes [43]. O regime A corresponde a uma faixa estreita de K logo acima de K_{th} com da/dN muito lenta ($< 10^{-8}$ m/ciclos) e mudando continuamente com ΔK . O regime B, por sua vez, é caracterizado por um da/dN em estado estacionário e para a maioria dos metais compreende uma faixa entre 10^{-8} e 10^{-6} m/ciclos.

Ademais, nessa região, o crescimento da trinca se dá em função dos planos de máxima tensão normal de forma definida e em direção à máxima tensão normal principal. Como na Região II a relação logarítmica entre a taxa de propagação da trinca e a variação da intensidade de tensão é normalmente linear, nele são obtidos os limites da carga e o comprimento da trinca admissíveis para não ocorrer falha em serviço.

Por fim, a Região III corresponde àquela após o crescimento subcrítico da trinca, o prelúdio da ruptura final, pois a trinca atingiu um tamanho que a seção transversal não pode suportar, ou seja, a trinca atingiu um tamanho crítico correspondente ao fator crítico de intensidade de tensões, quando então a trinca passa a ter crescimento instável. Nessa região, o crescimento da trinca é rápido ($> 10^{-6}$ m/ciclos), instável e ocorre pouco antes do rompimento. Quando o ΔK se aproxima da tenacidade a fratura (K_C), a taxa de propagação acelera rapidamente e o material falha dentro de algumas centenas de ciclos de carga devido ao rápido avanço da trinca [43].

Nesse estágio é possível que as condições de deformação plana na ponta da trinca sejam excedidas e o crescimento passa do modo plano para o modo cisalhante, o que justifica o uso da MFEP para quantificar a tenacidade, se for o caso. É por isso que tal ensaio não é o mais adequado para definir o K_C de materiais cujo comportamento se encontra no regime elasto-plástico. Quando a carga máxima se aproxima da carga de ruptura plástica, o comportamento da trinca se desvia do esperado. Isso ocorre, pois a teoria que embasa o uso do K necessita de plasticidade numa região pequena, ou seja, que o regime elástico seja predominante [44].

Nesse sentido, o uso do fator de intensidade de tensão (K) proposto pela MFLE é válido para os estágios I e II (Região II), já para determinar o valor de tenacidade a fratura de abertura no modo I de carregamento (K_{IC}), e conseqüente prevenção da fratura abrupta, é recomendado seguir a norma [ASTM E399](#) e satisfazer suas exigências, sobretudo àquelas relacionadas as tensões na ponta da trinca.

3.3 ENSAIOS DE FADIGA

3.3.1 Curva S-N: fadiga convencional

A curva de fadiga pode ser obtida de modo experimental de acordo com as normas [ASTM E739](#) e [BS ISO 12107](#) através dos métodos escada (*staircase*), escada modificado e o método da curva completa. Independentemente do método, as propriedades em fadiga são estabelecidas e a curva construída. A linha inclinada corresponde a resistência à fadiga (vida finita em fadiga) em determinado número de ciclos e a linha horizontal a indicação do limite de fadiga (vida infinita em fadiga), conforme ilustrado na Figura 2.

No método escada são estimados a média e desvio padrão da resistência à fadiga do material analisado e o teste é iniciado em um primeiro nível de tensão próximo à resistência do material estimada. A tensão é então reduzida quando a amostra falha ou aumentada quando ela não rompe. Em relação ao número de amostras, pesquisa exploratória requer no mínimo 15 e dados de confiabilidade no mínimo 30 corpos de prova.

Um número menor de amostras pode ser utilizado a partir do método escada modificado, sendo necessários no mínimo seis amostras para teste exploratório e 15 para dados de confiabilidade. Nesse método o desvio padrão é conhecido e estima-se apenas a resistência média para iniciar os testes. A resistência à fadiga é a média das amostras testadas, independente se houve ou não falha, exceto a primeira amostra testada, a qual é substituída por um valor teórico correspondente a soma da última amostra e o intervalo de tensão definido no teste.

Caso não se tenha estimativa da resistência à fadiga, pode ser utilizado como parâmetro o limite de resistência à tração. Para tal ensaia-se a primeira amostra a uma tensão elevada, cerca de 2/3 do limite de resistência à tração, cujo objetivo é fazer com que a amostra fracture a um baixo número de ciclos. O limite de fadiga para ambos os métodos é obtido através de cálculos assumindo uma distribuição normal dos dados de resistência à fadiga e desvio das amostras.

No método da curva completa são realizados ensaios em vários níveis de tensão para determinar a curva média, cuja probabilidade de falha é assumida como 50%. Para teste exploratório recomenda-se ensaiar no mínimo 14 amostras, das quais oito, distribuídas em quatro níveis de tensão, determinarão a resistência à fadiga que será calculada a partir de equações logarítmicas que envolvem a tensão aplicada e

respectivo número de ciclos. As outras seis amostras determinarão o limite de fadiga que segue o método escada modificado, cujo valor é obtido através da média das amostras.

3.3.2 Propagação da trinca por fadiga: mecânica da fratura

Segundo a [ASTM E647](#) os ensaios são precedidos de uma pré-trinca por fadiga e conduzidos a um K-crescente e K-decrescente, a depender da finalidade do teste. Os ensaios com K-decrescente são utilizados para estimar o ΔK_{th} , não sendo recomendado utilizar taxa de crescimento superior a 10^{-8} m/ciclo, devido a influência do histórico de carregamento, sendo obtido a partir do valor ΔK correspondente a uma taxa de propagação menor que 10^{-10} m/ciclo. Como carregamentos anteriores podem influenciar as taxas de propagação nesse tipo de ensaio, também é recomendado iniciar a pré-trinca na menor intensidade de tensão possível e taxa de propagação de pré-trinca na ordem de 10^{-8} m/ciclo.

O teste de amplitude de carregamento constante ou $K_{crescente}$, por sua vez, é adequado para da/dN superior a 10^{-8} m/ciclo e resultará no aumento do K à medida que a trinca cresce. Esse ensaio é conduzido a carga (P) constante e é encarregado de obter a Região II da curva. A norma britânica [BS ISO 12108](#) propôs uma equação que modela essa fase da curva. Para amostras do tipo SENB3⁵, a amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK) é expressa pela Equação 11, sendo $\alpha = a/W$ para $0 \leq \alpha \leq 1$, (W) a largura da amostra, (B) a espessura, (F) a força e (a) o comprimento da trinca aferido durante o ensaio [45].

$$K = \frac{F}{BW^{1/2}} g\left(\frac{a}{W}\right) 10^{1,5} \quad (11)$$

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{6 \alpha^{1/2}}{[(1 + 2 \alpha)(1 - \alpha)^{3/2}]} [1,99 - \alpha (1 - \alpha)(2,15 - 3,93 \alpha + 2,7 \alpha^2)]$$

O comprimento da trinca pode ser monitorado por variadas técnicas como microscópio, luneta graduada, método de queda de potencial ou ainda de modo indireto, por meio da técnica da variação da flexibilidade elástica (*compliance*) ou deslocamento de abertura de trinca, *crack opening displacement* (COD) (Figura 5). Esse último, segundo a [ASTM E647](#), utiliza-se de um extensômetro *clip gauge* fixado na frente da

⁵ Amostra retangular com entalhe central para condução do ensaio sob flexão em três pontos.

abertura do entalhe e mede instantaneamente o tamanho da trinca no decorrer do ensaio.

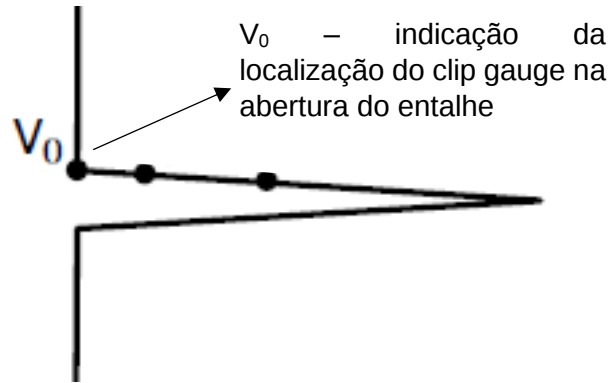


Figura 5: Tamanho da trinca em função da conformidade elástica.
Fonte: [ASTM E647](#).

Nesse método (COD), *compliance* (C) corresponde a razão do deslocamento ou abertura da trinca (v) pela carga aplicada (P) e varia conforme a trinca propaga. A expressão teórica é aplicada à tensão plana quando a medição ocorre na ponta da trinca e expressa o comprimento da trinca em função da flexibilidade elástica (Equações 12 e 13).

$$\alpha = a / W = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad (12)$$

$$u_x = \left\{ \left[\frac{EvB}{P} \right]^{\frac{1}{2}} + 1 \right\}^{-1} \text{ entre } 0,2 \leq a/W \leq 0,975 \quad (13)$$

A variável u_x representa o intervalo da extensão da trinca, ou seja, quantifica o incremento (Δa) em um período inicial e final quando submetido à fadiga. Em que E é o módulo de elasticidade, v o deslocamento entre pontos, B a espessura da amostra e P a força. Os coeficientes (C) da função estão condicionados ao ponto em que será realizada a medição da abertura do entalhe (V_0), isto é, são coeficientes para cada posição do extensômetro [46].

Os resultados serão validados de acordo com a relação entre a extensão do ligamento não trincado do corpo de prova ($W - a$), isto é, a seção remanescente, e o limite de escoamento (σ_e) (Equação 14).

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \left(\frac{K_{máx}}{\sigma_e}\right)^2 \quad (14)$$

A taxa de crescimento da trinca (da/dN) é determinada a partir dos dados do tamanho da trinca (a) dividido pelos ciclos decorridos (N). A inclinação da curva resultante é então tomada, em intervalos próximos, para obter os valores da taxa de propagação da trinca por fadiga, da/dN , e os valores correspondentes de K são calculados [39].

A [ASTM E647](#) recomenda dois métodos matemáticos para estimar a taxa de crescimento de trinca por fadiga para teste de amplitude de carregamento constante ou K crescente: método polinomial incremental (MPI) e método secante. O MPI baseia-se em uma parábola ajustada por mínimos quadrados, enquanto que no método secante, a taxa de propagação é estimada pela inclinação da reta.

3.4 ESTÁGIOS E MECANISMOS DE FALHA POR FADIGA

Quando uma fratura por fadiga ocorre, a coesão do material é questionada. O que auxilia no entendimento desse fenômeno é a ciência de que não há material completamente homogêneo ou íntegro, pois nele estão presentes discontinuidades. Assim, além do surgimento (Estágio I), os estágios da falha por fadiga compreendem a propagação (Estágio II) e fratura (Estágio III). Basicamente a trinca inicia na superfície, se propaga através da amostra e quando a seção transversal é reduzida, a falha ocorre no ciclo final (Figura 6).



Figura 6: Corte esquemático dos estágios de iniciação (I) e propagação (II) da trinca por fadiga.

Fonte: [44].

3.4.1 Nucleação

O Estágio I corresponde a nucleação que, em geral, é um fenômeno de superfície atrelado a mecanismos cristalográficos. Assim, o início da trinca é fortemente afetado por características microestruturais como contornos de maclas e grãos, extrusões/intrusões de banda de deslizamento e inclusões [47], as quais são descontinuidades inerentes ao material.

A movimentação das discordâncias é controlada, nesse primeiro estágio, pelas tensões de Mises ou Tresca e ocorre em direções paralelas às tensões máximas tangenciais [44], ou seja, o crescimento da trinca ocorre em bandas de deslizamento nos planos de alta tensão cisalhante [47]. A trinca então, se propaga lentamente a 45° em relação a máxima tensão normal principal e após passar por alguns contornos de grão muda de direção, propagando-se, nesse momento em diante, perpendicular à máxima tensão normal de tração.

Esse curto crescimento em nível microestrutural continua até a trinca ser longa o suficiente para a microestrutura não a influenciar diretamente [47]. Nesse primeiro estágio a taxa de propagação da trinca é pequena (Å/ciclo) e sua superfície de fratura não apresenta propriedades características, pois microscopicamente sua observação é complexa. A nucleação é um importante fenômeno, visto que a partir dela a trinca pode propaga-se até a falha. Para entender a nucleação é necessário distinguir o local ou sítio de início da trinca e o mecanismo o qual explica sua existência (Figura 7).

De acordo com POLÁK *et al.* [48] há dois modelos que explicam a iniciação da trinca por fadiga em metais policristalinos. O primeiro modelo não considera o perfil da superfície importante para a nucleação, ele assume que a trinca ocorre em função das tensões internas positivas, acumuladas durante a deformação cíclica localizada nas bandas persistentes de deformação (*persistent slip bands* – PSB)⁶, normalmente quando uma PSB colide com um contorno de grão. O segundo modelo, por sua vez, considera a superfície importante para a análise. Para o modelo, o início da trinca está atrelado a concentração de tensão e deformação causadas pelo perfil superficial nas PSB's emergentes, ou seja, as extrusões e intrusões causam concentrações de tensões

⁶ Os mecanismos de deformação de estruturas CFC estão correlacionados a sua energia de falha de empilhamento e essa determinará o mecanismo (maclas de deformação, transformação martensítica ou deslizamento de discordâncias) sobressalente responsável pela deformação.

que aumenta a deformação localizada e essa promove um relevo pronunciado na superfície que induz a iniciação da trinca.

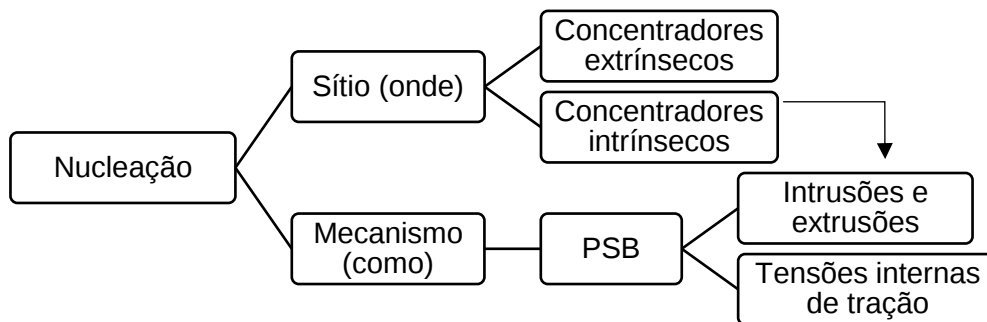


Figura 7: Mecanismo e sítios de nucleação da trinca por fadiga.

Nota-se que os sítios de nucleação dos modelos apresentados [48] são distintos (interno e externo), mas a formação das PSB's está presente em ambos e caracteriza o estágio inicial da falha por fadiga. Assim o mecanismo de nucleação está associado as bandas persistentes de deformação, isto é, a uma estrutura composta por uma série de camadas de discordâncias que propicia alta deformação plástica localizada durante os ciclos de fadiga.

As PSB's são formadas em grãos preferencialmente orientados [49], visto que o deslizamento pode ocorrer apenas em alguns planos cristalográficos dentro de um grão [39]. O número de planos de escorregamento presentes dentro da PSB pode ser quantificado pela razão da largura da PSB e o vetor de Burgers (h/b). A quantidade de planos aumenta à medida que o número de ciclos cresce, até atingir a saturação. Contudo, apesar de haver saturação de planos ativos, encruamento ou tensão aplicada, as discordâncias dentro da PSB ainda continuam fluindo [49].

Quando o escorregamento interage com o contorno de grão, há acúmulo de discordâncias e concentração de tensões, o que impulsiona a penetração da discordância para o grão seguinte. Como consequência do deslizamento que ocorre dentro da PSB, extrusões estáticas no contorno do grão são formadas [49]. Nesse caso, como as linhas de deslizamentos atravessaram o grão, a fissura é transgranular e não intergranular. Além disso, como o deslizamento ocorre em planos favoravelmente orientados em torno de 45° da superfície, também podem surgir degraus na superfície [39].

Esses “degraus” são oriundos da deformação irreversível e essa movimentação forma intrusões e extrusões que alteram a rugosidade da superfície. O excesso de rugosidade denomina-se marcas persistentes de deformação (*persistent slip marks – PSM*) e confere à superfície um aspecto de “casca de laranja” (*orange peeling*). Em ambos os casos, seja na interseção da PSB com o limite do grão ou na superfície, o resultado é o favorecimento para o início a trinca.

Observe que as bandas de deslizamento (*slip bands*) surgem em um estágio prematuro, ou seja, antes de iniciar propriamente a trinca, e apenas algumas delas acabam tornando-se trincas. Quando as trincas se formam, algumas permanecem dentro do grão e outras propagam-se através dos contornos, podendo cessar seu crescimento (trinca não-propagante) [37].

O que determinará a resistência à iniciação da trinca será a rugosidade da superfície, tensões residuais e o ambiente, os quais são fatores difíceis de controlar [39]. Esses sítios envolvem concentradores de tensão extrínsecos ao material como descontinuidades superficiais e subsuperficiais (rugosidade, inclusões ou outras partículas de segunda fase) devido ao processo de fabricação ou ainda concentradores intrínsecos associados a alteração da rugosidade devido a formação de PSM. Nesse último, como o deslizamento ocorre em vários planos paralelos próximos, sob carregamento cíclico o deslizamento reverso resulta em intrusões e extrusões e então, fissuras se formam próximo à superfície.

Em síntese, os sítios de nucleação da trinca por fadiga compreendem a superfície (altas tensões), contornos de grãos ou ainda inclusões e demais partículas de segunda fase. Contudo, independente do sítio, a iniciação da trinca está associada a um defeito particular denominado banda persistente de deformação (PSB).

3.4.2 Propagação

O Estágio II corresponde a fase de crescimento ou propagação da trinca por fadiga (PTF). Ainda na década de 50, a propagação de fadiga em metais foi entendida como um processo em dois estágios (microtrinca e macrotrinca). No Estágio I é formada uma microtrinca sem mudança de direção que se propaga dentro de uma banda de deslizamento em um plano de alta tensão cisalhante (tópico 3.4.1). A mecânica da fratura a caracterizaria como uma trinca de modo misto em virtude da plasticidade presente no mecanismo. Desse modo, o termo iniciação de trinca as vezes inclui PTF de Fase I [39].

Quando a trinca de Estágio I (Fase I) atinge um tamanho crítico e muda de direção se propagando normal à tensão de tração principal máxima ela torna-se uma trinca de Estágio II (Fase II). Nesse ponto uma macrotrinca é formada e em termos da mecânica da fratura ela é caracterizada como Modo I [39]. As observações experimentais permitiram notar que a trinca cresce de modo lento a cada ciclo de carregamento (N), cujo crescimento é dependente do aumento da amplitude do carregamento e outros fatores.

Nessa Fase II a superfície de fratura pode ser caracterizada pela presença de rugas/estrias ou marcas de praia. As linhas distintas e paralelas entre si, normais à direção da propagação, são chamadas de estrias, as quais nem sempre são observadas, a depender da plasticidade do material e do fator de intensidade de tensões que permita resolução para visualizar a estria. Cada estria corresponde a um clipe de tensão e a distância entre as estrias representa o quanto a ponta da trinca avançou a cada ciclo. O mecanismo de PTF na Fase II e a formação das estrias pode envolver deformação na ponta da trinca à medida que ela abre e fecha. Em síntese, a PTF geralmente é consequência da deformação plástica na ponta da trinca, e esse mecanismo é responsável pela produção de estrias [39].

Assim, para que uma trinca se propague é necessário primeiramente haver energia suficiente (critério termodinâmico) e em segundo lugar as tensões na ponta da trinca precisam ser altas (critério de tensão). A energia absorvida pela deformação plástica na ponta da trinca e a criação de uma nova superfície de fratura é fornecida pelo carregamento cíclico. Caso esses critérios não sejam satisfeitos, o material encontra-se abaixo do limite para propagação (K_{th}) [39].

Em consonância, além de determinar o crescimento da trinca (a), para os projetos de engenharia é crucial conhecer o tempo que levará para a trinca atingir um tamanho crítico e conseqüentemente, antecipar as falhas. Como a taxa de propagação da trinca no Estágio II é maior ($\mu/ciclo$), nele são obtidos a carga e comprimento da trinca admissíveis para não ocorrer falha em serviço. Por fim, nesse estágio não é mais utilizado os conceitos da mecânica tradicional para análise das tensões e deformações ao longo da trinca; aplica-se os conceitos da mecânica da fratura, cuja velocidade de propagação da trinca é controlada em função do fator de intensidade de tensão (K) [44].

3.4.3 Fratura

Quando a seção transversal é reduzida, as condições de falha são satisfeitas. Nesse Estágio III, em virtude dos altos níveis de tensão, é comum ocorrer um fenômeno conhecido como marcas radiais de propagação instável de fratura, isso porque a deformação que ocorre durante o carregamento não é totalmente revertida no descarregamento e essas marcas são formadas na superfície de fratura nos sucessivos ciclos [39].

3.5 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO

A estabilidade das fases martensita e austenita está relacionada, de modo geral, a temperatura. A primeira é estável a baixas temperaturas, enquanto a austenita se estabiliza a temperaturas elevadas. A transformação pode ocorrer nos dois sentidos, ou seja, um aço inoxidável martensítico pode se transformar em um austenítico e vice-versa. No primeiro modo de transformação, ou seja, formando austenita, esse processo é possível através da elevação da temperatura, processo característico de aços que possuem memória de forma. A martensita reverte-se em austenita mediante tratamento térmico, seja de modo difusional ou por meio de cisalhamento induzido pelo tratamento aplicado [29] [50].

A transformação de um aço inoxidável austenítico em martensítico, por sua vez, pode ocorrer de duas maneiras: tratamento térmico e deformação plástica mecânica. O primeiro modo de transformação corresponde a têmpera, ou seja, ao resfriamento rápido de uma estrutura austenítica. A têmpera modifica a microestrutura da austenita e resulta na estrutura martensita, cuja propriedade característica é a elevada dureza. Contudo, é importante mencionar que esse tratamento térmico é caracterizado por apresentar tensões térmicas e a elevada dureza pode fragilizar o material [50].

Em virtude dessas consequências, a têmpera costuma ser seguida do revenido. O revenido é tratamento térmico caracterizado pelo aquecimento do metal, o qual irá aliviar ou remover as tensões internas, bem como corrigir excessivas dureza e fragilidade. A fim de explicar o mecanismo envolvido na transformação da austenita em martensita, Bain mostrou a existência de uma célula unitária tetragonal de corpo centrado (TCC - vermelha) no interior de duas células adjacentes de austenita (CFC - azul) (Figura 8).

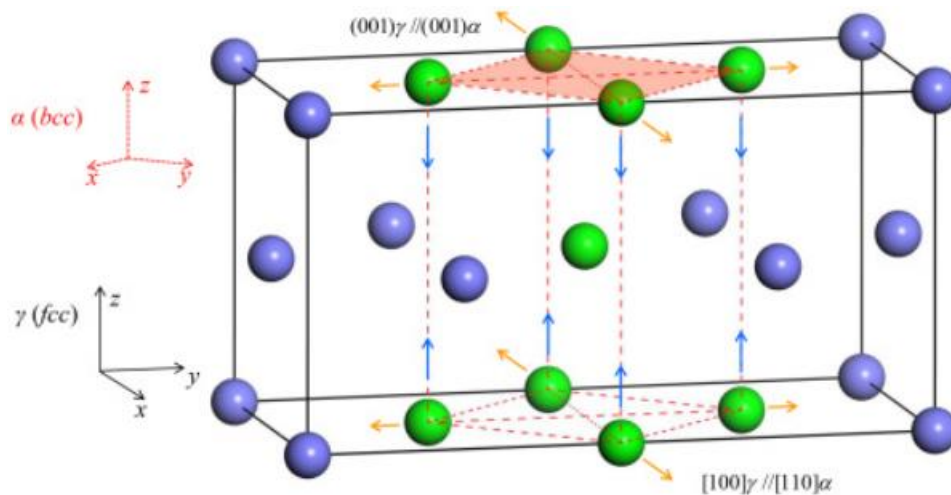


Figura 8: Deformação de Bain correlacionando retículos CFC e TCC.
Fonte: [51].

A deformação é capaz de converter uma célula CFC em CCC por meio de uma TCC a partir da contração na direção $[001]_\gamma$ (paralelo a $[001]_\alpha$) e expansão ao longo de $[110]$ (paralelo a $[100]_\alpha$) e $[1-10]$ (paralelo a $[010]_\alpha$). Contudo, o modelo de Bain não foi suficiente para explicar a transformação, visto que experimentalmente é possível observar que a martensita apresenta um plano de hábito, invariante após a transformação [51].

Após a deformação de Bain nenhum vetor permanece invariante, logo é necessária também uma rotação do corpo rígido, ou seja, uma deformação homogênea com uma linha invariante. No entanto a linha invariante resultante da rotação ainda não atende aos critérios experimentais, visto que é observado um plano (invariante). Desse modo, considera-se a existência de uma subestrutura da martensita (maclas ou ripas), ou seja, uma segunda deformação macroscopicamente invisível que permitirá ter um plano de hábito. Isso pode ocorrer através da maclação ou deslizamento, ambas resultam em uma martensita cheia de degraus e lembram camadas sobrepostas, causada pela presença de discordâncias [51].

Como verificado, a transformação da austenita em martensita não decorre de um processo difusional, mas por meio do cisalhamento dos planos. Assim, outro modo de transformação é através da deformação plástica severa ou transformação martensítica induzida por deformação (TMID).

De modo geral, a deformação plástica decorre da aplicação de uma tensão cisalhante capaz de promover o deslizamento de planos⁷ sendo auxiliado pelas discordâncias. As discordâncias se tornam importantes, pois reduzem a energia necessária para geração do movimento já que não será necessário quebra de sucessivas ligações, caso não houvessem discordâncias presentes. Logo, quando há deslizamento de planos são as discordâncias que estão se movimentando. Assim, o deslizamento de muitos planos (ou o movimento de muitas discordâncias) promove o escorregamento, isto é, a deformação plástica.

Em virtude da orientação distinta dos grãos (células unitárias e discordâncias) em relação a tensão aplicada, os grãos deformam de modo diferente. Aqueles cujas discordâncias estão alinhadas preferencialmente à tensão aplicada são deformados facilmente. Durante a deformação plástica, os grãos normalmente alongam-se alterando sua morfologia e o aumento do número de discordâncias nos contornos de grão alteram os planos de escorregamento, o que favorece a deformação plástica dos demais grãos.

Quanto mais sistemas de deslizamento o grão possuir, maior o número de orientações de martensita presentes nesse grão em particular [19]. No geral, após deformação expressiva há alteração microestrutural e formação de locais potenciais para a transformação de fase. Essas alterações nos planos da austenita incluem formação de bandas de cisalhamento (isoladas ou interação), maclas, ϵ -martensita, interação entre contornos de grão e bandas de cisalhamento ou ainda pontos triplos de contornos de grão.

Dentre os mecanismos que promovem a nucleação da martensita por deformação, as bandas de cisalhamento destacam-se, pois elas são responsáveis por formar estruturas intermediárias de nucleação (macla de deformação ou ϵ -martensita). As bandas de cisalhamento correspondem a defeitos planares que se formam como resultado da sobreposição de falhas de empilhamento nos planos de austenita (1 1 1) durante a deformação plástica. Se falhas de empilhamento se sobrepõem regularmente a cada segundo plano, a fase ϵ -martensita (HC) é formada, mas se a sobreposição ocorrer em planos sucessivos, maclas mecânicas são formadas [52].

Assim a interseção das bandas de deslizamento/cisalhamento dentro desses grãos altamente tensionados leva a potenciais locais de nucleação para transformação martensítica [19]. Note que a energia de falha de empilhamento (EFE) é importante na

⁷ As discordâncias tenderão a se movimentar no plano que exigirá o mínimo de energia, ou seja, nos planos de maior densidade planar, nas direções também de maior densidade. Assim, no geral, estruturas CCC (24 sistemas) tendem a apresentar maior deformação plástica que estruturas CFC (12) e por fim, HC (6), em virtude do número de sistema de deslizamento disponíveis que facilitam o movimento das discordâncias.

tendência do aço austenítico sofrer TMID, e não apenas a temperatura, composição química ou taxa de deformação. Conforme exposto, a EFE controla a formação das bandas de cisalhamento e, portanto, a formação de sítios de nucleação para a α' -martensita [52].

De acordo com o estudo de TALONEN e HÄNNINEN [52] com dois aços 301LN (designado pelos autores como B e C) e o aço 304 submetidos à tração a uma taxa de deformação equivalente a $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, a liga de menor EFE (aço B) apresentou numerosas bandas de cisalhamento, sobretudo logo no início da deformação plástica.

Como o grão contém sobreposição significativa de falhas de empilhamento, se ainda mais alongado, esses locais de nucleação de martensita (α') são ativados levando à transformação martensítica. Assim, a austenita metaestável é transformada em martensita pela adição de energia de deformação [19]. Note que durante a deformação dois tipos de martensita podem ser formadas: ϵ (HC) e α' (TCC). A transformação pode ser direta (α'), se houver EFE suficiente, ou com transformações intermediárias (macla de deformação ou ϵ).

Sabe-se que qualquer coisa que interfira no movimento das discordâncias dificultará o deslizamento e aumentará a resistência do material. À medida que a deformação plástica avança, o número de discordâncias aumenta. O aumento da densidade de discordâncias barra o movimento das discordâncias aumentando a tensão necessária para o movimento contínuo e consequente escorregamento. Desse modo, à medida que a deformação se acumula, o metal torna-se mais resistente mecanicamente (encruamento).

O estudo desenvolvido por ZENG e YUAN [53] reforça a teoria apresentada. Os autores trabalharam com um aço inoxidável austenítico semelhante ao ABNT 304 deformado previamente e posteriormente submetidos à fadiga sob controle de carga e deformação. Quão maior o percentual da deformação prévia, maior o encruamento da liga e por consequência, maior limite de escoamento. Em relação à fadiga, sob controle de tensão, o material apresentou melhoria significativa no desempenho em fadiga com o volume de martensita presente, porém na FBC a deformação plástica severa diminuiu o desempenho em fadiga.

Além do aumento da densidade de discordância, outros entes estruturais são responsáveis por barrar esse movimento, como os contornos de grão, maclas de deformação ou ainda a martensita induzida por deformação. Para esta última, o resultado da transformação de fase é o aumento da resistência do aço mesmo em

estado sólido conferida pela fase dura da martensita, mas também associado a plasticidade conferida pela fase macia da austenita [19].

Ademais, compete mencionar que a TMID é dependente do auto aquecimento da amostra. Para ilustrar a interferência da temperatura no volume da martensita induzida por deformação, o estudo do TALONEN e HÄNNINEN [52] com os aços 301LN e 304 pode ser citado, lembrando que as bandas de cisalhamento são responsáveis pela TMID. Os autores verificaram que quando as ligas foram aquecidas a EFE aumentou com o aumento da temperatura e por consequência observou-se menor formação de bandas de cisalhamento. Quando a EFE aumenta com o aumento da temperatura, o processo de sobreposição de falhas de empilhamento torna-se mais irregular e a nucleação da α' -martensita torna-se mais difícil.

Ademais, além da temperatura e EFE, a taxa de deformação também influencia na transformação de fase. Para o aço 304, o aumento da taxa de deformação ($> 10^{-1}$) reduziu substancialmente o volume de martensita [52]. Nesse caso pode estar associada a temperatura de deformação (auto aquecimento). O estudo de CAO *et al.* [54] apontou que o aumento da temperatura, desencadeado pelo aumento da taxa de deformação, ocorre devido ao maior calor gerado dentro da amostra pelo trabalho irreversível.

A dependência negativa entre alta taxa de deformação e probabilidade de formação de martensita também pode ser explicada devido ao aumento da temperatura no estudo de CAO *et al.* [54] com o aço 304. Outra justificativa exposta pelos autores para a redução da TMID é que em altas taxas de deformação há aumento da deformação plástica acumulada e essa promove restrição do movimento de discordâncias [54]. Logo, se não há movimento de discordância, não há escorregamento de planos e deformação plástica. Não havendo deformação plástica não há transformação de fase.

Em síntese, quanto maior o grau de deformação, maior volume de formação de α' -martensita. No entanto, um aumento da deformação plástica é acompanhado do aumento da temperatura do material, que, por sua vez, aumenta a energia de falha de empilhamento. Além da temperatura, a composição química também influencia a EFE e, consequentemente, a estabilidade da fase austenítica. A EFE baixa contribui para o desenvolvimento de defeitos cristalográficos planares, como maclas de deformação, falhas de empilhamento e ϵ -martensita, que, por sua vez, são regiões prováveis para a nucleação da α' -martensita [20].

4 REVISÃO DE LITERATURA

4.1 FATORES QUE AFETAM O COMPORTAMENTO EM FADIGA

4.1.1 Fatores que influenciam o desempenho em fadiga

A vida em fadiga (N) depende não apenas do nível de tensão aplicado, mas também das condições do material (tratamento térmico, pré-deformação, defeitos, entre outros), da configuração do defeito (entalhe e/ou microestrutura heterogênea) e qualidade da superfície. Assim, convém considerar as condições metalúrgicas (microestrutura e microdureza), concentradores de tensão, tensões residuais devido ao tratamento térmico, tamanho de grão, efeitos da temperatura, precipitações, inclusões e irregularidades superficiais como entalhes induzidos pela usinagem ou pelo acabamento superficial (polimento ou lixamento) [4-6] [26].

O tratamento térmico é uma importante variável de análise, não apenas para estudos sobre fadiga, mas estudos em geral quando se pretende definir uma microestrutura para obtenção de propriedades definidas segundo a aplicação do material. A temperatura controlada é específica para cada tipo de tratamento térmico, o tempo é definido como o necessário para promover a transformação e a velocidade de resfriamento está vinculada ao tipo do tratamento térmico e definirá a microestrutura e consequentemente as propriedades requeridas predefinidas [55, 56].

A temperatura impacta no volume de ferrita e microestrutura do aço austenítico. BENARJI *et al.* [57] investigaram o efeito do tratamento térmico na microestrutura do aço AISI/ASTM 316 avaliado como fabricado, a 800 e 1000 °C por 2 h, seguido de têmpera em água. O aço possuía microestrutura predominantemente austenítica (CFC) e fração dispersa de ferrita (CCC). Os resultados indicaram que houve redução da fase ferrita com o aumento da temperatura, bem como aumento da plasticidade, redução da dureza e aumento do tamanho do grão. Resultados similares foram obtidos por KUMARAN *et al.* [58] com o aço ASTM/AISI 316L tratado termicamente a 650 e 1100 °C por 2 h e resfriado ao forno. O estudo indicou uma microestrutura mais uniforme, predominantemente austenítica, redução do volume de ferrita com o aumento da temperatura, contornos de grãos mais evidentes e numerosas maclas de recozimento nas temperaturas mais altas.

A obtenção do volume de ferrita pode ser direta a partir da análise microscópica, ou de modo indireto por meio dos diagramas de Schaeffler e Long-DeLong. Ambos os

diagramas se baseiam na composição química da liga para definir as possíveis fases presentes. O Diagrama de Schaeffler estabelece a fase estável à temperatura ambiente para diferentes composições de aço inoxidável, mas não incluiu o nitrogênio na equação do níquel equivalente. Essa adição foi realizada por DeLong e auxiliou na precisão do volume de fase ferrita, melhorando as previsões em relação ao diagrama de Schaeffler para aços inoxidáveis austeníticos [59]. Apesar das diferenças inerentes aos diagramas, ambos correlacionam os percentuais de níquel e cromo equivalentes, cujo equivalente de cromo correspondem aos elementos estabilizadores da fase CCC (ferrita) e o de níquel aos estabilizadores da fase CFC (austenita) [60].

Quanto a presença de maclas de recozimento, grãos recristalizados e facetamento de contornos de grão, estes, em amostras 316L tratadas termicamente a 1100 °C, levaram a melhora na ductilidade e diminuição da microdureza e resistência à tração [61]. As propriedades mecânicas e microestrutura do aço 304 não destoam dos resultados obtidos com o 316 após o tratamento térmico. A tensão de escoamento tende a diminuir, o alongamento aumenta e foi observado melhora da resistência à tração, mas apenas para as amostras temperadas em água [3].

Já em relação a rugosidade superficial, a literatura aponta que ela resulta em concentrações de tensão que induzem a iniciação das trincas e desse modo, diminuem o desempenho em fadiga. Isso ocorre porque os sulcos superficiais podem atuar como locais de iniciação [62, 63]. A qualidade da superfície pode ser representada por parâmetros de rugosidade como R_a [63] que fornece um contexto geral a respeito da topografia da superfície e é um parâmetro utilizado em diversos estudos [64]. Apesar de observada dispersão relativamente grande nos resultados de fadiga para o mesmo valor de R_a , este parâmetro ainda é amplamente utilizado para caracterizar superfícies sujeitas à fadiga [5].

Essa sensibilidade do desempenho em fadiga à rugosidade mostra-se dependente da condição de carregamento. Ao testar o aço 304L verificou-se que no regime do baixo ciclo (controle de deformação) há pouco ou nenhum efeito da rugosidade, pois há significativa deformação plástica, indicando que a microestrutura é mais influente na vida em fadiga. Sob controle de tensão (FAC), a sensibilidade à rugosidade foi observada para todos os níveis de tensão e aumentou significativamente para as menores amplitudes de tensão [64]. De modo complementar, ao avaliar o aço 316L no regime de alto ciclo para o carregamento tração-tração, o polimento favoreceu o aumento do número de ciclos até a falha, bem como limite de fadiga [65].

No que tange a microestrutura, a possibilidade de transformação de fase também pode influenciar nas propriedades mecânicas. A quantidade de martensita e discordâncias formadas podem ditar a vida útil do material em serviço. Um alto percentual de martensita e densidade de discordâncias torna o material frágil, isto é, eleva sua resistência, mas perde em ductilidade e o resultado é a formação de trincas na região martensítica e por consequência dano precoce. Contudo, uma menor quantidade de fase martensita ($< 10\%$) pode implicar em ganho de resistência e ductilidade em virtude da transformação progressiva da fase durante a deformação [66].

Outro fator que interfere no desempenho em fadiga é a tensão média. A tensão média de tração ($R \geq 0$) ou compressão ($R < 0$) representam efeitos distintos no comportamento em fadiga. Enquanto a primeira é responsável por manter as faces da trinca abertas e por consequência facilitar o crescimento e reduzir a vida em fadiga, na tensão média compressiva o efeito é oposto, ou seja, benéfico.

Para a liga 316 sob controle de carga, CHEN *et al.* [67] associaram o aumento da vida e limite de fadiga ao endurecimento cíclico inicial devido a redução da deformação plástica, logo a deformação plástica por ciclo é primordial para determinar quantos ciclos o material pode suportar.

4.1.2 Fatores que afetam a nucleação e propagação da trinca

Como a tensão cisalhante é máxima e preponderante na superfície, as trincas por fadiga normalmente iniciam nessa região ou próximas a ela [4] [68]. Desse modo, as condições da superfície tornam-se relevantes no estudo da fadiga. DUREAU *et al.* [65] avaliaram o aço 316L sob regime de alto ciclo e concluíram que as trincas iniciaram na superfície, mas o modo de iniciação ficou dependente da amplitude de tensão. Em altas amplitudes foram observadas inclusões na superfície como local da iniciação, já em baixas amplitudes as trincas de fadiga foram provavelmente iniciadas devido a rugosidade induzida pela plasticidade (PSB), cuja deformação dos grãos criou na superfície uma microrugosidade (*orange peeling*).

Para XIA *et al.* [69], ao estudar o aço mola 50CrMnMoVNb sob FAC, em altas amplitudes de tensão, a iniciação da trinca foi atribuída ao acúmulo de deformação plástica irreversível ou concentração de tensão perto de inclusão na superfície, enquanto em baixa amplitude de tensão, as trincas iniciaram a partir de inclusão interna. Note que a existência de inclusão pode promover a iniciação em altas e baixas amplitudes de tensão.

Quando as inclusões não atuam na iniciação da trinca por fadiga, a iniciação é resultado principalmente do desenvolvimento de PSB e da concentração de tensões na superfície [63]. Essa afirmativa é ratificada por TIAN *et al.* [70] com o aço inoxidável *maraging* sob FAC em altos níveis de tensão. O início da trinca foi atribuído ao acúmulo de deformação plástica, cuja vida útil foi controlada pelo limite de escoamento e por conseguinte, evolução de bandas de deformação.

O limite de escoamento do aço reflete a resistência ao deslizamento das discordâncias, já que o escoamento é o primórdio da deformação plástica que acompanha o deslizamento irreversível das discordâncias. Desse modo, quanto maior o limite de escoamento, maior a resistência ao deslizamento durante a deformação cíclica e por consequência menor o dano a fadiga [69]. Ademais, as propriedades de fadiga dos metais também podem ser dominadas pela resistência à tração (σ_U), assim, quanto maior a σ_U , maior a resistência à fadiga e maior a vida em fadiga em amplitude constante [71].

Em consonância, a iniciação da trinca também pode estar atrelada a taxa de deformação. No estudo desenvolvido com a liga 17-4 PH (aço inoxidável endurecível por precipitação Tipo 630) as trincas iniciaram nas bandas de deformação e em baixas frequências esse modo de iniciação foi beneficiado devido à sensibilidade da ferrita à taxa de deformação [72]. Com o aço de baixo carbono S15C, o principal local de iniciação da trinca também foi ao longo das bandas de deformação, crescendo de modo intragranular em frequências entre 0,2 e 140 Hz.

Cabe mencionar que, de acordo com as discussões abordadas, os sítios de nucleação da trinca por fadiga podem ser modificados por inúmeras variáveis (regime de ciclo, presença de defeitos, energia de falha de empilhamento, entre outros), mas o mecanismo de iniciação é único – as bandas persistentes de deformação.

O local da iniciação pode afetar a propagação da trinca, ou seja, se a nucleação é externa (superfície) ou interna. No estudo de SCHÖNBAUER *et al.* [72] com a liga 17-4 PH, observou-se que quando a trinca nucleou na superfície a taxa de propagação foi maior em virtude do contato com o ambiente externo. Em contraponto, quando ela nucleia internamente a taxa de propagação é mais baixa, pois as trincas se propagam de modo similar ao vácuo, cujo K_{th} (limiar de propagação) é menor que um vetor de Burguers por ciclo. Em frequências convencionais (da ordem de 10 a 100 Hz) bandas de deformação podem ser observadas ao redor das trincas de fadiga.

O estudo de TIAN *et al.* [70], por sua vez, destaca a relação entre a nucleação interna e propagação da trinca. Os autores constataram que a iniciação de trinca com

propagação radial observada em baixo nível de tensão (patamar de tensão) confere maior vida útil na FAC que trincas que iniciam diretamente na superfície. Desse modo, o tempo de vida em fadiga é determinado pela distância entre o local de iniciação e a superfície. Quando a trinca inicia internamente a concentração de tensão é suprimida pela matriz circundante, assim uma energia maior é necessária para romper essa supressão e então possibilitar que a trinca atinja a superfície.

4.2 FREQUÊNCIA DE SOLICITAÇÃO CÍCLICA

O aumento da frequência é descrito como um dos modos mais utilizados para reduzir o tempo dos testes de fadiga. Os ensaios podem ser conduzidos em máquina servo-hidráulica convencional ou sob teste ultrassônico, este último utilizado sobretudo para avaliar altíssimos ciclos, a fim de dirimir o tempo de ensaio e custo. A maioria dos estudos concentram-se em comparar as frequências convencionais (Hz) e ultrassônica (kHz), bem como explicar os fatores atrelados a influência da frequência no comportamento em fadiga quando a ordem de magnitude (Hz para kHz) é modificada [11] [15].

Normalmente ensaios conduzidos em teste ultrassônico (kHz), desde que adequadamente resfriados, apresentam melhor desempenho em fadiga do material testado que aqueles conduzidos em testes convencionais [13] [73]. Dentre os fatores que corroboram para essa mudança está a temperatura, o ambiente ou ainda a taxa de deformação. Testes ultrassônicos, em função das altas frequências, elevam a temperatura da amostra, e normalmente são conduzidos por controle de deformação ou deslocamento e as taxas de deformação são significativamente mais altas [74].

Entretanto, o objetivo da presente tese é limitado a variação de frequência em testes convencionais (Hz) e poucos estudos abordam a possibilidade de haver efeito relevante para projeto em fadiga de elementos operando a frequências menores. Teóricos como NORTON [29], BUDYNAS e NISBETT [30] e DIETER [50] apontam não haver influência da frequência na vida em fadiga. Por isso a curva de fadiga é obtida em função do número de ciclos (N) e a razão dos dados não serem expressos em termos do tempo é que, para muitos materiais metálicos, o N até a falha independe da frequência do teste. Essa independência da frequência implica que o N até a falha também é independente da forma da onda que conecta os picos [75].

Entretanto, essa afirmativa se contradiz com estudos publicados nas últimas décadas, os quais atestam que mesmo frequências convencionais são capazes de afetar o desempenho em fadiga (limite de resistência, resistência à fadiga, taxa de propagação da trinca) [76]. Apesar da mudança ser menos perceptível dentro da mesma ordem de magnitude [74] [77], há estudos que apontam efeito mais significativo para faixas de frequência entre 0,001 e 10 Hz do que entre 10 Hz e 20 kHz [78], ou ainda quando alterado de 2 para 0,5 Hz que de 8 para 2 Hz [79].

Os testes conduzidos sob FAC, temperatura ambiente e controle de carga em aço de médio carbono [77], bem como aço 50Cr4Mo e alumínio EN AW-5083 [74], indicaram ausência de efeito da frequência ao testar o material entre 5 e 400 Hz, não sendo atribuída justificativa para o comportamento, pois os estudos buscavam comparar frequências em ordem de magnitude distintas (Hz e kHz). Entretanto, ao avaliar o cobre puro sob controle de carga, MAYER e CAMPBELL [79] notaram que há efeito da frequência e essas mudanças são melhor observadas quando é reduzida uma ordem de grandeza, ou seja, o efeito da frequência foi mais expressivo quando comparado 0,5 e 2 Hz, que quando testado a 8 e 2 Hz, cujo comportamento foi associado a deformação plástica.

As inconsistências entre os resultados obtidos estão atreladas as múltiplas variáveis correlatas à frequência (Figura 9).

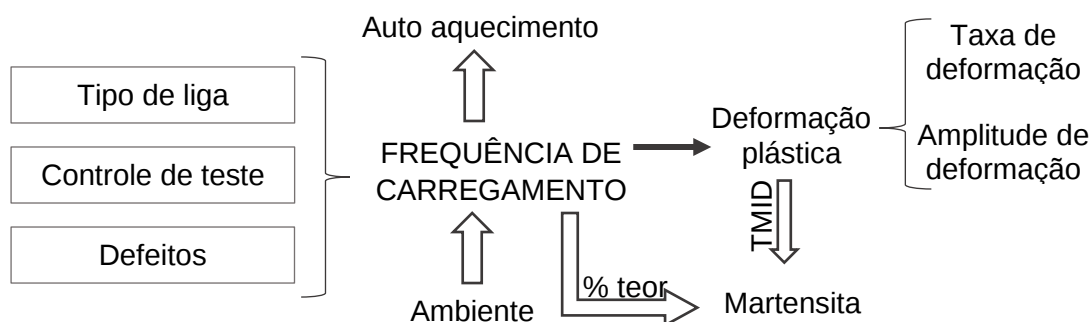


Figura 9: Organograma de variáveis que afetam e explicam o efeito da frequência de carregamento.

O tipo de liga, controle de carga (tensão ou deformação), razão de carregamento (R) e presença de defeitos (entalhe, condição da superfície) influenciam a magnitude do efeito da frequência. A explicação para o fenômeno, por sua vez, está relacionada à deformação plástica. Desse modo, a taxa e amplitude de deformação explicam a influência da frequência no comportamento em fadiga e como a deformação plástica

representa os micromecanismos envolvidos, a estrutura cristalina do material e o movimento de discordâncias também são importantes parâmetros a serem avaliados. Há ainda variáveis externas e secundárias, mas importantes para a análise, como o ambiente e auto aquecimento [13] [74].

O efeito da frequência é mais evidente em alguns metais (aços estruturais, de baixa e média resistência, macios) em detrimento a outros (ligas de alumínio, aços de alta resistência, temperados, aços de alta liga) [13] [80]. Como o efeito decorre da deformação plástica, metais de alta ductilidade e sensíveis à taxa de deformação possuem predisposição ao efeito da frequência, enquanto que ligas de alta resistência são menos sensíveis a frequência [73].

Como os metais respondem de modo distinto à taxa de deformação, é justificável a divergência entre estudos que avaliaram os efeitos da frequência de carregamento em diferentes ligas. Compete mencionar que os autores estavam, em sua maioria, preocupados em determinar os impactos dos testes ultrassônicos (kHz) sob o desempenho em fadiga, contudo é possível limitar seus resultados a frequências convencionais (Hz). Apesar das diferenças não serem expressivas e relatadas por alguns autores como não influentes no desempenho em fadiga, é possível encontrar vida e resistência à fadiga distintas ao modificar a frequência de teste.

Nos estudos de MORRISSEY e NICHOLAS [81] e MORRISSEY e NICOLAU [82] com o Ti-6Al-4V a $R=-1$ não foi observado efeito significativo da frequência devido ao aumento da taxa de deformação que resultou na elevação da temperatura causando amortecimento interno, independente da ordem de magnitude. Entretanto, ao avaliar a mesma liga a um $R>0$, a resistência à fadiga aumentou com o aumento da frequência em virtude da elevação da taxa de deformação, sobretudo a 1800 Hz [83]. Desse modo, a razão de carregamento apresenta efeito importante em relação a frequência. No caso da liga de titânio, havendo efeito da frequência no comportamento em fadiga, a diferença é explicada em função da plasticidade (taxa de deformação, sistemas de deslizamento, movimento de discordâncias).

Em ligas de níquel e cobre observa-se aumento do desempenho em fadiga com o aumento da frequência. Ao comparar a liga Inconel 718 sob 5 Hz [84] e 52,5 Hz [85], a diferença de comportamento em fadiga foi notável, sobretudo, em altos níveis de tensão. Para exemplificar a diferença, ao considerar vida em fadiga equivalente a 10^5 ciclos, em 5 Hz a resistência à fadiga foi 20% menor ($\Delta\sigma = 540$ MPa) quando comparado a 52,5 Hz ($\Delta\sigma = 700$ MPa). A hipótese para explicar esse comportamento está relacionada a ativação de sistemas de escorregamento, assim, em frequências mais

altas ocorrem menos deslizamentos e, portanto, menos danos são acumulados ao longo do tempo, o que resulta em uma vida útil maior [84].

Comportamento correspondente foi observado para o cobre puro testado a frequências de 4, 80 e 135 Hz [86], bem como 20 e 100 Hz [87]. Apesar dos dados de ambos os estudos estarem dentro de um mesmo intervalo de confiança na curva S-N, o que justificou a afirmativa dos autores em não haver diferença de comportamento em frequências convencionais, é perceptível valores de resistência à fadiga distintos para um determinado número de ciclos. Assim, a 10^6 ciclos, por exemplo, a 80 Hz o cobre apresentou amplitude de tensão de aproximadamente 110 MPa, enquanto que a 20 Hz apresentou 85 MPa, inferindo que há ao menos a tendência de aumento da resistência à fadiga à medida que a frequência aumenta.

Em relação ao alumínio, há ligas como AlZnMgCu1,5 [16] que não apresentam interferência da frequência na fadiga, mesmo quando a ordem de magnitude foi modificada. Os resultados dos autores divergiram de outros que estudaram metais CFC, como o cobre puro no estudo de MAYER e LAIRD [79]. MAYER *et al.* [16] atribuíram a ausência de interferência da frequência às diferentes deformações plásticas cíclicas envolvidas no ciclo de fadiga. No cobre a influência da frequência foi expressiva em níveis de tensão 8 vezes maior que sua tensão de escoamento, o que resultou em elevadas amplitudes de deformação ($> 10^{-4}$). A liga de alumínio investigada, por sua vez, foi testada em nível de tensão aproximadamente 50% inferior a tensão de escoamento e o carregamento cíclico pode ser assumido quase que completamente elástico, resultando em baixas amplitudes de deformação cíclica ($< 10^{-6}$) e por consequência baixa taxas de deformação.

Em outras ligas de alumínio fundido, o efeito pode ser perceptível tanto em ordens de magnitudes distintas quanto em frequências convencionais quando modificado o ambiente. Na liga de alumínio AW-5083 testada a frequências inferiores a 400 Hz, em atmosfera inerte de argônio, a vida em fadiga foi superior quando comparado ao ar de laboratório [74]. Quando investigada a influência da frequência na propagação de pequenas trincas por fadiga no alumínio E319 constatou-se que a taxa de crescimento em 1 Hz foi ligeiramente menor que a 30 Hz, porém essa diferença foi associada a dispersão da taxa de crescimento da trinca [88], mas quando comparado testes a 30 Hz e 20 kHz [88] ou 100 Hz e 20 kHz com a liga AlZnMgCu1,5 recozida e envelhecida [16] a diferença observada foi associada ao ambiente.

Essa dependência do ambiente pode estar atrelada aos óxidos presentes no meio aderidos à superfície, o que resulta em dano adicional e por consequência

iniciação prematura da trinca. Em virtude do menor tempo de interação com o ambiente, testes em frequências mais altas apresentam menos danos causados pela corrosão [74]. ZHU, JONES e ALLISON [88] constataram que a presença de água no ar aumenta a taxa de crescimento da trinca devido a formação de hidrogênio a partir da reação entre a água e a superfície da trinca recém formada. Os átomos de hidrogênio se difundem da superfície da trinca para a zona plástica na ponta da trinca, resultando em trincas assistidas por hidrogênio.

Então, quanto menor a exposição, menor a concentração de hidrogênio e por consequência, menor a taxa de propagação da trinca. Por isso, na frequência ultrassônica a taxa de crescimento é menor que na frequência convencional. Contudo, o efeito do ambiente pode saturar, pois, em um dado momento, toda a superfície da trinca reagirá com a água, cessando a reação devido à formação de uma monocamada de óxido na superfície. Após a saturação, é necessário avaliar a influência da camada de óxido e sua relação com frequências, inclusive quando a trinca está exposta ao ar, visto que nessa condição o efeito do ambiente foi considerado saturado para as frequências de 1 e 30 Hz [88].

De acordo com os estudos é possível notar que metais de estrutura CCC são mais susceptíveis ao efeito genuíno da frequência quando comparado a metais CFC. No geral, as diferenças no comportamento à fadiga para metais CFC (ligas de alumínio, aços austeníticos, entre outros) são explicadas pela influência do ambiente, já em metais CCC (aço temperado e revenido), a explicação está atrelada ao efeito da taxa de deformação [74].

O efeito da frequência é tido como consequência da sensibilidade à taxa de deformação dos materiais [15] [86]. Os metais CCC possuem elevados valores de tensão cisalhante crítica e alta energia de ativação de discordâncias. Desse modo, os sistemas de escorregamento tendem a ser interrompidos sob alta frequência e o efeito da frequência mostra-se acentuado [13]. Neles a taxa de deformação explica as diferenças no comportamento à fadiga [15] [74].

Ao comparar a liga de alto teor de C e Cr a 20 kHz e 120 Hz, HU *et al.* [13] concluíram que em altas frequências a taxa de deformação é 2-3 ordens de magnitude maior. A elevação substancial da taxa de deformação intensifica o movimento dos átomos o que resulta na elevação da temperatura. No estudo de TORABIANO *et al.* [73] com o aço ferrítico-martensítico submetido a FAC e FCMA, em testes de frequência convencional (30 Hz) a taxa de deformação foi estimada entre 0,233 e 0,296 s⁻¹, já na fadiga ultrassônica a taxa variou entre 36 e 182 s⁻¹.

Os metais HC se comportam de modo similar aos CCC devido sua alta energia de ativação. Contudo, em comparação a maioria das ligas, os metais HC possuem resistência relativamente maior e o movimento das discordâncias é dificultado por defeitos cristalográficos [14]. Além disso, compete mencionar que estruturas HC possuem poucos sistemas de deslizamento primários que resulta na redução de deformação plástica [83]. Assim, para estruturas CCC e HC, quando o efeito da frequência se faz presente, o desempenho em fadiga tende a melhorar à medida que a frequência aumenta.

Para metais CFC, a alteração do desempenho em fadiga devido à frequência de carregamento mostra-se controversa e discreta. Estruturas CFC tem como principal responsável pela diferença no comportamento em fadiga mediante alteração da frequência cíclica, o ambiente [74] e a frequência isolada pouco interfere no dano quando comparado a outras variáveis experimentais como o controle por tensão ou deformação [15]. A tensão de cisalhamento crítica é insensível à taxa de deformação e seu valor para promover a deformação plástica é relativamente pequeno, devido a sua baixa energia de ativação. Assim, os sistemas de escorregamento, mesmo sob alta frequência, estão ativos, o que torna o efeito da frequência menos perceptível [13].

Contudo, apesar do efeito da frequência se mostrar menos expressivo em estruturas CFC, estudos revelam que há efeito genuíno da frequência em aços inoxidáveis austeníticos, independente do ambiente ao qual o componente está inserido. A magnitude do efeito, ou seja, a intensidade que a frequência irá alterar as respostas em fadiga estará atrelada ao ambiente, auto aquecimento e a transformação martensítica induzida por deformação, visto que alguns aços austeníticos são considerados metaestáveis.

O desempenho em fadiga é fortemente dependente da frequência, sobretudo para frequências superiores a 2 Hz e para os aços inoxidáveis austeníticos, quanto maior a frequência, menor o desempenho em fadiga [76]. Além da perda de desempenho, frequências mais altas também são responsáveis pela indução do fenômeno do auto aquecimento, sobretudo em aços austeníticos que são sensíveis à temperatura [20, 21] [76]. Ao analisar o aço 304 e testá-lo a 5 Hz, por exemplo, NIKITIN e BESEL [76] verificaram que a temperatura variou entre 50 e 100 °C, sendo diretamente proporcional a amplitude de tensão testada. Além disso, os autores [76] notaram que frequências maiores implicavam em maiores amplitudes de deformação plástica, sendo a deformação facilitada pelo auto aquecimento devido a ativação térmica.

Convém reforçar que frequências mais altas implicam em maiores taxas de deformação e consequente aumento da temperatura. Logo, conclui-se que em frequências mais altas, as taxas de auto aquecimento são maiores, a deformação é facilitada e o desempenho em fadiga reduz. De modo complementar, e servindo como base para justificar o melhor desempenho em baixas frequências, deve-se mencionar que os aços inoxidáveis austeníticos são susceptíveis a apresentar martensita induzida por deformação plástica severa ou cíclica, sendo isto capaz de impactar nas respostas à fadiga.

PESSOA *et al.* [20], ao estudar o aço 304, apresentaram resultados que combinaram frequência de carregamento, auto aquecimento, teor de martensita e desempenho em fadiga. Ao comparar 100 e 1000 Hz, quanto menor a frequência maior o teor de martensita formado durante os ciclos de carregamento. Além disso, quanto maiores eram os níveis de tensão, maior a diferença do teor de martensita entre as frequências testadas. Em 1 e 50 Hz, por sua vez, notou-se que quanto menor a frequência maior deformação média, menor amplitude de deformação, maior teor de martensita e maior resistência à fadiga.

Entretanto, ao comparar frequências entre 0,5 e 1000 Hz, notou-se que o aumento da frequência foi responsável por elevar a temperatura e essa impactou negativamente a transformação martensítica. Já em frequências de teste muito baixas, o incremento de temperatura mostrou-se insignificante. Desse modo, o auto aquecimento inibiu ou reduziu o teor de martensita e por consequência, o desempenho em fadiga [20, 21] [76]. Conforme mencionado, essa inibição pode estar atrelada ao aumento da EFE com o aumento da temperatura e por consequência redução de bandas de cisalhamento, as quais são responsáveis pela TMID.

A fim de inferir um limiar de frequência em que o auto aquecimento seja inexpressivo, convém analisar alguns estudos com frequências entre 0,5 e 5 Hz [76], 1, 50, 100 e 1000 Hz [20] e com 10, 20 e 30 Hz [21], todos testando o aço austenítico 304. FARGIONE *et al.* [21] revelaram que o comportamento térmico da liga é bastante sensível às frequências e apesar das amostras acima de 20 Hz apresentarem aumento da temperatura e redução da resistência em fadiga, para testes sob carga constante nas frequências investigadas os autores não observaram problemas atrelados ao aumento excessivo da temperatura (> 200 °C).

Em contraponto, PESSOA *et al.* [20] e NIKITIN e BESEL [76] obtiveram resultados conflitantes. NIKITIN e BESEL [76] informaram que para 5 Hz o efeito do auto aquecimento foi pronunciado e inibiu a transformação martensítica, já PESSOA *et al.*

[20] afirmaram que até 50 Hz o aumento da temperatura observado não foi suficiente para suprimir a transformação de fase. Apesar das contradições, pois ambos foram testados sob controle de deformação, os estudos ratificam a importância de avaliar a temperatura das amostras durante o ensaio, visto que podem atingir valores superiores a 500 °C, como relatado por FARGIONE *et al.* [21] para cargas escalonadas. Logo, observa-se um consenso que para frequências inferiores a 5 Hz o efeito do auto aquecimento é diminuto, ou seja, não ocorre modificação da microestrutura ou inibição da transformação martensítica em temperatura inferior a 100 °C.

Nas condições de ensaio explicitadas, a prevalência do efeito da frequência fica condicionada à taxa de deformação e, por conseguinte, o aumento substancial da temperatura [13]. Como o aquecimento pode ser reduzido ou evitado controlando a frequência de teste ou resfriando a amostra, a taxa de deformação e o ambiente são os responsáveis pela dependência da frequência na vida em fadiga.

O ambiente ao qual o material é aplicado afeta o desempenho em fadiga, visto que a combinação do meio e esforço mecânico torna o componente susceptível à fratura. Sendo esse processo dependente do tempo, em frequências menores a ponta da trinca em propagação fica mais tempo exposta ao ambiente, o que contribui para a degradação por corrosão da ponta e aumento do efeito da corrosão fadiga. Assim, haveria uma modificação de comportamento em fadiga para altas e baixas frequências em função do meio. Na propagação a ponta da trinca fica mais tempo exposta ao ambiente em baixas frequências.

Ainda não está consolidado como o ambiente afeta o comportamento em fadiga em diferentes frequências de teste, mas é perceptível que a resistência e a vida em fadiga são modificadas, sendo necessário avaliar se a mudança é um efeito genuíno da alteração da frequência ou apenas exclusivo do ambiente [74] [89].

Em relação à taxa de deformação, como mencionado anteriormente, quão maior a frequência de teste, maior a taxa. No geral, as discordâncias teriam menos tempo para superar os obstáculos por meio da ativação térmica à medida que a frequência aumenta e desse modo, a quantidade de deformação plástica acumulada é reduzida [83]. Assim, frequências mais altas exigiriam cargas mais altas para produzir a mesma faixa de deformação [83], isto é, como as distâncias a serem percorridas pelas discordâncias são menores, a resistência à fadiga tende a aumentar, exceto se o material elevar sua temperatura [14].

A hipótese é que menos deslizamentos ocorrem em maiores frequências, portanto, menos danos são acumulados ao longo do tempo, o que resulta em

desempenho em fadiga melhor [84]. Em contraponto, quão menor a frequência, maiores amplitudes de deformação plástica equivalentes e maiores distâncias sendo percorridas pelas discordâncias. Consequentemente o dano acumulado também aumenta e a resistência à fadiga diminui [14]. De modo complementar, caso o material possua obstáculos que barram o movimento das discordâncias, a influência da frequência é reduzida substancialmente [14], ou seja, outras variáveis irão explicar a alteração de comportamento do material.

Ademais, quando a martensita está presente, o comportamento do material parecer modificar, sobretudo para os aços austeníticos. Em síntese, o início da transformação martensítica ocorre quando um valor crítico de amplitude de deformação ou deformação plástica acumulada é excedido. Desse modo, se a martensita é formada, o limite foi atingido ou superado, independente da frequência de teste. Assim, enquanto o limiar é independente, a quantidade de martensita formada é dependente da frequência [20].

O aumento do volume de martensita durante o carregamento cíclico está atrelado à redução ou estabilização da amplitude de deformação plástica [20]. Ao comparar frequências inferiores a 2 Hz, apesar de formar martensita por deformação cíclica, visto que o fenômeno do auto aquecimento não estava presente, não é observado mudança na vida em fadiga, pois não houve diferença significativa na amplitude de deformação que induzisse ao aumento do teor de martensita [76].

Quando o auto aquecimento é capaz de suprimir a formação de martensita ou o teor transformado é baixo, o encruamento prévio torna-se uma variável a ser considerada na explicação da influência da frequência. Em amostras com deformação imposta pela laminação, a vida em fadiga entre 0,5 e 5 Hz foi mais expressiva que aquelas não sucumbidas à deformação plástica severa e dentro de um mesmo patamar de frequência (5 Hz), a resistência à fadiga foi maior. Tal fato foi justificado pela redução da amplitude de deformação, seja devido ao encruamento superficial ou a redução da taxa de aquecimento das amostras [76].

Independentemente dos resultados apresentados pelos autores mencionados no texto, a frequência pode desempenhar um papel importante no comportamento à fadiga, e pode ser importante para o projeto, sobretudo para frequências na mesma ordem de magnitude. Assim, além do efeito da frequência ser complexo devido a microestrutura característica do AIA assistido por deformação (austenita – CFC, ϵ -martensita – HC e α' -martensita – CCC), seu mecanismo no desempenho em fadiga ainda não é claro sob diferentes frequências de teste e necessita de novas investigações.

5 METODOLOGIA

A liga investigada foi a do aço inoxidável austenítico ABNT 304 na forma de barra $\frac{1}{2}$ " trefilada a frio para o ensaio de fadiga e chapa $\frac{1}{2}$ " laminada a quente para o ensaio de propagação de trinca; para ambos foi realizado ensaio de tração. As amostras foram definidas e confeccionadas segundo [ASTM E647](#) e [BS ISO 12108](#) que descrevem parâmetros de teste para medição das taxas de crescimento de trinca por fadiga e as normas [BS ISO 12107](#), [ASTM E466](#) e [ASTM E739](#) que dispõem de métodos para os testes de fadiga e obtenção de curvas S-N.

Os corpos de prova (CP's) para o ensaio de tração e mecânica da fratura foram usinados conforme as dimensões descritas nas respectivas normas técnicas. Em relação a chapa, os CP's foram fabricados com comprimento paralelo a direção da laminação e o entalhe da mecânica da fratura perpendicular a essa direção (Figura 10).

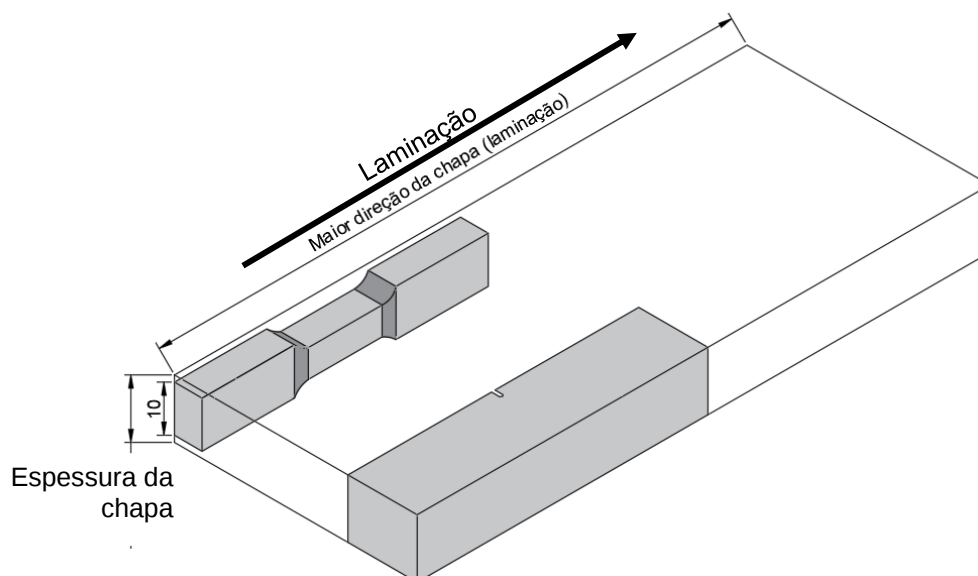


Figura 10: Configuração da fabricação dos corpos de prova de mecânica da fratura e tração para a chapa. Medidas em milímetro (mm).

Para as análises foram confeccionadas cinco amostras de caracterização, 45 corpos de prova para os ensaios de fadiga (barra), seis para o ensaio de tração (sendo três CPs a partir da barra e três a partir da chapa) e quatro CPs para os testes de mecânica da fratura (chapa).

Antes de realizar os ensaios de caracterização e mecânicos, a liga foi avaliada como recebida e após tratamento térmico (recozimento). Após o tratamento térmico, isto é, homogeneização da microestrutura, realizou-se análises de caracterização química, microestrutural, mecânica (tração e microdureza) e de superfície (rugosidade). Posteriormente foram conduzidos os ensaios de fadiga e mecânica da fratura aplicada à fadiga cujos parâmetros utilizados foram: ondas cíclicas senoidais, frequências distintas (3 e 30 Hz) e razão de carregamento constante (0,1). Todos os testes foram desenvolvidos ao ar e temperatura ambiente.

As etapas da pesquisa foram desenvolvidas de modo a correlacionar o efeito da variável de carregamento (frequência), alteração microestrutural (transformação martensítica, deformação plástica ou encruamento) e comportamento mecânico sob a ótica da fadiga convencional e mecânica da fratura aplicada à fadiga.

A fadiga convencional, que aqui se refere as propriedades obtidas pela curva S-N, informa a respeito de resistência à nucleação da trinca e à fadiga associada a mecânica da fratura se refere as propriedades de propagação. Assim, de acordo com os parâmetros experimentais, as alterações observadas em ambas as abordagens devido a mudança da frequência de carregamento poderão ser associadas a nucleação ou propagação da trinca.

5.1 HOMOGENEIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA

Todas as amostras utilizadas nos ensaios de caracterização e os CP's de ensaios mecânicos foram tratados termicamente. Assim, para garantir que o aço tenha uma fase austenita uniforme e livre de encruamento, tensões residuais e superficiais causadas pela fabricação, os CP's foram previamente tratados em forno (Mufla Digital Microprocessado SP-1200DM/G) (NUPEG/UFS) aquecido a 1000 °C por 1 h e posteriormente resfriados ao ar para suprimir a formação não controlada de fases secundárias e segregação, bem como martensita [53] [90]. A importância do tratamento foi revelada por FARIAS *et al.* [91]. O tratamento térmico realizado pelos autores não induziu fase martensítica na matriz austenítica e a estrutura de grão mostrou-se uniforme, sem outras subestruturas evidenciadas, conforme corroborado pelo Diagrama TTT do AIA 304 (Figura 11).

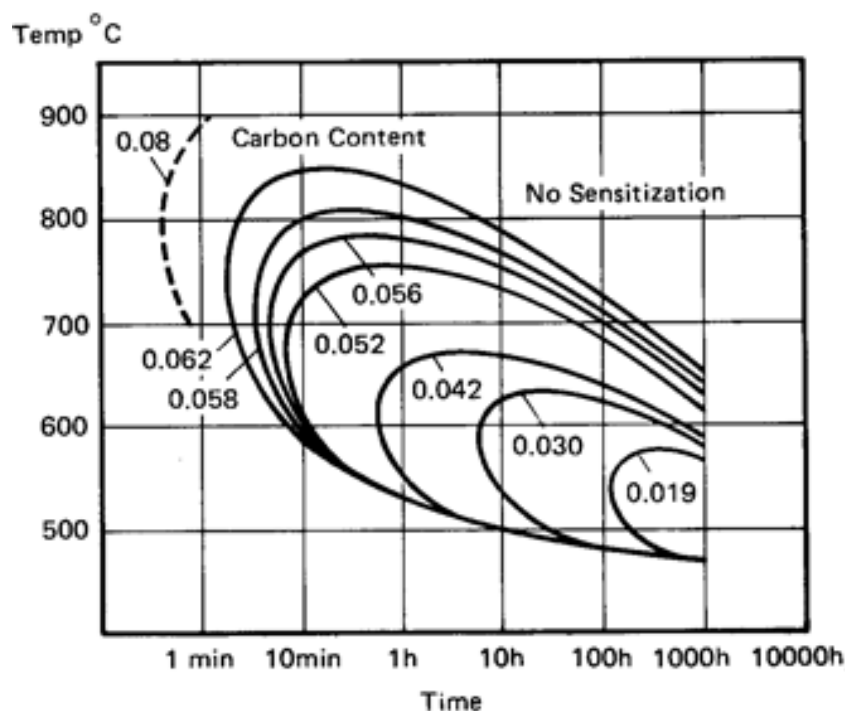


Figura 11: Diagrama TTT do aço inoxidável austenítico 304.

Fonte: <https://www.australwright.com.au/technical-data/advice/stainless-steel/sensitisation-of-austenitic-stainless-steels/>

5.2 PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE

Sendo a fadiga um fenômeno de superfície, a avaliação da rugosidade superficial das amostras antes e após tratamento térmico torna-se imprescindível. Após recozimento, os CP's foram lixados em uma sequência de gramatura de 220 a 1200 Mesh para remoção completa da camada de óxido formada devido ao tratamento térmico.

Posteriormente, as condições da superfície foram avaliadas por meio do ensaio de rugosidade Ra (Mitutoyo SJ-410) (DCEM/UFS). Nas amostras cilíndricas foram realizadas duas medições por CP na região central e ao final foi tomada a média aritmética das 90 análises. Já para os CP's da mecânica da fratura, quatro medições foram realizadas na região de crescimento da trinca, no sentido paralelo ao entalhe, e ao final a média aritmética das 32 análises foi tomada. Ambos os perfis foram traçados em comprimento equivalente a 5 mm. Logo, o ensaio buscou conhecer e uniformizar a rugosidade de superfície dos CP's antes de iniciar o ensaio de fadiga.

5.3 CARACTERIZAÇÃO

5.3.1 Teor relativo dos elementos de liga

A determinação do teor relativo dos elementos químicos que constituem as ligas foi realizada em espectrômetro de emissão ótica (Oxford Foundry-Master Xpert) (DCEM/UFS) através de cinco queimas em uma amostra referente a barra e cinco em outra referente a chapa. Os resultados foram obtidos por média aritmética simples.

Os percentuais equivalentes de cromo e níquel foram calculados através das Equações 15 e 16 propostas por Schaeffler, e Equação 17 proposta por Long e DeLong [92].

$$\text{Cr (equivalente)} = \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} + 1,5\% \text{ Si} + 0,5 * \% \text{ Nb} \quad (15)$$

$$\text{Ni (equivalente)} = \% \text{ Ni} + 30 * \% \text{ C} + 0,5 * \% \text{ Mn} \quad (16)$$

$$\text{Ni (equivalente)} = \% \text{ Ni} + 30 * \% \text{ C} + 30 * \% \text{ N} + 0,5 * \% \text{ Mn} \quad (17)$$

A partir dos percentuais equivalentes foi possível identificar nos diagramas o modo de solidificação (ou resfriamento) da liga, os quais correlacionam os formadores de austenita (Ni, Mn, C, etc. – eixo vertical) e ferrita (Cr, Mo, etc. – eixo horizontal) à microestrutura final (Figuras 12 e 13).

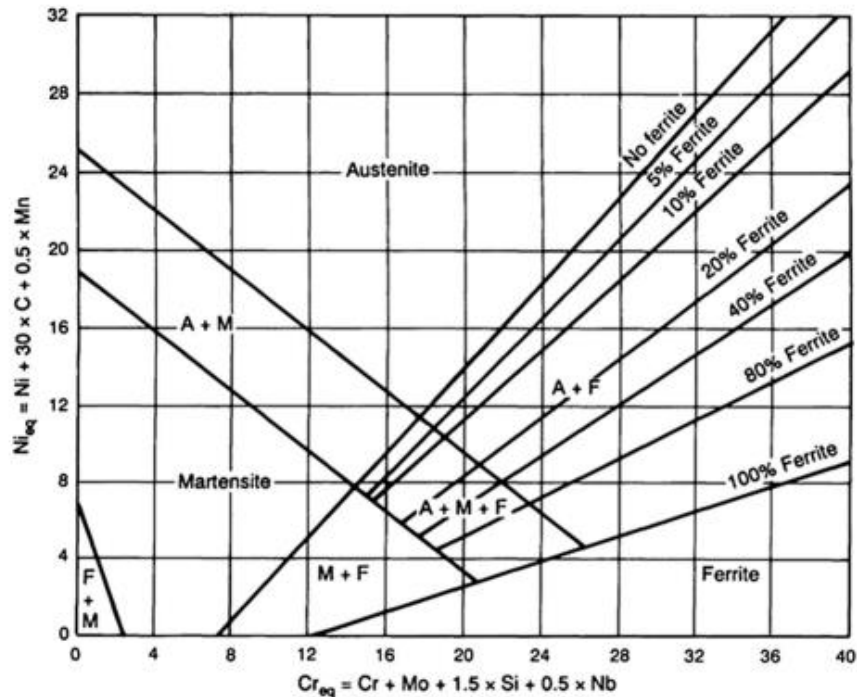


Figura 12: Diagrama de Schaeffler.

Fonte: [60]

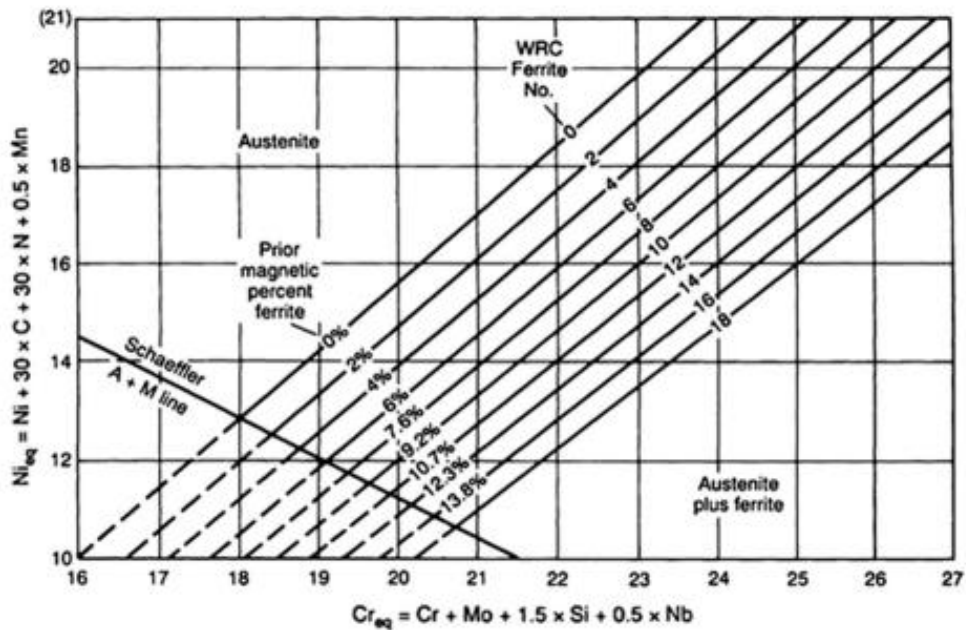


Figura 13: Diagrama de DeLong.

Fonte: [60]

A diferença básica entre os diagramas de Schaeffler e Long-DeLong está na adição do nitrogênio na equação para obtenção do percentual de níquel equivalente. De acordo com a literatura [92] o nitrogênio mostrou ter a mesma influência na estabilidade da austenita que o carbono, e desse modo, o diagrama proposto por Long-DeLong trouxe melhorias para avaliação dos aços inoxidáveis de alta liga.

Quanto a EFE, essa foi estimada a partir da fórmula empírica de Schramm e Reed (Equação 18) comumente utilizada em aços inoxidáveis austeníticos [93] sendo, também, dependente da composição química [66].

$$\text{EFE} = - 53 + 6,2 \text{ Ni} + 0,7 \text{ Cr} + 3,2 \text{ Mn} + 9,3 \text{ Mo} \quad (18)$$

A difratometria de raios X (DRX) foi realizada para identificar as fases martensita e austenita nas amostras ensaiadas antes e após fratura, por meio dos padrões de difração (software Search-Match). Após a fratura no ensaio de fadiga, as amostras foram retiradas na região central do CP, a partir de um corte na seção longitudinal. No ensaio de mecânica da fratura foi avaliado a região de superfície de propagação da trinca. Os padrões foram obtidos a partir do difratômetro de raios X (Shimadzu LabX XRD-6000) (DCEM e DFI/UFS) radiação Cu-K α a 40 kV e 30 mA, em intervalo de 30° a 90° e velocidade de varredura de 2°min⁻¹.

5.3.2 Microscópica

A análise microscópica foi realizada antes dos ensaios mecânicos para confirmar a uniformidade da microestrutura e distribuição dos grãos austeníticos, bem como após os ensaios de fadiga para avaliar a microestrutura pós deformação cíclica. As amostras foram seccionadas em serra diamantada de precisão sob fluxo contínuo de líquido lubrificante (Cortadora Fortel III) (NUPEG/UFS).

Para avaliação da microestrutura e microdureza retirou-se amostras de distintas direções do aço a fim de avaliar a orientação e morfologia dos grãos antes e após o tratamento térmico (Figura 14).

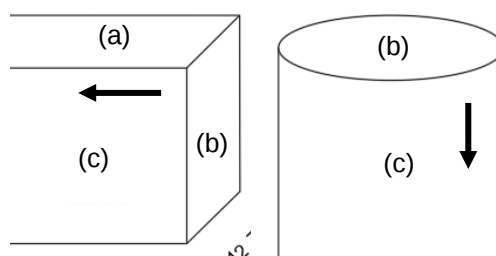


Figura 14: Direção da análise metalográfica e microscópica. Lê-se: (a) axial, (b) transversal e (c) longitudinal à direção da laminação/trefilação. Seta: direção da conformação mecânica da liga.

Após o embutimento a quente, as amostras foram lixadas em uma sequência de lixas de SiC de gramatura entre 80 e 1200 Mesh, seguido de polimento mecânico e ataque eletroquímico. O polimento mecânico encarregou-se de planificar a superfície em escala micrométrica sendo utilizado pano e pasta diamante de 1 μm . Para o ataque foi utilizada a solução de ácido oxálico (10%) e água (90%) a 10 V em temperatura ambiente por aproximadamente 1 minuto ou tempo suficiente para identificação dos contornos de grão e fases [94].

As metalografias revelando a homogeneidade dos grãos austeníticos, tamanhos médios e orientação foram observados em microscópio ótico (Zeiss Axioscope A1). O tamanho médio dos grãos foi obtido através da [ASTM E112](#) (método da interseção) com auxílio do Image J a partir de uma imagem de cada direção da barra e chapa com mesma escala.

Após a falha das amostras no ensaio de fadiga, foram realizadas fractografia e caracterização microestrutural. O intuito foi avaliar o perfil da propagação da trinca e as mudanças de fases, maclas, entre outras alterações microestruturais atreladas a deformação plástica, efeito da frequência e transformação de fase.

Na fractografia foi analisada as áreas que caracterizam a região de nucleação (linhas radiais ou marcas de catraca), comprimento da trinca e região de fratura. A superfície fraturada de cada CP foi subdividida e observada paralela e perpendicularmente a região da trinca por MEV (Tescan VEGA) e microscópio ótico (NUPEG/UFS).

A área perpendicular à superfície da trinca foi novamente lixada e polida mecanicamente conforme procedimento metalográfico inicial.

5.3.3 Análise de microdureza

A microdureza Vickers (HV) foi aferida antes e após o tratamento térmico, para avaliar o efeito do tratamento na microestrutura, bem como após o ensaio de fadiga para avaliar o efeito das frequências. As amostras foram testadas segundo a [ASTM E384](#) em microdurômetro (Future Tech FM 800) (DCEM/UFS), carga de 1 kgf e tempo de penetração de 10 s, totalizando 10 indentações para cada etapa. As etapas compreenderam a caracterização inicial (antes e após tratamento térmico), após o ensaio de fadiga nas amostras sem deformação prévia e após fadiga nas amostras com

deformação prévia. A região analisada foi a nucleação e propagação da trinca, a fim de evidenciar e associar a alteração da microdureza a martensita induzida por deformação.

5.3.4 Teste de tração

O teste de tração (ASTM E8/E8M), por sua vez, foi realizado em máquina com capacidade de 250 kN (Instron 3385H) (DCEM/UFS) a uma taxa de deformação de 1 mm.min^{-1} . Para o ensaio foram utilizadas três CP's cilíndricos e três retangulares, representativos da barra e chapa, respectivamente (Figura 15).

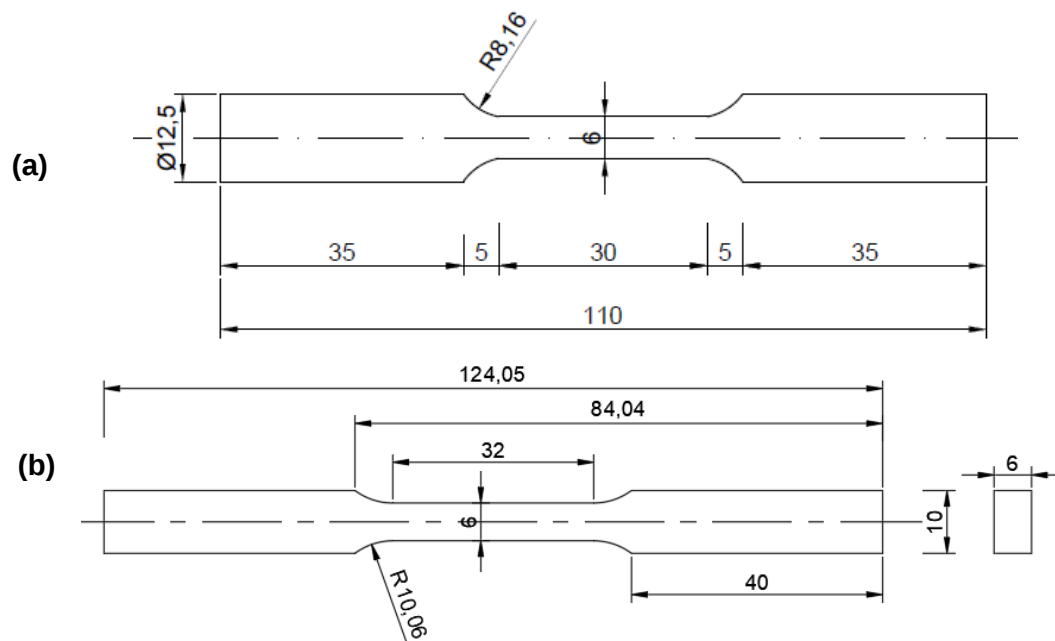


Figura 15: Forma do corpo de prova do ensaio de tração: barra (a) e chapa (b).
Obs.: medidas em milímetro.

Através do ensaio, a curva de tensão *versus* deformação foi obtida e então determinada a tensão de escoamento (σ_e) a partir de uma deformação de 0,2% e limite de resistência a tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$), os quais serviram de parâmetros para os testes de fadiga.

5.4 FADIGA

5.4.1 Fadiga sem deformação prévia

Os testes de fadiga foram realizados em máquina servo hidráulica (MTS Landmark modelo 370.1) (DCEM/UFS) sob controle de carga. O ensaio seguiu o método da curva completa especificado na [BS ISO 12107](#). A relação entre a tensão máxima cíclica e o número de ciclos foi obtida. As amostras foram fixadas nas extremidades à máquina, e submetidas ao limite de 2×10^6 ciclos. Este limite foi estabelecido considerando que o AIA não apresenta limite de fadiga bem definido e para evitar tempo de teste excessivo.

As dimensões dos CP's, métodos para os testes e criação da curva S-N seguiram as normas [BS ISO 12107](#), [ASTM E466](#) e [ASTM E739](#) (Figura 16).

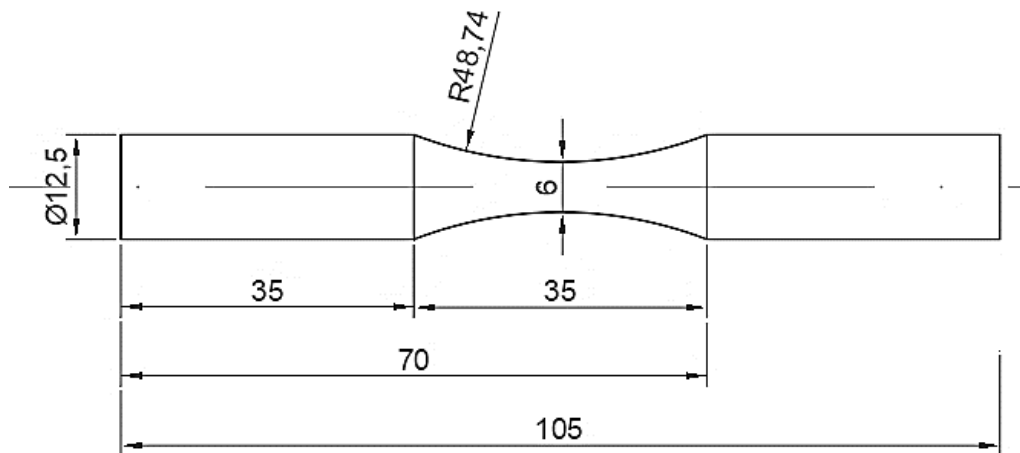


Figura 16: Forma da amostra do ensaio de fadiga.

Obs.: medidas em milímetro.

A curva média foi construída a partir de um nível de confiança equivalente a 90% (α) e adotando 50% de probabilidade de falha (P). Com esses parâmetros e a Equação 19 foi possível definir o número de amostras para cada nível de tensão (patamar).

$$n = \frac{\ln(1-\alpha)}{\ln(1-P)} \quad (19)$$

Desse modo, em cada patamar de tensão máxima cíclica foram utilizados três CP's, com exceção do patamar de 80%, o qual foi construído com cinco CPs para uma

probabilidade de falha de aproximadamente 35%. Para determinar a resistência à fadiga foram utilizados quatro patamares de tensão máxima cíclica correspondentes a 70, 80, 90 e 95% da resistência à tração máxima, equivalente a valores entre 160 e 225% da tensão de escoamento. Compete mencionar que o patamar de 95% foi utilizado para avaliar a liga de modo similar a FBC e os demais patamares, a FAC. O total soma 28 CP's, sendo 14 para cada frequência.

Os dados foram tratados estatisticamente por medidas de tendência central e ANOVA *One-Way* por patamar de tensão.

5.4.2 Fadiga após deformação prévia

A fim de avaliar o efeito da deformação prévia que promove a formação de martensita, bandas de deformação/cisalhamento, maclas e outras mudanças das microestruturas que contribuem para o aumento da resistência, foram realizados ensaios de fadiga com amostras previamente deformadas. Para tal, quatro CP's de fadiga foram tracionados a 50% de deformação (0,5), a uma tensão de 785 MPa e velocidade de teste de 0,2 mm.min⁻¹.

O percentual foi definido partindo da premissa que quanto maior a deformação, maior o teor de martensita presente na liga [25]. O estudo de TALONEN e HÄNNINEM [52] com o aço 304 tracionado a temperatura ambiente revelou que, para uma taxa de deformação baixa (10⁻⁴ s⁻¹), o volume de martensita aumentou com o aumento da deformação plástica verdadeira. De modo complementar, o estudo de CAO *et al.* [54] também com o aço 304, afirmou que taxas de deformação baixas resultam em valores de deformação plástica próximos de 0,6 e por consequência maior fração de martensita induzida por deformação.

Em relação à velocidade de teste, o ensaio foi conduzido de modo lento para não haver auto aquecimento da amostra, pois a transformação martensítica é sensível à temperatura [95], além de que baixas taxas de deformação são responsáveis por promover aumento da deformação plástica e elevação do volume de martensita [54].

As amostras foram testadas em ambas as frequências (3 e 30 Hz) a um patamar de tensão equivalente a 80% da resistência à tração e taxa de deformação estimada em 10⁻⁵ s⁻¹.

5.4.3 Estimativa do tamanho das estrias

O tamanho das estrias foi medido a partir de imagens capturadas em microscópio eletrônico de varredura com escala de 2 μm (Figura 17).

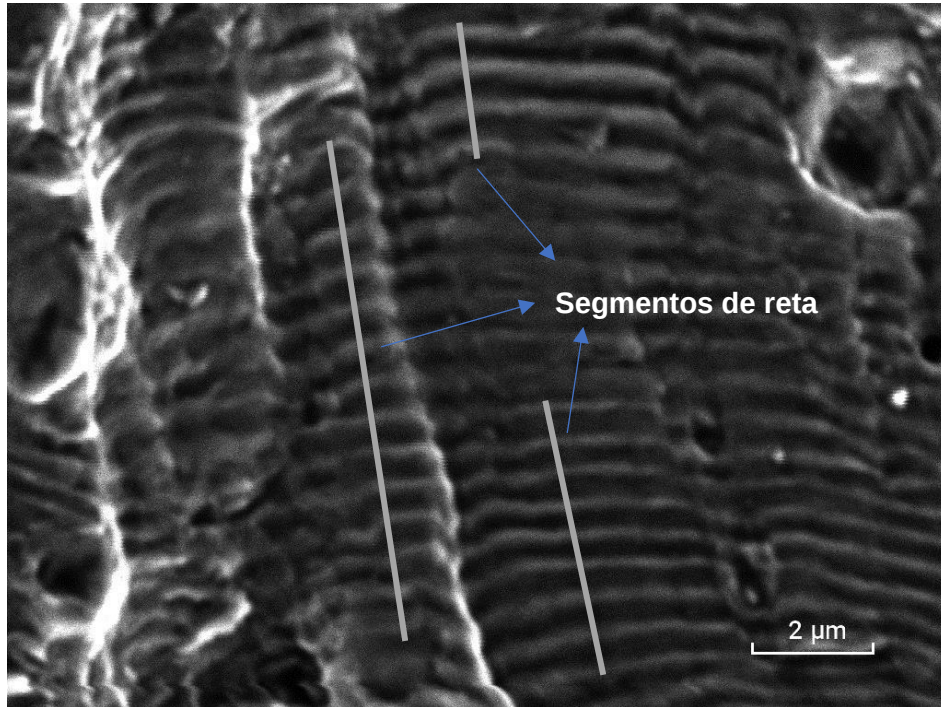


Figura 17: Aferição do tamanho das estrias de fadiga.

Foram selecionadas três imagens por frequência de carregamento a uma tensão equivalente a 80% da resistência à tração. O tamanho foi estimado conforme Equação 20.

$$\text{Comprimento da estria (a)} = \frac{\text{comprimento do segmento de reta}}{\text{nº de estrias no segmento}} \quad (20)$$

Para tal foram feitas retas de comprimentos variados na direção perpendicular às estrias e posteriormente contabilizado o número de interseções de estrias compreendido no segmento e efetuada a divisão do comprimento pelo número de estrias. Para as medições utilizou-se o software Image J.

Os dados foram tratados estatisticamente por medidas de tendência central e ANOVA *One-Way*, a fim de identificar diferença significativa ($p < 0,05$) entre os grupos (frequências cíclicas).

5.5 MECÂNICA DA FRATURA

O ensaio foi desenvolvido em máquina servo hidráulica (MTS Landmark modelo 370.1) (DCEM/UFS). Em relação ao procedimento de ensaio para determinação da curva $da/dN \times \Delta K$ (Região II), adotou-se carga constante ($K_{\text{crescente}}$), ou seja, aumento do K à medida que a trinca cresce.

O teste foi conduzido com força ($P_{\text{máx}}$) de 12 MPa e variação (ΔP) constante. Para não haver redução da taxa de crescimento devido à sobrecarga, foi aplicado incremento de carga inferior a 10% da carga máxima a fim de minimizar alterações significativas na carga mínima e no R . As interrupções do teste, quando necessárias, não excederam cinco minutos, visto que as normas [ASTM E647](#) e [BS ISO 12108](#) informam que paradas de longas durações podem promover deformação por fluência ou crescimento da trinca sob carregamento estático da trinca, o que inviabiliza a utilização dos dados.

Os gráficos de taxa de crescimento da trinca (da/dN) em função da força motriz (ΔK) e do tamanho da trinca (a) foram obtidos a partir de amostras do tipo SENB3. Para tal foram utilizados dois CPs por frequência, totalizando quatro CPs, dimensionados segundo [BS ISO 12108](#) e bordas de apoio para o extensômetro conforme a [ASTM E399](#) (Figura 18).

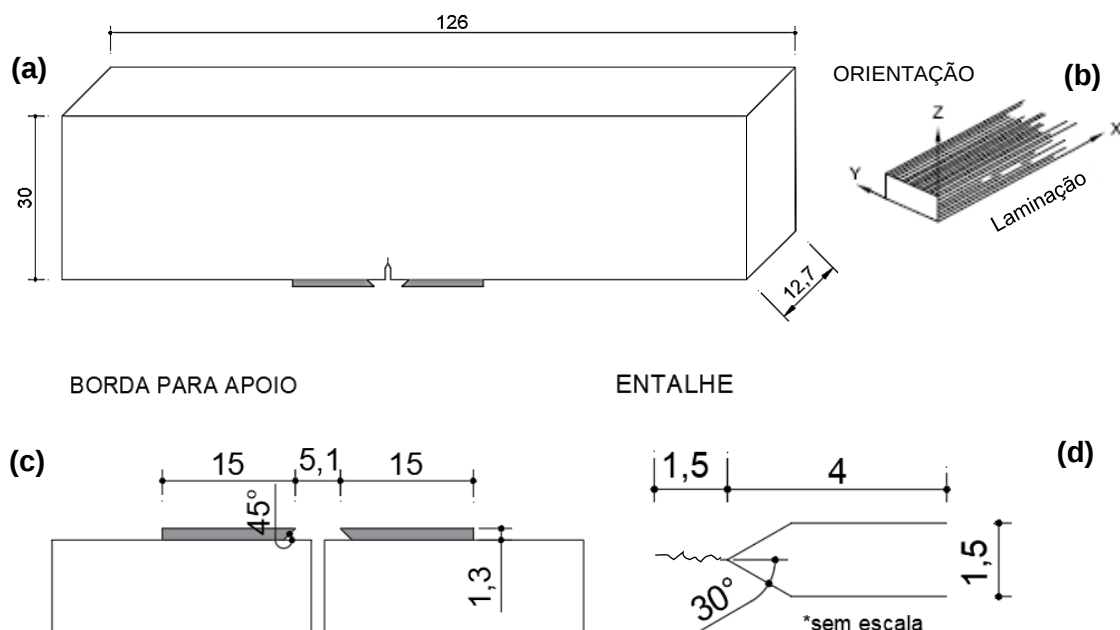


Figura 18: Forma do CP do ensaio de propagação de trinca por fadiga.
Obs.: medidas em milímetro.

O entalhe foi confeccionado na direção perpendicular a direção da laminação, ou seja, na direção Y (Figura 18b). Ainda de acordo com a [BS ISO 12108](#), a relação altura (W) e espessura (B) da seção retangular deve estar entre $6 \leq B \leq 30$ mm. Em relação a espessura do entalhe, para $W > 25$ mm ela não deve exceder 1,9 mm e a relação comprimento do entalhe (a_n) e largura (W) entre $3 \leq a_n \leq 4,5$ mm. As dimensões e demais condições normativas estão discriminadas na Tabela 1.

Tabela 1: Dimensões dos CPs do ensaio de propagação de trinca por fadiga.

Símbolo	Descrição	Medida (mm)	Condições normativas
W	Largura	30	-
B	Espessura	12,7	$0,2W \leq B \leq W$
L	Comprimento	126	$4,2W \pm 0,01W$
S	Distância entre os apoios	60	$2W \pm 0,01W$
a_n	Comprimento do entalhe	4,0	$0,1W \leq a_n \leq 0,15W$
a_0	Pré-trinca	1,5	Mínimo $a_p \geq a_n + h$
h	Espessura do entalhe	1,5	Máximo $W/16$

A pré-trinca foi realizada após o CP ser tratado termicamente. Essa etapa é essencial para que a trinca seja reta, tenha maior acuidade, além de comprimento suficiente para o K não ser influenciado pela ponta do entalhe e pela taxa de propagação, devido a mudança da forma da ponta da trinca ou pelo histórico de carga. Conforme a norma, o comprimento da pré-trinca (a_0) deve compreender o maior valor entre a espessura do entalhe (h), $0,1B$ ou 1 mm, sendo fixado o comprimento equivalente a 1,5 mm para todas as amostras.

Para a pré-trinca foi utilizada a mesma frequência de carregamento em todas as amostras (20 Hz). Conforme preconiza a norma, o K_{max} final utilizado para realizar a pré-trinca não foi superior ao K_{max} inicial para obtenção dos dados do teste. Assim, foi utilizado um K máximo ($K_{máx}$) de $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para iniciar a pré-trinca e um incremento de $2 \text{ MPa.m}^{1/2}$ até a trinca atingir a dimensão definida. Após o procedimento, o comprimento da pré-trinca foi aferido na face frontal e posterior do CP, cuja diferença entre os comprimentos de pré-trinca seguiu a tolerância do valor maior entre 0,002 W (0,06 mm) e 0,10 mm.

Em relação a extensão da pré-trinca e trinca, esta foi monitorada de modo indireto, conforme recomenda a [ASTM E647](#), através da técnica de medição de abertura de trinca, *crack opening displacement* (COD). O método utiliza-se de um extensômetro *clip gauge* (MTS modelo 632.02F-20) fixado em suporte próximo a abertura do entalhe, o qual mede instantaneamente o tamanho da trinca (a) no decorrer do ensaio.

De modo complementar, o fator de intensidade de tensão foi estimado a partir do tamanho das estrias conforme a integral da Equação 10 ilustrada no Tópico 3.2.1 da presente tese.

$$\begin{aligned}\frac{da}{dN} &= A \Delta K^p \\ \int_{a_i}^{a_f} da &= \int_{N_i}^{N_f} A \Delta K^p dN \\ a_f - a_i &= A \Delta K^p (N_f - N_i)\end{aligned}$$

A diferença do número de ciclo foi considerada 1, visto que cada estria é formada em um ciclo de carregamento. As variáveis (A) e (p) são constantes sendo definidas conforme a literatura [29] como $5,60^{-12}$ e 3,25, respectivamente.

Ao isolar o fator de intensidade de tensão (ΔK) e aplicar logaritmo natural em ambos os lados da equação, tem-se:

$$p \ln(\Delta K) = \ln\left(\frac{a_f - a_i}{A}\right)$$

Por fim, ao aplicar exponencial em ambos os lados da equação, o ΔK é estimado conforme Equação 21, cuja unidade é dada em MPa.m^{1/2}.

$$\Delta K = e^{\frac{\ln\left(\frac{a_f - a_i}{A}\right)}{p}} \quad (21)$$

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados serão apresentados a seguir ratificando a exclusão de variáveis que poderiam interferir ou impactar nas respostas em fadiga, associando ao final que a mudança de comportamento foi um efeito genuíno da frequência de carregamento.

Desse modo, serão apresentadas inicialmente a composição da liga e as fases presentes antes e após o tratamento térmico realizado para homogeneizar os materiais (barra e chapa) em virtude dos processos de conformação distintos. Com isso será possível conhecer a microestrutura da liga antes dos ensaios de fadiga, certificar da ausência de martensita antes do ensaio e, havendo diferença no comportamento em fadiga, associá-lo a um efeito genuíno da transformação de fase.

Além disso, ao uniformizar a microestrutura de ambos os materiais, será possível comparar os ensaios de fadiga convencional e mecânica da fratura, que, apesar da geometria distinta dos CP's, ambos possuem microestrutura similar. Para corroborar a uniformização da barra e chapa, o tópico apresentará as propriedades mecânicas básicas dos materiais, isto é, tração e microdureza, antes e após o tratamento térmico.

Compreendida a microestrutura e propriedades mecânicas básicas, será apresentado o efeito da frequência de carregamento. Assim o tópico trará as curvas S-N e será discutida a influência da frequência nas curvas e nos patamares de tensão avaliados, bem como comparação com os resultados obtidos na literatura.

Ao apresentar o efeito da frequência, o tópico seguinte encarregar-se-á de explicar o estágio afetado, ou seja, se esse efeito ocorre na nucleação, propagação da trinca ou em ambos. Para responder a tais questionamentos serão apresentadas fractografias da superfície de falha, avaliação do comportamento das estrias de fadiga, estimativa do fator de intensidade de tensão a partir da aferição do tamanho das estrias e por fim, o resultado dos ensaios de mecânica da fratura aplicada à fadiga ($da/dN \times \Delta K$).

Por fim, após informar a região que o efeito da frequência é significativo, o último tópico abordará os micromecanismos envolvidos, ou seja, o fator preponderante responsável pela alteração do desempenho em fadiga e o motivo de estar associada a região definida. De modo a reforçar os argumentos apresentados com base na literatura, também será apresentado novos dados de fadiga condizentes a amostras deformadas previamente a fim de ratificar a importância do encruamento e da transformação de fase.

6.1 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA MATÉRIA-PRIMA

Os resultados da análise química confirmam a composição do aço inoxidável austenítico 304, caracterizado por seu percentual de cromo e níquel (Tabela 2).

Tabela 2: Composição química do aço inoxidável austenítico 304 (% peso).

Material	C	Cr	Ni	Mn	Si	S	P	N
Barra	0,043	18,8	8,93	1,63	0,43	0,015	0,034	0,193
Chapa	0,030	19,0	8,69	1,36	0,49	0,008	0,024	0,088
ABNT NBR 5601	<0,080	17,5 - 20,0	8,00 - 10,50	<2,00	<1,00	<0,030	<0,045	-

Embora haja diferença de teores relativos dos principais elementos químicos que constituem a chapa e a barra, ambas se enquadram na classificação. Além disso, é bom salientar que mesmo que haja diferenças em termos de fases e propriedades mecânicas entre ambas, isto não afetará a comparação entre os resultados de testes de fadiga e MF, visto que as comparações são feitas entre grupos iguais, ou seja, as barras foram usadas para obtenção das curvas S-N e as chapas para MF. A partir da composição química da liga foi possível avaliar previamente as fases presentes na microestrutura da liga.

Essas fases foram previstas a partir dos diagramas de Schaeffler e Long-DeLong. A Tabela 3 apresenta os percentuais equivalentes de cromo e níquel, bem como o modo de resfriamento segundo os diagramas apresentados na metodologia do presente estudo.

Tabela 3: Fases do aço inoxidável austenítico 304 segundo os diagramas de Schaeffler e Long-DeLong.

Aço AISI 304		Schaeffler	Long e DeLong
Barra	Cr	19,64%	
	Ni	11,04%	16,83%
	Solidificação	ferrítico-austenítico	austenítico
Chapa	Cr	19,78%	
	Ni	10,28%	12,93%
	Solidificação	ferrítico-austenítico-martensítico	ferrítico-austenítico

Assim, de acordo com os diagramas as fases presentes na barra variam de uma estrutura completamente austenítica a uma fase mista, porém majoritariamente austenita com apenas 6% de ferrita delta (δ). A chapa, por sua vez, possui fase austenita e ferrita delta (10%), sendo também possível formar durante a solidificação baixo percentual de martensita.

Ciente da composição química e das fases presentes na liga segundo os diagramas analisados, as amostras usinadas foram tratadas termicamente a fim de eximir o teor de martensita oriundo do processo de produção, bem como eventualmente da usinagem. O tratamento térmico foi realizado a 1000 °C para manter o aço na temperatura de austenitização e não induzir fases secundárias durante aquecimento ou resfriamento já que em uma faixa de temperatura entre 425°C e 870°C parte da ferrita- δ tende a se transformar em um composto intermetálico frágil denominado fase sigma (σ) [92] [96].

A fase sigma possui estrutura tetragonal e é composta principalmente de 55% Fe e 42% Cr. Essa fase afeta negativamente as propriedades mecânicas do material, reduz a resistência à corrosão pela remoção do cromo da matriz austenítica, além de promover fragilização local que leva à formação de microfissuras nas interfaces γ/σ durante os ciclos de carregamento [97].

As mudanças na microestrutura após o tratamento térmico foram mais expressivas na barra (Figuras 19 e 20) que na chapa (Figuras 21 e 22). No geral, a liga apresentou microestrutura austenítica (CFC) juntamente com maclas de recozimento e bandas de deformação a 45°, ou seja, na direção da tensão cisalhante máxima, e fases escuras esféricas correspondentes a inclusões não metálicas como MnS ou Al₂O₃ e fases alongadas referentes à ferrita- δ (CCC) dispersa na matriz, conforme previsto no Diagrama de Schaeffler, sendo ratificado pela [ASTM E45](#) e literatura [98, 99].

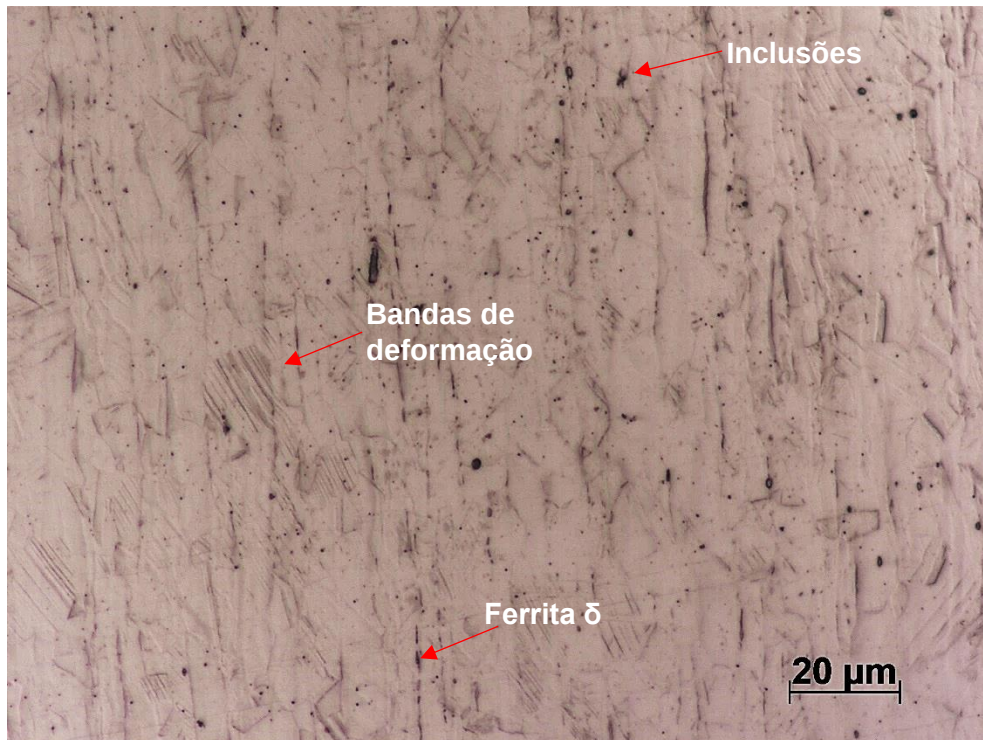


Figura 19: Microestrutura da barra no sentido longitudinal da amostra como recebida. Aumento de 500x.

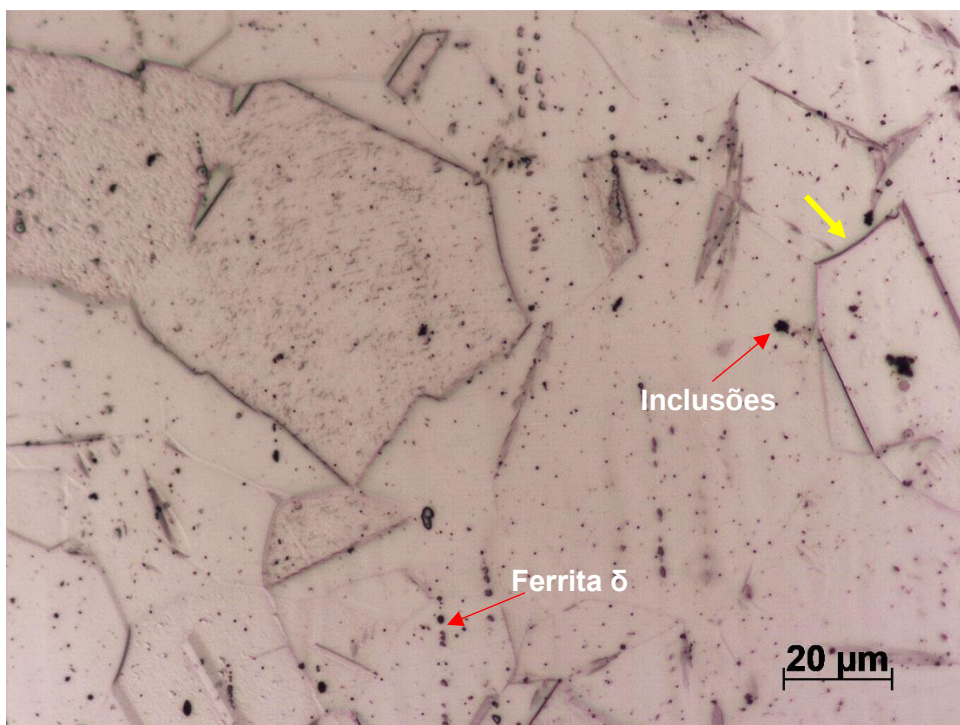


Figura 20: Microestrutura da barra no sentido longitudinal da amostra após recozimento. Aumento de 500x. Seta amarela (macla de recozimento).

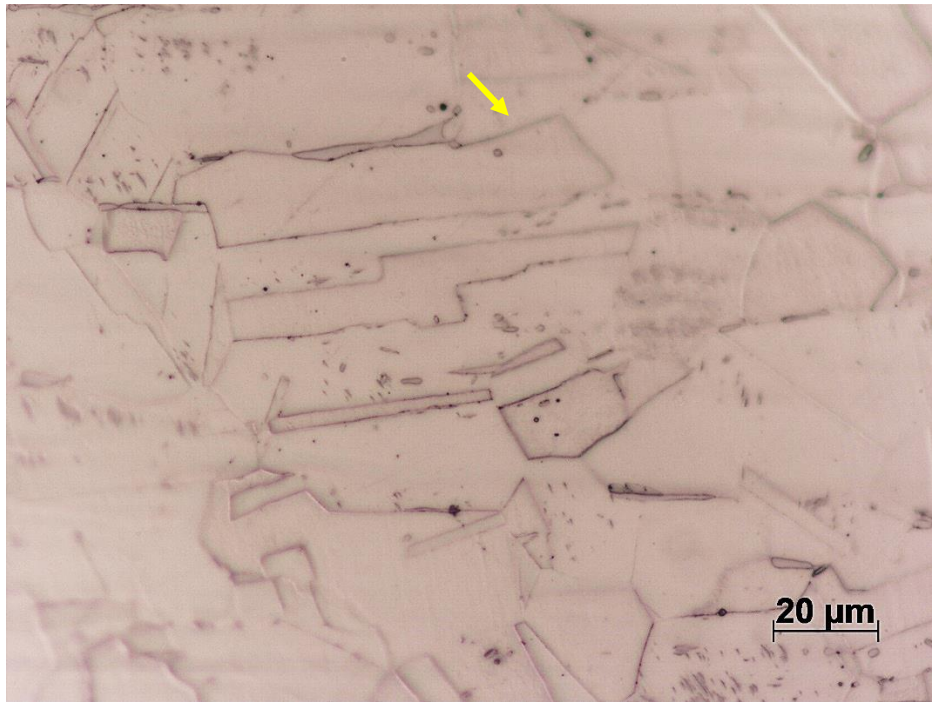


Figura 21: Microestrutura da chapa no sentido transversal da amostra como recebida. Aumento de 500x. Seta amarela (macla).



Figura 22: Microestrutura da chapa no sentido transversal da amostra após recozimento. Aumento de 500x. Seta amarela (macla de recozimento).

A fração dispersa de ferrita ocorre em virtude da presença de Cr e Si. Esses elementos são tidos como contribuintes para a formação de ferrita em aços inoxidáveis austeníticos [57]. Quanto ao tamanho dos grãos austeníticos, a barra apresentou expressivo aumento após recozimento. O tamanho médio dos grãos de austenita do material como recebido foi 7,5 μm (desvio padrão 2,3 μm) para a barra e 56,9 μm (dp 9,8 μm) para a chapa. O tratamento térmico permitiu recrystalizar os grãos deformados da barra (51,1 μm ; dp 11,7 μm) e quando comparado ao tamanho do grão da chapa também recozida, não é observado diferença significativa (58,1 μm ; dp 12, 6 μm).

A chapa manteve aproximadamente o tamanho original dos grãos e na barra houve aumento após o tratamento térmico. Tal fato está associado ao processo de fabricação, ou seja, a laminação a quente condicionada à chapa e a trefilação a frio à barra. Em relação à barra, como uma microestrutura de pequenos grãos implica em uma alta densidade de contornos, JUNG *et al.* [100] afirma que a energia armazenada nos contornos de grão mostra-se como uma força motriz adicional para o crescimento do grão. Assim, quanto menores os grãos, maior a força motriz e ao aquecer, o aumento dos grãos maiores se dá em função da diminuição do tamanho dos grãos menores, transformando-se em uma microestrutura de grãos maiores.

Ao final do tratamento térmico, a barra e chapa apresentaram morfologia uniforme de grãos austeníticos poligonais equiaxiais, sendo visíveis várias ilhas ou maclas isoladas, definidas como maclas de recozimento. Quando os metais possuem baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como os aços inoxidáveis austeníticos, maclas, seja de recozimento ou deformação, são formadas com facilidade. Isso ocorre porque o alto teor de Cr é capaz de reduzir a EFE e esta, por sua vez, é responsável por gerar uma estrutura maclada [101]. As maclas de recozimento e deformação são formadas de modo distinto. Enquanto a macla de recozimento é formada durante a recrystalização do material [102] e em temperaturas mais altas cuja nucleação e crescimento estão mecanicamente ligadas ao crescimento e contornos de grão [103, 104], as maclas de deformação ou mecânicas são oriundas de deformação plástica [105].

Segundo o estudo de DENG *et al.* [106] com a liga de média entropia de CoCrNi e baixa EFE, as maclas de recozimento observadas em microscópio eletrônico de transmissão mostraram-se mais largas em comparação às maclas mecânicas, além destas últimas não se estenderem além do contorno de grão. De modo complementar, a pesquisa de MALLICK *et al.* [66] com o aço inoxidável austenítico 304 ratificou que as maclas de deformação são menores e similares a α' -martensita.

Desse modo, a existência de maclas de deformação ou martensita no presente estudo não é descartada, pois o material foi deformado durante a fabricação, mas em virtude do seu tamanho não puderam ser observadas por microscopia ótica. Após o tratamento térmico elas não são observadas em virtude do recozimento realizado. Por fim, a presença é notória nas amostras ensaiadas sob fadiga ou previamente deformadas. Comparado às amostras recebidas sem recozimento, o volume presente nesse primeiro momento é substancialmente menor.

Em relação as propriedades mecânicas, a existência de maclas pode contribuir para o encruamento e aumento da plasticidade. Os contornos de macla impedem o movimento de discordâncias durante a deformação, acumulando grande quantidade de discordâncias em seu entorno o que resulta no encruamento do material. Quanto à plasticidade, os contornos de macla são capazes de barrar discordâncias de modo considerável e à medida que a tensão aumenta, as discordâncias nos metais CFC se dissociam dentro do plano limite de macla e permite que o material continue deformando [106-108].

Quanto a ferrita- δ distribuída paralela à direção do processo de conformação do material, aparentemente houve uma pequena redução após o tratamento térmico conforme preconiza a literatura [57] [58]. Em geral, a ferrita- δ tem a aparência de ilhas que formam uma morfologia em cadeia alongada na direção da laminação e as trincas tendem a iniciar na interface austenita/ferrita [109]. Sua presença na microestrutura do aço 304 é corroborada tanto na análise metalográfica quanto na difratometria de raios X após o tratamento térmico. Além dos picos característicos de austenita difratados em 2θ a $43,6^\circ$ e $50,6^\circ$ nos planos (111) e (200), respectivamente, na barra observou-se expressiva redução do pico difratado em 2θ a $44,5^\circ$ (110) (Figura 23).

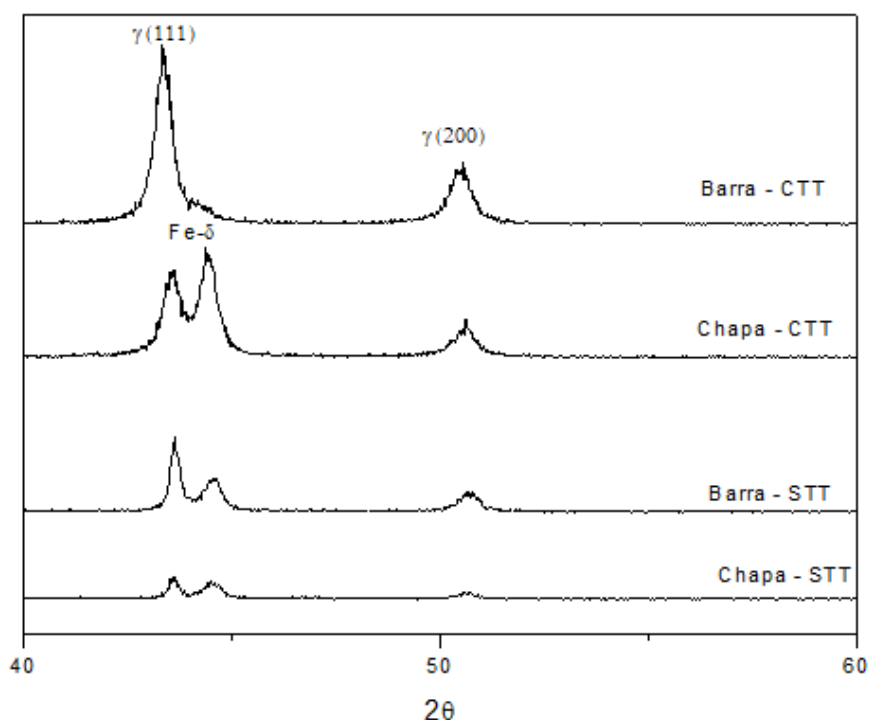


Figura 23: Difratogramas representativos das fases cristalinas presentes na barra e chapa antes e após o tratamento térmico. Lê-se “CTT” como “com tratamento térmico” e “STT” como “sem tratamento térmico”.

Esse pico alargado ($2\theta - 44,5^\circ$) corresponde a ferrita e martensita sobrepostas, cuja redução após o tratamento térmico implica também redução da martensita induzida por deformação durante a trefilação a frio a qual a barra foi submetida. Isto é, como o teor de ferrita não foi alterado significativamente, reforçado pela microscopia e pelo tempo do tratamento térmico, pode-se inferir que houve redução da martensita induzida pela trefilação a frio conferido à barra. Tal fato ratifica a importância do tratamento térmico prévio, cujo surgimento da martensita nos testes posteriores podem ser atrelados de modo exclusivo ao ensaio de fadiga ou mecânica da fratura.

Ademais, foram observadas numerosas bandas de deformação no interior dos grãos nas amostras como recebida (ambos os sentidos da barra e apenas no sentido axial da chapa) e redução após recozimento. As bandas de deformação se cruzaram entre os vários grãos, mas não ultrapassaram seus limites (Figuras 24-27).

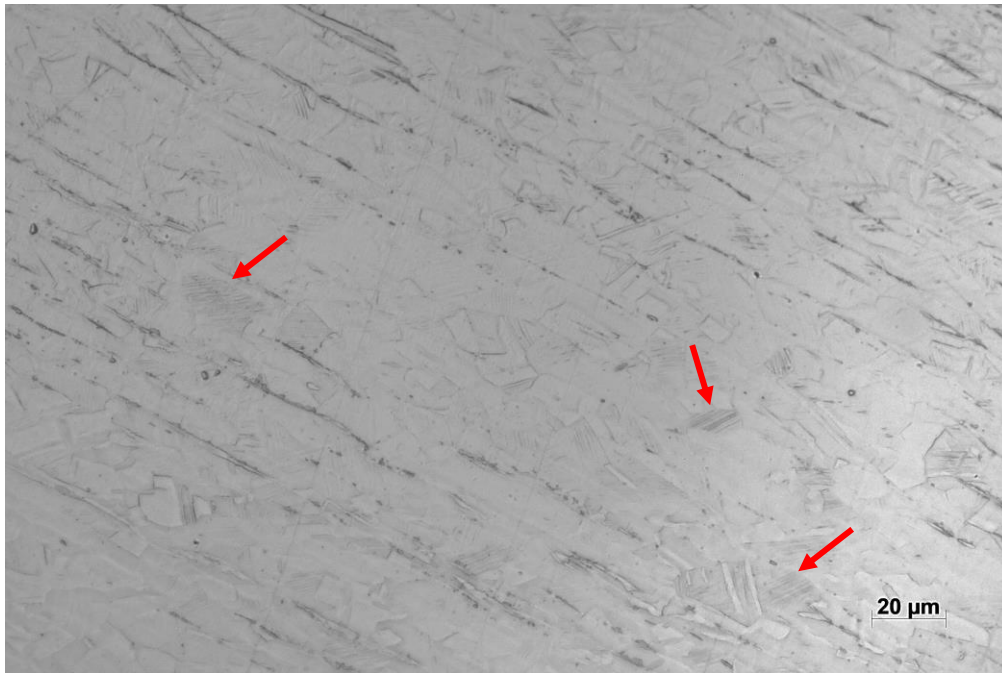


Figura 24: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da barra na direção longitudinal antes do tratamento térmico. Aumento de 500x. Seta (bandas de deformação).

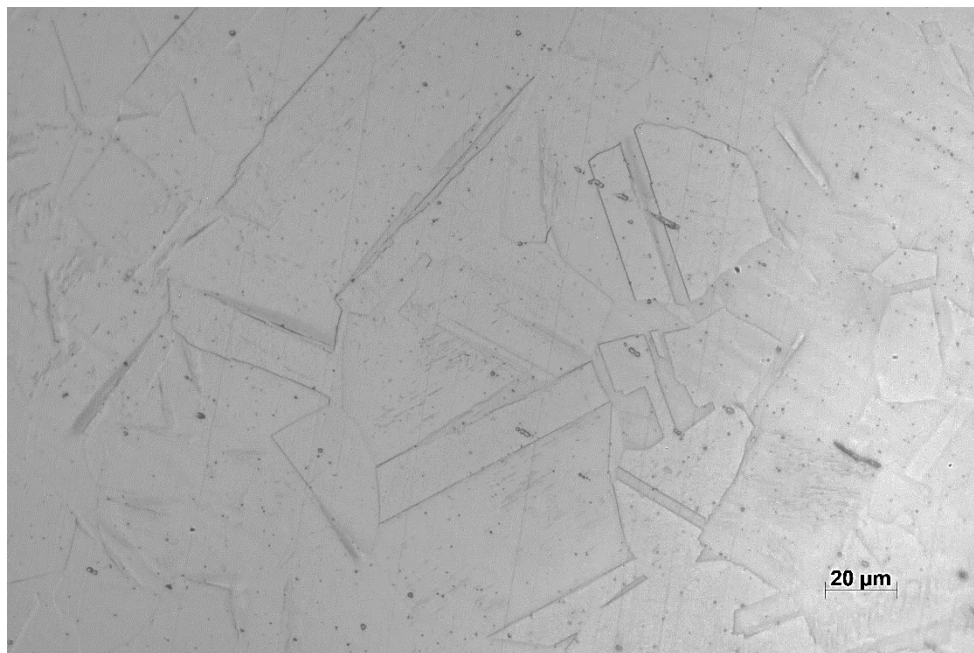


Figura 25: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da barra na direção longitudinal após o tratamento térmico são reduzidas, predominando apenas as maclas de recozimento. Aumento de 500x.

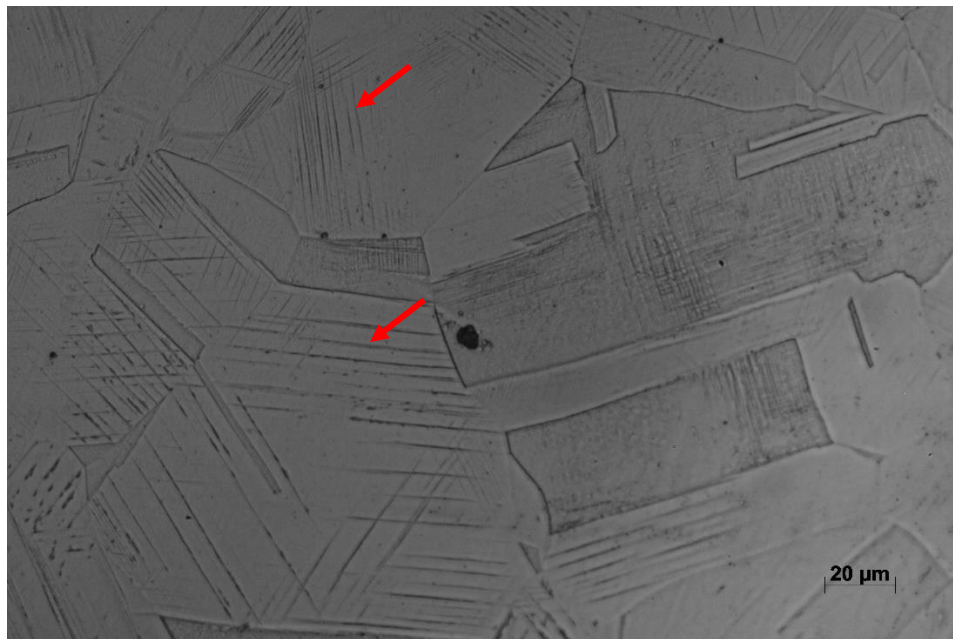


Figura 26: Bandas de deformação na microestrutura austenítica da chapa perpendicular à laminação antes do tratamento térmico. Aumento de 500x. Seta (bandas de deformação).

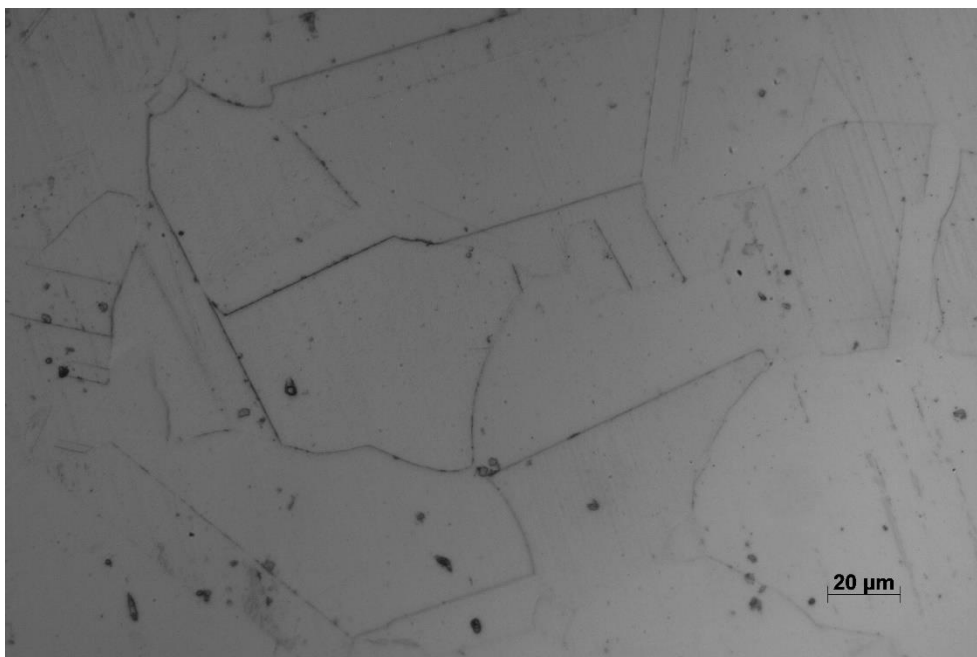


Figura 27: Bandas de deformação na microestrutura da chapa na direção perpendicular à laminação após o tratamento térmico são reduzidas. Aumento de 500x.

Segundo MALLICK *et al.* [66] essas bandas normalmente se encontraram dentro do grão sem atingir seus limites ou continuam até os limites das maclas. Vistas ao MEV, as bandas de deformação mostram-se similares a α' -martensita, contudo as bandas de

deformação são visíveis na microestrutura por microscopia óptica [66], enquanto que a martensita é nítida quando observada por microscopia eletrônica de varredura, transmissão ou difração de retroespalhamento de elétrons (EBSD).

6.2 AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE E PROPRIEDADES MECÂNICAS

Durante o resfriamento ao ar formou-se uma camada de óxido fina e uniforme na superfície do material, sem alterações significativas no diâmetro do corpo de prova. A formação dessa camada protetora na superfície devido a oxidação térmica seletiva do Cr justifica a utilização das ligas Fe-Cr-Ni em altas temperaturas [110]. A camada de óxido não foi investigada, pois não é objeto do presente estudo, mas, segundo SHIM *et al.* [111], diferentes tipos de filmes de óxido foram formados durante o tratamento térmico do aço 304. Quando o teor de Cr é superior a 13%, por exemplo, uma camada passiva de Cr_2O_3 é formada, mas ainda pode haver uma camada de óxido de ferro presente.

Apesar de parte da camada ter desprendido da superfície, outra parcela ficou aderida e interferiu na textura superficial. A influência da qualidade da superfície na avaliação do comportamento em fadiga é constantemente reforçada na literatura da área. Ao estudar o aço 304 sob fadiga de baixo ciclo, a superfície foi investigada após a usinagem [112]. O processo de usinagem induziu tensões residuais de tração que promoveram o surgimento precoce de trincas longas e rápida propagação⁸, além de fragilizar a superfície devido ao encruamento, acelerando o primeiro estágio de propagação da trinca.

Desse modo, a superfície das amostras foi uniformizada, retirando a camada de óxido e avaliando a rugosidade. Antes da retirada da camada a rugosidade foi 1,35 μm Ra (dp: 0,96) e após, 0,19 μm Ra (dp: 0,006). De acordo com NOVOVIC *et al.* [10], quando tensões residuais estão ausentes, rugosidade superficial superior a 0,1 μm Ra tem forte influência na vida em fadiga e valores inferiores tem efeito diminuto à medida que as trincas iniciam devido a PSB ou contornos de grão.

⁸ A rápida propagação se deu em virtude do aumento do fator de intensidade de tensão efetivo (K_{eff}), ou seja, devido a soma do fator de intensidade de tensão oriundo do carregamento externo e o fator de intensidade de tensão referente a tensão residual de tração.

Em relação a dureza, nota-se expressiva redução na barra após o tratamento térmico. Na chapa a mudança foi observada apenas na direção axial, enquanto que na direção longitudinal e transversal não houve alteração significativa (Tabela 4).

Tabela 4: Microdureza (HV) do aço em diferentes direções, antes e após tratamento térmico de recozimento.

Material	Axial	Transversal	Longitudinal	Geral
Barra – Como recebida	-	268 (dp: 2,9)	260 (dp: 2,9)	263 (dp: 5,0)
Barra – Após TT	-	138 (dp: 2,7)	143 (dp: 2,2)	140 (dp: 3,5)
Chapa – Como recebida	245 (dp: 4,8)	171 (dp: 2,8)	171 (dp: 2,4)	196 (dp: 35,9)
Chapa – Após TT	147 (dp: 4,0)	160 (dp: 3,6)	166 (dp: 4,4)	158 (dp: 9,2)

* “TT”, lê-se “tratamento térmico”.

Segundo SINGH *et al.* [113] os valores de microdureza dos aços 316 e 304 estão em torno de 160 HV. Assim, a redução desses valores está atrelada a mudança microestrutural conferida pela recristalização, ratificado por BENARJI *et al.* [57] que justificaram o aumento da plasticidade e redução da dureza devido ao aumento do tamanho do grão.

As mudanças na microestrutura após o tratamento térmico também refletiram na resistência à tração. A partir das curvas tensão-deformação foram determinados a tensão a 0,2% ou tensão de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e alongamento até a ruptura. Após o tratamento térmico foi observado redução da tensão de escoamento e aumento do alongamento apenas na barra (Tabela 5) (Figura 28).

Tabela 5: Limite de escoamento e resistência à tração máxima antes e após o tratamento térmico de recozimento.

Material	CP	Tensão máxima (MPa)	Tensão escoamento (MPa)	Alongamento (%)
Barra	Como recebida*	739	626	40
	Com TT	800	340	69
Chapa	Como recebida*	614	263	60
	Com TT	640	224	58

* Observação: resultado referente ao certificado de qualidade do aço fornecido pelo fabricante (chapa laminada a quente e barra trefilada a frio, com posterior recozimento a aproximadamente 1050 °C).

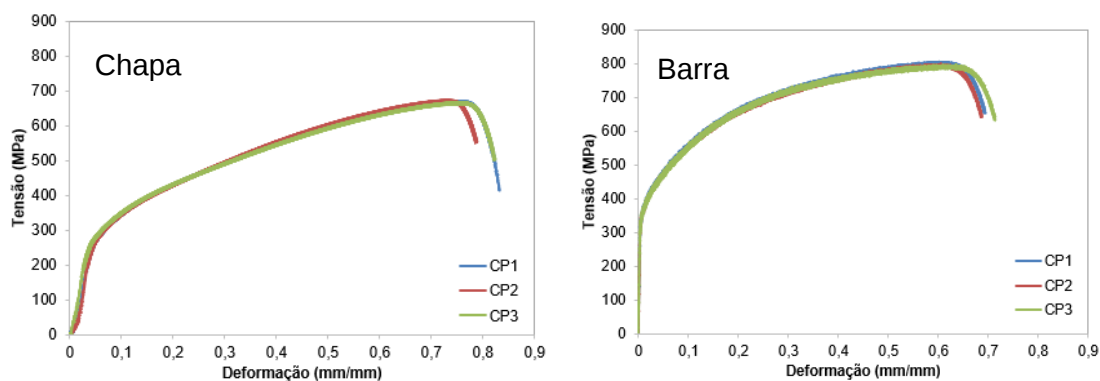


Figura 28: Curvas de tração da liga 304 após tratamento térmico de recozimento.

Para a chapa não houve alteração das propriedades, porém na barra a plasticidade das amostras foi significativamente melhorada em sacrifício de parcela da tensão de escoamento devido ao aumento do tamanho do grão. Resultado similar foi encontrado por HE *et al.* [114] e indicou que após recozimento a tensão de escoamento do aço 9Cr-2WVTa reduziu significativamente, enquanto que o alongamento aumentou, mas não de modo expressivo quanto o alongamento da liga investigada na presente tese.

KUMARAN *et al.* [58] também ratificaram os resultados, apesar de avaliar o aço 316L e o resfriamento ser ao forno, ou seja, mais lento que o resfriamento empregado no presente estudo. Os autores verificaram que durante o tratamento térmico ocorre recristalizações de grãos e faceamento do contorno de grão, o que melhorou a ductilidade e diminuiu a microdureza das amostras. Além disso, a resistência a tração última e o limite de escoamento diminuíram, já o alongamento aumentou quando aquecido a 1100 °C por 2 h.

6.3 DESEMPENHO EM FADIGA COM O AUMENTO DA FREQUÊNCIA CÍCLICA

Como a liga apresentou elevada plasticidade, isto justificou a investigação da fadiga acima da tensão de escoamento. Apesar do aço ter sido solicitado a elevadas tensões (mais de 50% da resistência à tração última ou mais de 150% da tensão de escoamento), a vida em fadiga na maioria dos patamares foi inferior a 1 milhão de ciclos, como observado nas Figuras 29 e 30 as quais apresentam o comportamento da curva S-N sob as frequências de carregamento de 3 e 30 Hz sob FAC (Figura 29) e inferência a respeito da FBC (Figura 30).

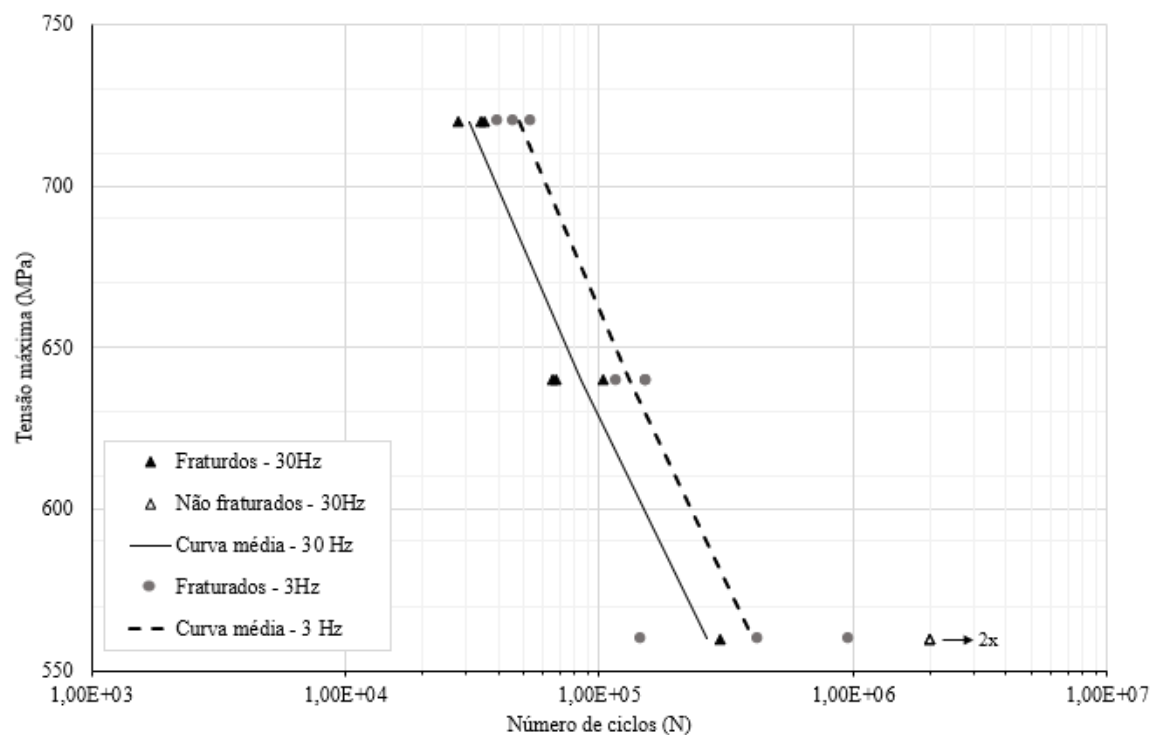


Figura 29: Comportamento em fadiga do aço AISI 304 sob fadiga de alto ciclo em frequências de carregamento de 3 e 30 Hz, testados a 90, 80 e 70% da resistência à tração, $R = 0,1$ e rugosidade média R_a de $0,19 \mu\text{m}$.

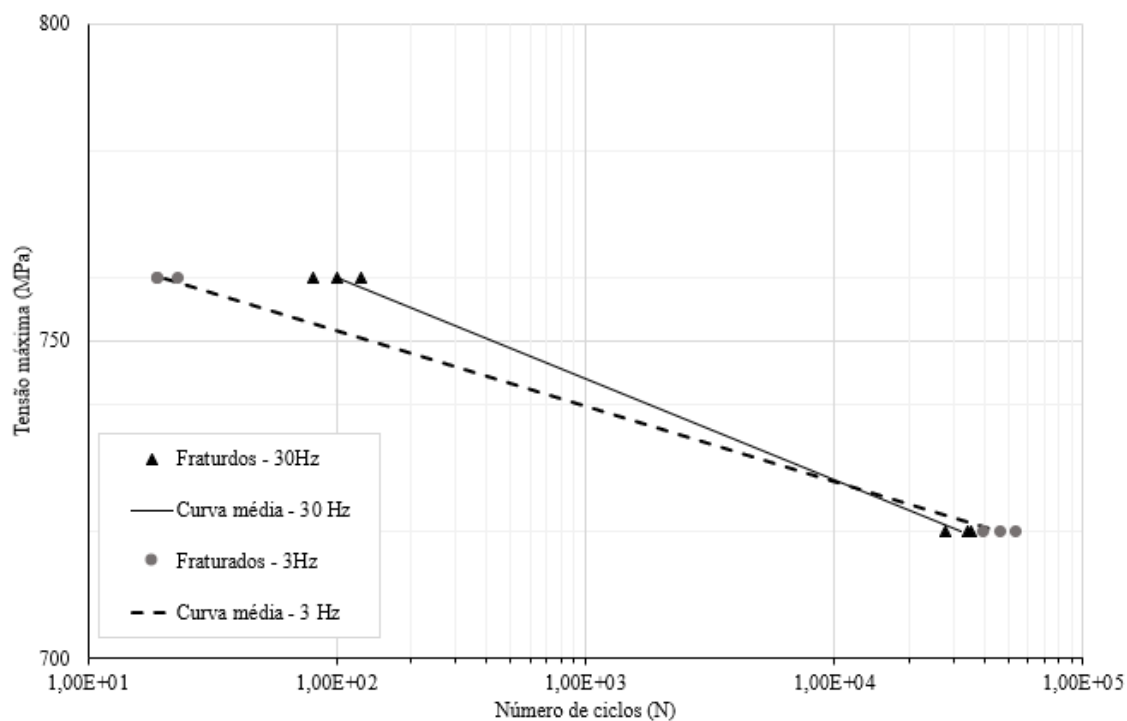


Figura 30: Comportamento em fadiga do aço AISI 304 sob fadiga de alto ciclo em frequências de carregamento de 3 e 30 Hz, testados a 95 e 90 da resistência à tração, $R = 0,1$ e rugosidade média R_a de $0,19 \mu\text{m}$.

Tal fato pode estar associado ao conjunto de variáveis de teste como aumento do tamanho do grão, visto que após recozimento o grão atingiu cerca de 50 μm , aumento da rugosidade superficial em virtude do aumento das PSB, bem como fases presentes (austenita, ferrita e martensita induzida por deformação). Além disso, os aços AIA possuem baixa tensão de escoamento e alto coeficiente de encruamento, portanto experimentam endurecimento cíclico, ao menos nos ciclos iniciais, então os testes de fadiga mesmo acima do escoamento promovem vida em fadiga próxima de 1 milhão.

Em síntese, ao comparar as duas curvas sob alta e baixa frequência cíclica, a um nível de confiança equivalente a 90%, nota-se que a frequência tem efeito pouco expressivo na vida útil da liga investigada. O ensaio de fadiga revelou sutil efeito da frequência de solicitações cíclicas no desempenho em fadiga, visto que a curva S-N obtida para 3 Hz foi superior a curva obtida para 30 Hz.

Ao avaliar os patamares de tensão isoladamente, o aumento da frequência reduziu a resistência e a vida em fadiga (N) para patamares intermediários de tensão, ou seja, em patamares correspondentes a resistência à fadiga no alto ciclo. Nos patamares de 90 e 80% o desempenho em fadiga foi superior para a frequência de 3 Hz ($p < 0,05$). Dados similares foram encontrados por PESSOA *et al.* [20] com o aço 304 a 1, 50, 100 e 1000 Hz, sendo que o aumento da frequência resultou em menor resistência à fadiga para um determinado número de ciclos.

O patamar de 95% ($p < 0,05$) apresenta relação contrária ao efeito da frequência, ou seja, em frequências mais altas o desempenho em fadiga foi superior. Em níveis de tensão muito próximos a resistência à tração máxima, o efeito da frequência pode ser associado ao controle de deformação, assim pode-se inferir que no baixo ciclo o aumento da frequência implique em aumento do desempenho em fadiga. Tal fato pode estar atrelado ao excesso de deformação plástica acumulada. No estudo de ZENG e YUAN [53] com liga similar ao 304, na FBC o desempenho em fadiga de amostras com elevada deformação plástica reduziu o desempenho em fadiga.

No patamar de 70% não foi verificada diferença significativa entre os grupos ($p > 0,05$), inferindo que próximo ao limite de fadiga outras variáveis explicam as diferenças entre os grupos. Contudo, cabe mencionar que nesse patamar amostras a 30 Hz obtiveram vida infinita para 2 milhões de ciclo, o que pode ter dispersado os valores e interferido na análise estatística. Enfim, neste patamar e abaixo dele, seria necessário maior exploração de dados, maior número de CPs e ciclos de testes, para se atingir uma adequada comparação.

Apesar do limite de fadiga não ter sido testado, pode-se observar que para 30 Hz há uma tendência para obtenção do limite de fadiga para 2 milhões de ciclos entre os patamares de 80 e 70%, já para 3 Hz o limite de fadiga encontra-se em tensões inferiores a 70% da resistência à tração máxima. Assim, convém inferir que frequências mais altas resultam maior limite de fadiga e esse efeito deve ser melhor investigado. A hipótese para esse comportamento, nesse caso, pode não estar atrelada exclusivamente a transformação de fase, mas também ao encruamento e sistemas de plasticidade da liga.

A fim de investigar o comportamento observado no presente estudo foi realizado um mapeamento de estudos do aço inoxidável sob fadiga de alto ciclo. Como a razão de carregamento de alguns estudos era diferente de $R = 0,1$, adotada no presente estudo, foi feita uma padronização e correção nos valores de tensão alternante parametrizando para a tensão média igual a zero ($R = -1$) a partir do diagrama de Goodman-Haigh.

Para padronização dos valores foram utilizadas a resistência à tração no eixo das ordenadas e abcissas, e traçada uma reta unindo ambas. Posteriormente foram utilizados os resultados da tensão alternante e tensão média para a razão de carregamento adotada no estudo avaliado e construída uma reta perpendicular, a partir da resistência à tração, conforme expresso na Figura 31.

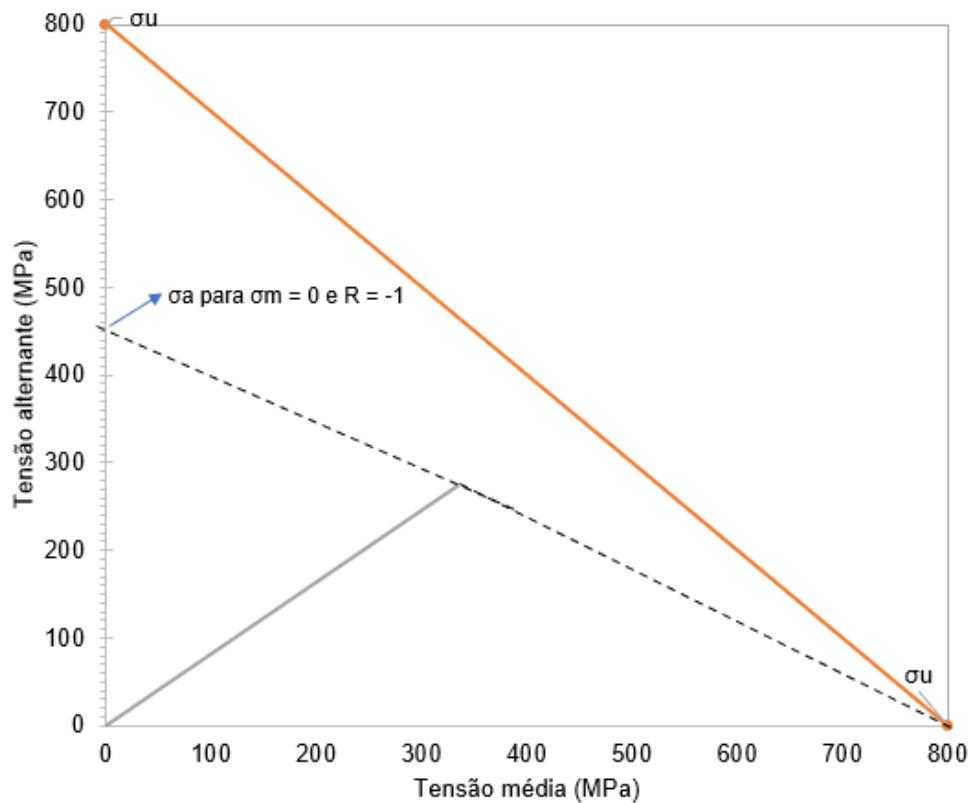


Figura 31: Correção da tensão alternante para uma tensão média equivalente a zero segundo o diagrama de Goodman-Haigh.

Os valores de tensão média e alternante foram calculados conforme as Equações 1 e 2, a partir dos valores de tensão máxima e razão de carregamento para um respectivo número de ciclos (200.000 ciclos). A tensão alternante para um carregamento totalmente reverso foi obtida a partir da projeção de uma reta paralela e de mesma inclinação do segmento que conecta a resistência à tração e a interseção da reta para o R utilizado para o teste (linha tracejada).

Ao comparar os resultados obtidos com a literatura nota-se a tendência de aumento do desempenho em fadiga com a redução da frequência de carregamento (Figura 32).

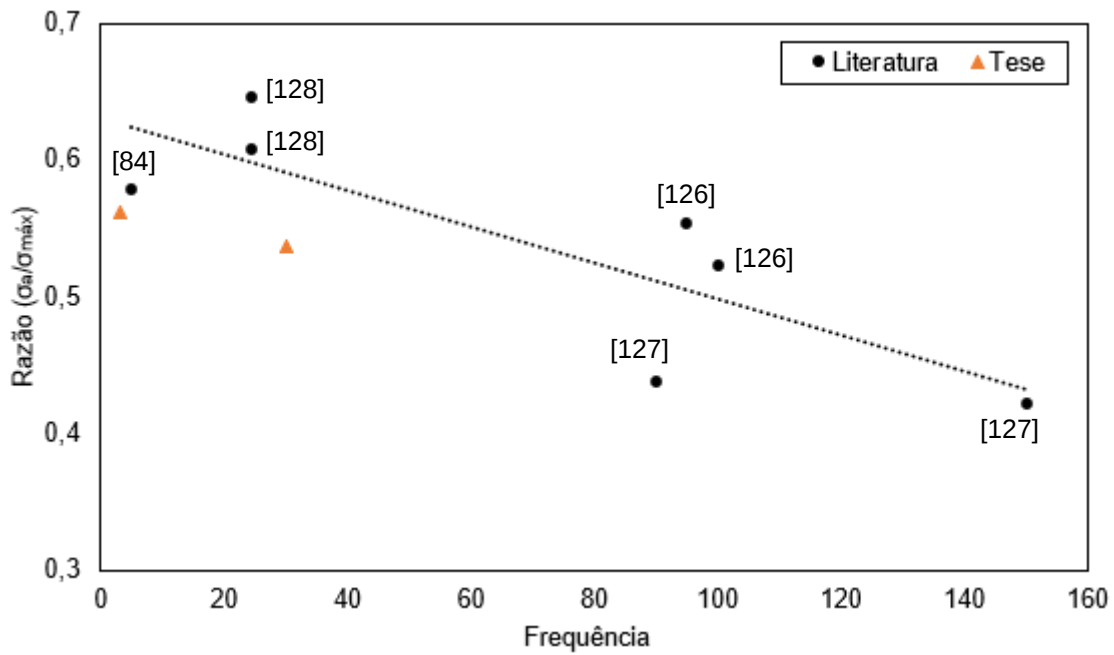


Figura 32: Desempenho em fadiga com o aumento da frequência de carregamento.

Esse comportamento de aumento do desempenho em fadiga com a redução da frequência de solicitações cíclicas mostra-se ser característico de aços inoxidáveis austeníticos. No geral, algumas ligas CFC, CCC e HC, quando influenciadas pela frequência, apresentam desempenho melhor com o aumento da frequência [11-15] [84] [85]. Contudo, para o aço inoxidável austenítico (CFC) é demonstrado efeito oposto, ou seja, quanto maior a frequência, menor o desempenho em fadiga.

6.4 ESTÁGIO AFETADO PELA FREQUÊNCIA CÍCLICA

Com base nos dados apresentados, verificou-se que a frequência de carregamento modifica o comportamento em fadiga do aço. Contudo, cabe constar qual estágio é afetado, isto é, identificar se a mudança de comportamento ocorre na nucleação, propagação da trinca ou em ambos. Para tal compete investigar a superfície de falha, atentando-se às respectivas regiões afetadas pelo fenômeno.

A superfície de fratura no estágio inicial mostrou-se plana, avançando de forma semi-elíptica em virtude do estado triaxial de tensões na ponta da trinca. Na região de ruptura final é observado elevada deformação o que indica o momento que a trinca atingiu seu tamanho crítico. A trinca que resultou na ruptura final iniciou a partir da

superfície do corpo de prova, não sendo observada falha originada por inclusão interna, ferrita delta, ou qualquer outra singularidade microestrutural, conforme ilustrado nas macrografias da região de nucleação da trinca indicada pelas linhas radiais convergindo para a superfície e zona de nucleação (Figura 33).

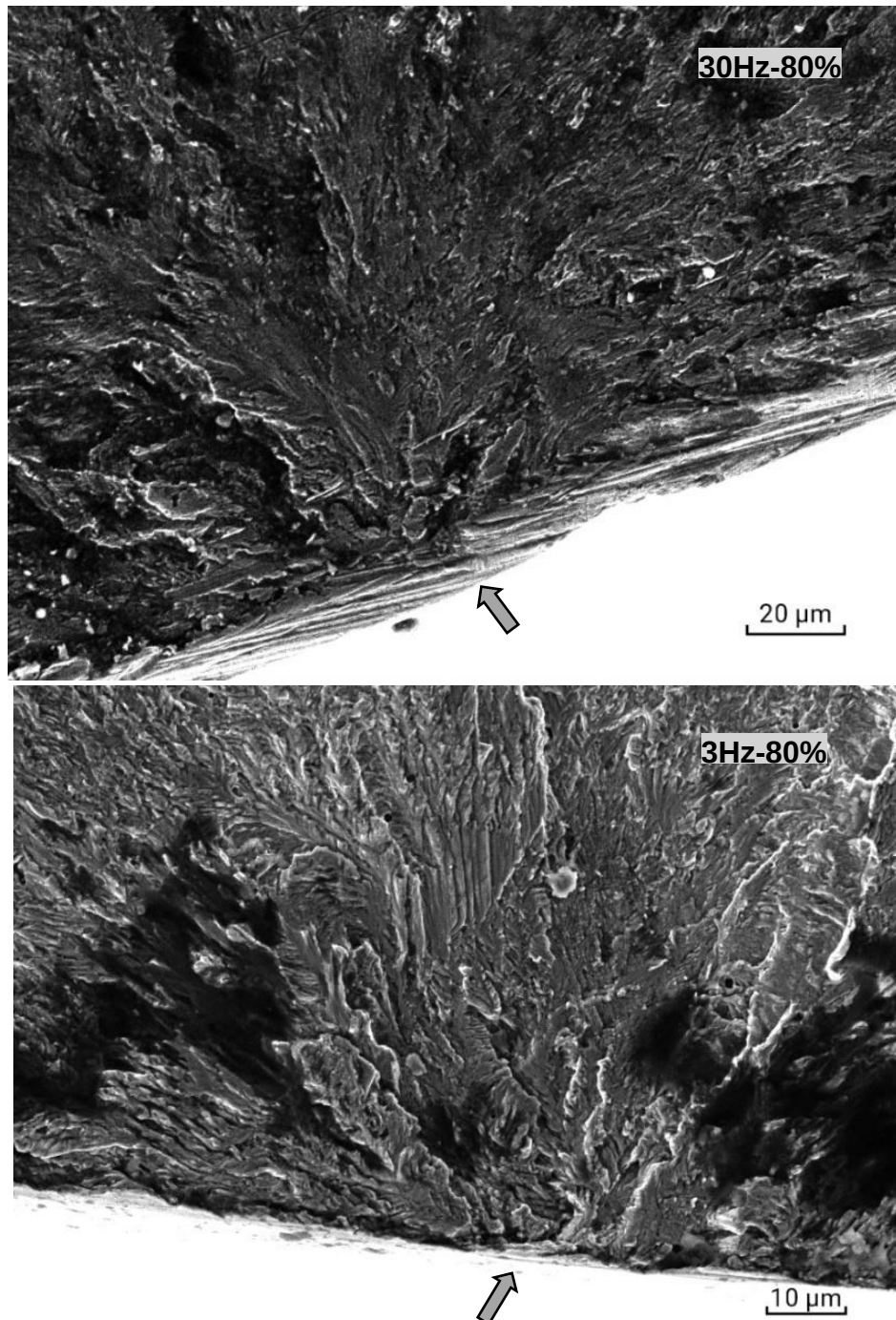


Figura 33: Local de iniciação da trinca em teste de fadiga convencional nas frequências de 3 e 30 Hz à 80% da resistência à tração última.
Obs.: Seta indicando região de iniciação da trinca.

A região de propagação apresentou aspecto plano seguido de fratura por coalescimento de microcavidades característico da ruptura dúctil, em que, quanto maior a tensão aplicada, menor a região de propagação e maior a região de ruptura final. A micrografia da seção longitudinal próxima à região de nucleação ilustra as regiões da falha por fadiga nas distintas frequências de carregamento, não sendo observado diferença entre as superfícies, apenas a inclinação a 45° característico da nucleação de trinca por fadiga (Figura 34).

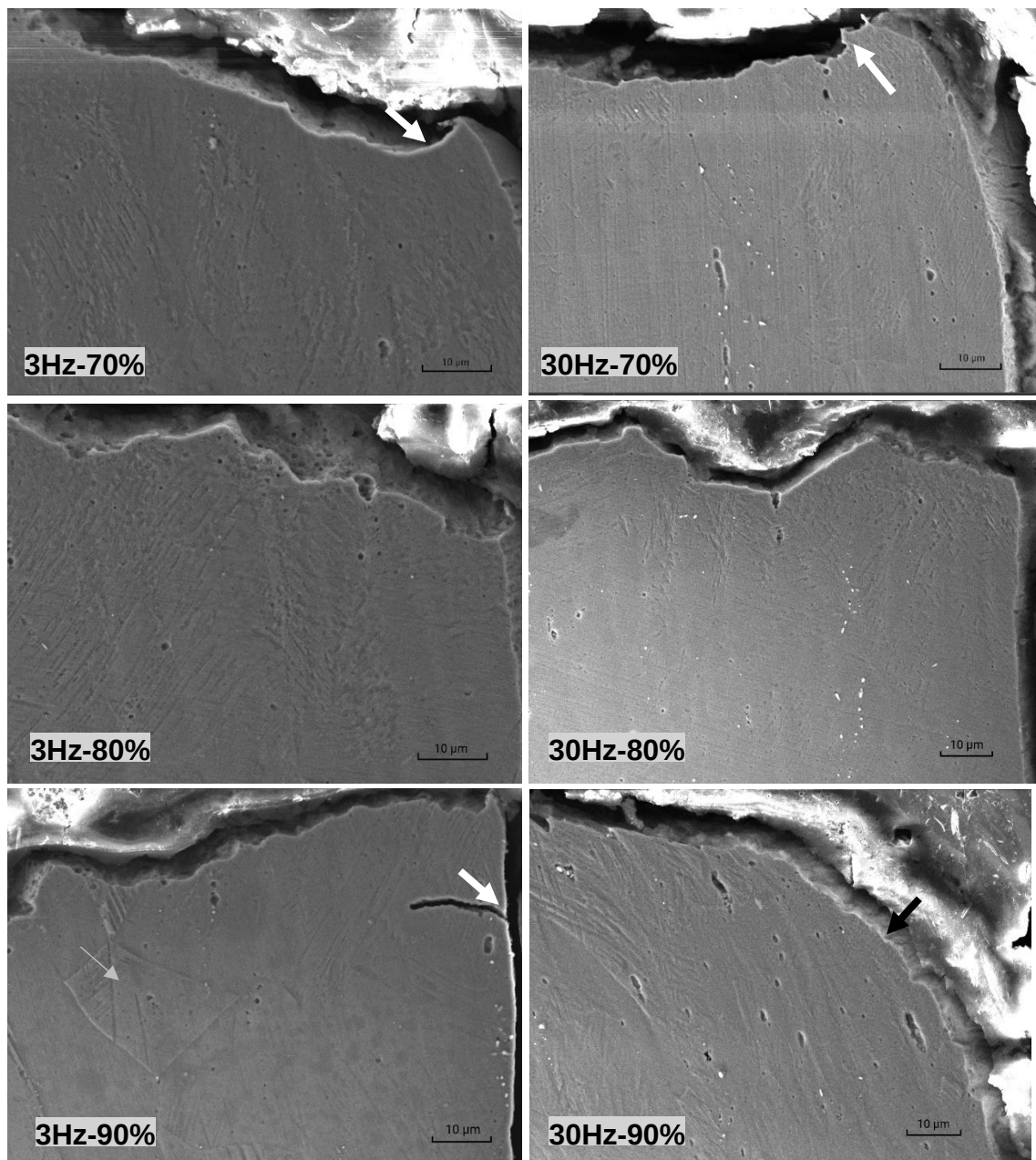


Figura 34: Micrografia transversal à superfície de fratura para teste de fadiga convencional nas frequências de 3 e 30 Hz à 70, 80 e 90% da resistência à tração última.

As setas indicam as zonas de nucleação de fadiga, onde percebe-se planos a 45 graus com a superfície e microestrutura deformada. Note na imagem da amostra 3 Hz a 90 % que uma trinca secundária se formou logo abaixo do plano de fratura e evidenciando a zona a 45 graus de nucleação. Nesta mesma imagem podemos perceber deformação plástica junto a nucleação e grãos poligonais de austenita vistos apenas mais para o interior, após a nucleação (seta cinza). Bandas de deformação (*orange peeling*) junto a superfície da amostra 30 Hz 90%, associados a nucleação (seta preta).

Estas amostras metalográficas apresentaram alguns aspectos interessantes. Por conta de terem sido cortadas cuidadosamente junto ao local de nucleação da fadiga, em certos casos é possível distinguir a zona de nucleação da trinca a 45 graus. Estas zonas invariavelmente ocorrem em um local de grande deformação plástica, em que a forma poligonal de grãos austeníticos não é percebida, mas sim as bandas de deformação e o aspecto da martensita induzida por deformação, comparável a morfologia vista em alguns estudos [104] [107]. Em 90% de tensão, é possível notar que a deformação plástica é bem pronunciada na amostra testada a 30 Hz. O fato de a resina de embutimento (baquelite) ter se separado do metal durante o ataque permite perceber as bandas de deformação (*orange peeling*) junto a superfície desta amostra, associados a nucleação.

Como o tamanho das regiões I e II não se mostram relevantes para explicar a região que a frequência está afetando, foi necessário avaliar sob a ótica da mecânica da fratura, bem como por meio de inferências a partir das estrias observadas no ensaio convencional de fadiga. As estrias foram observadas em todas as tensões e frequências de carregamento, não sendo observado diferença expressiva de comprimento (Figura 35).

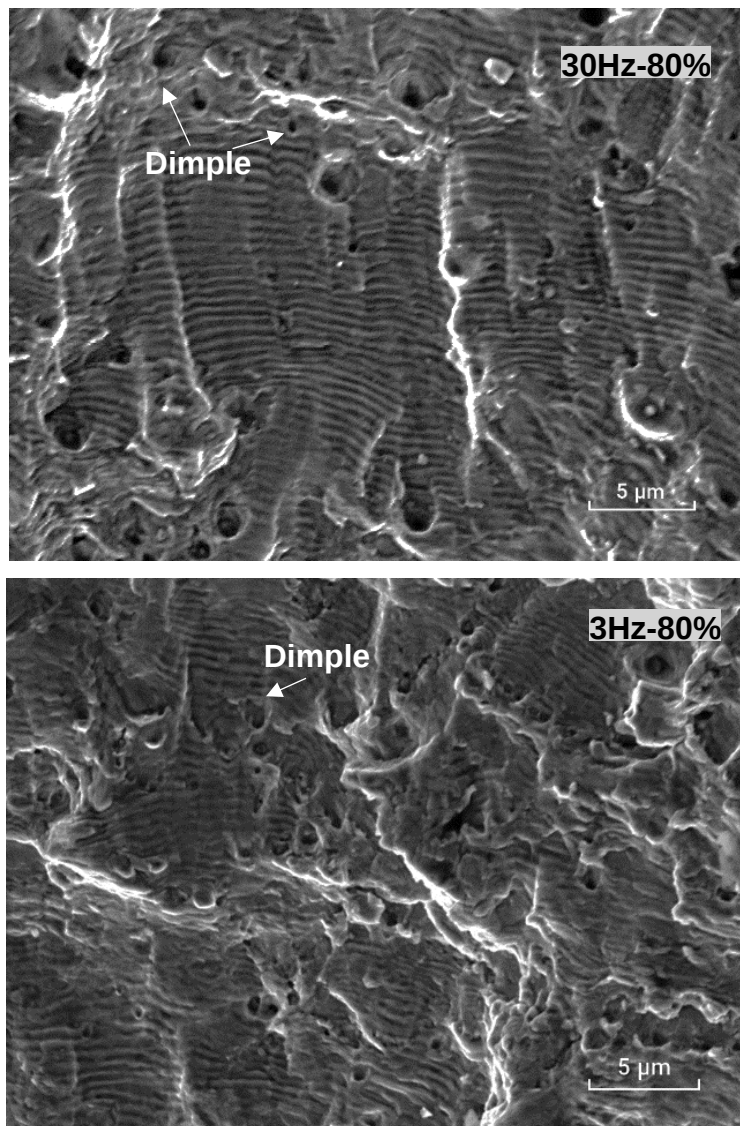


Figura 35: Morfologia em MEV da superfície de fratura indicando estrias de fadiga em amostra submetida a 80% da resistência a tração última sob diferentes frequências de carregamento.

O tamanho médio das estrias foi $0,54 \mu\text{m}$ (dp: $0,06 \mu\text{m}$) e $0,51 \mu\text{m}$ (dp: $0,10 \mu\text{m}$) para 3 e 30 Hz, respectivamente, a uma distância de 1 mm do início da falha. Não foi observado diferença estatisticamente significativa de espaçamento de estrias em função da frequência ($p > 0,05$), desse modo pode-se afirmar que não há relação da frequência com o tamanho das estrias.

Portanto, a estimativa do fator de intensidade de tensão a partir do tamanho da trinca (Equação 21) também revelou não haver diferença significativa ($p > 0,05$) com a alteração da frequência. Note que não houve diferença expressiva no fator de intensidade de tensão. Para 3 Hz o ΔK responsável pelo crescimento estável da trinca

correspondeu a $32,90 \text{ MPa.m}^{1/2}$ (dp: 0,59), ao passo que para 30 Hz o valor foi correspondente a $33,67 \text{ MPa.m}^{1/2}$ (dp: 0,70).

As estimativas teóricas a respeito da propagação da trinca foram consonantes ao ensaio da mecânica da fratura, a partir das curvas $da/dN \times \Delta K$. A Figura 36 plota a taxa de crescimento de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão aplicado, correspondente a região de Paris, ou seja, valores representativos da Região II em amostras testadas a 3 e 30 Hz.

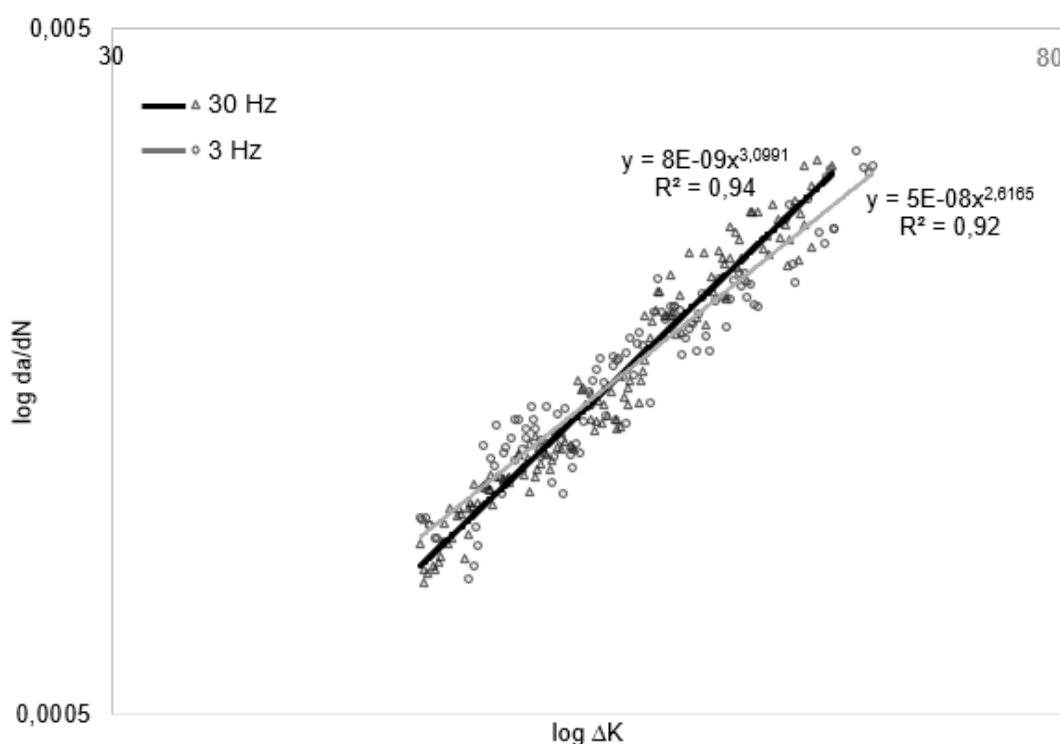


Figura 36: Variação da taxa de crescimento de trinca por fadiga (da/dN) em função da intensidade de tensão (ΔK) na região de Paris.

O ensaio de mecânica da fratura ratificou os resultados encontrados na observação das estrias, assim não houve diferença de comportamento com a variação da frequência de carregamento, cuja variação das curvas foi sutil, sendo atribuída a dispersão dos dados. Desse modo, a avaliação do crescimento da trinca através do ensaio ilustra que a diferença do desempenho em fadiga constatada no presente estudo está atrelada a nucleação da trinca e não a sua propagação.

Os testes desenvolvidos por DHINAKARAN e PRAKASH [115] com o aço Mn-Ni-Cr nas condições similares ao presente estudo (ao ar, razão de carregamento 0,1 e K constante) mostraram que a taxa de crescimento da trinca é praticamente constante

ao reduzir a frequência de 5 para 0,1 Hz, tendo singela redução com a diminuição da frequência. O estudo de ZHONG *et al.* [116] sobre a liga de alta resistência EH36 ou ainda o estado da arte levantado por IGWEMEZIE *et al.* [117] sobre aços ferrítico-perlíticos apontaram que frequências na faixa de 0,005 Hz a 50 Hz tem pouco ou nenhum efeito na taxa de crescimento da trinca por fadiga.

Quanto aos aços inoxidáveis austeníticos, são observados na literatura estudos sobre crescimento da trinca por fadiga associada a variação da razão de carregamento, alteração do ambiente para estudar o efeito da corrosão, ou ainda a influência da transformação martensítica. Apesar de muitos estudos abordarem a influência da frequência nas curvas S-N ou ϵ -N, não são encontrados estudos que busquem compreender o efeito da frequência na taxa de propagação da trinca.

A partir do ensaio de propagação de trinca também é possível inferir o fator de intensidade de tensão necessário para iniciar a trinca, ou limiar de fadiga (K_{th}) (Figura 35), bem como o fator de intensidade de tensão crítico (K_{Ic}), responsável pela fratura.

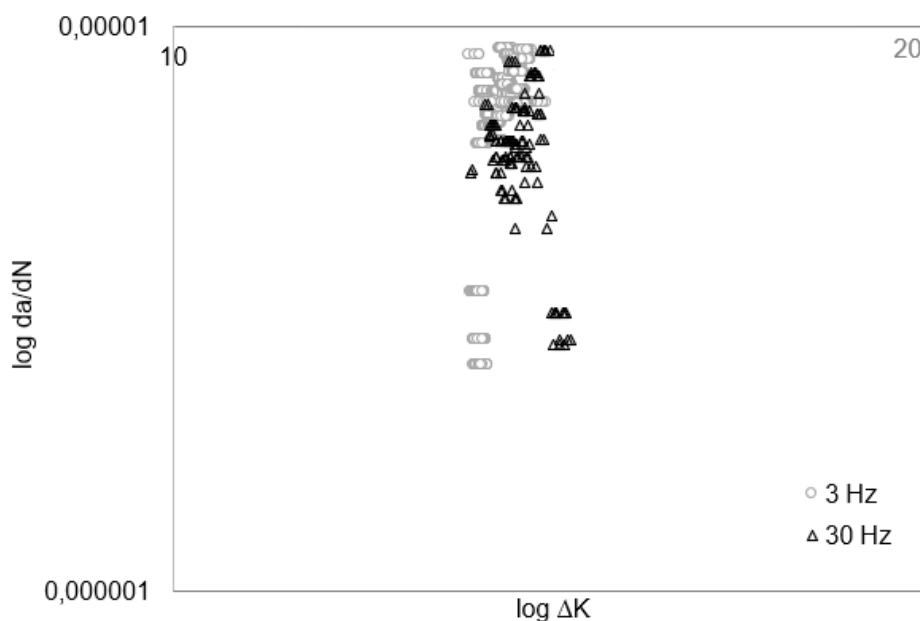


Figura 37: Estimativa do limiar de propagação de trinca a partir do teste sob $K_{crescente}$ (curva $da/dN \times \Delta K$).

Apesar do controle de carga não ser adequado para a estimativa, pode-se inferir que os valores de K_{th} correspondentes as frequências estudadas encontram-se entre 10 e 20 MPa.m^{1/2}, logo abaixo desse valor não se espera crescimento da trinca. Já para o K_{Ic} os valores compreendem fatores de intensidade entre 60 e 70 MPa.m^{1/2}.

6.5 FATORES ESTRUTURAIS ENVOLVIDOS NA NUCLEAÇÃO DA FADIGA EM FUNÇÃO DA FREQUÊNCIA

De acordo com os resultados, a diferença observada na resistência e vida em fadiga com a variação da frequência está associada à nucleação da trinca. Desse modo, busca-se definir fatores capazes de explicar o fenômeno. Sendo a nucleação fortemente influenciada pela microestrutura, pode-se afirmar que a frequência é responsável pela indução de efeitos localizados. Altas frequências são responsáveis por influenciar o início da deformação plástica localizada, visto que a amplitude de deformação plástica aumenta com o aumento da frequência e simultaneamente PSB's (bandas persistentes de deformação) são formadas na superfície [79] [118].

A redução de uma ordem de grandeza da frequência é capaz de produzir efeito significativo na nucleação de PSB, sendo essa nucleação dependente da taxa de deformação a qual envolve um processo ativado termicamente [118]. Teoricamente o surgimento das PSB seriam suficientes para que frequências menores obtivessem um menor desempenho em fadiga, visto que a nucleação da trinca é comandada pela presença de bandas persistentes de deformação. Entretanto, as ligas de aço inoxidável austenítico mostram-se contrárias a tal afirmativa, pois quanto menor a frequência aplicada, maior o desempenho em fadiga.

Tal fato também pode estar atrelado ao coeficiente de encruamento elevado dessas ligas ou ainda a transformação martensítica induzida por deformação. O aço investigado é uma liga metaestável susceptível a formar martensita por deformação plástica [119]. Quando a tensão aplicada excede a tensão crítica cisalhante a transformação de fase inicia, pois seus sistemas de escorregamento são ativados. A interseção de bandas de deslizamento ou cisalhamento em grãos altamente tensionados levam a potenciais locais de nucleação de martensita. Como no grão há defeitos planares decorrentes da sobreposição de falhas de empilhamento nos planos de escorregamento, sendo o grão ainda mais tensionado, locais de nucleação da martensita são ativados levando a transformação de fase [19] [95].

A fim de ratificar a consolidação da afirmativa, pode-se citar os estudos de OLSON e COHEN em 1975 [120] e SADEGHI *et al.* em 2021 [104], ambos estudaram o aço inoxidável 304. Os primeiros autores [120] constataram que as bandas de cisalhamento eram o mecanismo dominante na nucleação da martensita e podiam assumir a forma da ϵ -martensita, maclas mecânicas ou feixes densos de falha de empilhamento e esses locais, no estudo de SADEGHI *et al.* [104], foram onde constatou-

se preferencialmente a formação de martensita, cuja transformação foi possibilitada pela energia da falha de empilhamento (EFE).

A maclação ocorre a uma EFE entre 18 e 45 mJ.m^{-2} , enquanto que a transformação martensítica (TM) ocorre a menos de 18 mJ.m^{-2} . A baixa EFE promove formação direta da martensita, enquanto a alta EFE torna a macla mecânica uma estrutura intermediária para transformação [107]. Os valores de EFE obtidos no presente estudo foram 22,45 mJ.m^{-2} (barra) e 18,86 mJ.m^{-2} (chapa), conforme obtidos na Equação 18 a partir da análise química. O resultado é consistente com a literatura a qual aponta EFE para o aço 304 entre 14 e 18 mJ.m^{-2} [93], bem como estudo de Mallick *et al.* [66] que revelou EFE de aproximadamente 18,96 mJ.m^{-2} .

Quando um material possui uma baixa EFE, uma discordância divide-se facilmente em discordâncias parciais e uma falha de empilhamento é formada entre elas. A sobreposição de falhas de empilhamento normalmente resulta na formação de ϵ -martensita e quando a deformação aumenta a martensita- α' é formada a partir da ϵ -martensita [66] [121], embora outros mecanismos possam estar envolvidos na formação da martensita.

Estudos apontam que quase nenhuma martensita ($< 1\%$) é gerada antes que a deformação plástica acumulada atinja um valor crítico. Inicialmente surgem estruturas de deslizamento (bandas de cisalhamento, falhas de empilhamento, ϵ -martensita e maclas) que se desenvolvem gradualmente e embriões de martensita começaram a se formar. Com a deformação plástica acumulada aumentando progressivamente, forma-se uma quantidade crescente de locais de nucleação, que resulta em um rápido aumento de martensita [122].

Desse modo, infere-se que na liga investigada houve formação de martensita induzida por deformação, sendo possível a existência da ϵ -martensita ou maclas de deformação como uma fase intermediária, já que a literatura [104] [107] sugere que a transformação da martensita sempre se origina em locais em que a tensão é altamente concentrada. Logo, a tendência é que as maclas mecânicas observadas na microestrutura do aço AISI 304 e oriundas da deformação plástica tenham contribuído para a formação da martensita. Ademais, os contornos das maclas também podem atuar como barreiras para a deformação, elevando o encruamento da liga.

A microdureza também reforça o comportamento da liga pós fadiga e a presença da martensita. De acordo com os resultados houve aumento de 230% para 3 Hz e 210% para 30 Hz, quando comparado a barra tratada termicamente e após o ensaio de fadiga a 80% da resistência à tração, limitando a análise as regiões I e II.

6.6 INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA PRÉVIA NO COMPORTAMENTO EM FADIGA

A fim de ratificar a influência da martensita induzida por deformação, bem como outros mecanismos de deformação, foram realizados ensaios de fadiga em amostras previamente deformadas por tração a baixa taxa de deformação (estimada em 10^{-5} s^{-1}) (Figura 38).

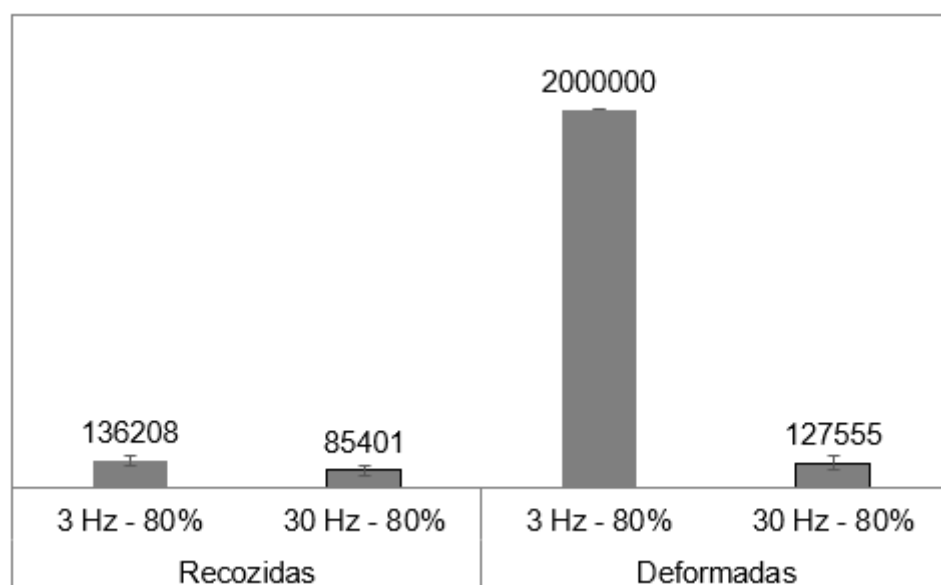


Figura 38: Efeito da deformação prévia no comportamento em fadiga sob diferentes frequências de carregamento.

Obs.: Deformação plástica aplicada equivalente a 50% de deformação, a uma taxa de deformação de aproximadamente 10^{-5} s^{-1} . Corpos-de-prova testados à fadiga sob 80% da resistência à tração.

De acordo com o gráfico nota-se aumento substancial do desempenho em fadiga com a redução da frequência quando aplicado deformação plástica prévia, inferindo que a formação da martensita e demais mecanismos de deformação antes e durante o ensaio de fadiga contribui positivamente para o ganho de resistência. Embora a fração de martensita formada no carregamento cíclico seja menor ($\sim 18\%$) que no carregamento monotônico ($\sim 25\%$) [53], a fração induzida pela interseção de PSB na frequência de 3 Hz foi suficiente para elevar expressivamente a resistência e vida em fadiga.

PESSOA *et al.* [20] também deformaram monotonicamente o aço 304 e o testaram a 100 e 1000 Hz. Os resultados obtidos pelos autores foram diferentes dos

expostos na presente tese. Enquanto que no presente estudo o efeito da frequência foi pronunciado nas amostras previamente deformadas, no estudo de PESSOA *et al.* essa diferença foi inexpressiva e interpretada como uma dispersão típica dos dados em fadiga. O efeito foi observado apenas ao comparar as amostras não deformadas e deformadas a 1000 Hz, sendo que esta última apresentou maior resistência à fadiga, cuja explicação foi atrelada ao maior teor de martensita presente nas amostras previamente deformadas que resultou no aumento da resistência cíclica.

Contudo, ao considerar que a menor frequência cíclica (3 Hz) possui maior teor de martensita, pois nela não é observado o fenômeno do auto aquecimento, o aumento da resistência à fadiga é justificado quando comparado à frequência de 30 Hz. Segundo WANG *et al.* [123], sendo a fase martensítica mais dura que a austenita, assume-se que a deformação que ocorre na região transformada é eminentemente elástica. Como a tensão cisalhante crítica dos sistemas de deslizamento em grãos martensíticos são elevadas e evita a deformação plástica, somada ainda a esta ser uma região propícia para barrar o movimento das discordâncias, o resultado é a elevação da resistência à fadiga da liga.

Para avaliar a presença da martensita na liga foi realizado ensaio de difratometria de raios X nas amostras previamente deformadas após o teste de fadiga convencional e na superfície de fratura das amostras do ensaio de mecânica da fratura. Não foram observados picos condizentes exclusivamente à martensita nas amostras investigadas, inclusive nas amostras previamente deformadas, visto que os picos observados podem estar sobrepostos à ferrita delta. O deslocamento do pico da austenita nas amostras do teste de mecânica da fratura deu-se em função da superfície irregular (Figura 39).

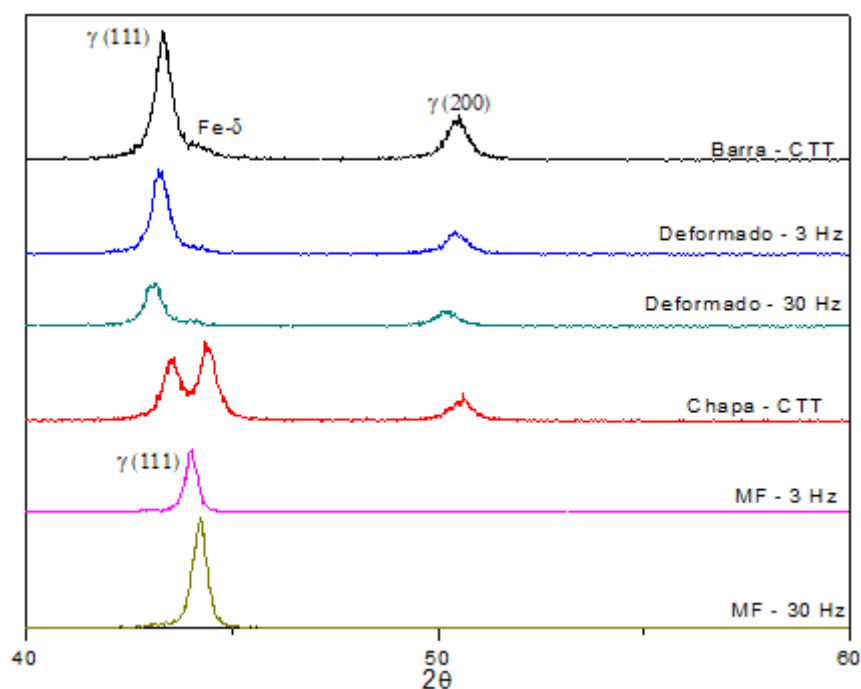


Figura 39: Difratomogramas das amostras previamente deformadas e da superfície de fratura comparado a condição inicial tratada termicamente, sob frequências de 3 e 30 Hz.

Contudo, compete também mencionar que a difração foi realizada na superfície de fratura, ou seja, de forma majoritária na região de propagação da trinca e esta não é influenciada pela microestrutura, nem pela frequência de carregamento. Ademais, o percentual de martensita formado por deformação prévia e durante o ensaio de fadiga normalmente é baixo, indicando que a técnica não é eficaz para o objeto investigado.

De modo complementar, as micrografias das amostras deformadas foram investigadas. As Figuras 40 e 41 ilustram a microestrutura da liga próximo à região de nucleação da trinca, para ambas frequências no patamar de 80% em fadiga.

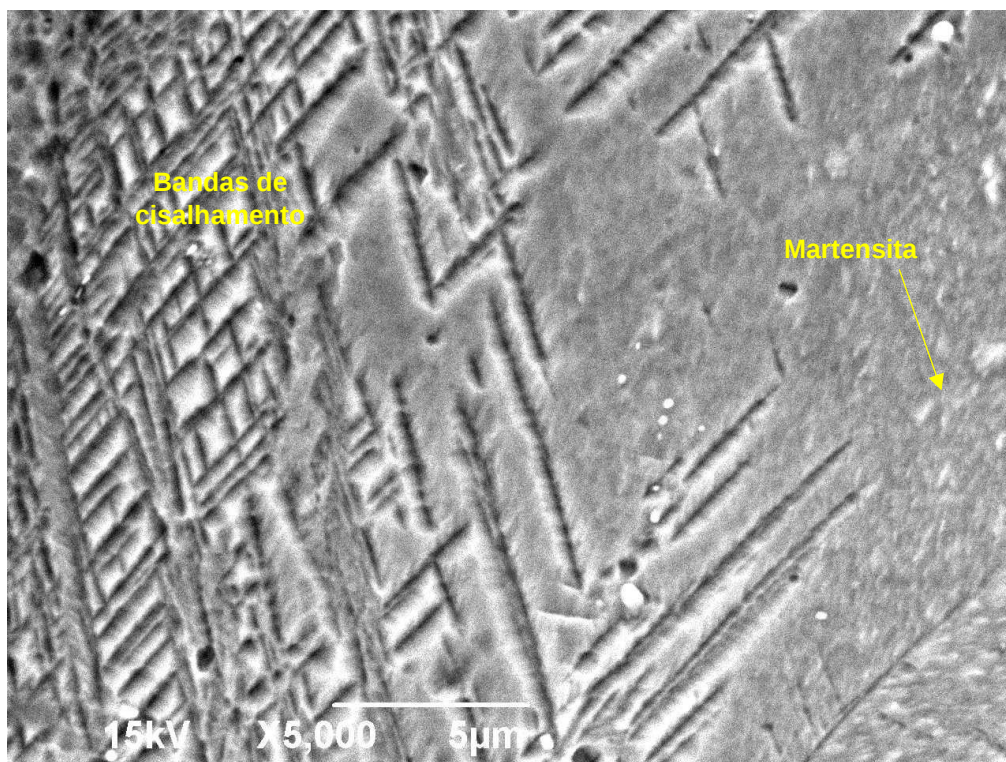


Figura 40: Microestrutura da liga após deformação prévia e testada a 3 Hz a 80% da resistência à tração.

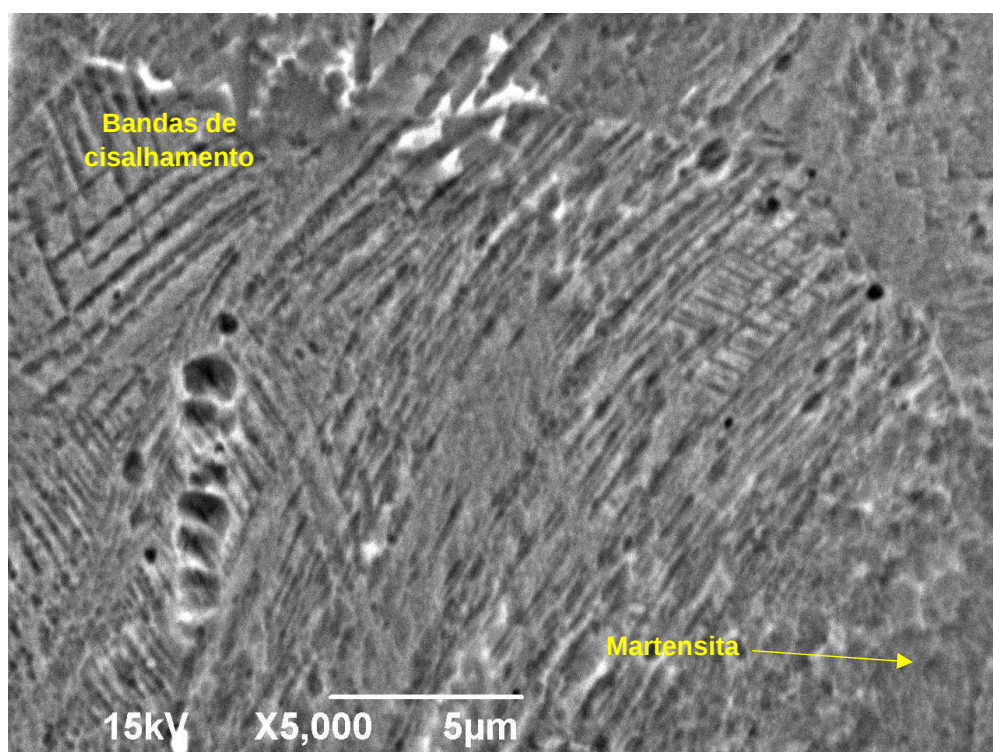


Figura 41: Microestrutura da liga após deformação prévia e testada a 30 Hz a 80% da resistência à tração.

As imagens revelam cruzamento de bandas de cisalhamento e próximo da martensita induzida por deformação, sendo melhor visualizadas à 3 Hz. Segundo TALONEN e HÄNNINEN [52], sempre que bandas de cisalhamento apareciam na microestrutura da liga austenítica investigada, também ocorria a transformação de α' -martensita induzida por deformação. Além disso, os autores também observaram nas ligas deformadas bandas de cisalhamento que se cruzavam.

Apesar do teor de carbono da liga investigada ser inferior a 0,10%, a 3 Hz surgem microestruturas semelhantes a martensita com morfologia tipo borboleta [124], cuja formação ocorre por maclação e deslizamento de discordâncias em sistemas de deslizamento limitado [125], além de martensita em ambas as frequências de carregamento, que por apresentar morfologia muito fina são difíceis de serem visualizadas por MEV, mesmo a elevadas ampliações.

O estudo de WANG *et al.* [123] com o aço 304 previamente deformado por tração concluiu que acima de 10% de deformação observou-se aumento da tensão acima do limite de escoamento e de volume de martensita. Assim, a maior taxa de endurecimento que ocorreu acima de 10% de deformação foi possível devido à presença da transformação martensítica.

A fim de ratificar a contribuição da deformação prévia na indução da transformação de fase em ligas austeníticas, a literatura afirma que o teor de martensita é mais alto na tração, seguido da torção e mais baixo sob compressão, à medida que a deformação plástica avança [95]. Ademais, baixas taxas de deformação foram responsáveis pelo aumento da deformação plástica e consequente elevação do volume de martensita- α' , sendo o oposto observado em taxas de deformação elevadas, em virtude do auto aquecimento das amostras [54].

Segundo a literatura, quão maior a amplitude de deformação mais intensas são as bandas de cisalhamento e à medida que a deformação plástica progride, novas bandas são formadas nos limites das bandas existentes [19]. Quando a amplitude de deformação é muito pequena, a transformação da fase não ocorrerá, conforme testado no aço 06Cr19Ni10, cuja amplitude inferior a 1% ($R=-1$) dificilmente formou martensita (<4%) [53].

Ademais, em baixas frequências a EFE é menor e baixa EFE contribui para o desenvolvimento de defeitos planares cristalográficos, como maclas de deformação, falhas de empilhamento e ϵ -martensita, que, por sua vez, são regiões prováveis para a nucleação da α' -martensita [20].

Assim, pode-se inferir que o aumento da frequência reduz o desempenho em fadiga, pois as altas taxas de deformação geradas durante o ensaio podem elevar a deformação plástica acumulada, mediante presença do autoaquecimento, e deformação gerada, por sua vez, restringe o movimento das discordâncias. Com essa restrição, não há interação capaz de nuclear suficientemente martensita e elevar a resistência da liga. O que há é apenas a formação de PSB que, por representar um local de significativa deformação plástica, resulta na geração contínua de intrusão e extrusões superficiais, levando a falha prematura.

Ao final do presente estudo, levando em consideração a literatura e os achados experimentais, algumas reflexões poderiam resumir as discussões. O efeito da frequência na resistência à fadiga do aço inoxidável austenítico parece estar relacionado à competição entre mecanismos de deformação, como encruamento, maclas e martensita, o que melhoraria a resistência à nucleação por fadiga, e ao auto aquecimento que ocorre em aços austeníticos em frequências superiores a 5 Hz, o que parece promover a reversão dos efeitos de deformação. Não está bem estabelecido qual seria a ação do auto aquecimento, mas é possível supor que ele exerça pelo menos alívio de tensões no local de nucleação, o que estimula a nucleação. Porém, quando a fadiga é governada por deformações generalizadas, o auto aquecimento não é capaz de aliviar as tensões, seja pela alta velocidade de fadiga ou pelo volume de material deformado. Portanto, o efeito da frequência é inverso em fadiga de ciclo muito baixo.

A nucleação por fadiga é um fenômeno localizado. Portanto, o auto aquecimento na nucleação parece ser mais eficaz, uma vez que a energia de deformação é transferida do volume confinado de material das bandas persistentes de deformação. Porém, na propagação, o volume de material deformado fica sucessivamente próximo às estrias que se formam na ponta da trinca. Portanto, o local para onde a energia de deformação está sendo transferida muda. Isto deve ajudar a garantir que a temperatura não aumente muito localmente e, portanto, o auto aquecimento não influencia a propagação da mesma forma que a nucleação.

7 CONCLUSÃO

As preocupações com o efeito da frequência de carregamento normalmente estavam voltadas para frequências na ordem de kHz, pois os estudos avaliavam a assertividade dos testes para projetos de equipamentos que operavam sob fadiga de ciclos muitos altos. Contudo, apesar de pouco explorado, esse efeito no comportamento em fadiga de elementos que operam em baixas frequências também se mostrou relevante. Assim, este estudo foi desenvolvido para analisar como frequências convencionais influenciam no comportamento em fadiga do aço inoxidável austenítico ABNT 304. Para tal foram realizados ensaios de fadiga convencional e mecânica da fratura aplicada à fadiga sob 3 e 30 Hz com o intuito de definir se o efeito é significativo na nucleação, propagação da trinca ou em ambas os estágios. Também foram realizados testes de fadiga nas duas frequências após deformação prévia de 0,5 sob tração nos CPs de fadiga, a fim de verificar se há interferência nos mecanismos de deformação. Com base nos dados obtidos, os resultados podem ser concluídos do seguinte modo:

- A frequência de carregamento afetou o comportamento em fadiga. Ela foi responsável por elevar 6% da resistência em fadiga a um dado número de ciclos e 60% da vida em fadiga para o patamar de 80% quando a frequência foi reduzida de 30 para 3 Hz;
- Em relação aos patamares, nos intermediários (80 e 90% da resistência à tração) a redução da frequência aumentou significativamente o desempenho em fadiga, o que foi relacionado ao coeficiente de encruamento elevado da liga ou ainda a transformação martensítica induzida por deformação;
- Nos patamares de 95% (baixo ciclo) a maior frequência (30 Hz) conferiu melhor desempenho em fadiga, o que foi relacionado com o excesso de deformação plástica acumulada em maiores frequência e encruamento com consequente aumento da resistência em fadiga;
- O ensaio de propagação de trinca confirmou que o efeito da frequência de carregamento está atrelado ao Estágio I, isto é, a nucleação da trinca, visto que as curvas $da/dN \times \Delta K$ não apresentaram variação significativa com a alteração da frequência;
- A deformação prévia da liga ratificou a importância da martensita, maclas de deformação e encruamento no efeito da frequência, cujo resultado foi aumento de 90% da vida em fadiga com a redução da frequência. Quando deformado, o número

de ciclos passou de 127.555 para 2 milhões, enquanto que sem deformação prévia aumentou de 85.401 para 136.208 ciclos.

8 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTURO

- Avaliar o efeito do tratamento térmico aplicado quanto à recristalização, microestrutura e propriedades mecânicas;
- Avaliar o efeito da frequência no limite de fadiga e limiar de propagação da trinca;
- Estudar o comportamento do aço sob fadiga de baixo ciclo, avaliando o efeito da frequência sob controle de deformação;
- Investigar o comportamento em fadiga da liga previamente deformada e o efeito da frequência de carregamento;
- Avaliar a propagação da trinca por fadiga após deformação prévia do material;
- Mensurar por meio de técnicas termográficas a alteração da temperatura durante os testes sob diferentes frequências;
- Quantificar a martensita e relacionar seu teor com o desempenho em fadiga sob diferentes frequências.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. F. McGuire, "Austenitic Stainless Steels," *Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition)*, pp. 406-410, 2001.
- [2] G. S. Was e S. Ukai, "Chapter 8 - Austenitic Stainless Steels," *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*, pp. 293-347, 2019.
- [3] K. K. Pradhan e C. R. Matawale, "Heat treatment analysis of SS304 for gas turbine application," *Materials today: proceedings*, vol. 33, pp. 5734-5739, 2020.
- [4] E. Natkowski, P. Sonnweber-Ribic e S. Münstermann, "Surface roughness influence in micromechanical fatigue lifetime prediction with crystal plasticity models for steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 159, 2022.
- [5] D. Novovic, R. C. Dewes, D. K. Aspinwall, W. Voice e P. Bowen, "The effect of machined topography and integrity on fatigue life," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, pp. 125-134, 2004.
- [6] B. M. Schönbauer e H. Mayer, "Effect of small defects on the fatigue strength of martensitic stainless steels," *International Journal of Fatigue*, vol. 127, pp. 362-375, 2019.
- [7] B. Guennec, A. Ueno, T. Sakai, M. Takanashi e Y. Itabashi, "Effect of the loading frequency on fatigue properties of JIS S15C low carbon steel and some discussions based on micro-plasticity behavior," *International Journal of Fatigue*, vol. 66, pp. 29-38, 2014.
- [8] B. Guennec, A. Ueno, T. Sakai, M. Takanashi e Y. M. Ota, "Dislocation-based interpretation on the effect of the loading frequency on the fatigue properties of JIS S15C low carbon steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 70, pp. 328-341, 2015.
- [9] S. Stanzl-Tschegg, "Very high cycle fatigue measuring techniques," *International Journal of Fatigue*, vol. 60, pp. 2-17, 2014.
- [10] M. P. Nery, "Efeito da tensão média e frequência na resistência a fadiga e corrosão-fadiga de parafusos prisioneiros de aço inoxidável AISI 304," São Cristóvão, 2018.
- [11] N. Tsutsumi, Y. Murakami e V. Doquet, "Effect of test frequency on fatigue strength of low carbon steel," *Fatigue e Fracture of Engineering Materials e Structures*, vol. 32, pp. 473 - 483, 2009.
- [12] S. Setowaki, Y. Ichikawa e I. Nonaka, "Effect of frequency on high cycle fatigue strength of railway axle steel," *Proceedings of fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue*, vol. 5, pp. 153-158, 2011.

- [13] Y. Hu, C. Sun, J. Xie e Y. Hong, "Effects of Loading Frequency and Loading Type on High-Cycle and Very-High-Cycle Fatigue of a High-Strength Steel," *Materials (Basel)*, vol. 11, p. 1456, 2018.
- [14] A. Zhao, J. Xie, C. Sun, Z. Lei e Y. Hong, "Effects of strength level and loading frequency on very-high-cycle fatigue behavior for a bearing steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 38, pp. 46-56, 2012.
- [15] M. Papakyriacou, H. Mayer, C. Pypen e H. Plenk, "Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of B.C.C. and H.C.P. Metals," *Materials Science and Engineering A*, vol. 308, pp. 143-152, 2001.
- [16] H. Mayer, M. Papakyriacou, R. Pipan e S. Stanzl-Tschegg, "Influence of loading frequency on the high cycle fatigue properties of AlZnMgCu1.5 aluminium alloy," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 48-54, 2001.
- [17] Y. Furuya, S. Matsuoka, T. Abe e K. Yamaguchi, "Gigacycle fatigue properties for high-strength low-alloy steel at 100 Hz, 600 Hz, and 20 kHz," *Scripta Materialia*, pp. 157-162, 2002.
- [18] W. C. Li, H. F. Tse e L. FOK, "Plastic waste in the marine environment: A review of sources, occurrence and effects," *Science of The Total Environment*, vol. 566–567, 2016.
- [19] Y. B. Das, A. N. Forsey, T. H. Simm, K. M. Perkins, M. E. Fitzpatrick, S. Gungor e R. J. Moat, "In situ observation of strain and phase transformation in plastically deformed 301 austenitic stainless steel," *Materials & Design*, pp. 107-116, 2016.
- [20] D. F. Pessoa, G. Kirchhoff e M. Zimmermann, "Influence of loading frequency and role of surface micro-defects on fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 304," *International Journal of Fatigue*, vol. 103, pp. 48-59, 2017.
- [21] G. Fargione, F. Giudice e A. Risitano, "The influence of the load frequency on the high cycle fatigue behaviour," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 88, pp. 97-106, 2017.
- [22] S. Mohanty e A. k. Senapati, "Study on wear behavior of low nickel austenitic stainless steel by using ball on disc," *Materials today: proceedings*, 2022.
- [23] I. F. Machado, P. A. Carvalho e A. F. Padilha, "Austenite Instability and Precipitation Behavior of High Nitrogen Stainless Steels," em *Stainless steel : microstructure, mechanical properties and methods of application*, A. Pramanik e A. K. Basak, Eds., New York, Nova Science Publishers, 2015, pp. 1-36.
- [24] P. Hedström e J. Odqvist, "Deformation-Induced Martensitic Transformation in metastable austenitic stainless steels - introduction and current perspectives," em *Stainless steel : microstructure, mechanical properties and methods of application*, A. Pramanik e A. K. Basak, Eds., New York, Nova Science Publishers, 2015, pp. 81-106.

- [25] S. K. Paul, N. Stanford e T. Hilditch, "Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 106, pp. 185-195, 2018.
- [26] D. F. Pessoa, P. Herwig, A. Wetzig e M. Zimmermann, "Influence of surface condition due to laser beam cutting on the fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 304," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 185, pp. 227-240, 2017.
- [27] T. Michler, "Austenitic Stainless Steels," *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, 2016.
- [28] L. Liu, H. Zhang, H. Bi, E. Chang e M. Li, "Corrosion behavior of cold-rolled metastable Cr–Mn–Ni–N austenitic stainless steel in acidic NaCl solution," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 19, pp. 278-288, 2022.
- [29] R. L. Norton, Projeto de máquinas: uma abordagem integrada, 4ª ed., Porto Alegre: Bookman, 2013.
- [30] R. G. Budynas e J. K. Nisbett, Shigley's mechanical engineering design, 10ª ed., New York: McGraw-Hill Education, 2015.
- [31] A. Banerjee e B. G. Prusty, "Fatigue and fracture behaviour of austenitic-martensitic high carbon steel under high cycle fatigue: An experimental investigation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 749, pp. 79-88, 2019.
- [32] P. Dusicka, A. M. Itani e I. G. Buckle, "Cyclic response of plate steels under large inelastic strains," *Journal of Constructional Steel Research*, vol. 63, pp. 156-164, 2007.
- [33] T. Nicholas, High Cycle Fatigue: a mechanics of materials perspective, Oxford: Elsevier, 2006.
- [34] I. Burda, K. Zweiacker, A. Arabi-Hashemi, P. Barriobero-Vila, A. Stutz, R. Koller, H. Roelofs, L. Oberli, M. Lembke, C. Affolter e C. Leinenbach, "Fatigue crack propagation behavior of a micro-bainitic TRIP steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 840, 2022.
- [35] B. Pyttel, D. Schwerdt e C. Berger, "Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit?," *International Journal of Fatigue*, pp. 49-58, 2011.
- [36] Y. Murakami, T. Takagi, K. Wada e H. Matsunaga, "Essential structure of S-N curve: Prediction of fatigue life and fatigue limit of defective materials and nature of scatter," *International Journal of Fatigue*, vol. 146, 2021.
- [37] Y. Murakami, Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions, 1ª ed., Oxford: Elsevier Science, 2002.
- [38] U. Krupp, Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys, Weinheim: Wiley-VCH, 2007.
- [39] L. Pook, Metal fatigue: what is it, why it matters, Dordrecht: Springer, 2007.

- [40] R. W. Hertzberg, R. P. Vinci e J. L. Hertzberg, Deformation and fracture mechanics of engineering materials, 5ª ed., Hoboken : John Wiley & Sons, 2013.
- [41] T. R. Strohaecker, Mecânica da fratura, Porto Alegre: LAMEF: Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- [42] K. LAMBRIGHS, I. VERPOEST, B. VERLINDEN e e. al, "Influence of the load ratio on the threshold stress intensity factor range for heavily drawn steel wires," *Engineering Failure Analysis*, vol. 18, nº 2, pp. 694-699, 2011.
- [43] "Fatigue of aerospace materials," em *Introduction to Aerospace Materials*, Woodhead Publishing Limited, 2012, pp. 469-497.
- [44] J. A. R. Durán, Taxas de propagação de trincas de fadiga: uma abordagem baseada na fadiga oligocíclica., São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 2012.
- [45] BS ISO 12108, "Metallic materials - Fatigue testing - Fatigue crack growth method," 2002.
- [46] ASTM E647, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," 2015.
- [47] J. W. Pegues, M. D. Roach e NimaShamsaei, "Influence of microstructure on fatigue crack nucleation and microstructurally short crack growth of an austenitic stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 707, pp. 657-667, 2017.
- [48] J. Polák, V. Mazánová, M. Heczko, R. Petráš, I. Kuběna, L. Casalena e J. Man, "The role of extrusions and intrusions in fatigue crack initiation," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 185, pp. 46-60, 2017.
- [49] M. D. Sangid, H. J. Maier e H. Sehitoglu, "A physically based fatigue model for prediction of crack initiation from persistent slip bands in polycrystals," *Acta Materialia*, pp. 328-34, 2011.
- [50] G. E. Dieter, Metalurgia mecânica, 2ª ed., Guanabara Dois, 1981.
- [51] K. Wang, S.-L. Shang, Y. Wang, Z.-K. Liu e F. Liu, "Martensitic transition in Fe via Bain path at finite temperatures: A comprehensive first-principles study," *Acta Materialia*, pp. 261-276, 2018.
- [52] J. Talonen e H. Hänninen, "Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels," *Acta Materialia*, pp. 6108-6118, 2007.
- [53] W. Zeng e H. Yuan, "Mechanical behavior and fatigue performance of austenitic stainless steel under consideration of martensitic phase transformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 679, pp. 249-257, 2017.
- [54] B. Cao, T. Iwamoto e P. P. Bhattacharjee, "An experimental study on strain-induced martensitic transformation behavior in SUS304 austenitic stainless steel during higher strain rate deformation by continuous evaluation of relative magnetic permeability," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 774, 2020.

- [55] B. C. Kandpal, D. K. Gupta, A. Kumar, A. K. Jaisal, A. K. Ranjan, A. Srivastava e P. Chaudhary, "Effect of heat treatment on properties and microstructure of steels," *Materials today: proceedings*, vol. 44, pp. 199-205, 2021.
- [56] P. Prakash, R. Vemoori, G. Kuladeep, G. Sarayu, K. Nagendraravaprasad, C. Karthik e C. H. Reddy, "Effect of holding periods at normalization temperature on formation of various phases, precipitates, hardness of reduced activation and ferritic-martensitic steels," *Materials today: proceeding*, 2022.
- [57] K. Benarji, Y. R. Kumar, A. N. Jinoop, C. P. Paul e K. S. Bindra, "Effect of Heat-Treatment on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of SS 316 Structures Built by Laser Directed Energy Deposition Based Additive Manufacturing," *Metals and Materials International*, vol. 27, p. 488–499, 2020.
- [58] M. Kumaran, T. Sathies, N. S. Balaji, G. Bharathiraja, S. Mohan e V. Senthilkumar, "Influence of heat treatment on stainless steel 316L alloy fabricated using directed energy deposition," *Materials today: proceedings*, vol. 62, pp. 5307-5310, 2022.
- [59] M. Boniardi, A. Casaroli e B. Rivolta, "Schaeffler Diagrams," *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys CRC Press*, 2016.
- [60] S. D. Brandi e C. G. Schön, "A Thermodynamic Study of a Constitutional Diagram for Duplex Stainless Steels," *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2017.
- [61] M. Kumaran, V. Senthilkumar, T. Sathies e C. T. J. Panicker, "Effect of heat treatment on stainless steel 316L alloy sandwich structure fabricated using directed energy deposition and powder bed fusion," *Materials Letters*, vol. 313, 2022.
- [62] J. M. Lee e S. W. Nam, "Effect of crack initiation mode on low cycle fatigue life of type 304 stainless steel with surface roughness," *Materials letters*, vol. 10, 1990.
- [63] Z. F. Yue, "Surface roughness evolution under constant amplitude fatigue loading using crystal plasticity," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 72, pp. 749-757, 2005.
- [64] S. Lee, J. W. Pegues e N. Shamsaei, "Fatigue behavior and modeling for additive manufactured 304L stainless steel: The effect of surface roughness," *International Journal of Fatigue*, vol. 141, 2020.
- [65] C. Dureau, M. Arzaghi, R. Massion, Y. Nadot e T. Grosdidier, "On the high cycle fatigue resistance of austenitic stainless steels with surface gradient microstructures: Effect of load ratio and associated residual stress modification," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 840, 2022.
- [66] P. Mallick, N. K. Tewary, S. K. Ghosh e P. P. Chattopadhyay, "Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel," *Materials Characterization*, vol. 133, pp. 77-86, 2017.

- [67] W. Chen, P. Spätig e H. Seifert, "Role of mean stress on fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel in LWR and air environments," *International Journal of Fatigue*, 2021.
- [68] A. Amanov, R. Karimbaev, E. Maleki, O. Unal, Y.-S. Pyun e T. Amanov, "Effect of combined shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification processes on the fatigue performance of AISI 304," *Surface and Coatings Technology*, vol. 358, pp. 695-705, 2019.
- [69] B. Xia, B. Wang, P. Zhang, C. Ren, Q. Duan, X. Li e Z. Zhang, "Improving the high-cycle fatigue life of a high-strength spring steel for automobiles by suitable shot peening and heat treatment," *International Journal of Fatigue*, vol. 161, 2022.
- [70] J. Tian, W. Wang, H. Li, K. Yang e Z. Jiang, "Understanding main factors controlling high cycle fatigue crack initiation and propagation of high strength maraging stainless steels with Ti addition," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 850, 2021.
- [71] F. Cui, Q. S. Pana, N. R. Tao e L. Lu, "Enhanced high-cycle fatigue resistance of 304 austenitic stainless steel with nanotwinned grains," *International Journal of Fatigue*, vol. 143, 2021.
- [72] B. M. Schönbauer, K. Yanase, M. Chehrehrazi, M. Endo e H. Mayer, "Effect of microstructure and cycling frequency on the torsional fatigue properties of 17-4PH stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 801, 2021.
- [73] N. Torabian, V. Favier, J. Dirrenberger, F. Adamski, S. Ziaei-Rad e N. Ranc, "Correlation of the high and very high cycle fatigue response of ferrite based steels with strain rate-temperature conditions," *Acta Materialia*, pp. 40-52, 2017.
- [74] N. Schneider, J. Bödecker, C. Berger e M. Oechsner, "Frequency effect and influence of testing technique on the fatigue behaviour of quenched and tempered steel and aluminium alloy," *International Journal of Fatigue*, vol. 93, pp. 224-231, 2016.
- [75] L. Pook, *Metal fatigue: what is it, why it matters.*, Dordrecht: Springer, 2007.
- [76] I. Nikitin e M. Besel, "Effect of low-frequency on fatigue behaviour of austenitic steel AISI 304 at room temperature and 25 °C," *International Journal of Fatigue*, pp. 2044-2049, 2008.
- [77] I. Nonaka, S. Setowaki e Y. Ichikawa, "Effect of load frequency on high cycle fatigue strength of bullet train axle steel," *International Journal of Fatigue*, pp. 43-47, 2014.
- [78] M.-L. Zhu, L.-L. Liu e F.-Z. Xuan, "Effect of frequency on very high cycle fatigue behavior of a low strength Cr–Ni–Mo–V steel welded joint," *International Journal of Fatigue*, vol. 77, pp. 166-173, 2015.

- [79] H. Mayer e C. Laird, "Influence of cyclic frequency on strain localization and cyclic deformation in fatigue," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 23-35, 1994.
- [80] H. Mayer, "Recent developments in ultrasonic fatigue," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2015.
- [81] R. J. Morrissey e T. Nicholas, "Fatigue strength of Ti-6Al-4V at very long lives," *International Journal of Fatigue*, pp. 1608-1612, 2005.
- [82] R. Morrissey e T. Nicolau, "Staircase testing of a titanium alloy in the gigacycle regime," *International Journal of Fatigue*, pp. 1577-1582, 2006.
- [83] R. J. Morrissey, D. L. McDowell e T. Nicholas, "Frequency and stress ratio effects in high cycle fatigue of Ti-6Al-4V," *International Journal of Fatigue*, pp. 679-685, 1999.
- [84] M. Muhammad, P. Frye, J. Simsiriwong, S. Shao e N. Shamsaei, "An investigation into the effects of cyclic strain rate on the high cycle and very high cycle fatigue behaviors of wrought and additively manufactured Inconel 718," *International Journal of Fatigue*, 2021.
- [85] Y. Y. Zhang, Z. Duan e H. J. Shi, "Comparison of the very high cycle fatigue behaviors of INCONEL 718 with different loading frequencies," *Science China Physics, Mechanics and Astronomy*, p. 617–623, 2013.
- [86] S. Fintová, I. Kuběna, A. Chlupová, M. Jambor, I. Šulák, Z. Chlup e J. Polák, "Frequency-dependent fatigue damage in polycrystalline copper analyzed by FIB tomography," *Acta Materialia*, 2021.
- [87] N. Marti, V. Favier, F. Gregori e N. Saintier, "Correlation of the low and high frequency fatigue responses of pure polycrystalline copper with mechanisms of slip band formation," *Materials Science and Engineering: A*, 2020.
- [88] X. Zhu, J. W. Jones e J. E. Allison, "Effect of Frequency, Environment, and Temperature on Fatigue Behavior of E319 Cast-Aluminum Alloy: Small-Crack Propagation," *Metallurgical and Materials Transactions A*, p. 2666–2680, 2008.
- [89] K. Tahmasbi, F. Alharthi, G. Webster e M. Haghshenas, "Dynamic frequency-dependent fatigue damage in metals: A state-of-the-art review," *Forces in Mechanics*, 2023.
- [90] M. Koyama, Y. Yamamura, R. Che, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki e H. Noguchi, "Comparative study on small fatigue crack propagation between Fe-30Mn-3Si-3Al and Fe-23Mn-0.5C twinning-induced plasticity steels: Aspects of non-propagation of small fatigue cracks," *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 1-5, 2017.
- [91] F. Farias, I. Alvarez-Armas e A. F. Armas, "On the strain-induced martensitic transformation process of the commercial AISI 304 stainless steel during cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 140, 2020.

- [92] D. L. Olson, "Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties," *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*, pp. 281-295, 1984.
- [93] C. Gauss, I. R. S. Filho, M. J. R. Sandim, P. A. Suzuki, A. J. Ramirez e H. R. Z. Sandim, "In situ synchrotron X-ray evaluation of strain-induced martensite in AISI 201 austenitic stainless steel during tensile testing," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 651, pp. 507-516, 2016.
- [94] A. V. Gonchar, V. V. Mishakin e V. A. Klyushnikov, "The effect of phase transformations induced by cyclic loading on the elastic properties and plastic hysteresis of austenitic stainless steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 106, pp. 153-158, 2018.
- [95] C. Luo, W. Zeng, J. Sun e H. Yuan, "Plasticity modeling for a metastable austenitic stainless steel with strain-induced martensitic transformation under cyclic loading conditions," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 775, 2020.
- [96] R. Singh, "Ferrite testing," em *Applied Welding Engineering: Processes, Codes and Standards*, 3ª ed., R. Singh, Ed., Butterworth-Heinemann, 2020, pp. 375-376.
- [97] F. Liu, Y. H. Hwang e S. W. Nam, "Precipitation of σ -phase and creep-fatigue behavior of 308L steel weldment," *Materials Science and Engineering: A*, Vols. 443 de 444, pp. 418-421, 2008.
- [98] F. B. H. A. Gigović Gekić, "Influence of the delta ferrite content on the corrosion behavior of austenitic stainless steel Nitronic 60," *Bulletin of the Chemists and Technologists of Bosnia and Herzegovina*, pp. 31-34, 2018.
- [99] H. Inoue e T. Koseki, "Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite," *Acta Materialia*, pp. 430-436, 2017.
- [100] J.-K. Jung, Y.-J. Park, N.-M. Hwang e Y.-C. Joo, "Tertiary grain growth driven by surface energy," *Scripta Materialia*, vol. 45, pp. 267-272, 2001.
- [101] M. Liu, Z. X. Zhang, S. Q. Wang, G. H. Cao, A. M. Russell, Y. H. Liu, X. M. Dong, C. X. Zhang e Z. H. Zhang, "Microstructure evolution and mechanical properties in 1Cr low alloy steel with different heat treatments," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 705, pp. 291-299, 2017.
- [102] L. Kaushik, J. Singh, J.-H. Kang, Y. S. Ko, D.-I. Kim, J.-Y. Suh e S.-H. Choi, "Deciphering the role of multiple generations of annealing twins on texture evolution in cold-rolled high entropy alloys during annealing," *Scripta Materialia*, vol. 205, 2021.
- [103] X. H. An, Q. Y. Lin, S. D. Wu e Z. F. Zhang, "Mechanically driven annealing twinning induced by cyclic deformation in nanocrystalline Cu," *Scripta Materialia*, vol. 68, pp. 988-991, 2013.
- [104] F. Sadeghi, T. Zargar, J. W. Kim, Y.-U. Heo, J. S. Lee e C. H. Yim, "Role of the annealing twin boundary on the athermal α' -martensite formation in a 304 austenitic stainless steel," *Materialia*, vol. 20, 2021.

- [105] P. Patil, S. Lee, G. Dehm e S. Brinckmann, "Influence of crystal orientation on twinning in austenitic stainless-steel during single micro-asperity tribology and nanoindentation," *Wear*, vol. 504–505, 2022.
- [106] H. W. Deng, Z. M. Xie, B. L. Zhao, Y. K. Wang, M. M. Wang, J. F. Yang, T. Zhang, Y. Xiong, X. P. Wang, Q. F. Fang e C. S. Liu, "Tailoring mechanical properties of a CoCrNi medium-entropy alloy by controlling nanotwin-HCP lamellae and annealing twins," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 744, pp. 241-246, 2019.
- [107] Y. F. Shen, X. X. Li, X. Sun, Y. D. Wang e L. Zuo, "Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 552, pp. 514-522, 2012.
- [108] S. Ma, L. Fu e A. Shan, "Enhancing strength-ductility of the aluminum bronze alloy by generating high-density ultrafine annealing twins," *Materials Characterization*, vol. 177, 2021.
- [109] S. Das, M. Mukherjee e T. KumarPal, "Effect of grain boundary precipitation and δ -ferrite formation on surface defect of low nickel austenitic stainless steels," *Engineering Failure Analysis*, vol. 54, pp. 90-102, 2015.
- [110] M. Su, J. Zhao, Z. Tian, C. Gu e Y. Wang, "Improving the high-temperature oxidation resistance of Fe-18Cr-8Ni austenitic stainless steel by cold-rolling treatments," *Journal of Materials Research and Technology*, 2022.
- [111] G. H. Shim, B. Kweon, M. K. iJi, T.-S. Jun e H. S. Ahn, "A high-temperature adhesive for stainless steel 304: Effect of Cr growth at the interface of alkali silicate adhesive," *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 116, p. 103152, 2022.
- [112] H. Yahyaoui, N. B. Moussa, C. Braham, N. B. Fredj e H. Sidhom, "Role of machining defects and residual stress on the AISI 304 fatigue crack nucleation," *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures*, pp. 420-433, 2014.
- [113] S. S. R. Singh, R. V. Praneeth, V. S. Sankalp, S. S. Sashank e R. Karthikeyan, "Welding, mechanical properties and microstructure of different grades of austenitic stainless steels: A review," *Materials today: proceedings*, 2022.
- [114] H. He, H. Wang, K. He, X. Liang e X. Huang, "Comparative study on the microstructure and mechanical properties of a modified 9Cr–2WVTa steel by normalizing-tempering and quenching-partitioning treatments," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 800, 2021.
- [115] S. Dhinakaran e R. V. Prakash, "Effect of low cyclic frequency on fatigue crack growth behavior of a Mn–Ni–Cr steel in air and 3.5% NaCl solution," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 204-208, 2014.
- [116] Y. Zhong, Y. Shao, X. Gao, X. Luo e H. Zhu, "Fatigue crack growth of EH36 steel in air and corrosive marine environments," *Journal of Constructional Steel Research*, 2023.

- [117] V. Igwemezie, P. Dirisu e A. Mehmanparast, "Critical assessment of the fatigue crack growth rate sensitivity to material microstructure in ferrite-pearlite steels in air and marine environment," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 750-765, 2019.
- [118] B. Yan, A. Hunsche, P. Neumann e C. Laird, "Loop Patch Behavior as Affected by Incremental Loading and Cyclic Frequency in Fatigue," *Materials Science and Engineering*, pp. 9-14, 1986.
- [119] G. L. Brollo e P. R. Mei, "Formation and reversion of strain induced martensite on Fe-Cr-Ni alloys," *REM: Revista Escola de Minas*, pp. 221-225, 2013.
- [120] G. B. Olson e M. Cohen, "Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 6A, pp. 791-795, 1975 .
- [121] M. Moallemi, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, A. Rezaee, H. S. Baghbadorani e P. D. Nezhadfar, "Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault energy and chemical driving force," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 653, pp. 147-152, 2016.
- [122] Y. Li, D. Yu, B. Li e X. Chen, "Martensitic transformation of an austenitic stainless steel under non-proportional cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 124, pp. 338-347 , 2019.
- [123] H. Wang, Y. Jeong, B. Clausen, Y. Liu, R. J. McCabe, F. Barlat e C. N. Tomé, "Effect of martensitic phase transformation on the behavior of 304 austenitic stainless steel under tension," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 649, pp. 174-183, 2016.
- [124] H. Gong e N. J. Gu, "The compound formation mechanism of butterfly martensite," *Metallography*, pp. 1-10, 1988.
- [125] H. Sato e S. Zaeffere, "A study on the formation mechanisms of butterfly-type martensite in Fe-30% Ni alloy using EBSD-based orientation microscopy," *Acta Materialia*, pp. 1931-1937, 2009.
- [126] J. Liu, X. T. Deng, L. Huang e Z. Wang, "High-cycle fatigue behavior of 18Cr-8Ni austenitic stainless steels with grains ranging from nano/ultrafine-size to coarse," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 128-136, 2018.
- [127] A. C. Grigorescu, P.-M. Hilgendorff, M. Zimmermann, C.-P. Fritzen e H.-J. Christ, "Cyclic deformation behavior of austenitic Cr-Ni-steels in the VHCF regime: Part I – Experimental study," *International Journal of Fatigue*, pp. 250-260, 2016.
- [128] M. D. Manfrinato, "Influencia da nitretação a plasma no comportamento em fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e 316," 2006.