

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS (*P*²*CEM*) MESTRADO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ISAÚ DE SOUZA ALVES JÚNIOR

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA FREQUÊNCIA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI – 316

SÃO CRISTÓVÃO – SE FEVEREIRO DE 2023

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA FREQUÊNCIA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI – 316

Dissertação 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 Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Griza

SÃO CRISTÓVÃO – SE FEVEREIRO DE 2023

"ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA FREQUÊNCIA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI - 316"

Isaú de Souza Alves Júnior

DISSERTAÇÃO 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 MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Dr. Sandro Griza

Profa. Dra. Alessandra Gois Luciano de Azevedo

Carlos Otávio Damas Martins

SÃO CRISTÓVÃO, SE - BRASIL Fevereiro/2023

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE

A474e	Alves Júnior, Isaú de Souza Estudo da influência da frequência no comportamento à fadiga do aço inoxidável austenítico AISI – 316 ; orientador Sandro Griza. - São Cristóvão, 2023. 78 f. : il.
	Dissertação (mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, 2023.
	 Aço inoxidável. 2. Aço - Fadiga. 3. Martensita. I. Griza, Sandro, Orient. II. Título.
	CDU 620.1

"Não foi quem lhe ordenei? Seja forte e corajoso. Não se apavore, nem desanime, pois o Senhor, o seu Deus, estará com você por onde andar ". Josué 1:9

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus por seu imensurável amor que me guarda e me proporciona bençãos sem medidas mesmo sem merecer. Aos familiares e amigos.

AGRADECIMENTOS

Primeiro, quero agradecer a Deus por ter me ajudado a concluir mais uma etapa da minha vida. Um Deus que emana amor através dos seus cuidados. Ele que me concedeu forças e otimizou a minha perseverança para ultrapassar as dificuldades encontradas ao longo desta jornada.

A minha família que me incentivou e amparou. Ressaltando em especial, a minha mãe Giselma e ao meu pai Isaú.

Ao meu estimado orientador professor Dr. Sandro Griza pela competência, paciência, por sua amizade e orientação com valiosos ensinamentos, pela oportunidade e confiança depositada no desenvolvimento deste projeto.

Aos membros da banca examinadora, professor Dr. Carlos Otavio Damas Martins e professora Dr^a. Alessandra Gois Luciano De Azevedo, obrigado pelas considerações e sugestões feitas para melhoria deste trabalho.

Grato a Iris Sterfanie Santos, colega de batalha, que tanto me ajudou nas lutas e desafios. Impecável na arte de partilhar seus saberes e dedicar seu tempo em ajudar.

Aos meus amigos dos IFS e da UFS pela amizade durante todos esses anos no convívio fora e dentro da Universidade.

Ao LAMP, novos amigos que Deus me trouxe, como: Brenno Nascimento, Ihana Gabriela, Jhonata Santos, Emanoel Barbosa, Myllena Silva, Antônio Prado, Lucas Silva, João Vitor Santos, Luiara Santos e Mateus Mariano. Esse agradecimento vai em especial a todos os que me ajudaram na execução deste trabalho. Peço perdão se esqueci o nome de alguém e agradeço também a todos os que contribuíram mesmo que indiretamente.

Ao departamento de Materiais pelo apoio na realização dos experimentos.

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

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA FREQUÊNCIA NO COMPORTAMENTO À FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI – 316

Isaú de Souza Alves Júnior

Fevereiro/2023

Orientador: Sandro Griza

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

O desenvolvimento de componentes e estruturas utilizando os aços inoxidáveis austeníticos em decorrência das suas propriedades é uma realidade corrente. Por efeito da sua estrutura metaestável, os austeníticos sofrem transformação martensítica sob carregamento cíclico (cargas mecânicas), que produzem alterações das propriedades das ligas. Neste cenário, pecas e sistemas estruturais sujeitos a cargas cíclicas devem ter uma base de avaliação da vida em fadiga da mais alta confiabilidade, já que a falha por fadiga suspende serviços e produções que acometem a economia e acarreta riscos à segurança. Posto isso, o presente estudo visa analisar o impacto da frequência de carregamento no comportamento à fadiga do aço inoxidável austenítico 316. O comportamento à fadiga foi analisado e comparado nas frequências de carregamento de 10 e 30 Hz. A caracterização foi realizada através de análise química, microscopia ótica e eletrônica, e microdureza. As análises apontaram que houve melhora na resistência à fadiga quando o aço foi submetido a frequência de solicitação cíclica de 10 Hz em comparação com a frequência de 30 Hz. Além disso, houve maior tempo de carregamento cíclico para nucleação na condição de menor frequência. Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura dos corpos de provas do ensaio de fadiga investigados não apresentaram diferença na região da nucleação e nem na de ruptura, mas apresentaram diferenças na dimensão do tamanho de estrias na região de propagação da fadiga. As taxas de crescimento da trinca, obtidas pelos espaçamentos das estriais de fadiga, não apresentaram diferenças expressivas para as curvas da/dN. Diante do exposto, acredita-se que as diferenças apresentadas estão vinculadas ao volume de martensita formada. Menor frequência, maior acúmulo de deformações plásticas, maior densidade de bandas de deformação e, consequentemente, mais formação de α '-martensita que favorece a maior resistência a fadiga.

Palavras-chave: aços inoxidáveis; fadiga; Frequência; martensita.

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

STUDY OF THE INFLUENCE OF FREQUENCY ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI – 316

Isaú de Souza Alves Júnior February/2023

Advisor: Sandro Griza

Department: Materials Science and Engineering

The development of components and structures using austenitic stainless steels due to their properties is a current reality. Due to their metastable structure, austenitics undergo martensitic transformation under cyclic loading (mechanical loads), which produce changes in the properties of the alloys. In this scenario, parts and structural systems under cyclic loads must have a fatigue life assessment base of the highest reliability, since fatigue failure suspends services and productions that affect the economy and produce safety risks. That said, the present study aims to analyze the impact of frequency on the fatigue behavior of austenitic stainless steel 316. The fatigue behavior was analyzed and compared at the loading frequency of 10 and 30 Hz. The characterization was performed through chemical analysis, optical and electron microscopy, and microhardness. The analyzes showed that there was an improvement in fatigue resistance when the steel was subjected to a cyclic stress frequency of 10 Hz compared to the frequency from 30 Hz. In addition, there was a longer cyclic loading time for nucleation in the lower frequency condition. The morphological aspects of the fracture surfaces of the investigated fatigue test specimens showed no difference in the region of nucleation or rupture, but showed differences in the dimension of the size of striations in the region of fatigue propagation. The crack growth rates (da/dN), obtained by spacing the fatigue striations, did not show significant differences for the da/dN curves. Given the above, it is believed that the differences shown are a consequence of the volume of martensite formed. Lower frequency, greater accumulation of plastic deformations, greater density of formation of deformation bands and, consequently, more formation of α '-martensite that favors greater resistance to fatigue.

Keywords: stainless steels; fatigue; Frequency; martensite

SUMÁRIO

LIS	STA E	DE FIGURAS x
LIS	STA C	DE TABELASxii
LIS	STA E	DE SIGAS
1	INT	RODUÇÃO1
2	OB	JETIVOS
2	2.1	Geral
2	2.2	Objetivos específicos
3	FUI	NDAMENTAÇÃO TEÓRICA4
3	8.1	Aço inoxidável
	3.1.	1 Aço inoxidável austenítico 6
	3.1.	2 Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 316 6
3	8.2	Transformação Martensítica7
	3.2.	1 Transformação martensítica em aços inoxidáveis austeníticos9
3	8.3	Fadiga de materiais11
	3.3.	1 Nucleação de trinca por fadiga11
	3.3.	2 Propagação de trinca por fadiga13
3	8.4	Ensaio de Fadiga15
	3.4.	1 Frequência15
	3.4.	2 Curva S-N ou Curva de wöller17
	3.4.	3 Procedimento estatístico para a curva S-N
3	8.5	Comportamento cíclicos dos metais19
3	8.6	Mecânica da fratura ligada à fadiga19
3	8.7	Revisão da literatura22
	3.7.	1 Carregamento cíclico e martensita 23
	3.7.	2 Frequência de carregamento24
4	ME	TODOLOGIA
4	l.1	Material e corpos de prova
4	.2	Análise química
4	1.3	Microdureza
4	1.4	Microscopia ótica
4	1.5	Ensaios de fadiga
4	l.6	Análise fractográfica
5	RE	SULTADOS E DISCUSSÕES

ţ	5.1	Análise Química	31
Ę	5.2	Microdureza	32
Ę	5.3	Microscopia Ótica	34
Ę	5.4	Ensaios de fadiga	40
ł	5.5	Análise factográfica	46
6	CO	NCLUSÃO	56
7	7 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTURO		
8	RE	FERÊNCIAS	58

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Componentes mecânicos fabricados com o aço inoxidável austenítico AISI 316. a) eixo de barcos, b) válvula e c) parafuso. Fonte: [23]7

Figura 2 - Transformação Martensita. Os cristais A e B exibem a mesma estrutura. Entretanto, a orientação cristalográfica e sua relação de orientação são diferentes. Fonte: [29].7 Figura 3 - Modelo macroscópico de transformação martensítica. Fonte: [29]......8 Figura 4 - Mecanismos cristalográficos para formação de Martensita. a) e b) apresentação dos planos. Fonte: [30].....9 Figura 5 - a) Linhas de escorregamento do carregamento cíclico. b) Trinca decorrida da intrusão. Fonte: [36]......13 Figura 6 - Representação esquemática dos estágios de propagação. Fonte: [12] 14 Figura 7 - Superfície de fratura por fadiga. As zonas A, B e C estão indicadas. A zona de nucleação (A), neste caso, é caracterizada apenas pelas marcas de catraca, que são as pequenas rugas mais ou menos radiais junto a superfície. Embora a nucleação seja micros cópica ou até sub-microscópica, estas marcas de catraca denunciam sítios de nucleação da fadiga. A distinção de tonalidade sobre a superfície de propagação (B), definida por uma linha de separação (seta) é promovida por alguma alteração nos parâmetros de carregamento cíclico durante a propagação. Fonte: [39].....14 Figura 8 - Variação senoidal da tensão com o tempo. Fonte: [11]......16 Figura 10 - Estágio finito (a) e estágio infinito (b) representados no diagrama S-N. Fonte: Figura 11 - Representação esquemática do crescimento da trinca por fadiga. Fonte: [46] [45]......20 Figura 13 - Corpo de prova para os ensaios de fadiga. *Escala em milímetros.......26 Figura 14 - Corpos de provas tratados termicamente. a) não lixado e b) lixado.......27 Figura 15 – a) Máguina de fadiga; b) Corpo de prova instalado e pronto para o ensaio Figura 16 - Diagrama Schaeffler do AISI 316 utilizado no estudo [14]......32 Figura 19 - a) Microestrutura do aço AISI 316; a.1) e a.2) ampliações das áreas Figura 20 - Microestrutura do aço AISI 316 após os ensaios de fadiga com frequência Figura 21 - Microestrutura do aço AISI 316 após os ensaios de fadiga com frequência

Figura 23 - Curvas de Fadiga do aço AISI 316 com frequência de10 e 30 Hz......41

Figura 25 - Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 10 Hz.
47
Figura 26 - Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.

48 **Figura 27 -** Região de nucleação do corpo de prova submetido a frequência de 10 Hz 49

Figura 28 - Região de nucleação do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.49

Figura 29 - Zona de propagação. A seta indica a direção da propagação da trinca...50

Figura 30 – Estrias de fadiga em um ponto da amostra submetida a frequência de 10 Hz no patamar de 85%......51

Figura 31 – Estrias de fadiga em um ponto da amostra submetida a frequência de 30 Hz no patamar de 85%.
Figura 32 - Curvas da propagação da trinca sob do AISI 316 sob diferentes frequências.
54
Figura 33 – Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.

-igura 33 – vista geral de natura do corpo de prova submetido a nequencia de 30 Hz.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 316 (%)	31
Tabela 2 – Microdureza do aço AISI 316 antes e após tratamento térmico	33
Tabela 3 - Microdureza após os ensaios de fadiga	33
Tabela 4– Dados dos ensaios com frequência de 10Hz e 30Hz.	42
Tabela 5 - Dados utilizados para análise de variância (ANOVA).	43
Tabela 6 – Resultado da análise de variância (ANOVA)	43
Tabela 7 – Espaçamento médio entre estrias de fadiga para amostra submetida frequência de 10 e 30 Hz nos patamares de 85 e 90%	аа .52
Tabela 8 - Resultado da análise de variância (ANOVA) do espaçamento médio entre estrias de fadiga.	as 52

LISTA DE SIGAS

- CCC Cúbica de corpo centrado
- CFC Cúbica de face centrada
- CP Corpo de prova
- DRX Difração de raios X
- EFE Energia de falha de empilhamento
- FAC Fadiga de alto ciclo
- FBC Fadiga de baixo ciclo
- HC Hexagonal Compacta
- K Fator de intensidade de tensão
- Kth Limite inicial do fator de intensidade de tensão
- LRT Limite de resistência a tração
- MEV Microscopia eletrônica de varredura
- TM Transformação martensítica
- PSB Bandas de escorregamento persistentes
- R Fator de carregamento
- S-N Stress number of ciclys
- α' Martensita
- Y Austenita
- ε Martensita épsilon
- σ Tensão

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis possuem propriedades e fatores que permitem aplicações em diversos campos da engenharia. Eles se discernem por possuírem maior resistência à corrosão em função de sua composição química, aliada a ampla variedade de propriedades mecânicas [1]. Elevada resistência à corrosão, boa resistência mecânica, alta tenacidade, boa capacidade de conformação, baixa manutenção e ótima versatilidade visual devido às diversas possibilidades de acabamentos de sua superfície são fatores que favorecem a esta gama de aplicações [2].

O consumo mundial desses aços tem expressivamente aumentado da década de 70 até os tempos atuais [3]. Recentemente, a produção mundial de aços inoxidáveis alcançou 52,2 milhões de toneladas em 2019, volume maior comparado a produção de 31,1 milhões de tonelada em 2010. Nesta conjuntura, os aços inoxidáveis austeníticos (AIA's) correspondem a cerca de 77% do volume total fabricado, devido às suas inúmeras aplicações nas indústrias químicas, petroquímicas, médicas, alimentícias, agrícolas, domésticas, em ambientes com altas temperaturas e solicitações estruturais [4] [5]. Assim, mediante o número de aplicações, aumenta-se a necessidade de estudar cada vez mais suas propriedades e o comportamento sob as determinadas condições de trabalho.

Nos aços inoxidáveis é possível encontrar famílias em função dos elementos de liga adicionados e, por consequência, da microestrutura obtida à temperatura ambiente. Dentre as diferentes classes de aços inoxidáveis estão os austeníticos, caracterizados pelo baixo teor de carbono ligado ao cromo e níquel, cujo resultado é a formação da estrutura austenítica (γ). Por efeito da sua estrutura metaestável, os AIA's podem sofrer transformação martensítica sob efeito de cargas mecânicas. A deformação plástica de aços austeníticos metaestáveis leva a uma transformação de austenita (fase dúctil) em martensita (fase dura e resistente) [6]. As consequências dessa transformação produzem alterações das propriedades mecânicas [7].

Entre as famílias dos AIA's está o AISI 316. O desenvolvimento de componentes e estruturas utilizando este material em decorrência das suas propriedades é uma realidade corrente [8] [5]. Sabe-se que as condições de carregamento dos componentes e estruturas de engenharia em serviço são complexas e variáveis [9]. Peças e sistemas estruturais sujeitos a cargas cíclicas devem ter uma base de avaliação da vida em fadiga da mais alta confiabilidade, já que a falha por fadiga – forma de ruptura geralmente inesperada e catastrófica, e muito frequentemente, em níveis de tensão abaixo da tensão de escoamento – suspende serviços e produções que acometem a economia e acarreta riscos à segurança [10] [11].

O comportamento à fadiga de materiais metálicos é fortemente afetado por fatores, como: acabamento superficial, composição química, microestrutura, inclusões, ambiente e a geometria do material; além do efeito da amplitude de tensão e temperatura [12]. Para os AIA's já se sabe que a fase martensita (α ') – transição de fase, em estado sólido, sem difusão de átomos, efetuada por um mecanismo de cisalhamento – também afeta o comportamento a fadiga [13 – 15].

Além de fatores como amplitude de deformação [5] [16], taxa de deformação [17 – 19] e temperatura [20]; o desenvolvimento da α' também está diretamente ligada a deformação por carregamento cíclico [9] [14] na qual a variável frequência de carregamento também contribui para a sua formação [14] [21] [22]. Apesar de haver alguns estudos sobre a martensita induzida por deformação cíclica, há pouca informação de como o parâmetro frequência influencia no comportamento à fadiga e sua relação com as condições microestruturais especialmente do AISI 316. Analisar o comportamento do aço inoxidável austenítico, sob condição de carregamento tendo como variável de estudo a frequência, permitirá estabelecer confiabilidade na avaliação da vida em fadiga de componentes e estruturas de engenharia em serviço, otimizando a condição de trabalho ideal.

Assim, em virtude da importância tecnológica da transformação martensítica induzida por deformação cíclica, compreender as modificações microestruturas decorrentes da solicitação cíclica e precaver-se da falha por fadiga, optou-se por estudar o efeito da frequência de 10 e 30 Hz de carregamento no comportamento à fadiga do aço inoxidável austenítico AISI 316.

O presente estudo também foi motivado pelos resultados do trabalho de Nery [18], autor que fez parte do mesmo grupo de pesquisa. Nery , ao estudar parafusos de aço inoxidável austenítico AISI 304, verificou diferença no comportamento à fadiga quando estes foram submetidos a ensaios de fadiga sob diferentes frequências. Resultado que impulsionou ao grupo de pesquisa analisar mais sobre o efeito da frequência no comportamento à fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316. Desta forma, após o trabalho de Nery, foi desenvolvido o presente estudo e concomitantemente está sendo desenvolvido um estudo de doutorado, também do mesmo grupo de pesquisa, sobre o efeito da frequência na mecânica da fratura para aço inoxidável austenítico 304 para que assim possa corroborar para os resultados e hipóteses obtidos até o presente momento.

2 OBJETIVOS

2.1 Geral

O presente estudo consiste em analisar a influência da frequência no comportamento à fadiga do aço inoxidável austenítico AISI – 316.

2.2 Objetivos específicos

- Verificar se há influência da frequência entre 10 e 30 Hz no desempenho em fadiga do aço;
- Identificar características microestruturais que expliquem a influência da frequência no desempenho em fadiga;
- Investigar os micromecanismos dos estágios de fadiga para cada condição de frequência;

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Aço inoxidável

Em 1912 na Inglaterra, Harry Brearley, enquanto caracterizava a liga de Fe-Cr (12 – 14 % de Cr) por metalografia, percebeu que esta resistia à maior parte dos reagentes utilizados para o ataque. Assim, ele a nomeou de liga "*Stainless Steel*" (aço inoxidável). No ano seguinte, Alemanha, Eduard Maurer ao estudar a liga Fe-Cr com o adicional de cerca de 8% de Ni também percebeu que a liga tinha alto grau de resistência a corrosão, principalmente aos vapores agressivos do laboratório no qual trabalhava [23].

Atualmente, pode-se dizer que os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que apresentam em sua composição química ao menos 12% de cromo, geralmente, adicionado o níquel e em vários casos outros elementos de liga. O cromo é o principal elemento responsável pela resistência a corrosão desses aços. Este quando em contato com o oxigênio gera um filme passivo espontâneo de óxido que protege o metal exposto ao ar e ao ambiente aquoso, garantindo a resistência à corrosão. Este filme formado é caracterizado por ser tenaz, renovável, contínuo, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos ambientes [3] [24].

Além do cromo, o níquel também desempenha papel fundamental para os aços inoxidáveis. Este elemento, além de melhorar a resistência a corrosão do aço em alguns meios, tende a alterar a estrutura cristalina do material [24].

A adição e a variação da proporção dos elementos químicos que compõem os aços inoxidáveis alteram as suas propriedades e consequentemente suas aplicações. Diante da variedade de composição química e da microestrutura formada à temperatura ambiente, os aços inoxidáveis podem ser classificados, em: ferríticos, martensíticos, austeníticos, endurecidos por precipitação, duplex e os super duplex [24] [25].

• Ferríticos;

São basicamente ligas de Fe-C-Cr que possuem, à temperatura ambiente, microestrutura ferrítica e, portanto, estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Exibem boa resistência à corrosão, são magnéticos (devido a estrutura ferrítica) e têm baixo custo de produção. Constituem os aços da série AISI 400, na qual o AISI 430 é o que melhor representa essa família. Não são endurecíeis via tratamento térmico, entretanto, são endurecíeis moderamente via trabalho a frio [24].

Martensíticos;

São essencialmente ligas de Fe-C-Cr que apresentam, após tratamento térmico de têmpera, estrutura cristalina de corpo centrado tetragonal (martensita). Esta estrutura é constituída em decorrência do resfriamento rápido da austenita presente na liga sob alta temperatura. Possuem característica de serem magnéticos, apresentarem alta dureza e resistência. Os aços martensíticos também constituem a série AISI 400, porém eles são do tipo endurecível via tratamento térmico por terem a adição de um teor de carbono superior ao dos aços ferríticos. Um aço típico é o AISI 410 [24].

Austeníticos;

São ligas que contêm em sua formulação, principalmente, Fe-C-Cr-Ni. Possuem predominantemente microestrutura austenítica, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), à temperatura ambiente. São paramagnéticos (pouco magnético) no estado recozido devido à estrutura austentítica, todavia se tornam magnéticos por meio de trabalho a frio devido à formação de martensita. Têm como características excelente resistência à corrosão, boa conformabilidade, elevada ductilidade e ótima soldabilidade. Constituem o maior grupo de aços inoxidáveis devido à sua vasta gama de composições e aplicações. Integram os aços da série AISI 200 e 300, sendo o 304 e o 316, os mais utilizados [1] [24].

Endurecíveis por precipitação;

Os aços inoxidáveis endurecíveis são basicamente compostos por Fe-C-Cr, incluindo elementos que provocam a formação de precipitados, tais como Ti, Al e Cu. Apresentam microestrutura multifásica formada a partir de microestrutura de fase única, o que lhes imprimem elevadas resistência e dureza. São magnéticos por normalmente possuírem estrutura martensítica [1].

• Duplex e super duplex.

Por fim, os aços inoxidáveis duplex e super duplex são ligas que apresentam a combinação balanceada das microestruturas austenita e ferrita. Possuem maiores limites de resistência a escoamento com a vantagem de ter melhor resistência à corrosão sob tensão, excelente resistência à corrosão localizada e corrosão sob frestas, elevada resistência mecânica, boa ductilidade, boa tenacidade e boa soldabilidade. A diferença entre os aços inoxidáveis duplex e super duplex consiste na diferença de concentrações do cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio que estas ligas apresentam, ocasionando maior resistência à corrosão por pite para o super duplex [1] [26].

Os aços inoxidáveis são constantemente selecionados em decorrência de suas diversas propriedades que contribuem para inúmeras aplicações. A apresentação das propriedades, características microestruturais e a composição serão desenvolvidos apenas para os aços inoxidáveis austeníticos em razão de serem a classe de estudo da presente pesquisa.

3.1.1 Aço inoxidável austenítico

Aços inoxidáveis austeníticos são aços de baixo carbono, ligados principalmente ao cromo e ao níquel, que apresentam estrutura essencialmente austenítica. São classificados em austeníticos estáveis e austeníticos metaestáveis. Os austeníticos estáveis são os que retêm estrutura austenítica em temperaturas inferiores a ambiente e mesmo após considerável deformação a frio [24].

Os austeniticos apresentam estrutura cristalina do tipo CFC. Esta estrutura é obtida através de elementos de austenitização como níquel, manganês e nitrogênio. Para estabilizar a austenita nas temperaturas desejadas, geralmente o teor de cromo varia entre 18% a 30%, o níquel em proporções de 8% a 20 %, manganês até 15% e o carbono entre 0,03% e 0,1% em massa. Outros elementos como molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio podem ser adicionados para aumentar a resistência mecânica e elevar a resistência aos mecanismos de corrosão [27].

Quando comparados aos outros aços inoxidáveis, os AIA's apresentam as melhores propriedades de resistência a temperatura elevada, tenacidade em baixas temperaturas, boa soldabilidade e elevada resistência ao impacto, ductilidade e não sofrem o fenômeno de transição dúctil-frágil. No entanto, possuem baixa temperabilidade (devido às porcentagens pequenas de carbono presentes) e alto coeficiente de expansão térmica, necessitando de atenção quando o objetivo for aplicá-los em ambientes com alta variação de temperatura [24].

3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 316

O aço AISI 316 tem como peculiaridade em sua composição uma quantidade significativa de molibdênio com concentrações entre 2 e 4% que confere ao aço substancial melhora à resistência a corrosão por pites e melhor resistência mecânica em comparação ao AISI 304. Em relação a aplicabilidade, o AISI 316 é considerado o mais adequado para aplicações marítimas, equipamentos de processamento e armazenamento químico, equipamentos de refinaria e dispositivos médicos. Contudo, em decorrência da sua baixa dureza, não é recomendado em aplicações que exigem alta resistência ao desgaste [24] [27]. As imagens abaixo apresentam alguns componentes mecânicos fabricados com o aço inoxidável austenítico AISI 316.



Figura 1 - Componentes mecânicos fabricados com o aço inoxidável austenítico AISI 316. a) eixo de barcos, b) válvula e c) parafuso. Fonte: [23].

3.2 Transformação Martensítica

A martensita é uma fase que se origina a partir da fase austenítica sob efeito de resfriamento do material ou sob aplicações de tensões-deformações. A martensita formada a partir do tratamento térmico tem como estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado. já a martensita α' e ε , originadas por meio de tensões-deformações, tem estrutura, respectivamente, cúbica de corpo centrado e hexagonal compacta [27].

A TM é determinada pela alteração de fase, em estado sólido, sem difusão de átomos, gerada por um mecanismo de cisalhamento de planos específicos da rede cristalina da fase matriz austenita (Figura 2), resultando em uma microestrutura com alta resistência mecânica. A alta resistência apresentada se deve à combinação de mecanismos de endurecimento [28] [9].



Figura 2 - Transformação Martensita. Os cristais A e B exibem a mesma estrutura. Entretanto, a orientação cristalográfica e sua relação de orientação são diferentes. Fonte: [29].

A martensita é separada da austenita por planos de interface (plano de hábito) que é invariante durante a transformação. O plano de hábito é mantido por meio da acomodação produzida por escorregamento e por maclação [8]. Macroscopicamente em uma interface plana, a martensita formada dá origem a um relevo com descontinuidades, como mostra a Figura 3.



Figura 3 - Modelo macroscópico de transformação martensítica. Fonte: [29].

A teoria fenomenológica é a tentativa de explicar o mecanismo da transformação estrutural que está envolvido na cristalografia da TM. Esta teoria mostra que a transformação pode ser explicada a partir da combinação da deformação de Bain (conversão estrutural da fase CFC em CCC), com uma deformação por cisalhamento que mantém a simetria do reticulado (reticulado invariante), obtendo uma interface não distorcida ajustada atomicamente (plano invariante ou plano de hábito), e por fim, uma rotação do reticulado transformado, mantendo o plano de habito de maneira que sua interface seja comum entre a fase mãe (austenita) e o produto (martensita) (Figura 4) [27].



Figura 4 - Mecanismos cristalográficos para formação de Martensita. a) e b) apresentação dos planos. Fonte: [30].

O segmento da Figura 3.a retrata a transformação de fases CFC em CCC onde os planos formados da fase martensita são oriundos dos planos da fase austenítica, enquanto que a Figura 3.b demonstra o cisalhamento e a rotação do cristal martensítico, conservando a invariância do plano de hábito [27] [29].

3.2.1 Transformação martensítica em aços inoxidáveis austeníticos

Grande maioria dos aços inoxidáveis austeníticos são passíveis de TM induzida por deformação. No processo de TM por deformação, estes são acometidos por transformações via deslocamento de planos atômicos, podendo formar dois tipos distintos de martensita: ε (paramagnética) e α '(ferromagnética) que normalmente são encontradas em conjunto [3] [30] [22].

A formação de martensita é induzida mecanicamente. Essencialmente, a austenita metaestável é transformada em martensita pela adição de energia de deformação [31]. A TM inicia quando a tensão aplicada supera a tensão cisalhante crítica e os sistemas de deslizamento da fase austenita são ativados. À medida que a tensão avança e novos sistemas são ativados, surge sobreposição de falhas de empilhamento, interseção das bandas de cisalhamento, maclas e defeitos planares, locais pertinentes para nucleações de martensita [31].

A TM está associada à energia de falha de empilhamento (EFE), a qual relaciona-se com a composição química, o tamanho de grão austenítico e a temperatura de deformação. A facilidade em se obter martensita induzida por deformação está sujeita a diminuição da EFE [32].

A EFE atua no propósito de rearranjar as linhas de átomos e busca extinguir as falhas. Quanto mais próximas estão as discordâncias e mais estreita é a falha de empilhamento, maior será a EFE. Esse comportamento interfere consideravelmente na deformação plástica, pois metais que possuem defeitos de empilhamento mais largos (menor EFE), encruam mais rapidamente que aqueles que apresentam defeitos de

empilhamento mais estreitos (maior EFE). Portanto, os materiais com alta EFE são mais difíceis de encruar, pois a probabilidade de aniquilação das discordâncias é maior [33].

A EFE da austenita do aço inoxidáveis AISI 316 poderá ser calculada com o auxílio da Equação 1 proposta por Schramm e Reed [33].

EFE
$$(mJ / m^2) = -53 + 6.2(\%\text{Ni}) + 0.7(\%\text{Cr}) + 3.2(\%\text{Mn}) + 9.3(\%\text{Mo})$$
 (Eq. 1)

Nesta equação não se considera os elementos químicos como carbono, silício, fósforo ou enxofre, pois não causariam grande influência no resultado da EFE, já que se encontram em menores porcentagens na composição [33].

Quando a deformação é aplicada nos aços inoxidáveis austeníticos, a seguinte sequência de transformação pode ser obtida: $(\gamma) \rightarrow (\epsilon) \rightarrow (\alpha')$ [21] [30]. A estrutura da austenita (γ) é CFC. Por conta de deformação plástica, a sequência de átomos empilhados da γ sofre uma descontinuidade, obtendo localmente a estrutura HC, martensita (ϵ). Em virtude de deformações mais elevadas, a martensita- ϵ pode cisalhar novamente, transformando-se em estrutura CCC, a martensita- α' . Se a EFE for alta, a fase HC pode não atuar como fase intermédia. A deformação plástica é necessária para a formação de α' , enquanto que a ϵ pode forma-se em baixas temperaturas e na ausência de deformação plástica [32].

A martensita-ε é frequentemente nucleada em falhas de empilhamento da austenita, enquanto que martensita-α' forma-se como resultado de intersecções da banda de cisalhamento e acúmulo de discordâncias. As duas fases martensíticas diferentes nem sempre coexistem em aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis [34].

Li, Yu *et al* [9] relataram a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, sendo ϵ uma fase intermediária durante a deformação por tração do aço 304. Entretanto, durante o carregamento cíclico uniaxial, a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ não foi detectada. Em suma, foi possível concluir que a martensita- α' é o principal produto da transformação de fase sob carga cíclica, mas ainda não está claro se a martensita- ϵ pode ser uma fase intermediária resultante deste tipo de deformação.

A presença dessas martensitas ($\varepsilon \in \alpha'$) altera significativamente as propriedades mecânicas nos aços e, portanto, suas aplicações industriais. A quantidade, distribuição e morfologia das martensitas $\varepsilon \in \alpha'$ alteram as propriedades convencionais, como limite de escoamento, limite de resistência à fadiga, dureza e alongamento [9] [32]. Os estudos sobre os aspectos que podem modificar a microestrutura do aço são de fundamental importância.

3.3 Fadiga de materiais

A literatura aponta que, dentre as distintas causas de falha de componentes mecânicos, a mais comum é devida à fadiga do material. Do número total de falhas, as provocadas por fadiga decorrem os 90%, sendo na maioria das vezes, falhas que ocorrem abaixo da tensão de escoamento e geralmente de forma inesperada e catastrófica [12].

Fadiga é o processo de alteração progressiva, localizada e permanente em materiais causada pela aplicação de carregamentos cíclicos ao longo do tempo, cuja particularidade é gerar e propagar trincas até a fratura. Designada quando um material for subjugado a tensões de tração cíclicas e rompe a uma tensão menor àquela necessária para ocasionar fratura em decorrência da aplicação de uma carga estática [10] [11].

O fenômeno de fadiga ocorre em ação simultânea de tensão cíclica, tensão positiva e deformação plástica localizada. A tensão positiva, ao superar a tensão crítica de início de escorregamento, produz o escorregamento persistente dos planos preferenciais ao passar dos ciclos, no qual provoca o surgimento de pequenos defeitos superficiais denominados de intrusões e extrusões (microdefeitos). A deformação plástica localizada, produzida com a imposição do ciclo de tensões, promove o deslocamento de planos de escorregamento ou cisalhamento de um plano para o plano adjacente, cuja ocorrência depende de diversos fatores, como: composição química, microestrutura, tamanho de grão, inclusões, segregações no material, além de defeitos dos processamentos térmicos e mecânicos aplicados ao material [12].

A falha por fadiga apresenta pouca deformação plástica generalizada associada à falha. Têm aparência similar à de uma fratura frágil. As superfícies de propagação da fratura são planas e perpendiculares ao eixo de tensão, com a ausência ou até pequeno fenômeno da estricção. Na maioria das vezes, é caracterizada pelo surgindo de três estágios de desenvolvimento, denominados mecanismos de fadiga: nucleação, propagação e ruptura final [11] [12].

3.3.1 Nucleação de trinca por fadiga

A nucleação de trinca por fadiga geralmente sucede na superfície. Esta nucleação é favorecida pelo fato dos grãos da superfície apresentarem deformação plástica localizada e rompimento das ligações atômicas mais fáceis em decorrência de estarem menos sustentados mutuamente do que os grãos do interior. Concentradores

de tensão como riscos, entalhes, corrosão localizada, inclusões, etc, potencializam a nucleação na superfície [12].

A nucleação no processo de fadiga está relacionada com a deformação plástica oriunda dos movimentos de ida e retomo das discordâncias nos planos de escorregamento dos cristais metálicos. Esta movimentação vincula - se a energia elástica do cristal, e cada discordância move-se como forma de reduzir sua energia total. A deformação alternada produz linhas de escorregamento que aparecem na superfície do material [35] [36].

Sob carregamento cíclico, as linhas de escorregamento se agrupam, formando bandas de escorregamento persistentes (PSB), mecanismo básico para a produção de defeitos pontuais (formação de vazios) na deformação cíclica [35].

A produção e a aniquilação sistemática de defeitos pontuais de uma PSB localizada em diferentes pontos da matriz, acarreta a movimentação da matéria e a formação de tensão interna. A relaxação dessa tensão interna resulta na formação de extrusões e intrusões, Figura 5. a) [35].

As trincas por fadiga desenvolvem-se nas intrusões que são excelentes concentradores de tensão, Figura 5 b). Múltiplas trincas são produzidas no material submetido ao carregamento cíclico elástico – plástico [35].



A formação de intrusões não é o único método de nucleação de trinca no carregamento cíclico. A nucleação também pode acontecer nas inclusões, contornos de grãos ou contornos das maclas. Nos contornos de grãos, a intensa deformação plástica quebra as suas ligações atômicas mais fracas que favorece a nucleação [35] [37]. Já as maclas apresentam planos favoráveis de deslizamento, de modo que as discordâncias podem deslizar sobre estes planos a grandes distâncias [37].

A nucleação de trinca por fadiga nos contornos das maclas é muito visto em metais cúbicos de face centrada, como nos aços inoxidáveis austeníticos, principalmente em ensaios de fadiga de alto ciclo. Já em ensaios de baixo ciclo, outras formas de nucleação são observadas devido as tensões serem suficientemente altas [38] [37].

3.3.2 Propagação de trinca por fadiga

As trincas de fadiga, uma vez formadas, tendem a se propagar de forma que podem ser descrita nos seguintes estágios:

Estágio I: Região de nucleação (A) - Corresponde ao início de uma ou mais microtrincas devido à deformação plástica localizada e cíclica, que produz as intrusões e extrusões, seguida de propagação cristalográfica por uma distância pequena da ordem de 2 a 5 grãos. As tensões cisalhantes que provocam o escorregamento governam este estágio. As microtrincas terão inclinação de 45º graus com a tensão normal principal cíclica. A formação de marcas de catraca denuncia os locais onde ocorreu a nucleação. Este estágio de propagação é extremamente dependente da microestrutura.

Estágio II: Região de propagação da trinca (B) - Consiste na propagação de microtrincas e consequente evolução a macrotrincas que progridem em plano perpendicular a tensão normal principal. Nesse estágio são verificados ressaltos concêntricos que se expandem para longe dos sítios de nucleação de trincas, com frequência em um padrão circular ou semicircular, que podem ter aspecto macroscópico (marcas de praia), microscópico (estrias de fadiga) ou mesmo não apresentar nenhuma destes aspectos, dependendo de intensidade de tensões na ponta da trinca, capacidade de deformação do material, mudanças de nível e frequência de solicitação cíclica. Cada estria representa a posição sucessiva de uma frente de trinca que avança no plano

normal ao da máxima tensão de tração e é produzida durante um único ciclo ou mais de um ciclo de carregamento.

A propagação de trinca por fadiga neste estágio é geralmente transgranular. A temperatura, ambientes corrosivos e fases com contornos de grãos frágeis, podem alterar as características desta região.

Estágio III: Região de ruptura final (C) - Caracteriza-se por ser a zona onde ocorre a falha catastrófica, ruptura final, quando o componente não mais suporta a carga e, portanto, fratura de forma frágil, dúctil ou pela combinação de ambas, no último ciclo de carregamento.

A Figura 6 apresenta o esquema dos estagio de propagação da trinca por fadiga e a Figura 7 mostra uma superfície de fratura com falha provocada por fadiga.



Figura 6 - Representação esquemática dos estágios de propagação. Fonte: [12]



Figura 7 - Superfície de fratura por fadiga. As zonas A, B e C estão indicadas. A zona de nucleação (A), neste caso, é caracterizada apenas pelas marcas de catraca, que são as pequenas rugas mais ou menos radiais junto a superfície. Embora a nucleação seja micros cópica ou até sub-microscópica, estas marcas de catraca denunciam sítios de nucleação da fadiga. A distinção de tonalidade sobre a superfície de propagação (B), definida por uma linha

de separação (seta) é promovida por alguma alteração nos parâmetros de carregamento cíclico durante a propagação. Fonte: [39].

3.4 Ensaio de Fadiga

O ensaio de fadiga é utilizado nos projetos contra a falha estrutural por fadiga. A avaliação da resistência à fadiga de materiais metálicos pode ser reproduzida por meio de um ensaio baseado na norma ASTM E 739 [40], que consiste na aplicação e remoção contínua de um carregamento, seja ele axial, flexivo ou rotativo no componente testado. Condição necessária e pertinente ao ensaio é a aplicação de cargas alternadas e a contagem do número de ciclos necessários para produzir a ruptura no material.

O desempenho dos materiais pode ser caracterizado em regime de fadiga de baixo ou de alto ciclo. Na fadiga de baixo ciclo são aplicadas tensões acima do limite de escoamento do material ($\sigma_{max} > \sigma_{escoamneto}$), onde prevalece maior deformação plástica cíclica em relação a deformação elástica. A deformação plástica predomina à medida que a tensão aumenta e as amplitudes de tensões são maiores e variáveis. Já para a fadiga de alto ciclo, as tensões cíclicas aplicadas são menores do que o limite de escoamento do material ($\sigma_{max} < \sigma_{escoamneto}$) e as deformações plásticas resultantes são pequenas. Neste caso, a tensão aplicada é elástica e o material se deforma plasticamente de maneira altamente localizada devido ao acúmulo de um grande número de ciclos de deformações de baixa amplitude [12].

Em ambos os regimes, por meio das curvas é possível estabelecer a vida em fadiga que o material suporta antes da fratura, a resistência e o limite de resistência à fadiga.

3.4.1 Frequência

A frequência é uma grandeza que indica o número de eventos em determinado período de tempo (ciclos, voltas, oscilações, etc). A frequência é representada pela letra f e sua unidade de medida pode ser o Hertz (Hz) que equivale a quantidade de ciclos por segundo. Para o carregamento cíclico, a frequência consiste na oscilação de tensão, resultante da aplicação e remoção contínua de um carregamento, em um determinado tempo.

A oscilação da tensão pode formar um padrão senoidal. A Figura 8 ilustra a variação da tensão em função do tempo respeitando o padrão senoidal.



Figura 8 - Variação senoidal da tensão com o tempo. Fonte: [11].

O gráfico apresenta as seguintes componentes de tensão: S_{min} (tensão mínima), $S_{máx}$ (tensão máxima), S_a (amplitude de tensão), S_m (tensão média), S_r (variação de tensão) (Figura 5). Por conseguinte, é possível, a partir do gráfico, determinar relações entre as componentes (Equações 2 e 3).

$$S_{\rm m} = \frac{S_{\rm máx} + S_{\rm min}}{2} \qquad ({\rm Eq.}\ 2)$$

$$S_a = \frac{S_{max} - S_{min}}{2}$$
 (Eq. 3)

Podem ser determinadas, também, a razão de carregamento R e a razão de tensão alternante A, respectivamente (Equações 4 e 5).

$$R = \frac{S_{min}}{S_{máx}}$$
(Eq. 4)

$$A = \frac{S_a}{S_m}$$
(Eq. 5)

3.4.2 Curva S-N ou Curva de wöller

O método mais utilizado de apresentação dos dados de fadiga é através das curvas de Wöhler ou curvas tensão-deformação (curva S-N). As curvas S-N (*Stress-Number of cycles*) também conhecida como curva de Wöhler, caracterizam a magnitude da tensão aplicada sobre o corpo de prova (CP) pelo número de ciclos até o rompimento. Este método serve para prever e controlar o número de ciclos com uma determinada carga até o rompimento.

Segundo Budynas e Nisbett [11], através do levantamento das curvas S-N, é possível determinar o comportamento do material quanto a sua resistência à fadiga, a qual relaciona a componente de amplitude (S_a) ou a tensão máxima (S_{máx}) com o número de ciclos N até a falha. A tensão alternante reduz com o aumento do número de ciclos até a ruptura. Em materiais como aço ao carbono (CCC), a curva S-N se torna horizontal a partir de um certo nível de tensão (Figura 9). Entretanto, em aços inoxidáveis austeníticos de estrutura CFC, o patamar horizontal é mais dificilmente determinado.



Figura 9 - Curva S-N típicas para dois materiais. Fonte: [11].

Portanto, podemos definir duas propriedades de acordo com o nível de tensão: resistência a fadiga, que é a máxima tensão cíclica aplicada que possui probabilidade de provocar a falha por fadiga a um determinado número de ciclos; limite de fadiga, que é a máxima tensão cíclica, abaixo da qual não há probabilidade de ocorrer falha por fadiga, independentemente do número de ciclos [11].

3.4.3 Procedimento estatístico para a curva S-N

Os corpos de prova devem ser cuidadosamente preparados a fim de determinar a vida em fadiga de cada um deles. O número de corpos de prova depende da finalidade da curva a ser gerada e da variabilidade dos resultados. Segundo a norma ASTM E 739 [41],recomenda-se uma quantidade de 6 a 12 para testes preliminares e de 12 a 24 para utilização em aplicações que exigem maior confiabilidade.

Para determinação da curva S-N, a norma BS ISO 12107 [42] fornece orientações referentes ao método combinado utilizando 14 corpos de prova: 8 para o estágio finito da curva (estágio a) e 6 para o estágio infinito (estágio b) (Figura 10).



Figura 10 - Estágio finito (a) e estágio infinito (b) representados no diagrama S-N. Fonte: [42].

No estágio finito "a" são levantados os pontos para cada nível de tensão e, em seguida, determina-se a curva média. Já o estágio "b" é referente à parte infinita da curva, pode-se utilizar o incremento de tensão equivalente ao desvio padrão encontrado no estágio "a", junto aos métodos *staircase* ou *up-and-down* que se caracterizam, basicamente, pela utilização do método escada onde as amostras são testadas sequencialmente sob diferentes níveis de tensão. Assim, por meio do método *staircase* pode-se determinar o limite médio de fadiga, bem como seu desvio padrão através de equações previstas na norma.

3.5 Comportamento cíclicos dos metais

Sob carregamento cíclico, as propriedades mecânicas de um metal podem ser modificadas. A resistência à deformação de um metal pode aumentar (endurecimento cíclico), diminuir (amolecimento cíclico) ou não se alterar (estabilidade cíclica) em virtude da condição de ensaio e do estado inicial, temperado e revenido, recozido, normalizado ou encruado. O amolecimento cíclico é característico dos metais e aços trabalhados a frio submetidos a pequenas amplitudes de deformação. Já o endurecimento cíclico é comum em metais recozidos, algumas ligas de alumínio e nos aços temperados [43].

Alguns metais podem também apresentar comportamento misto (amolecimento e endurecimento cíclico) como os aços inoxidáveis austeníticos. A resposta a tensão cíclica no aço inoxidável austenítico se caracteriza pelo endurecimento cíclico primário, amolecimento cíclico e endurecimento secundário. O endurecimento cíclico primário ocorre devido a um aumento significativo na densidade de discordâncias e a incidência de defeitos pontuais, em seguida advém o amolecimento cíclico que surge à medida que a estrutura de discordâncias se reorganiza até atingir uma configuração mais estável. O endurecimento secundário tem sido atribuído à interação de múltiplos sistemas de deslizamento e à formação de estruturas de células de discordâncias com a formação de martensita [44].

3.6 Mecânica da fratura ligada à fadiga

A mecânica da fratura define o grau de segurança de um componente trincado para tensões normais de serviço, permitindo que projetos aliem segurança e viabilidade econômica por meio da prevenção, detecção e monitoramento de falhas [10]. Ela se baseia em ferramentas matemáticas que possibilitam a análise de defeitos permissíveis, o crescimento de trincas e o quanto podem afetar a resistência de estruturas.

A mecânica da fratura quando aplicada à fadiga permite a operação segura de componentes com defeitos prévios e/ou trincas nucleadas, que afetam a sua resistência, sob carregamentos cíclicos. A mecânica da mecânica da fratura é aplicado na propagação de trincas por fadiga quando o período do crescimento de uma trinca apresenta um tamanho suficiente para tal [45].

Na previsão da resistência mecânica a fadiga considera- se apenas a região de propagação da trinca, já que a nucleação, por ser acometida por fenômenos que diferem

da propagação, não faz parte da previsão. Assim, a vida é calculada pela propagação do defeito do seu tamanho inicial até o correspondente tamanho crítico [45].

A previsão de vida depende diretamente da velocidade de propagação da trinca (da/dN) ou o quanto a trinca cresce por ciclo do carregamento em função da intensidade de tensão (Δ K) que caracteriza o estado de tensões oriundas da solicitação cíclica sob a ponta da trinca [12]. A Figura 11 ilustra o comportamento característico de uma curva típica de propagação de trincas por fadiga. Quando plotadas na forma de log(da/dN) vs. log(Δ K), possuem uma forma sigmoidal característica, constituída de três regiões distintas: a fase inicial, ou fase I, início da trinca, a mediana ou fase II, com crescimento estável, e a final ou fase III, instabilidade no crescimento da trinca.



Figura 11 - Representação esquemática do crescimento da trinca por fadiga. Fonte: [46] [45].

A Região I é caracterizada por mecanismos descontínuos de crescimento e por não haver crescimento da trinca por fadiga até o valor ΔK atingir o fator de intensidade de tensão do ponto limite inicial (K_{th}). Esse valor define as mínimas condições de carga necessárias para a trinca propagar. Esta fase é muito sensível à carga média, à microestrutura do material e ao meio ambiente [10].

O valor de K_{th} é influenciado pelo fenômeno do fechamento das trincas de fadiga [47].O fenômeno do fechamento de trincas implica um contato entre a superfície superior e inferior da trinca de fadiga com transmissão de carga através da área de contato e diminuição da força motriz da propagação. Para que uma trinca avance por fadiga, o material à frente da ponta precisa ser deformado ciclicamente e, como a ponta da trinca só pode ser deformada após a sua abertura total, só pode crescer por fadiga depois de completamente aberta. Quanto maior for a carga de abertura da trinca, maior será K_{th}.

O nível de fechamento de trinca é afetado por microestrutura do material, a geometria do corpo de prova, a geometria da ponta da trinca, o tamanho da trinca, condições de carregamento (máxima intensidade de tensões, razão R entre tensões, variação na amplitude de carregamento), e condições do teste (ambiente e temperatura) [47].

Na Região II, o comportamento do crescimento da trinca é prevista pela Equação de Paris (Equação 6). O crescimento das trincas é controlado por mecanismos contínuos, deformações elastoplásticas cíclicas que acompanha as pontas das trincas de fadiga, pouco sensíveis à microestrutura, à carga média, ao meio ambiente e à espessura da peça. A taxa de propagação da trinca (da/dN) corresponde a distância que a trinca se propaga em um ciclo de carga (N) e é obtida por meio do K. A relação logarítmica entre a taxa de propagação da trinca e a variação da intensidade de tensão é normalmente linear [46] [48].

$$\frac{\mathrm{da}}{\mathrm{dN}} = \mathrm{C}\,\Delta\mathrm{K}^{\mathrm{m}} \qquad (\mathrm{Eq.}\;6)$$

O ΔK é a variação na tensão de fadiga ($K_{max} - K_{min}$) que atua na trinca em um único ciclo de carga. Nas tensões alternadas oriundas do carregamento cíclico a propagação da trinca é comandada no momento das forças de trações, uma vez que as tensões compressivas não contribuem para abertura [10]. Essas tensões de compressão simplesmente fecham a trinca, portanto, se K_{min} for negativo, será considerado zero no cálculo de ΔK [48].

As variáveis "C" e "m" são pré-definidas em função da condição do aço. Estas variáveis são constantes e obtidas experimentalmente. A primeira é uma constante tabelada e representa o coeficiente linear do trecho reto da curva da Figura 30, enquanto que a segunda denota o coeficiente angular do mesmo trecho e varia de 1 a 6, dependente do material e do nível de tensão. Para aços inoxidáveis austeníticos, o "C" equivale a $5,60^{-12}$ e o "*m*" a 3,25 [10].

A fratura resultante da propagação da trinca é normalmente transgranular e apresenta na sua superfície a formação de estrias de fratura por fadiga. As estrias correspondem a distância de propagação de um ciclo ou alguns ciclos no processo de fadiga, já que o número e espaçamento de estriações relacionava-se com o número de ciclos para cada nível de carregamento. O espaçamento entre as estriações é controlada pela amplitude do fator intensidade de tensões, havendo pouca influência de inclusões (ou partículas de segunda fase) [45] [10].
Segundo Dieter (1981) [12], o mecanismo mais aceito para formação de estrias neste estágio foi proposto por Laird e Smith, como mostra a Figura 12.



Figura 12 - Mecanismo de formação das estrias. Fonte: [12].

No início do carregamento cíclico a ponta da trinca apresenta o formato de entalhe duplo (Figura 10.a). À medida que o esforço de tração é aplicado, o entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca (Figura 10.b). Ao passo que a trinca se alarga para sua extensão máxima ocorre o embotamento (menos cortante, menos agudo) da trinca (Figura 10. c). Com a mudança para carga compressiva, as direções da deformação cisalhante na ponta da trinca são invertidas (Figura 10.d), até a formação da nova superfície de trinca afilada com entalhe duplo (Figura 10.e). A partir daí, com um novo ciclo, o mecanismo se repete e a trinca vai avançando.

Por fim, a Região III corresponde a ruptura final, pois a trinca passa a ter crescimento instável e alcança um tamanho que a seção transversal não pode suportar. O valor de K é máx e corresponde a tenacidade à fratura do material. A falha final da peça se dá por um processo brusco chamado de fraturamento que ocorre por clivagem ou coalescência de cavidades.

3.7 Revisão da literatura

A deformação plástica no aço inoxidável austenítico aumenta o encruamento devido ao aumento da densidade de discordâncias e leva à transformação da austenita

 (γ) em martensita ($\epsilon e \alpha'$) [49]. A formação de martensita induzida por deformação resulta na alteração da microestrutura e das propriedades mecânicas convencionais do aço, como limite de escoamento, limite de resistência à fadiga, dureza e alongamento [44].

De modo geral, a transformação martensítica ocorre quando a tensão ativa os sistemas de escorregamento da fase austenita que resultam nas configurações de discordâncias favoráveis (defeitos na rede) para sua nucleação [44]. A ativação destes sistemas de escorregamento que acarreta a formação de defeitos na microestrutura do aço pode ser oriunda da deformação por carregamento cíclico [50].

3.7.1 Carregamento cíclico e martensita

No carregamento cíclico a transformação martensítica é gerada apenas quando a deformação plástica cumulativa atinge valor crítico e embriões α' -martensíticos começam a se formar e, por conseguinte, se tornam estáveis [9]. As martensitas oriundas deste tipo de deformação podem nuclear em vários sítios, tais como: sobreposição de falhas de empilhamento, interseção das bandas de cisalhamento, maclas, defeitos planares, contorno de grão, entre outros, na qual a energia de interação total favorece a formação da fase [50].

Na comparação do carregamento de tração monotônico convencional com o carregamento e descarregamento em tração cíclica em um AISI 304, Zhang, Xu *et al.* [34] através da difração de raios - X, concluíram que o carregamento e descarregamento de tração cíclica aumentam o encruamento e também a fração volumétrica de martensita induzida por deformação. Eles também mostraram que o teor de martensita aumenta devido à variação da tensão interna e deslocamento quando ocorre o descarregamento.

Li, Yu *et al* [9] também compararam a deformação por carregamento estático e cíclico. A diferença entre os resultados encontra-se na distribuição da α ' na matriz γ . No carregamento cíclico foram desenvolvidas discordâncias mais complexas e mais interações foram geradas. Isso levou ao aumento da densidade de discordâncias nos contornos e no interior do grão, consequente aumento dos locais de nucleação da α ' e sua homogeneidade, diferente do carregamento estático.

A deformação cíclica pode transformar parte da fase austenítica em ε-martensita induzida por deformação e em α'-martensita durante a fadiga, declaram Farias, Alvarez-Armas *et al.* [14]. Além disso, a TM induzida pelo carregamento cíclico depende fortemente do estado inicial do material, isto é, os sítios de nucleação da martensita são favorecidos pela microestrutura inicial formada durante o processo industrial do aço austenítico metaestável.

Na deformação por carregamento cíclico, alguns pesquisadores relatam variáveis que afetam o teor da fase martensita no aço inoxidável austenítico e consequentemente na sua vida em fadiga. Peques et al [44], por exemplo, afirmam que o aumento nas taxas de deformação cíclica propiciam maior aquecimento adiabático para uma dada amplitude de deformação, o que leva a menor taxa de transformação martensítica. A redução na transformação martensítica sucede de uma menor taxa de endurecimento secundário bem como maior vida em fadiga.

Zeng e Yuan [13] declaram que a transformação de fase em condições de carregamento cíclico depende não apenas da deformação plástica acumulada, mas também da amplitude da deformação. Um valor limite da amplitude de deformação plástica precisa ser excedido para iniciar o processo de transformação de fase. Para o efeito da temperatura Luo et al [6] expõem que o auto aquecimento durante o ensaio de carregamento cíclico afeta fortemente a rede cristalina do aço inoxidável austenítico. O aumento da temperatura leva ao aumento da amplitude de deformação plástica, inibe a transformação martensítica induzida pela deformação e, como consequência, não provoca endurecimento cíclico secundário que resulta na diminuição da vida de fadiga.

3.7.2 Frequência de carregamento

Ao considerar a variável frequência, o teórico Dieter [12] afirma que para os metais não há influência da frequência na vida em fadiga em uma faixa de 1 a 500 Hz. Norton [10]comenta que os efeitos de frequência para metais sob cargas de fadiga uniaxial são geralmente considerados desprezíveis. Schönbauer et al [51] relatam que para o aço AISI 630, submetido as frequências de testes de 15 Hz, 35 Hz, os limites de fadiga não foram afetados. Fitzka et al [52] expõem que no regime de fadiga de alto ciclo os aços inoxidáveis são menos propensos a efeitos de frequências baixas, abaixo de 20 Hz, não há diferença no comportamento do AISI 304 em virtude do aumento de temperatura ser insignificante.

Contrariamente, Nikitin e Besel [53] relatam mudança nos limites de fadiga devido a mudança da frequência quando estudaram o comportamento de fadiga do aço austenítico AISI 304 ao ar e temperatura ambiente. Utilizando frequências entre 0,05 Hz e 10 Hz, eles observaram que frequência mais alta leva a um número significativamente menor de ciclos até a falha. Os testes com a menor frequência (0,5 Hz) mostraram que a vida em fadiga é 4 a 25 vezes maior do que a vida obtida a 5 Hz.

A maior mudança é encontrada entre 2 Hz e 5 Hz enquanto que entre 0,5 Hz e 2 Hz não há diferença significativa no número de ciclos até a falha.

Adicionalmente, Nery [54] notou que no ensaio de fadiga ao ar a redução da frequência de 30 Hz para 2 Hz melhorou os resultados do desempenho em fadiga dos parafusos prisioneiros de aço AISI 304 em até 60%. Marvasti et al [55], ao estudar o comportamento em fadiga de tubulações fabricadas em aço utilizando frequência baixas (0,001-1 Hz), concluíram que a taxa de crescimento da trinca diminui significativamente com a redução da frequência. Pessoa et al [22] mostraram que maiores quantidades de α '-martensita e menores amplitudes de deformação plástica são observadas quando os experimentos cíclicos são realizados em menor frequência, promovendo maiores resistências à fadiga.

Daniel et al [56] também relatam influência da frequência de teste na resistência à fadiga no regime de alto ciclo em T = 300 °C do aço AISI 347. Entretanto, na contramão do que tinha sido dito pelos pesquisadores do último parágrafo, eles declaram que a maior resistência à fadiga foi alcançada em uma frequência de teste de 20 kHz e 980 Hz do que em 20 Hz, ou seja, maior resistência na maior frequência.

Vale a pena salientar que os resultados do comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos em decorrência da aplicação de frequência podem ter variado dentre os autores em virtudes das divergências da condição de ensaio, como por exemplo, diferença no fator de carregamento e na aplicação dos regimes - fadiga de alto ciclo (FAC) ou fadiga de baixo ciclo (FBC).

Apesar da grande quantidade de estudos encontrados na literatura sobre o carregamento cíclico no aço inoxidável austenítico, há poucas informações a respeito do efeito da frequência no desempenho em fadiga para o AISI 316 em baixas frequencias. Assim, torna-se importante analizar o efeito da frequencia de carregamento na resistência à fadiga do aço, e sua relação com as condições microestruturais, que permitam compreender os mecanismos de dano e previsão de desempenho em fadiga.

4 METODOLOGIA

Os ensaios foram desenvolvidos com o intuito de associar o efeito de variável de carregamento (frequência) ao comportamento em fadiga e características microestruturais detectadas.

4.1 Material e corpos de prova

O material utilizado neste estudo trata-se do aço inoxidável austenítico AISI 316. Ele foi adquirido na forma de tarugo de ½ polegada, barras com um total de 8 metros de comprimento. Parte deste material foi usado na fabricação de amostras (discos) de 12 mm de diâmetro por 5 mm de espessura que foram utilizados nos ensaios de metalografia, dureza e análise química.

A outra parte do material foi empregada na usinagem dos corpos de prova (Figura 13), baseando-se na norma ASTM E466-15 (2010) [41] a qual alude sobre o procedimento para o desempenho de testes de fadiga controlados por força axial. Estes corpos de prova foram utilizados nos ensaios de fadiga, teste metalográfico e para o ensaio de fractografia.



Figura 13 - Corpo de prova para os ensaios de fadiga. *Escala em milímetros.

Em virtude da metaestabilidade do aço inoxidável 316, fases martensíticas e tensões superficiais podem ser formadas em decorrência dos processos de fabricação [7]. Por esta razão, para garantir a homogeneização da microestrutura e não haver interferências nos resultados, parte dos discos e todos os corpos de prova (CP's) para o ensaio de fadiga foram previamente aquecidos a 1000 °C por 1 h em forno (Mufla Digital Microprocessado SP-1200DM/G) e posteriormente resfriados ao ar [5].

Além disso, após o tratamento, os corpos de prova de fadiga foram lixados com lixas abrasivas de carbeto de silício (#200 a #1200), resultando em rugosidade média

padrão de 2 µm (Figura 14). A intenção foi remover possíveis concentradores de tensão de superfície como arranhões e descontinuidades superficiais que poderiam interferir nos resultados do comportamento a vida em fadiga [12].



Figura 14 - Corpos de provas tratados termicamente. a) não lixado e b) lixado.

4.2 Análise química

A espectrometria de emissão óptica foi realizada como técnica analítica para determinação da composição elementar do aço. O equipamento utilizado foi o espectrômetro de emissão óptica (Foundry-Master Xpert Oxford Instruments). Através deste equipamento foram realizadas 5 queimas em uma amostra devidamente plana e lixada até # 600. A média aritmética simples dos resultados obtidos das 5 queimas forneceu a composição química do material cuja constituição foi comparada a sua especificação.

O diagrama de Schaeffler informa a suscetibilidade do tipo de microestrutura presente no material em função do conteúdo dos elementos de liga. O *Nieq* – Níquel equivalente e o *Creq* – Cromo equivalente (Equações 7 e 8), estabelecidos por meio dos elementos de liga oriundos da análise química e, por conseguinte, atribuídos ao diagrama de Schaeffler, permitiram determinar a microestrutura do aço inoxidável 316.

$$Nieq = \% Ni + 30x\% C + 0.5 x \% Mn$$
 (Eq. 7)

$$Creq = %Cr + %Mo + 1,5 \times \%Si$$
 (Eq. 8)

4.3 Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado em amostras da seção transversal e longitudinal do material como recebido, antes e após o tratamento térmico. O propósito foi averiguar e certificar a intervenção do tratamento na microestrutura do material. Também foi feita dureza em amostras da seção longitudinal da região próximo a fratura de corpos provas após os ensaios de fadiga. O procedimento foi realizado em um microdurômetro Vickers. Os CP's foram testados em diferentes pontos, segundo a ASTM E384 [57], com carga de 1 kgf e tempo de penetração de 10 s.

Os pontos escolhidos para a análise da dureza das amostras da região da fratura se concentraram na região logo abaixo da trinca limitada a zona de propagação.

4.4 Microscopia ótica

Realizou-se a metalografia da barra como recebida, bem como daquela submetida ao tratamento térmico e da seção longitudinal da região de fratura dos corpos de provas rompidos durante o ensaio de fadiga. As amostras foram confeccionadas por uma máquina com disco abrasivo de carbeto de silício com lubrificação. Em seguida, foram embutidas em baquelite, lixadas e polidas mecanicamente.

O lixamento envolveu lixas abrasivas de carbeto de silício, granulometrias progressivamente maiores, partindo da #80 até #1200 em uma politriz/lixadeira. O polimento também foi realizado em uma politriz/lixadeira com a utilização de pasta de diamante (1µm) como agente polidor. Após o polimento, as amostras foram atacadas de modo a revelar sua microestrutura por meio da solução de água régia, mistura de ácido clorídrico (HCI) e ácido nítrico (HNO3) concentrado numa proporção de 3:1, com tempo de imersão de aproximadamente 1 minuto. A análise foi realizada em um microscópio ótico Zeiss Axioscope A1.

4.5 Ensaios de fadiga

O carregamento cíclico axial dos corpos de prova de fadiga termicamente tratados e lixados foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS LANDMARK modelo 3010 com célula de carga de 100 kN (Figura 15). Aplicou-se fadiga de baixo

ciclo, tensões acima do limite de escoamento do material (σ max > σ escoamneto), com frequências de 10 e 30 Hz e R=0,1 ao ar. Foi considerada vida infinita para os corpos de prova que não romperam até 2 *x* 10⁶ ciclos. Para avaliação qualitativa e quantitativa da vida em fadiga, foram utilizados procedimentos previstos nas normas ASTM E739 [40] e BS ISO 12107 [42].

As escolhas das frequências de carregamento foram determinadas em razão das limitações e condições ideais dos ensaios nas maquinas de fadiga. Foram escolhidas a frequência de 30 Hz, uma vez que é a máxima condição de frequência de carregamento das máquinas de fadiga que realizaram o ensaio, e 10 Hz, frequência mais baixa que favoreceria a um número total de horas de ensaio que não comprometeria o cronograma de execução do presente pesquisa e nem a de outros pesquisadores que também dependiam deste ensaio.



Figura 15 – a) Máquina de fadiga; b) Corpo de prova instalado e pronto para o ensaio na máquina de fadiga.

Foram criadas curvas S-N com tendência da rampa de resistência a fadiga para cada condição de frequência. No estágio finito ou tendência de rampa de resistência a fadiga foram levantados os pontos para cada nível de tensão e, em seguida, determinouse a curva média. Os pontos de tensões aplicadas corresponderam ao maior percentual da tensão do limite de resistência a tração (LRT) até o menor percentual de tensão que não se provoca ruptura. Foram utilizados no mínimo dois corpos de prova para cada nível de tensão da rampa. Totalizando 10 corpos de prova para frequência de 10 Hz e 12 corpos de prova para a frequência de 30 Hz.

Para analisar os resultados das curvas foi aplicado a análise de variância (ANOVA) por meio do Excel. O método da ANOVA utilizado foi o fator duplo com repetição que consistiu em comparar as médias de várias subpopulações independentes (patamares de tensão com os números de ciclos) categorizadas por dois fatores (Frequência de 10 e 30 Hz).

4.6 Análise fractográfica

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura dos corpos de provas do ensaio de fadiga foram investigados por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para o procedimento foi utilizado o microscópio eletrônico TESCAN VEJA LMS com filamento de tungstênio operando de 15 a 20 kV. As análises nas superfícies da região da falha, incluindo as medições dos espaçamentos das estrias, foram realizadas nos corpos de prova submetidos 85 e 90 % da resistência a tração máxima com frequências de carregamento de 10 e 30 Hz.

Nas medições dos espaçamentos das estrias foram escolhidos cinco pontos distintos em cada corpo de teste analisado. Todos estes pontos tinham aproximadamente a mesma distância a partir da origem da fadiga.

Antes do ensaio, os corpos fraturados foram limpos com detergente e escova com cerdas macias para remover detritos que poderiam comprometer a visualização dos aspectos morfológicos das superfícies.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Química

O espectrômetro de emissão óptica foi empregado com o fim de comprovar a composição química do material. A Tabela 1 apresenta a média da análise quantitativa realizada no aço e, como esperado, os dados experimentais estão de acordo com a literatura para todos os elementos químicos apresentados [58] [59].

Elemento	С	Si	Cr	Mn	Ni	Мо
% Peso	0,05	0,44	17,3	1,60	11,1	2,14
AIGI 216	0,06	1,0	16,0 -	2,0	10,5 -	2,0 -
AI31 310	máx.	máx.	18,5	máx.	13,5	2,5

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 316 (%).

Com base nos percentuais obtidos através da análise química foi efetuado o cálculo do níquel e do cromo equivalentes através das Equações 7 e 8. A partir dos resultados das equações e utilizando o diagrama de Schaeffler foi possível determinar a estrutura 95% austenítica e 5% ferrítica para o aço inoxidável austenítico AISI 316, como mostra a figura 16. Este diagrama permite uma avaliação aproximada da microestrutura em função da composição do aço [14] e mostra a susceptibilidade da formação de martensita no aço inoxidável em decorrência da presença da austenita, além de indicar que a transformação martensítica pode ocorrer no presente material quando fatores como temperatura, deformação, a taxa de deformação e o estado de tensão são satisfeitos [60].



Figura 16 - Diagrama Schaeffler do AISI 316 utilizado no estudo [14].

Ainda convém ressaltar que a partir dos resultados da Tabela 1 também é possível calcular a EFE do material uma vez que a EFE é dependente da composição química [33]. Aplicando a equação 1 foi possível calcular um valor experimental de EFE igual a 52,95 mJ/m² para o aço AISI 316. Este valor pode ser visto como um valor muito baixo quando comparado a outros metais de estrutura cúbica de face centrada, como o alumínio (166 mJ/m²), níquel (128 mJ/m²) ou cobre (78 mJ/m²) [61]. Baixa EFE dificulta aniquilação das discordâncias e as falhas de empilhamento, condições pertinentes para nucleações de martensita [33] [31].

Alguns elementos químicos como o silício, cromo ou manganês tendem a diminuir a EFE, enquanto que outros elementos como carbono, níquel e molibdênio aumentam [33] [61]. A análise química feita no aço AISI 304 por Nery [54] permitiu calcular a EFE de 17 mJ/m², menor quando comparada ao aço AISI 316 do presente estudo. Esta diferença é decorrente da maior concentração do molibdênio e níquel para o aço AISI 316.

5.2 Microdureza

A Tabela 2 mostra o comportamento do AISI 316 para dureza na seção longitudinal (DL) e na seção transversal (DT), antes e após o tratamento. Nesta tabela, depreende-se redução de dureza, resultado do processo de recozimento. Por meio deste tratamento, há a ocorrência dos fenômenos de recuperação e recristalização do material, reduzindo o número de defeitos, o encruamento e a martensita, aumentando a ductilidade [5]. A redução da dureza também está associada ao aumento do tamanho do grão e redução da fase ferrita que é mais dura que a fase austenita [62].

Condição	Sem tra	tamento	Com tratamento		
Seção	DL	DL DT		DT	
Dureza	252	268	146	149	
Desvio padrão	3	3	3	3	

 Tabela 2 – Microdureza do aço AISI 316 antes e após tratamento térmico.

Notifica-se ainda a diferença na dureza entre as seções do corpo de prova sem tratamento. Esta diferença está atrelada ao alongamento dos grãos oriundos do processo de fabricação por laminação. A dureza é maior na seção perpendicular à direção do alongamento. Entretanto, estendida a análise para a condição com tratamento, verifica-se que não há diferença significativa entre as seções, resultado favorecido pelo fato de o recozimento reduzir o efeito da deformação prévia.

A Tabela 3 informa o comportamento do AISI 316, tratado termicamente, logo após os ensaios de fadiga nas diferentes condições de frequência. Os resultados informam que houve aumento na dureza após os ensaios de fadiga, mas sem diferença significativa entre as frequências.

	10 Hz	30 Hz
1°	233	230
2°	230	238
3°	236	234
4 °	240	232
5°	230	240
6°	255	250
7 °	242	249
8°	240	255
9°	262	242
10°	269	256
Média dureza	244	243
Desvio padrão	13	9

Tabela 3 - Microdureza após os ensaios de fadiga.

O desvio padrão apresentado na Tabela 3 foi maior do que o apresentado na Tabela 2. Este desvio está vinculado com a possível maior heterogeneidade de deformação na região da fatura por fadiga. Há tendência de maior dureza na região mais próxima da estricção localizada decorrente da alta tensão e deformação da ruptura final.

5.3 Microscopia Ótica

A metalografia visou o estudo da microestrutura da liga como também averiguar diferenças micrográficas recorrentes dos processos dos quais foram submetidos o material do estudo. A análise micrográfica foi feita na barra laminada do aço inoxidável austenítico AISI 316 da forma como recebida e após o tratamento térmico, e nos corpos de provas rompidos submetidos as frequências de fadiga de 10 e 30 Hz.

As Figuras 17 e 18 apresentam a microestrutura, respectivamente, do aço como recebido e após o tratamento térmico.



Figura 17 - Microestrutura do aço AISI 316 como recebido.



Figura 18- Microestrutura do aço AISI 316 tratado termicamente.

Nas imagens apesentadas verificam-se grãos austeníticos de formas poligonais (regiões claras) com ferrita delta, maclas e bandas de deformação para a Figura 16.

Nas Figuras 17 e 18 a ferrita apresenta-se em forma de partícula alongada paralelas ao sentido de laminação e do corte. A presença da ferrita delta (CCC e ferromagnética) é resultante da participação de elementos promotores, normalmente o Cr, durante a solidificação e processamento termomecânico. A ferrita delta em pequenas quantidades na microestrutura do aço, diminui a susceptibilidade a trincas a quente, eleva a resistência à tração e pode ser benéfica na corrosão sob tensão. De modo contrário, em maiores quantidades, pode impactar na resistência à corrosão do material e promover trincas na interface austenita/ferrita [1].

Quanto a influência no comportamento à fadiga, Wang *et al* [63] relatam que a ferrita uniformemente distribuída diminue a taxa de acúmulo de deformação plástica, melhorando a vida à fadiga. Esta distribuição uniforme de ferrita está vinculada com o tempo de tratamento térmico. O próprio autor informa que quanto maior o tempo do tratamento térmico menor o teor de ferrita. Para o presente estudo, a ferrita não interferiu nos resultados, pois todo estudo foi feito a partir de um único tratamento térmico e o tempo atribuído não interferiu na distribuição.

Também é possível verificar nas Figuras 16 e 17 as maclas, região do cristal com disposição alterada, oriundas da sobreposição de falhas de empilhamento, orientada do

restante da rede cristalina de maneira definida e simétrica [12]. As maclas apresentadas são intensas e retas, típicas de maclas de recozimento [38]. As maclas por recozimento são formadas durante a recristalização do material oriunda do tratamento térmico [64] [38].

As maclas de recozimento e por deformação são muito comuns nos aços inoxidáveis austeníticos [38] [31]. Assim sendo, não se pode descartar a existência de maclas por deformação, principalmente, na Figura 16. Estas maclas se assemelham com as bandas de deformação ou martensita, pois são agulhas finas e mais irregulares [31]. São resultante do processo deformação plástica, que neste caso, procede da fabricação do material.

O maior teor de Cr resulta na diminuição da EFE que facilita a formação de maclas [12]. As maclas podem contribuir para o encruamento e aumento da plasticidade do material. O encruamento é decorrente do grande acumulo de discordâncias proveniente do impedimento de movimento que as maclas produzem ao seu redor. No entanto, a plasticidade vem da capacidade das maclas armazenarem discordâncias de modo considerável à medida que a tensão aumenta [31].

Em ambas as imagens fica evidente o caráter poligonal dos grãos austeníticos, ferrita e maclas. Entretanto, observa-se a presença das bandas de deformação apenas na peça como recebida. A formação das bandas de deformação ocorre quando o aço inoxidável austenítico é submetido a deformação [65] [66]. A tensão por deformação oriunda do processo de laminação para a produção do material promoveu a formação de bandas (Figura 16) que evidenciam o deslizamento de discordâncias, e por meio da qual, a austenita pode acomodar deformações plásticas severas em sua estrutura [20].

O motivo da falta das bandas de deformação após o tratamento térmico (Figura 17) é em decorrência dos fenômenos de recuperação e recristalização que reduzem a acomodações de deformações plásticas ou bandas de deformação [5].

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas metaestáveis passíveis de transformação martensitica induzida por deformação [20]. Estudos revelam que existem vários locais com energias de interação favoráveis passíveis de nucleação de martensita. Dentre este locais, está a martensita induzida por deformação nucleando nas interseções da banda de deformação durante a deformação plástica [65] [66] [50] [67]. Finas unidades de martensita são formadas em paralelo, na interseção, ao longo e dentro das bandas de deformação. Elas são finas e muito pequenas, restringidas a visualização pela técnica de microscopia óptica [65].

As Figuras 19 apresentam, através do MEV, uma região com bandas de deformação com ampliação de alguns pontos específicos em destaque para visualização da martensita. Na imagem 19. a) percebe-se com maior nitidez os contornos equiaxiais dos grãos, maclas por deformação e as bandas de deformação. As ampliações das regiões circuladas da Figura 19 a) são apresentas nas Figuras 19. a.1) e 19.a.2). Estas imagens exibem as martensitas (α '), finas ripas em paralelo ou transversal as bandas de deformação que se apresentam em linhas mais espessas.



Figura 19 – a) Microestrutura do aço AISI 316; a.1) e a.2) ampliações das áreas circuladas, indicando as bandas de deformação e as martensitas formadas.

A martensita formada está condicionada a existência destas bandas de deformação [31]. Desta maneira, acredita-se que após o tratamento térmico, além da redução das bandas deformação, houve redução da martensita.

Outro fator importante é que as martensitas são fases metaestáveis e revertem para austenita γ (CFC) quando o aço encruado é aquecido. Este fenômeno é denominado reversão da martensita. A reversão da martensita ε ocorre na faixa de temperatura entre 150 e 400 °C, já a reversão da martensita α ' situa-se entre 400 e 850 °C [68]. Assim, pode-se dizer que martensitas formadas, além das bandas de deformação, podem ter sido revertidas em austenita após o tratamento térmico.

As Figuras 20 e 21 apresentam a microestrutura em pontos de locais semelhantes, logo abaixo da trinca por fadiga, na região da propagação mais próximo da zona de nucleação para os corpos de provas rompidos submetidos as frequências de 10 e 30 Hz.



Figura 20 - Microestrutura do aço AISI 316 após os ensaios de fadiga com frequência de carregamento de 10 Hz.



Figura 21 - Microestrutura do aço AISI 316 após os ensaios de fadiga com frequência de carregamento de 30 Hz.

Os corpos de prova do ensaio de fadiga foram tratados termicamente a fim de isentar o teor de martensita oriundo do processo de produção, bem como na usinagem. As observações de microscopia óptica dos corpos de prova de fadiga (Figura 19 e 20) evidenciam que o carregamento cíclico afetou o aço inoxidável austenítico, pois favoreceu a formação de bandas de deformação, e consequentemente, a formação de martensita.

Observa- se também nestas imagens que não há diferença na densidade formação de bandas de deformação entre a frequência de 10 Hz (Figura 20) e 30 Hz (Figura 21). Este resultado corrobora com o apresentado na Tabela 3 da qual não apresenta diferença significativa de dureza.

As análises da microestrutura foram estendidas para a região de nucleação da trinca, zona de propagação e região de fratura final para cada condição de frequência, como apresentadas nas Figuras 22.



Figura 22 - Microestrutura da região de fratura dos corpos de provas dos ensaios de fadiga. **a.1) e a.2**) Região de ruptura final e de propagação , respectivamente, na condição de 10 Hz; **b.1) e b.2**) Região de ruptura final e de propagação , respectivamente, na condição de 30 Hz. As setas indicam a região da borda onde ocorreu a nucleação.

Nas imagens apresentadas não se evidencia diferenças microestruturais pertinentes entre as condições de frequência. O que se percebe em ambos as condições são que as presenças das bandas de formação que ficam mais visíveis e com maior densidade à medida que se aproxima da região de ruptura final. Nesta região (Figura 22. a.1 e b.1) a carga de tensão de ruptura é tão intensa que deformaram os grãos a ponto de mesclarem com as bandas de deformação.

5.4 Ensaios de fadiga

Com o propósito de averiguar a influência da frequência no comportamento em fadiga da liga foram levantadas 2 curvas S-N (30 Hz e 10 Hz) da rampa de resistência à fadiga ao ar, Figura 23. As curvas S-N também conhecidas como curva de Wöhler, caracterizam a magnitude da tensão aplicada sobre o corpo de prova (CP) pelo número de ciclos até o rompimento [12].

As tensões aplicadas nos pontos da rampa de resistência à fadiga foram decrescentes e correspondem a tensão do limite de resistência a tração (LRT) do material que foi 601 MPa. Os pontos ensaiados das curvas foram iniciados no maior percentual da tensão do LRT até o menor percentual que não se provoca ruptura. Os símbolos em formato circular e triangular preenchidos representam os CPs que sofreram ruptura das curvas de 10 Hz e 30 hz, respectivamente. Já os símbolos em formato circular não preenchidos representam os CPs que atingiram a vida infinita estipulada em 2 milhões de ciclos.



Figura 23 - Curvas de Fadiga do aço AISI 316 com frequência de10 e 30 Hz.

Para fins comparativos e assim obter implicações estatísticas, as curvas de 30Hz e 10Hz foram plotadas juntas e a Tabela 4 foi elaborada para correlacionar as tensões aplicadas e números de ciclos para cada patamar de frequência.

FREQUÊNCIA DE CARREGAMENTO X PONTOS ANALISADOS									
% da tensão (LRT)	95%	90%	90% 85% 80%		75%	70%			
Patamar de tensão(MPa)	570	70 540 510 48		480	450	420			
	107.201	541.722	304.488	0	Х	Х			
Número de ciclos -10 Hz	156.474	293.827	424.494	0	Х	Х			
	Х	211.484	1.975.800	Х	Х	Х			
Média ciclos - 10 Hz	131.837	349.011	901.594	0	Х	Х			
	Х	162.338	222.595	556.841	1.136.223	0			
Número de Ciclos - 30 Hz	Х	149.716	482.705	650.000	483.711	0			
	Х	296.069	197.630	Х	Х	Х			
Média ciclos - 30 Hz	Х	202.707	300.976	603.420	809.967	0			
Diferença % da média do n° de ciclos		48%	66%	70%					
O – Vida infinita / X – ensaio não realizado									

Tabela 4– Dados dos ensaios com frequência de 10Hz e 30Hz.

Observa-se através dos resultados que houve diferença no comportamento a fadiga do AISI 316 quando comparadas as linhas de tendência das curvas S-N de 10 Hz e 30 Hz. Para o carregamento a 10 Hz verificou- se que os CPs tenderam a vida infinita (CPs não romperam até 2 milhões de ciclos) a partir do patamar da tensão de 480 MPa, cerca de 80% da tensão do LRT. Todavia, para o carregamento a 30 Hz, os CPs tenderam a vida infinita a partir do patamar de tensão de 420 MPa, cerca de 70% da tensão do LRT. Considerando os números de ciclos nos patamares de cada tensão, verifica-se, como expresso na Tabela 4, que houve diferenças na média dos números de ciclos. Esta diferença aumenta de modo que a tensão aplicada diminui. Assim sendo, infere-se que houve a redução de resistência a fadiga quando o aço inoxidável 316 foi submetido a frequência de 30 Hz em comparação com a frequência de 10Hz.

Para confirmar tal resultado foi utilizado a análise de variância (ANOVA) na relação das frequências em função do patamar de tensão com seus respectivos números de ciclos ao nível de significância de 0,05 (5%). A aplicação desta análise de variância abrangeu os patamares de 540, 510 e 480 MPa (Tabela 5). Os demais patamares não foram utilizados devido à falta de dados em decorrência da não realização do ensaio.

σa(MPa)	540	510	480	
N1/	541.722	304.488	2.000.000	
Número de ciclos -10 Hz	293.827	424.494	2.000.000	
	211.484	1.975.800	-	
	162.338	222.595	556.841	
Numero de Ciclos - 30 Hz	149.716	482.705	650.000	
010103 - 30 112	296.069	197.630	_	

 Tabela 5 - Dados utilizados para análise de variância (ANOVA).

Linhas	Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
1	Amostra	2,26E+12	1	2,26E+12	14,56064	0,002458	4,747225
2	Colunas	3,35E+12	2	1,68E+12	10,777	0,002092	3,885294
3	Interações	1,17E+12	2	5,85E+11	3,762271	0,053902	3,885294

Tabela 6 – Resultado da análise de variância (ANOVA).

Os resultados obtidos no presente estudo se assemelham com os resultados de Nikitin e Besel [53], Marvasti et al [55], Nery [54] e Pessoa et al [69,22]. Eles também comprovaram diferenças no comportamento do aço inoxidável austenítico em decorrência da frequência e que o nível de resistência a fadiga é maior quando a frequência de fadiga for reduzida.

A Figura 24 descreve tendência do comportamento dos aços inoxidáveis em relação a frequência e a resistência a tensão aplicada. Os pontos para fabricação do gráfico foram oriundos de curvas S-N do presente estudo e da literatura. Para selecionar estes pontos foram deferidos em comum os números de ciclos, ou seja, para cada curva S-N o patamar de tensão correspondente a 1 milhão de ciclos foi obtido. Além disso, todos os pontos foram de curvas que tinham em comum o mesmo fator de carregamento (R = 0,1), carregamento por FBC e CPs parecidos.

Há poucos testes de fadiga na literatura utilizando os mesmos parâmetros do teste de fadiga utilizado neste estudo. Por esta razão, foi ampliado para a produção deste gráfico, além de referências de dados do AISI 316, dados do AISI 304. Para que fosse possível a utilização das informações dos dois tipos de aço foi feita a parametrização do eixo das ordenadas(y) pela razão da tensão de resistência a fadiga pela tensão do limite de resistência a tração (LRT) do aço correspondente.



Figura 24 - Curvas da resistência em fadiga para 1 milhão de ciclos do AISI 316 sob diferentes frequências. Os pontos A[10; 0,85] e B[30; 0,75] foram das curvas S-N do presente estudo, enquanto que os pontos C[100; 0,67] e D [700; 0,30] dos autores Pessoa et al [22] e Tian et al [70], respectivamente.

Como resultado, percebe-se a tendência de que quanto maior a frequência, menor a tensão de resistência a fadiga para 1 milhao de ciclos.

A diferença no comportamento do AISI 316 (Figura 23) junto com tendência dos aços inoxidáveis (Figura 24) no comportamento pode ser explicadas pelos seguintes contextos:

- A deformação cíclica durante a fadiga transforma, induzida por deformação, parte da fase austenítica em ε-martensita e α'-martensita [14] [5] [6]. A fase α' detém maior resistência ao escoamento e alta dureza em consequência do empilhamento de discordâncias nos planos de deslizamento. Ela cria regiões de encruamento que barram o movimento de discordâncias e então, eleva a resistência à fadiga [13].
- O carregamento cíclico nos aços inoxidáveis produz comportamento misto (amolecimento e endurecimento cíclico) [44]. Pegues et al [44] observaram o endurecimento secundário que foi atribuído a formação de martensita, após um período de amolecimento cíclico, que melhorou a vida em fadiga do aço AISI 304 em testes de fadiga de alto ciclo.
- Ao considerar em alto ciclo o efeito da frequência no comportamento à fadiga do aço austenítico metaestável AISI 304, Pessoa, Kirchhoff et al [22] relataram através de dois sistemas de testes, um sob baixa frequência (1 e 50 Hz) e outro sob alta frequência (100 e 1000 Hz), o efeito da diferença de

frequência de carregamento no comportamento de vida em fadiga do material. Para a condição de carregamento com menor frequência houve maiores quantidades de formação de α '-martensita que favoreceram a maiores resistências à fadiga.

- A menor formação de martensita na condição de frequência de 30 Hz poderia ser atribuída ao efeito do auto aquecimento, já que as variações na frequência de teste podem ter um impacto significativo no comportamento de endurecimento secundário em que o aumento da frequência permite maior quantidade de aquecimento adiabático dentro da amostra e limita a quantidade de transformação de fase [44]. Entretanto, o estudo de Pessoa et al [69] que observaram corpos de prova carregados a 1 Hz e em 50 Hz para o AISI 304 , ensaiados ao ar e fator de carregamento R = 0,1, não apresentaram aumento significativo de temperatura para suprimir a transformação de fase induzida por deformação de austenita para α'-martensita. Já que o intervalo de frequência do presente estudo está contido no intervalo de frequência do trabalho de Pessoa et al [22], pode- se ter a mesma conclusão de que as diferenças no comportamento de fadiga entre as amostras carregadas ciclicamente nas condições de 10 e 30 Hz são identificadas como um verdadeiro efeito de frequência e não da temperatura.
- Diante do exposto, uma possível explicação para o papel da frequência no comportamento a fadiga estaria vinculada ao acumulo de deformações plásticas que favorecem a formação de martensita. Os mesmos autores, Pessoa et al, [22] verificaram maior acúmulo de deformações em frequências de teste mais baixas. Eles afirmaram que em menor frequência de teste, maior aumento da média de ε e maior acúmulo de deformações plásticas, promovem maiores quantidades de formação de α'-martensita, que por sua vez, melhora vida à fadiga.
- Portanto, apesar de não ter sido feito no presente estudo a quantificação do volume formado das martensita e não ter sido perceptível pelos presentes ensaios diferenças microestruturais no aço que corroborasse para o comportamento em fadiga encontrado, acredita-se que a diferença a resistência em fadiga quando variada a frequência está vinculada ao volume de martensita formada, como relata Pessoa et al [22]. A menor frequência de 10 Hz tem a tendência de promover maiores níveis médios de deformação, maiores quantidades de formação de α'-martensita e, portanto, maior resistência à fadiga em comparação com a maior frequência de 30Hz.

Outro comportamento importante a considerar é a diferença nos números de ciclos, ou seja, maior tempo de carregamento cíclico para nucleação na condição de menor frequência. A microestrutura do material tem grande influência no estágio I de nucleação e crescimento de trinca por fadiga [10]. Acredita-se que as transformações microestruturais promoveram a nucleação de fadiga antes do que poderia se supor ocorrer caso não houvessem transformações para ambas condições de frequência. A formação de martensita favorece a concentradores de tensão [14] que acaba potencializando a nucleação na superfície. No entanto, a propagação ou crescimento da trinca, logo após a nucleação atingir o fator de intensidade de tensão do ponto limite inicial (K_{th}), seria a fase que é afetada e favorece a alteração.

O valor de K_{th} é influenciado pelo fenômeno do fechamento das trincas de fadiga que é afetada pela microestrutura do material [47]. Assim sendo, a maior expansão volumétrica de fase martensita formada na condição de menor frequência [22] produz tensões compressivas na região da ponta da trinca que dificulta a sua abertura (tração efetiva) e retarda o processo de propagação de trinca, o que, por sua vez, determina a necessidade de mais número de ciclos para fratura e consequentemente aumenta vida à fadiga.

5.5 Análise factográfica

Como consequência da variação de frequência levou a diferença no comportamento da resistência à fadiga, houve a necessidade de tentar compreender o motivo deste resultado. Assim sendo, foi utilizada a análise fractográfica, técnica que observa, examina e interpreta as características da fratura na superfície que corroborem para o desempenho em fadiga encontrado.

As Figuras 25 e 26 mostram em vista geral as morfologias das fraturas dos corpos de provas submetidos a 85% da tensão de escoamento nas frequências de 10 e 30 Hz. É possível distinguir três zonas presentes na superfície fraturada: zona de nucleação da trinca, zona de propagação e região de fratura final.

Para ambas as imagens, observa-se que a nucleação (região da borda do corpo de prova, indicada pelo círculo e seta) ocorreu em um único ponto da superfície que marca o início das linhas de propagação da trinca. O crescimento da trinca ocorreu até o momento em que a intensidade de tensões atinge o valor crítico para iniciar o processo de propagação instável que, macroscopicamente, é definido como sendo a zona precedente à ruptura final por sobrecarga. Esta ruptura, de forma catastrófica, é

caracterizada pela região da fratura com ângulo de aproximadamente 45° em relação ao plano de propagação da trinca ou à direção da tensão aplicada em um ensaio de fadiga uniaxial, ou seja, é determinado pelo cisalhamento final. A área da propagação da trinca mostrou-se lisa, plana e semielíptica, em oposição a superfície da área da ruptura que apresenta características de ondulação, habitual de fratura dúctil.



Figura 25 - Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 10 Hz.



Figura 26 - Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.

As Figuras 27 .e 28 apresentam a ampliação da região próxima à nucleação, onde podem ser observadas que não houve propagação intergranular para ambas as condições de carregamento. As trincas de fadiga foram iniciadas na superfície (setas pretas) para todos os corpos de prova de fadiga e não apresentaram inclusões ou vazios, ou qualquer outra descontinuidade significativa que contribuam para o processo de iniciação da trinca. Ou seja, o processo de fadiga ocorreu pois nestes lugares a tensão crítica para a nucleação foi atingida, sem necessidade de defeitos microestruturais para incentivar o processo.



Figura 27 - Região de nucleação do corpo de prova submetido a frequência de 10 Hz



Figura 28 - Região de nucleação do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.

As zonas de propagação foram analisadas e para ambos as frequências foi detectada a mesma morfologia, conforme Figura 29.



Figura 29 - Zona de propagação. A seta indica a direção da propagação da trinca.

Nesta Figura 29, verifica-se que a propagação da trinca se dá de maneira uniforme, seguindo o sentido de crescimento da trinca com aspecto de fratura frágil.

Ampliada a zona de propagação é possível verificar a presença de estrias de fadiga que estão direcionadas paralelamente à frente de avanço da trinca (Figuras 30 e 31). As estrias representam o avanço incremental da frente da trinca como resultado de um ciclo ou mais de um ciclo de carregamento e a extensão desse avanço varia com a intensidade da tensão aplicada [48] [45]. Foram feitas medições dos espaçamentos das estrias em amostras submetidas aos patamares de 85 e 90%. Por meio dos resultados das medições (tabela 7) e utilizando o método ANOVA (tabela 8) pode-se inferir que o espaçamento entre as estrias apresentou variação significativa entre as amostras submetidas a carregamentos com frequência de 10 e 30 Hz. Ainda vale ressaltar que houve uma diferença significativa maior nos tamanhos das trincas no patamar de 85% do que 90%.



Figura 30 – Estrias de fadiga em um ponto da amostra submetida a frequência de 10 Hz no patamar de 85%.



Figura 31 – Estrias de fadiga em um ponto da amostra submetida a frequência de 30 Hz no patamar de 85%.

Patamar de 85%							
Frequência	Contagem Média (µm) Variânc						
10 Hz	50	0,30	0,02				
30 Hz	50	0,25	0,02				
Patamar de 90%							
Frequência	Contagem	Média (µm)	Variância				
10 Hz	50	0,32	0,02				
30 Hz	50	0,29	0,02				

Tabela 7 – Espaçamento médio entre estrias de fadiga para amostra submetida a frequência de 10 e 30 Hz nos patamares de 85 e 90%.

Patamar de 85%								
Fonte da variação	SQ	MQ	F	valor-P	F crítico			
Entre grupos	0,073811	0,073811	252,4291	3,62E-26	8,346764			
Dentro dos grupos	0,022808	0,000292						
Patamar de 90%								
Fonte da variação	SQ	MQ	F	valor-P	F crítico			
	0,013781	0,013781	43,01901	5,37E-09	2,770975			
	0,024988	0,00032						

Tabela 8 - Resultado da análise de variância (ANOVA) do espaçamento médio entre as estrias
de fadiga.

A taxa de crescimento da trinca (da/dN) pode ser obtida pelo espaçamento entre as estriais de fadiga [45]. Alguns autores relataram este método em seus respectivos estudos. Dentre eles, pode-se citar Bulloch e Callagy [71] que por meio das medidas dos espaçamentos das estrias previram as taxas de crescimento de trincas por fadiga para aços ferríticos de baixa liga. Williams, Yazzie, et al [72] compararam as medidas de espaçamentos de estrias por fadiga de uma liga de alumínio 7075-T6 mensurada a partir do MEV e pela técnica de tomografia de raios X. Eles mostraram que por meio de ambas as técnicas de medição há correlação com da/dN, sendo que a técnica de tomografia de raios X levou a melhor correlação de velocidade de propagação de trinca por ser mais precisa. Apoiando-se nos relatos dos estudos acima, foram calculadas as taxas de crescimento da trinca (da/dN) por meio das medidas dos espaçamentos das trincas dos corpos de prova para cada condição de frequência. A relação entre os espaçamentos das estriais e a taxa de crescimento da trinca (da/dN) se da por meio da equação de Paris (Eq.1). A integral definida da Eq. 1, resultará na Eq.10, que determina o valor do fator de intensidade de tensão (ΔK),

$$(a_f - a_i) = c\Delta k^m (N_f - N_i)$$
 (Eq. 10)

Onde:

 $(a_f - a_i)$ = medida média do espaçamento da trinca;

 $(N_f - N_i) = 1$, considerado por simplificação que um ciclo corresponde ao espaçamento da trinca medida, embora não necessariamente seja uma regra.

C e m = constantes tabeladas para o aço inoxidável.

As apurações dos cálculos estão apresentados nos gráficos da Figura 32. O presente estudo não testou a influência da frequência no crescimento de trincas de fadiga na região de limiar. Entretanto, para fins didáticos, foi usado no gráfico o limiar de propagação (K_{th}) oriundo do estudo de Samuel et al [73] que determinou-o para o aço inoxidável AISI 316 a R = 0,1. Estão apresentados na figura a abaixo as curvas de tendência (linha continua) e o desvio padrão das velocidades de propagação da trinca (da/dN) em função da intensidade de tensão (Δ K) sob frequência de 10 Hz (curva azul) e 30 Hz (curva vermelha) nos patamares de 85 e 90% do LRT.



Figura 32 - Curvas da propagação da trinca sob do AISI 316 sob diferentes frequências.

Os dados obtidos das medições de estrias mostraram que houve diferença estatisticamente significativa (p<0,01), inferindo que há uma relação entre a frequência aplicada e o tamanho das estrias. Contudo, apesar dessa relação significativa, não foi observado diferença expressiva na curva teórica de propagação de trinca (da/dN x Δ K) entre as frequências estudas, como mostra a Figura 31. Em contraponto, ainda é possível observar no gráfico de tendência que a frequência a 10 Hz apresenta maior velocidade de propagação da trinca.

Alguns autores relataram maior velocidade de propagação na condição de menor frequência. No entanto, estes autores não consideraram apenas a frequência como único parâmetro, atrela-a a outras variáveis como temperatura [74] [75] e ambiente [76]. Desse modo, pode-se inferir que as diferenças na propagação da trinca estão associadas a frequência de solicitações cíclicas interligadas a outras variáveis as quais também estão submetidas.

Por fim, na região de ruptura final foram detectados, comum em todos os corpos de provas, coalescimentos de microcavidades sobre a superfície, o que representa uma fratura final dúctil do material, Figura 33.



Figura 33 – Vista geral de fratura do corpo de prova submetido a frequência de 30 Hz.

Esta região caracteriza-se por ser a zona onde as cargas atuantes são predominantemente máximas. Inicialmente, estas cargas produzem deslocamentos das inclusões (ou partículas de segunda fase), dado que o AISI 316 apresenta boa ductilidade. Este descolamento origina as cavidades que envolvem as inclusões. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) são o que provoca a ruptura do corpo.

6 CONCLUSÃO

A partir das análises e resultados obtidos pode-se constatar que:

- Em baixas frequências como estudado nesta dissertação, e com uma pequena variação de 10 para 30 Hz, houve influência no comportamento da vida em fadiga do AISI 316;
- O grupo de corpos de prova que foram submetidos a frequência de 30 Hz apresentaram menor resistência a fadiga em comparação aos corpos de prova submetidos a frequência de 10 Hz;
- Não houve diferenças relevantes na microestrutura por meio das imagens metalográficas e na dureza dos corpos de prova rompidos submetidos as frequências de testes;
- Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura sob as frequências de carregamento de teste não apresentaram diferença na região da nucleação e nem na de ruptura, mas apresentaram diferenças na dimensão do tamanho de estrias que não produziram diferenças expressivas nas taxas de crescimento da trinca (da/dN) na região de propagação da fadiga;
- Acredita se que a diferença de resistência em fadiga está associada a nucleação da fadiga que é favorecida para a frequência de 10 Hz.

7 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTURO

- Verificar qual a relação frequência, volume de matersinta e comportamento a fadiga;
- Obter mais pontos do comportamento a fadiga do aço AISI 316 sob a influência da frequência para elaborar curva de tendência do material;
- Estudos sistemáticos para a correlação das transformações martensíticas com o endurecimento cíclico secundário.
- Apurar o efeito da frequência no comportamento do AISI 316 em fadiga de alto ciclo.
- Averiguar o comportamento das curvas da mecânica a fratura do aço AISI 316 sob diferentes frequências.
8 REFERÊNCIAS

- 1. PADILHA, L. C. G. E. A. F. **Aços inoxidáveis austeníticos:** Microestrutura e propriedades. 2. ed. [S.I.]: hemus, 2002.
- PAUL, S. K.; STANFORD, N.; HILDITCH, T. "Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading". International Journal of Fatigue, v. 106, p. 185-195, 2018.
- 3. KRAUSS, G. Steels Processing, Structure, and Performance. 2. ed. Ohio: ASM International, 2015.
- ISSF. International Stainless Steel Forum. worldstainless, 29 junho 2020. Disponivel em: https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_in_Figures_2020_English_public_version.pdf>. Acesso em: 17 maio 2022.
- 5. MAZÁNOVA, V.; HECZKO, M.; ŠKORÍK, V. "Microstructure and martensitic transformation in 316L austenitic steel during multiaxial low cycle fatigue at room temperature". **Materials Science and Engineering: A**, p. 767, November 2019.
- 6. LUO, C.; ZENG, W.; SUN, J. "Plasticity modeling for a metastable austenitic stainless steel with strain-induced martensitic transformation under cyclic loading conditions". **Materials Science and Engineering: A**, v. 775, 2020.
- 7. FARGIONE, G.; GIUDICE, F.; RISITANO, A. "The influence of the load frequency on the high cycle fatigue behaviour". **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Catania, v. 88, p. 97-106, 2017.
- HEDSTRÖM, P.; ODQVIST, J. "Deformation-Induced Martensitic Transformation in metastable austenitic stainless steels - introduction and current perspectives". In: PRAMANIK, A.; BASAK, A. K. Stainless steel microstructure, mechanical properties and methods of application. New York: Nova Science Publishers, 2015. Cap. 3, p. 81-106.
- LI, Y. et al. "Martensitic transformation of an austenitic stainless steel under nonproportional cyclic loading". International Journal of Fatigue, v. 124, p. 338-347, 2019.
- 10. NORTON, R. L. **Projeto de máquinas:** uma abordagem integrada. 4^a. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.
- 11. SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. **Mechanical engineering design**. Mcgraw-hill: 7, 2004.
- 12. DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2^a. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.
- LI, Y.; YU, D.; LI, B. E. A. "Martensitic transformation of an austenitic stainless steel under non-proportional cyclic loading". International Journal of Fatigue, v. 124, p. 338-347, 2019.

- CAO, B.; IWAMOTO, T.; BHATTACHARJEE, P. P. "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, v. 774, 2020.
- 15. FARIAS, F.; ALVAREZ-ARMAS, I.; ARMAS, A. F. "On the strain-induced martensitic transformation process of the commercial AISI 304 stainless steel during cyclic loading". **International Journal of Fatigue**, Argentina, 2020.
- MAZÁNOVA, V. "Microstructure and martensitic transformation in 316L austenitic steel during multiaxial low cycle fatigue at room temperature". Materials Science and Engineering: A, p. 767, November 695.
- 17. PESSOA, D. F.; KIRCHHOFF, G.; ZIMMERMANN, M. "Influence of loading frequency and role of surface micro-defects on fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 304". International Journal of Fatigue, Germany, 2017.
- 18. OUTOKUMPU. Handbook stainless steel. [S.I.]: Espoo: Outokumpu Oyj, 2013.
- 19. SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 3°. ed. Sumaré: Blücher, Edgard, 2010.
- 20. CHAVES, J. G.; FONSECA, G. S. D.; LOPES, L. C. R. ANÁLISE DA MARTENSITA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 304L COM CONCENTRADORES DE TENSÃO SUBMETIDO A FADIGA DE BAIXO CICLO. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração., São Paulo, v. 16, n. 4, p. 470 - 477, 2019.
- SANTOS, R. M. et al. "Martensite reversion and strain hardening of a 2304 lean duplex stainless steel subjected to cold rolling and isochronous annealing at low temperatures". Journal of Materials Research and Technology, v. 16, p. 168-186, 2022.
- 22. BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. **Steels Microstructure and Properties**. 3. ed. [S.I.]: Butterworth-Heinemann, 2006.
- 23. METALINOXSP. www.metalinoxsp.com.br, 2020. Disponivel em: https://www.metalinoxsp.com.br/aco-aisi-316>. Acesso em: 09 março 2023.
- 24. DAS, Y. B. et al. In situ observation of strain and phase transformation in plastically deformed 301 austenitic stainless steel. **Materials & Design**, p. 107-116, 2030.
- 25. FILHO, P. L. D. C. OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA. UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO Dissertação de M. Sc., UFPE, Recife. Pernanbuco. 2002.
- 26. ISLAM, M. R. et al. "Mechanical behavior of mycelium-based particulate composites". Journal of Materials Science, v. 53, 2018a.
- 27. DAS, Y. B. et al. "In situ observation of strain and phase transformation in plastically deformed 301 austenitic stainless steel". **Materials & Design**, p. 107-116, 2016.

- SMAGA, M.; WALTHER, F.; EIFLER, D. "Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels". Materials Science and Engineering., 2008.
- 29. SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. "Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels". **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 7, p. 1345-1351, 1975.
- 30. ZHANG, S. et al. "In situ X-ray diffraction study of martensitic transformation in austeniticv stainless steel during cyclic tensile loading and unloading". **Scripta Materialia**, 2012.
- 31. POLÁK, J.; MAN., J. "Experimental evidence and physical models of fatigue crack initiation". International Journal of Fatigue, Amsterdam, v. 91, p. 294-303, 2016.
- 32. DIETER, G. E. Matalurgia Macânica. Tradução de A. S. Souza. Rio de Janeiro: [s.n.], v. 2, 564.
- 33. HEINZ, A.; NEUMANN, P. Crack initiation during lúgh cycle fatigue. Acta metalurgica et material, 1990.
- 34. YAN, F. K. et al. "Strength and ductility of 316L austenitic stainless steel strengthened by nano-scale twin bundles". **Acta Materialia**, p. 1059-1071, 2012.
- 35. GRIZA, S. "Fatigue failure analysis of a specific total hip prosthesis stem design". International Journal of Fatigue, p. 1325-1332, 2008.
- 36. E739. Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ε-N) Fatigue Data1. [S.I.]. 2015.
- 37. ASTM E466-15. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. [S.I.]. 2010.
- 38. BS ISO 12107. Metallic materials Fatigue testing: Statistical planning and analysis of data. [S.I.]. 2003.
- 39. OLIVEIRA, A. C. C. D. PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FADIGA DE BAIXO CICLO À TEMPERATURA DE 300° C DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DO SISTEMA Fe-Cr-Mn-N. Universidade de São Paulo. São Carlos. 2001.
- 40. PEGUES, J. W. et al. "Cyclic strain rate effect on martensitic transformation and fatigue behaviour of an austenitic stainless steel". Fatugue e Fracture of engineering Material & strutures, 2017.
- 41. ROSA, E. D. ANÁLISE DE RESISTÊNCIA MECÂNICA (MECÂNICA DA FRATURA E FADIGA). Santa Catarina: UFSC, 2002.
- 42. PARIS, P. C.; ERDOGAN, F. "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws". Journal of Basic Engineering, 1963.
- 43. WOLF, E. "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension". **Engineering Fracture Mechanics**, v. 2, p. 37-45, 1970.

- 44. DURÁN, J. A. R. **Taxas de propagação de trincas de fadiga:** Uma abordagem baseada na fadiga oligocíclica. São Paulo: Blucher, 2012.
- AHMEDABADI, P. M.; KAIN, V.; AGRAWAL, A. "Modelling kinetics of strain-induced martensite transformation during plastic deformation of austenitic stainless steel". Materials & Design, p. 466-475, 2017.
- 46. DAS, A. "Cyclic plasticity induced transformation of austenitic stainless steels". **Materials Characterization**, p. 1–25, 2019.
- ZENG, W.; YUAN, H. "Mechanical behavior and fatigue performance of austenitic stainless steel under consideration of martensitic phase transformation". Materials Science and Engineering: A, v. 679, p. 249-257, 2017.
- SCHÖNBAUER, B. M. et al. "Effect of microstructure and cycling frequency on the torsional fatigue properties of 17- 4PH stainless steel". Materials Science and Engineering: A, p. 140481, 2021.
- 49. FITZKA, M. et al. "Usability of Ultrasonic Frequency Testing for Rapid Generation of High and Very High Cycle Fatigue Data". **Materials**, p. 2245, 2021.
- 50. NIKITIN, I.; BESEL, M. "Effect of low-frequency on fatigue behaviour of austenitic steel AISI 304 at room temperature and 25 °C". **International Journal of Fatigue**, Germany, v. 30, p. 2044-2049, February 2008.
- 51. NERY, M. P. EFEITO DA TENSÃO MÉDIA E FREQUÊNCIA NA RESISTÊNCIA A FADIGA E CORROSÃO-FADIGA DE PARAFUSOS PRISIONEIROS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304. UFS. São Cristovão. 2018.
- 52. MARVASTI, M. H.; CHEN, W.; EADIE, R. L. "Fatigue of steel in air at low cyclic loading frequency". **Scripta materialia**, **2011**, p. 552-555, 2011.
- 53. DANIEL, T.; SMAGA, M.; BECK, T. "Cyclic deformation behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 347 in the VHCF regime at ambient temperature and 300 °C". International Journal of Fatigue, 2022.
- 54. ASTM E384. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. [S.I.]. 2017.
- 55. ASTM A312 /A 312M 17. Standard Specification for Seamless, Welded, and Heavily Cold Worked Austenitic Stainless Steel Pipes. [S.I.]. 2017.
- 56. KLÖCKNER & CO, D. D. A. Manual técnico do aço inoxidável. [S.I.]: [s.n.], 2013.
- 57. YE, D. et al. "Effects of low-cycle fatigue on static mechanical properties, microstructures and fracture behavior of 304 stainless steel". **Materials Science and Engineering: A**, 25 june 2010. 4092-4102.
- 58. MURR, L. E. Interfacial phenomena in metals and alloys. United States: Addison-Wesley Publishing Company, 1975.
- 59. BENARJI, K. et al. "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**", 2020.

- 60. WANG, L. et al. "Effect of δ-ferrite on the low-cycle fatigue behavior of the 0Cr17Ni10Mn5Mo2 steel". **Materialia**, 2020.
- 61. DENGA, H. W. et al. "Tailoring mechanical properties of a CoCrNi medium-entropy alloy by controlling nanotwin-HCP lamellae and annealing twins". **Materials Science and Engineering: A**, 2019.
- 62. JAYALAKSHMI, M. et al. "Insights into formation of gradient nanostructured (GNS) layer and deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel subjected to severe shot peening". **Surface and Coatings Technology**, v. 344, 2018.
- 63. SABOONI, S. et al. "The role of martensitic transformation on bimodal grain structure in ultrafine grained AISI 304L stainless steel". **Materials Science and Engineering: A**, v. 636, 2015.
- 64. DAS, A. et al. "Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during low cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel". **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, 2011.
- MUMTAZ, K. et al. "Magnetic Measurementes of Martensitic Transofrmation in Austenitin Stainless Steel after room Temperatura Rolling". Journal of Materials Science., p. 85 - 95, 2004.
- PESSOA, D. F.; KIRCHHOFF, G.; ZIMMERMANN, M. "Influence of loading frequency and role of surface micro-defects on fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 304". International Journal of Fatigue, Germany, 2030.
- TIAN, H. et al. "Effects of mercury on fatigue behavior of Type 316 LN stainless steel: application in the spallation neutron source". Journal of Nuclear Materials, v. 318, p. 157–166, 2003.
- BULLOCH, J. H.; CALLAGY, A. G. "A detailed study of the relationship between fatigue crack growth rate and striation spacing in a range of low alloy ferritic steels". Engineering Failure Analysis, 2010.
- 69. WILLIAMS, J. J. et al. "On the Correlation Between Fatigue Striation Spacing and Crack Growth Rate: A Three-Dimensional (3-D) X-ray Synchrotron Tomography Study". **Metallurgical and Materials Transactions A**, 2011.
- SAMUEL, K. G.; SASIKALA, G.; RAY, S. K. "On R ratio dependence of threshold stress intensity factor range for fatigue crack growth in type 316(N) stainless steel weld". Institute of Materials, Minerals and Mining, 2011.
- 71. JAMES, L. A. The Effect of Frequency upon the Fatigue-Crack Growth of Type 304 Stainless Steel at 1000 F. In: _____ **ASTM Internacional**. [S.I.]: [s.n.], 1972.
- MAKHLOUF, K.; JONES, J. W. "Effects of temperature and frequency on fatigue crack growth in 18% Cr ferritic stainless steel". International Journal of Fatigue, 1993.

- POONGUZHALI, A. et al. "Effect of Environment on Fatigue Crack Growth Behavior of Type 316 LN Stainless Steel and its Weldments". Journal of Materials Engineering and Performance, 2022.
- 74. MUÑOZ-CUBILLOS, J.; CORONADO, J. J.; RODRÍGUEZ, S. A. "Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels". International Journal of Fatigue, Colombia, v. 95, p. 120-131, February 2017.
- 75. JUNIOR, J. M. G. TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS AISI 304 E AISI 316 DEFORMADOS POR DIFERENTES PROCESSOS. Dissertação de M. Sc., SCAT/UEPG, Ponta Grossa. Paraná. 2016.
- 76. WANG, H.; JEONG, Y.; CLAUSEN, B. "Effect of martensitic phase transformation on the behavior of 304 austenitic stainless steel under tension". Materials Science and Engineering: A, v. 649, p. 174-183, 2016.