

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

**ESTUDO EXPERIMENTAL DA PLASTICIDADE CÍCLICA
E FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL 304L**

LUIZ ALBERTO CARNEIRO JUNIOR

ORIENTADOR: EDGAR NOBUO MAMIYA
COORIENTADOR: FÁBIO COMES DE CASTRO

PUBLICAÇÃO: ENM-DM (259/2017)

BRASÍLIA/DF: 4 de agosto de 2017.

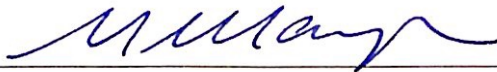
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO EXPERIMENTAL DA PLASTICIDADE CÍCLICA
E FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL 304L

LUIZ ALBERTO CARNEIRO JUNIOR

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO
DE ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA
DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CI-
ÊNCIAS MECÂNICAS.

APROVADA POR:



Prof. Edgar Nobuo Mamiya (ENM-FT-UnB)
(Orientador)



Prof. Fábio Comes de Castro (ENM-FT-UnB)
(Coorientador)



Prof. Lucival Malcher (ENM-FT-UnB)
(Examinador Interno)



Prof. Edson Paulo da Silva (ENM-FT-UnB)
(Examinador Externo)

BRASÍLIA/DF, 4 DE AGOSTO DE 2017.

FICHA CATALOGRÁFICA

LUIZ ALBERTO CARNEIRO JUNIOR

Estudo experimental da plasticidade cíclica e fadiga do aço inoxidável 304L.
[Distrito Federal] 2017.

xiv, 71p., 297 mm (ENM/FT/UnB), Mestre, Ciências Mecânicas, 2017

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília.

Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

- | | |
|-----------------------------|------------------------|
| 1. Plasticidade cíclica | 2. Aço inoxidável 304L |
| 3. Endurecimento secundário | 4. Fadiga |
| I. ENM/FT/UnB | II. DM-(259/2017) |

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

CARNEIRO JUNIOR, L. A. (2017). Estudo experimental da plasticidade cíclica e fadiga do aço inoxidável 304L. Dissertação de mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM - (259/2017), Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 71p.

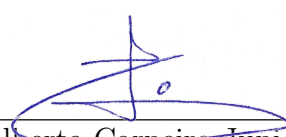
CESSÃO DE DIREITOS

NOME DO AUTOR: Luiz Alberto Carneiro Junior.

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO: Estudo experimental da plasticidade cíclica e fadiga do aço inoxidável 304L.

GRAU / ANO: Mestre / 2017

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.


Luiz Alberto Carneiro Junior
luizalbertocj@gmail.com

DEDICATÓRIA

“À memória de meu pai e de minha avó.”

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, ao professor Edgar Mamiya, pela orientação sempre presente durante todo o trabalho. Agradeço, também, ao professor Fábio Castro pela orientação, conselhos e discussões durante as etapas mais importantes deste projeto.

A realização deste trabalho não seria possível sem o auxílio de meus amigos e colegas de pesquisa. Em especial, gostaria de agradecer ao Marcus Sá, por fazer parte do meu aprendizado inicial do uso das máquinas de ensaios mecânicos. Ao Leonel Morales e ao Vinicius Rodrigues, pela ajuda fundamental na usinagem dos corpos de prova, sem os quais, nenhum dado deste trabalho seria possível. Aos meus amigos de curso Jean Michel e Gabriel Juvenal, pela parceria durante as noites em claro nos laboratórios e nas salas de estudo.

Agradeço à excepcional colaboração do Centro Universitário do Distrito Federal – UDF, que disponibilizou todos os equipamentos e mão de obra disponíveis para a usinagem dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Agradeço à Fundação de Apoio à Pesquisa do Distrito Federal - FAP-DF, que financiou este projeto por meio de bolsa de auxílio. Agradeço, também, ao apoio financeiro do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq -contratos 304083/2013 – 5 e 3108452013 – 0, necessário para aquisição das barras de aço 304L, das quais foram usinados os corpos de prova.

Agradeço à minha mãe, que sempre acreditou em mim incondicionalmente.

Finalmente, agradeço à minha esposa, Isabella, pela amizade, companheirismo e incentivo desde os momentos mais difíceis até às comemorações das conquistas, das quais ela sempre fará parte.

RESUMO

ESTUDO EXPERIMENTAL DA PLASTICIDADE CÍCLICA E FADIGA DO AÇO INOXIDÁVEL 304L.

Autor: Luiz Alberto Carneiro Junior

Orientador: Prof. Edgar Nobuo Mamiya

Programa de Pós-graduação em Ciências Mecânicas

Brasília, agosto de 2017

O objetivo principal deste trabalho é a caracterização experimental do aço inoxidável 304L sob carregamentos cíclicos e monotônicos. Busca-se analisar comportamentos como: a influência da taxa de deformação e do tratamento térmico de normalização nas propriedades monotônicas; endurecimento/amolecimento cíclicos; Masing/não-Masing; evolução da tensão de escoamento cíclica; comportamento de fadiga; propagação de trincas de fadiga e transformação de fase martensítica induzida por carregamentos cíclicos. A metodologia utilizada foi a realização de ensaios monotônicos de tração sob diversas taxas de carregamento no material nas condições de como recebido e após o tratamento térmico da normalização. Além disto, ensaios cíclicos do tipo tração/compressão e torção alternada controlados por deformação foram realizados. Por fim, foram realizadas análises metalográficas para caracterização da microestrutura do aço 304L antes e depois de ensaios cíclicos e foram feitas medições de dureza para analisar a influência da normalização no aço 304L. Os resultados revelam forte dependência da taxa de deformação e da normalização no comportamento elasto-plástico monotônico do aço 304L. A normalização ainda induziu a diminuição na dureza do material. No contexto da plasticidade cíclica, o aço 304L não apresenta estabilização das amplitudes de tensão para diferentes amplitudes de deformação prescritas, principalmente devido ao efeito do endurecimento secundário, que predomina pela maior parte dos experimentos. As análises metalográficas indicam que o endurecimento secundário pode estar relacionado à transformação de fase martensítica no aço 304L. Foram observados outros fenômenos como: efeito não-Masing, extensão axial nos ensaios de torção pura e evolução da tensão de escoamento cíclica. Em fadiga, a medida de deformação equivalente de von Mises não é capaz de correlacionar as vidas observadas nos ensaios de tração/compressão e torção alternada. O comportamento das trincas macroscópicas de fadiga é dependente da amplitude de deformação para o aço 304L. Em altas amplitudes, ocorre a propagação de trincas em modo misto, enquanto baixas amplitudes ocasionam propagação no modo normal, isto é, na direção da tensão normal máxima.

Palavras-chave: Plasticidade cíclica, Fadiga, Aço inoxidável austenítico, Aço 304L, Endurecimento secundário, Transformação de fase martensítica.

ABSTRACT

EXPERIMENTAL STUDY OF THE CYCLIC PLASTICITY AND FATIGUE OF 304L STAINLESS STEEL.

Author: Luiz Alberto Carneiro Junior

Supervisor: Prof. Edgar Nobuo Mamiya

Programa de Pós-graduação em Ciências Mecânicas

Brasília, August of 2017

The aim of this work is the experimental characterization of the 304L stainless steel under cyclic and monotonic loadings. The following behaviors are analyzed: strain rate and normalizing heat treatment influence on the monotonic properties; cyclic hardening/softening; Masing/non-Masing; cyclic yield stress evolution; fatigue life; fatigue crack propagation; and cyclic loading induced martensitic phase transformation. The methodology used is the conduction of monotonic tensile tests under different strain rates on the material in the as-received condition and after the normalizing heat treatment. Besides, tension/compression and alternate torsion strain control cyclic tests are conducted. The microstructure characterization of the 304L steel was investigated using metallographic analysis before and after the cyclic loadings. Finally, hardness tests were conducted on the normalized and on the as-received material conditions. The results show strong strain rate and normalizing dependency on the 304L steel elastoplastic monotonic behavior. The normalizing heat treatment also induced a decrease on the material hardness. In the cyclic plasticity context, the stress amplitudes do not stabilize, for different prescribed strain amplitudes, mainly because of the secondary hardening effect, which is evident during the greatest part of the experiments. The metallographic analysis suggest that the secondary hardening is directly related to martensitic phase transformation in the 304L steel. Other phenomena observed are: non-Masing effect, axial extension during pure torsion tests and cyclic yield stress evolution. In fatigue, the von Mises equivalent strain measure is not capable of correlating the observed lives in tension/compression and pure torsion tests. The macroscopic fatigue crack behavior is dependent on the strain amplitude. In high amplitudes, the mixed mode crack propagation is observed, while low amplitudes induced the normal propagation mode.

Key-words: Cyclic plasticity, Fatigue, Austenitic stainless steel, 304L stainless steel, Secondary hardening, Martensitic phase transformation.

Sumário

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Motivação e contexto	1
1.2	Objetivos	3
2	REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1	Fundamentos da abordagem $\varepsilon - N$	4
2.1.1	Comportamento tensão-deformação cíclico	4
2.1.2	Curva amplitude de deformação-vida	7
2.1.3	Análise de trincas de fadiga	8
2.1.4	Transformação de fase martensíticas em aços inoxidáveis austeníticos	9
2.2	Fenômenos observados no aço inoxidável 304L	15
2.2.1	Comportamento tensão-deformação cíclico do aço 304L	15
2.2.2	Efeito da taxa de deformação no comportamento do aço 304L	17
2.2.3	Fadiga do aço 304L	18
2.2.4	Extensão axial durante a torção alternada	19
3	PROGRAMAÇÃO DOS EXPERIMENTOS	21
3.1	Material e corpos de prova	21
3.1.1	Normalização no aço 304L	23
3.1.2	Geometria dos corpos de prova	25
3.2	Equipamentos e <i>softwares</i>	28
3.3	Ensaio monotônicos	31
3.4	Ensaio cíclicos	32
4	RESULTADOS DO COMPORTAMENTO DO AÇO 304L SOB CARREGAMENTO MONOTÔNICO E DISCUSSÕES	34
4.1	Efeito da normalização nas propriedades monotônicas do aço 304L	35
4.2	Efeito da taxa de carregamento nas propriedades monônicas do aço 304L	36

5	RESULTADOS DO COMPORTAMENTO DO AÇO 304L SOB CARREGAMENTO CÍCLICO E DISCUSSÕES	40
5.1	Plasticidade cíclica do aço 304L	40
5.2	Comportamento em fadiga do aço 304L	48
5.3	O controle axial nos ensaios de torção cíclica	51
5.4	O endurecimento secundário e a transformação de fase induzida por tensão	54
5.5	Análise da orientação das trincas	58
6	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	61
6.1	Conclusões	61
6.2	Sugestões para trabalhos futuros	65
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	66

Lista de Figuras

1.1	Aplicação do aço inoxidável 304L: Sistema de remoção de calor residual em reatores nucleares (TAHERI; FATEMI, 2017), com alterações.	1
2.1	Representação esquemática do endurecimento/amolecimento cíclico. (LANDGRAF et al., 1969), com alterações.	5
2.2	Representação esquemática do encruamento cinemático e o efeito Bauschinger em um ensaio uniaxial. Translação da superfície de escoamento.	6
2.3	Representação esquemática do encruamento isotrópico em um ensaio uniaxial. Expansão da superfície de escoamento.	6
2.4	Representação esquemática do comportamento Masing. (JIANG; ZHANG, 2008), com alterações.	7
2.5	Modos de iniciação e propagação de trincas: modo de cisalhamento, normal e misto.	8
2.6	Ilustração apresentando as deformações necessárias para a transformação de fase martensítica. (a) Estrutura cristalográfica inicial, (b) Estrutura deformada por deslocamento coordenado dos átomos, (c) Deformação por deslize e (d) Deformação por <i>twin</i> . (KRAUSS, 1980)	10
2.7	Duas morfologias diferentes de martensita α' : Na ausência (A) e na presença (B) de fase ϵ . Microscopia ótica do aço inoxidável 304 submetido a ensaio de fadiga de amplitude $\Delta\epsilon/2 = 1,5\%$ à 93°C . Magnificação: 388x. (HENNESSY et al., 1976)	11
2.8	Microscopia ótica do aço inoxidável 302 submetido a ensaio de propagação de trinca de fadiga. Duas morfologias diferentes de martensita (a) α' e (b) ϵ . (KHAN; AHMED, 1996)	11
2.9	Relação entre a fração volumétrica da fase martensita após fratura (medida por técnicas magnéticas) e amplitude de deformação para os aços 301 e 304 em diferentes temperaturas. (HENNESSY et al., 1976)	12
2.10	Morfologias de martensita α' (indicadas pelas setas) e ϵ visualizadas em microscopia ótica do aço inoxidável 304-HP submetido a ensaio de fadiga de amplitude (a) $\Delta\epsilon/2 = 0,9\%$ e (b) $\Delta\epsilon/2 = 2,0\%$. (YE et al., 2006)	13

2.11	Relação entre a amplitude de deformação plástica $\Delta\varepsilon^p/2$ e o nível de deformação plástica acumulada necessário para a transformação martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$. (BAUDRY; PINEAU, 1977)	14
2.12	Comportamento da amplitude de tensão em ensaios controlados por deformação plástica no 304L. (BAYERLEIN et al., 1989)	15
2.13	Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de tração-compressão no aço 304L. (FAN et al., 2008), com alterações.	16
2.14	Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de tração-compressão no aço 304L. (VINCENT et al., 2012), com alterações.	16
2.15	Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de torção alternada no aço 304L. (KALNAUS, 2009), com alterações.	17
2.16	Comportamento não-Masing observado em ensaios de tração-compressão do aço 304L. (FAN et al., 2008), com alterações.	17
2.17	Curvas de fadiga para o aço 304L submetido a três trajetórias de carregamento distintas (KALNAUS, 2009), com alterações.	19
3.1	Barras do aço 304L como recebidas.	22
3.2	Microestrutura do aço 304L como recebido. Ampliação de $432\times$ (a) e $1080\times$ (b).	23
3.3	Temperatura <i>versus</i> tempo durante o tratamento térmico de normalização no aço 304L. A curva de resfriamento é um esquemático do resfriamento ao ar livre e sua inclinação não representa valores reais.	24
3.4	Microestrutura do aço 304L após a normalização. Ampliação de $432\times$ (a) e $1080\times$ (b).	25
3.5	Secções feitas na barra normalizada para medição de dureza em diversos pontos.	26
3.6	Distribuição das medições de dureza no aço 304L na seção transversal.	26
3.7	Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios uniaxiais de tração-compressão, denominados 304L-UN. Dimensões em milímetros.	27
3.8	Geometria dos corpos de prova tubulares utilizados nos ensaios torcionais, denominados 304L-TUB. Dimensões em milímetros.	27
3.9	Máquina de ensaios servo-hidráulica axial/torcional MTS 809.	28
3.10	Extensômetro axial/torcional MTS 632.80F.	29
3.11	Fluxograma das atividades de controle do ensaio e aquisição de dados relativos aos experimentos de torção cíclica desenvolvido utilizando o <i>software</i> MTS MPE.	30
3.12	Forno Nabertherm utilizado nos tratamentos térmicos de normalização dos corpos de prova.	30

3.13	Microscópio confocal à laser Olympus OLS 4100 utilizado para verificação da microestrutura e análise de rugosidade.	31
3.14	Trajelórias esquemáticas dos carregamentos.	32
4.1	Comportamento mecânico em tração do aço 304L como recebido, normalizado antes e normalizado depois da usinagem do corpo de prova. . .	36
4.2	Ensaio de tração em corpos de prova de aço 304L sem normalização sob diferentes taxas de carregamento.	37
4.3	Ensaio de tração em corpos de prova de aço 304L normalizados sob diferentes taxas de carregamento.	38
5.1	Encruamento cíclico do aço 304L em tração–compressão (a) e em torção alternada (b).	43
5.2	Desenho esquemático apresentando as etapas do endurecimento/amolecimento cíclico observadas para o aço 304L normalizado nos ensaios de tração–compressão e torção alternada.	44
5.3	Curva esquemática de encruamento do aço 304L apresentando os pontos de amolecimento cíclico máximo e meia vida.	44
5.4	Laços de histerese tensão–deformação plástica com as pontas inferiores unidas na origem. Ensaio de tração–compressão. Laços obtidos nos níveis de (a) meia vida e (b) período de amolecimento máximo.	45
5.5	Laços de histerese tensão–deformação plástica com as pontas inferiores unidas na origem. Ensaio de torção com $\varepsilon = 0$. Laços obtidos nos níveis de (a) meia vida e (b) período de amolecimento máximo.	47
5.6	Desenho esquemático da obtenção da tensão de escoamento cíclica. . .	48
5.7	Reversões superiores dos laços de histerese para diferentes ciclos do ensaio tração–compressão de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 1\%$	49
5.8	Curvas de fadiga do aço 304L.	50
5.9	Resposta axial nos ensaios de torção alternada de amplitude $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,75\%$. (a) Deformação axial quando a força axial é prescrita. (b) Tensão axial quando a deformação axial é prescrita.	52
5.10	Comparação entre o encruamento cíclico em ensaios de torção com controle axial de tensão ou de deformação.	53
5.11	Curvas de fadiga do aço 304L para os ensaios de torção alternada. . . .	54
5.12	Endurecimento secundário nos ensaios de (a) tração–compressão e (b) torção alternada.	55

5.13	Microscopia ótica do aço 304L submetido a ensaio cíclico axial de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 0,8\%$ por (a) 110 ciclos, início do endurecimento secundário, e (b) 1635 ciclos, fim do endurecimento secundário. Ataque realizado para revelar estruturas martensíticas em matriz austenítica. Ampliação de 1080 \times	57
5.14	Microscopia ótica do aço 304L submetido a ensaio cíclico axial de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 0,2\%$ por 1901074 ciclos. Ataque realizado para revelar estruturas martensíticas em matriz austenítica. Ampliação de 1080 \times	58
5.15	Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de tração/compressão no aço 304L.	59
5.16	Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de torção no aço 304L.	59
5.17	Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de tração-compressão e torção no aço 304L.	60

Lista de Tabelas

3.1	Composição química das barras do aço 304L. Informações fornecidas pelo fabricante.	21
4.1	Propriedades do aço 304L sob carregamento monotônico de tração . . .	35
4.2	Propriedades do aço 304L sob carregamento monotônico de tração (continuação)	35
5.1	Ensaio de fadiga totalmente reversíveis controlados por deformação no aço 304L.	49

Capítulo 1 INTRODUÇÃO

1.1 Motivação e contexto

Em diversas aplicações, componentes mecânicos e estruturais estão sujeitos à carregamentos cíclicos. Tais esforços configuram o carregamento de fadiga e podem levar à falha prematura do material mesmo em níveis menores que a resistência do mesmo, causando prejuízos financeiros e pessoais. Projetos de engenharia devem ser capazes de prever com certo grau de precisão, a vida em fadiga para as diversas condições de aplicação do componente.

O aço inoxidável 304L é amplamente utilizado em diversos setores industriais. Devido à sua excelente resistência à corrosão, juntamente com boas propriedades mecânicas (GARDNER, 2005; YE, 2005), este material tem diversas aplicações em transportes (TAUQIR et al., 1996), indústrias nuclear (HADDAR; FISSOLO, 2005), farmacêuticas, alimentícia, vasos de pressão (CHOPRA; GAVENDA, 1997), entre outras. Uma aplicação importante do aço 304L é em sistemas de arrefecimentos de tubulações em sistemas geradores de energia nuclear (HADDAR; FISSOLO, 2005; TAHERI; FATEMI, 2017). Em reatores nucleares, as variações de temperatura podem alcançar valores relativamente altos em curtos períodos de tempo, como apresentado pela Figura 1.1. Aços inoxidáveis austeníticos podem suportar altas flutuações em temperaturas, comparados com outros materiais de engenharia, se mostrando fortes candidatos para este tipo de aplicação.

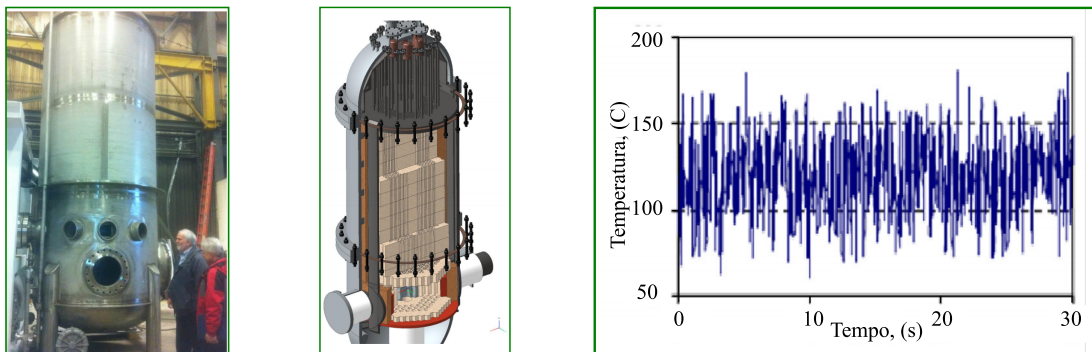


Figura 1.1: Aplicação do aço inoxidável 304L: Sistema de remoção de calor residual em reatores nucleares (TAHERI; FATEMI, 2017), com alterações.

Uma vez que boa parte das aplicações de aços inoxidáveis envolvem carregamentos

cíclicos, o conhecimento acerca do comportamento de fadiga deste material, bem como a relação entre o comportamento mecânico e as alterações microestruturais, é imprescindível para o projeto de componentes e estruturas. Para isto, os níveis de tensão e deformação durante o carregamento cíclico devem ser previstos por meio de modelos, principalmente em situações em que os níveis de deformação são elevados ao ponto de causar deformações irreversíveis, ou plásticas. Neste contexto, os mecanismos envolvidos na plasticidade cíclica devem ser corretamente demonstrados e compreendidos por meio de experimentos que possam servir como referências para a modelagem matemática das relações constitutivas do material.

O aço inoxidável 304L apresenta diversos fenômenos observados em ensaios de fadiga. Ensaios cíclicos sob controle de deformação são importantes para análise do comportamento em fadiga do material. Em ensaios de fadiga, é reportado para o aço 304L características como: não saturação das amplitudes de tensão para uma mesma amplitude de deformação (FAN et al., 2008; KALNAUS et al., 2009; COLIN; FATEMI, 2010; VINCENT et al., 2012); desvio do comportamento Masing em tração-compressão, visualizado pela falta de similaridade geométrica das curvas de histerese (FAN et al., 2008);

O comportamento cíclico e fadiga do aço 304L são fortemente influenciados por diversos parâmetros, que vão desde condições de fabricação, até taxas de deformação e amplitudes de carregamentos. Devido a sua composição química, o aço 304L faz parte da categoria de aços inoxidáveis austeníticos denominados metaestáveis. Isto significa que ocorre transformação de fase martensítica em sua microestrutura durante o carregamento cíclico, apesar da composição química não se alterar. Tal transformação de fase tem impacto direto nas propriedades mecânicas durante a plasticidade cíclica (VINCENT et al., 2012). Uma das consequências da transformação martensítica no aço 304L é a dependência da taxa de carregamento em suas propriedades mecânicas em ensaios cíclicos. Tal característica tem sido objeto de estudo nas últimas décadas e continua como um tema em análise (KREMPL, 1979; VINCENT et al., 2012; PEGUES et al., 2017). A transformação de fase no aço 304L está ligada diretamente, também, aos níveis de tensão em ensaios controlados por deformação. Em ensaios do tipo tração-compressão, a transformação martensítica induz um endurecimento cíclico no material (BAYERLEIN et al., 1989). A mudança de fase, bem como seu impacto no comportamento constitutivo e de fadiga do aço 304L serão abordados nos experimentos propostos neste trabalho.

1.2 Objetivos

Este trabalho visa explorar os conceitos da plasticidade cíclica e fadiga do aço inoxidável 304L por meio de experimentos com o intuito de compreender o comportamento cíclico do material. Mecanismos microestruturais complexos são verificados durante o carregamento em fadiga de aços inoxidáveis, e a compreensão de tais mecanismos depende da investigação e correlação da microestrutura com resultados de ensaios mecânicos. Ensaios cíclicos sob controle de deformação do tipo tração–compressão para o aço 304L são encontrados com certa facilidade na literatura (FAN et al., 2008; KALNAUS et al., 2009; COLIN; FATEMI, 2010; VINCENT et al., 2012), porém, o comportamento em fadiga deste material em ensaios do tipo torção alternada não é tão abordado (KALNAUS, 2009). Dessa forma, serão realizadas análises do comportamento constitutivo e fadiga do aço 304L sob carregamentos monotônicos e cíclicos do tipo tração–compressão e torção alternada sob controle de deformação realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Brasília. A correlação dos resultados obtidos por ensaios mecânicos com aspectos da microestrutura é feita por meio de análises microestruturais de amostras do aço 304L realizadas por meio de microscopia ótica realizada no laboratório de materiais e metalurgia da Universidade de Brasília. Além disto, a análise do comportamento das trincas de fadiga será realizada.

A dissertação está organizada em seis capítulos. No capítulo 2, é apresentado uma revisão sobre o comportamento cíclico do aço 304L reportado na literatura, incluindo os principais fenômenos observados. O capítulo 3 trata-se da descrição do procedimento experimental dos experimentos e análises realizados. No capítulo 4, os resultados dos ensaios monotônicos são apresentados, juntamente com suas discussões. O capítulo 5 destina-se a apresentação e discussão dos resultados dos experimentos de fadiga no aço 304L, abordando conceitos da plasticidade cíclica e fadiga. Finalmente, o capítulo 6 encerra o trabalho com as principais conclusões acerca dos resultados obtidos e sugestões trabalhos futuros.

Capítulo 2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Fundamentos da abordagem $\varepsilon - N$

2.1.1 Comportamento tensão-deformação cíclico

O comportamento tensão deformação cíclico pode ser descrito por cinco fenômenos típicos: efeito Bauschinger, endurecimento/amolecimento cíclico, comportamento Masing/não Masing, encruamento não proporcional e ratcheting (JIANG; ZHANG, 2008). Neste trabalho, serão estudados alguns efeitos da plasticidade cíclica perceptíveis em experimentos de fadiga em tração-compressão e torção em controle de deformação. Isto é, serão abordados aspectos relacionados aos três primeiros efeitos descritos acima.

O endurecimento/amolecimento cíclico diz respeito à evolução da amplitude de tensão ao longo de um ensaio de fadiga controlado por deformação, como esquematizado na Figura 2.1. O material apresentará endurecimento cíclico se a amplitude de tensão aumenta com o número de ciclos, enquanto o amolecimento cíclico é relacionado à diminuição da amplitude de tensão ao longo do carregamento cíclico. O endurecimento/amolecimento cíclico dependem do material, da magnitude de carregamento e do histórico de carregamento (JIANG; ZHANG, 2008). Em ensaios cíclicos no aço 304, por exemplo, Jiang e Kurath (1997) notaram que o material apresenta endurecimento cíclico para altas amplitudes e amolecimento cíclico em baixas amplitudes de deformação.

Os motivos físicos pelos quais materiais policristalinos amolecem e/ou endurecem ciclicamente estão relacionados à dinâmica e estabilidade de subestruturas de discordâncias. De maneira geral, materiais moles endurecem ciclicamente, enquanto materiais duros amolecem ciclicamente (JIANG; ZHANG, 2008). Isto ocorre pois materiais inicialmente amolecidos, devido a tratamento térmico de recozimento, por exemplo, possuem pouca densidade de discordâncias. Com a deformação plástica cíclica, a densidade de discordâncias aumenta rapidamente, causando o endurecimento ao longo do carregamento, uma vez que a movimentação de discordâncias é dificultada por outras estru-

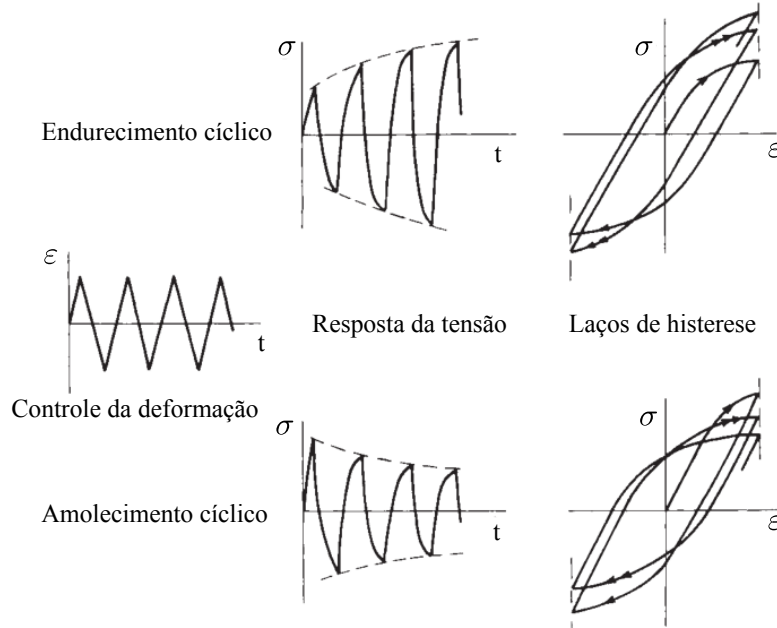


Figura 2.1: Representação esquemática do endurecimento/amolecimento cíclico. (LANDGRAF et al., 1969), com alterações.

turas de discordâncias existentes. Por outro lado, materiais inicialmente endurecidos, por trabalho mecânico, por exemplo, possuem relativa quantidade de discordâncias. A deformação plástica cíclica causa, nesses materiais, o rearranjo e aniquilação de estruturas de discordâncias (YE et al., 2006), fazendo com que a densidade de discordâncias diminua com o carregamento, causando um amolecimento cíclico. O mecanismo de amolecimento cíclico é devido à recuperação dinâmica da microestrutura. A recuperação dinâmica é relacionada à habilidade das discordâncias migrarem entre um plano de deslizamento e outro. Este mecanismo é estimulado pelo movimento de estruturas durante o carregamento cíclico (PLUMTREE, 1987).

Características da plasticidade como o encruamento cinemático e o encruamento isotrópico são consideradas para a descrição do endurecimento/amolecimento cíclico. O encruamento cinemático explica o efeito Bauschinger, fenômeno que descreve o aumento da resistência ao escoamento de um material na direção de fluxo plástico e diminui na direção oposta (PRAGER, 1955; BAUCCIO et al., 1993). O encruamento cinemático é representado pela translação da superfície de escoamento durante o carregamento. Uma representação esquemática do efeito Bauschinger é apresentada na Figura 2.2 para um carregamento cíclico uniaxial. A Figura apresenta a translação da superfície de escoamento de von Mises no plano tração-torção durante o carregamento. O carregamento em uma direção diminui a resistência ao escoamento na outra direção. Após atingir o limite de escoamento inicial σ_{y0} , a superfície de escoamento é

transladada, delimitando a nova região elástica $2\sigma_y$. Durante o descarregamento, o escoamento do material ocorrerá em um nível de tensão equivalente σ_y menor que a tensão de escoamento inicial σ_{y0} .

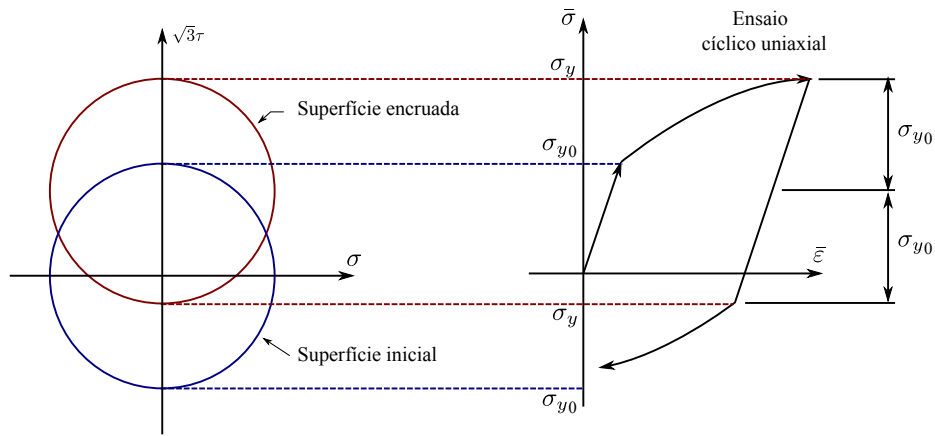


Figura 2.2: Representação esquemática do encruamento cinemático e o efeito Bauschinger em um ensaio uniaxial. Translação da superfície de escoamento.

O encruamento isotrópico é representado pela expansão uniforme da superfície de escoamento inicial durante o carregamento elasto-plástico, aumentando o limite de escoamento do material. A Figura 2.3 apresenta um desenho esquemático da evolução da superfície de escoamento de von Mises no plano tração/compressão-torção durante um ensaio uniaxial cíclico. Durante o carregamento, após atingir a tensão de escoamento, a superfície de escoamento é expandida. Durante o descarregamento, o material entrará no regime plástico em um nível de tensão equivalente σ_y superior à tensão de escoamento inicial σ_{y0} .

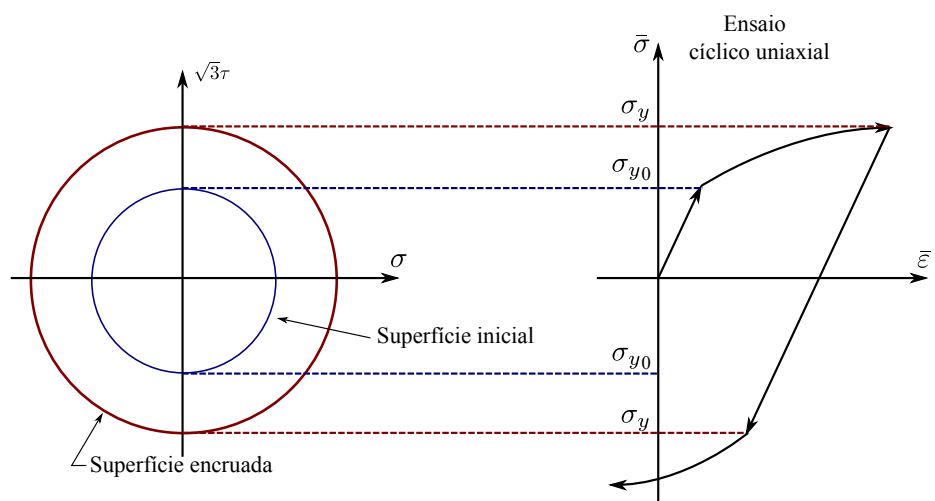


Figura 2.3: Representação esquemática do encruamento isotrópico em um ensaio uniaxial. Expansão da superfície de escoamento.

O material apresenta comportamento Masing quando seus laços de histerese são

geometricamente semelhantes, para diferentes amplitudes de deformação. Dessa maneira, o material terá comportamento Masing quando as reversões superiores dos laços de histerese tensão–deformação plástica seguirem o mesmo caminho, se dispostas com os pontos inferiores na mesma origem, para diferentes amplitudes de deformação. A Figura 2.4 apresenta um desenho esquemático de laços de histerese de um material que apresenta comportamento Masing. Por outro lado, o comportamento não-Masing se configura por um desvio do comportamento Masing, isto é, ocorre quando as reversões superiores dos laços de histerese não são geometricamente similares. O comportamento Masing/não Masing pode ser considerado uma medida da estabilidade da microestrutura do material à mudanças induzidas por fadiga (MAIER et al., 2006) e depende tanto das condições de ensaio, como temperatura e amplitude de deformação, quanto da microestrutura do material (JIANG; ZHANG, 2008).

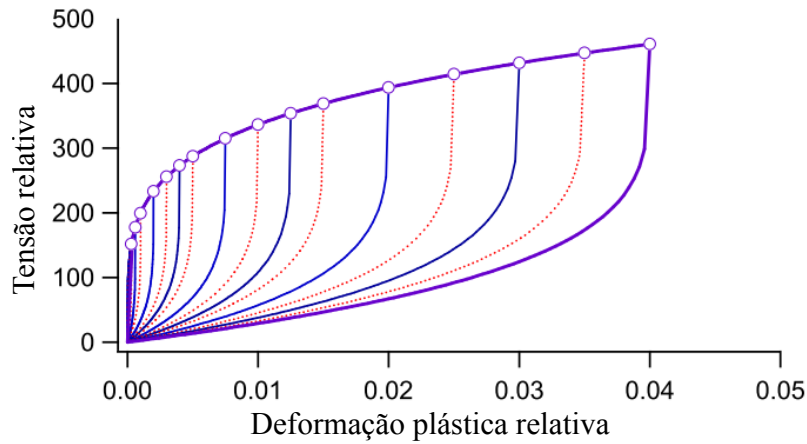


Figura 2.4: Representação esquemática do comportamento Masing. (JIANG; ZHANG, 2008), com alterações.

2.1.2 Curva amplitude de deformação–vida

A curva deformação–vida objetiva relacionar os valores de amplitude de deformação prescrita e o número de ciclos para a falha para cada material. Esta relação pode ser obtida ajustando os dados experimentais à equação:

$$\left(\frac{\Delta\bar{\varepsilon}}{2} - \varepsilon_0\right)^v N_f = C \quad (2.1)$$

onde $\Delta\bar{\varepsilon}/2$ é a amplitude de deformação equivalente, N_f é o número de ciclos para a falha e ε_0 , C e v , são constantes obtidas pelo ajuste dos dados experimentais. Tal

equação foi proposta por Manson (1965) e tem sido utilizada em materiais metálicos (JIANG, 2000; ZHAO; JIANG, 2008) por suas vantagens como apresentar uma relação direta entre vida e amplitude de deformação, sem necessidade de decompor a deformação nos termos deformação plástica e elástica, e evidenciar a amplitude de deformação limite em fadiga, constante ε_0 , que representa a amplitude de deformação de transição entre vida finita e vida infinita.

2.1.3 Análise de trincas de fadiga

O estudo da iniciação e propagação de trincas de fadiga é importante pois pode indicar qual o plano crítico, para um estado de tensão conhecido, para cada material. De maneira geral, as trincas de fadiga podem ser divididas em três categorias, dependendo do plano de iniciação e propagação (JIANG, 2000). Os três modos de trincas de fadiga são apresentadas pela Figura 2.5. Modo de cisalhamento são àquelas que surgem e se propagam nos planos de cisalhamento máximo. As trincas do modo normal, ou abertura, por outro lado, são caracterizadas por nascerem e se propagarem nos planos de tensão normal máxima. Existem, ainda, materiais que apresentam tanto um comportamento quanto outro, dependendo do modo e da amplitude de carregamento. Nestes materiais, a trinca se inicia em modo de abertura nos ensaios de tração-compressão e em modo de cisalhamento para ensaios de torção cíclica. Este modo de iniciação é denominado modo misto de trincas.

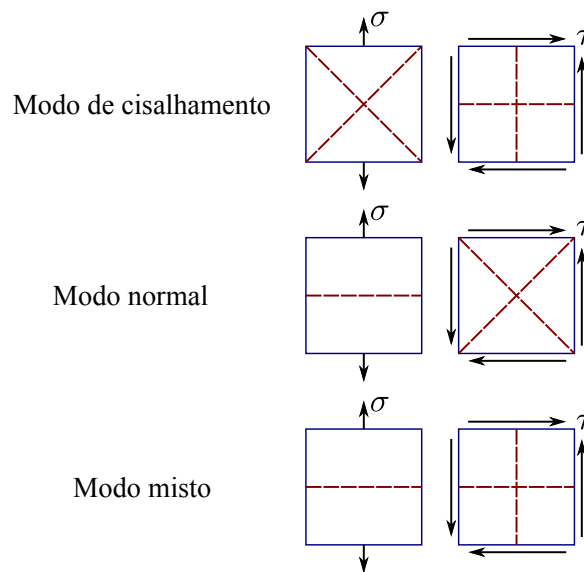


Figura 2.5: Modos de iniciação e propagação de trincas: modo de cisalhamento, normal e misto.

O comportamento das trincas em fadiga depende do modo de carregamento, da amplitude e do material (SOCIE; BANNANTINE, 1988). Comportamento misto é reportado tanto para o aço 304 (SOCIE; BANNANTINE, 1988) quanto para o aço 304L (KALNAUS, 2009). Para o 304L, Kalnaus (2009) observou que o comportamento das trincas de fadiga varia com a amplitude de deformação equivalente e que a amplitude igual a $\Delta\bar{\epsilon}/2 = 0,405\%$ representa a transição entre um modo e outro. Abaixo da amplitude de transição, o material apresentou trincas modo normal, enquanto acima deste valor, modo misto foi verificado.

2.1.4 Transformação de fase martensíticas em aços inoxidáveis austeníticos

A martensita é uma estrutura metaestável que se forma em materiais por variações de temperatura ou deformação (HANDBOOK, 2004). O mecanismo de transformação martensítica não ocorre por difusão, mas por um deslizamento cooperativo de átomos com menos de um espaço interatômico entre eles. Em austeníticos, o deslize dos atômicos causa uma transformação de uma estrutura atômica austenítica γ , mais densamente compacta (cúbica de face centrada), para uma estrutura cristalográfica martensítica menos compacta, que pode ser tanto cúbica de corpo centrado (α') quanto hexagonal compacta (ϵ). A distorção da rede de átomos resulta em aumento da resistência e na dureza do material, impedindo o movimento de discordâncias, além de expansão volumétrica.

Durante a transformação martensítica, dois mecanismos de deformação cisalhante ocorrem concomitantemente. O primeiro induz uma alteração macroscópica, que causa uma rotação e inclinação da superfície. O segundo mecanismo é o responsável pela mudança da estrutura sem alteração da forma macroscópica. A Figura 2.6 apresenta as deformações da estrutura cristalográfica necessárias para a transformação de fase martensítica. A Figura 2.6 (a) apresenta a configuração não deformada, enquanto (b) representa o primeiro deslocamento dos átomos, que causa uma rotação fora do plano inicial do cristal. Por definição, o plano inicial deve ser mantido sem distorção e sem rotação. Para isto, uma segunda deformação é necessária e esta pode ocorrer tanto por (c) deslize quanto por (d) *twinning* (KRAUSS, 1980).

Alguns aços inoxidáveis austeníticos são metaestáveis em temperatura ambiente (LEBEDEV; KOSARCHUK, 2000). Apesar de ter a matriz austenítica, aços como o 304 ou 304L sofrem transformação de fase martensítica durante carregamento cíclico.

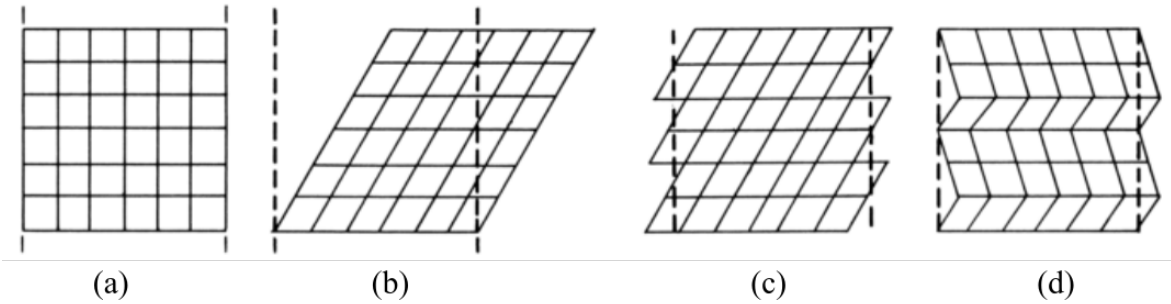


Figura 2.6: Ilustração apresentando as deformações necessárias para a transformação de fase martensítica. (a) Estrutura cristalográfica inicial, (b) Estrutura deformada por deslocamento coordenado dos átomos, (c) Deformação por deslize e (d) Deformação por *twin*. (KRAUSS, 1980)

O surgimento da fase martensita em aços inoxidáveis foi alvo de diversos estudos nas últimas décadas.

Duas morfologias de martensita são verificadas durante a transformação de fase austenita (γ) \rightarrow martensita (ϵ ou α') em aços inoxidáveis austeníticos. A ordem da transformação de fase γ (cúbica de face centrada) $\rightarrow \epsilon$ (hexagonal compacta) $\rightarrow \alpha'$ (cúbica de corpo centrado) é termodinamicamente estável e fortemente induzida por tensão e deformação plástica no aço 304 (MANGONON; THOMAS, 1970; HENNESSY et al., 1976; BAYERLEIN et al., 1989). Neste material, a quantidade de martensita de estrutura ϵ atinge um pico e decai ao longo do carregamento cíclico, enquanto a quantidade da estrutura α' aumenta progressivamente. A nucleação da fase α' ocorre unicamente por deformação plástica e em regiões onde há interseções entre bandas ϵ , twins ou contorno de grãos em aços inoxidáveis austeníticos (MANGONON; THOMAS, 1970).

As morfologias das estruturas martensíticas α' e ϵ apresentam diferenças perceptíveis em microscópios óticos. A fase ϵ (hexagonal compacta) é definida como estriações ou pacotes finos paralelos que ocasionalmente se estendem ao longo de todo o grão, diferenciando-se de bandas de deslizamento pelo fato de não cruzar outras características (HENNESSY et al., 1976). Entretanto, a fase α' pode apresentar duas morfologias diferentes: na ausência ou na presença de ϵ . Na primeira situação, a fase α' se apresenta em um formato de blocos alongados. Já na presença de ϵ , formas mais agulhadas são observadas. A Figura 2.7 apresenta imagem produzida em microscópio ótico onde são verificadas as duas fases citadas de martensita α' . A Figura 2.8 apresenta as duas morfologias de martensita α' e ϵ geradas por tensão em ensaios de propagação de trinca no aço inoxidável 304.

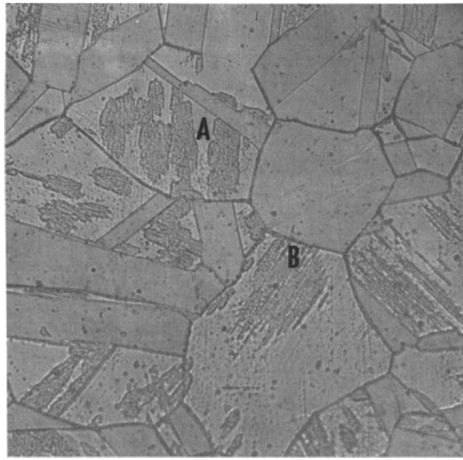


Figura 2.7: Duas morfologias diferentes de martensita α' : Na ausência (A) e na presença (B) de fase ϵ . Microscopia ótica do aço inoxidável 304 submetido a ensaio de fadiga de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 1,5\%$ à 93°C . Magnificação: 388x. (HENNESSY et al., 1976)

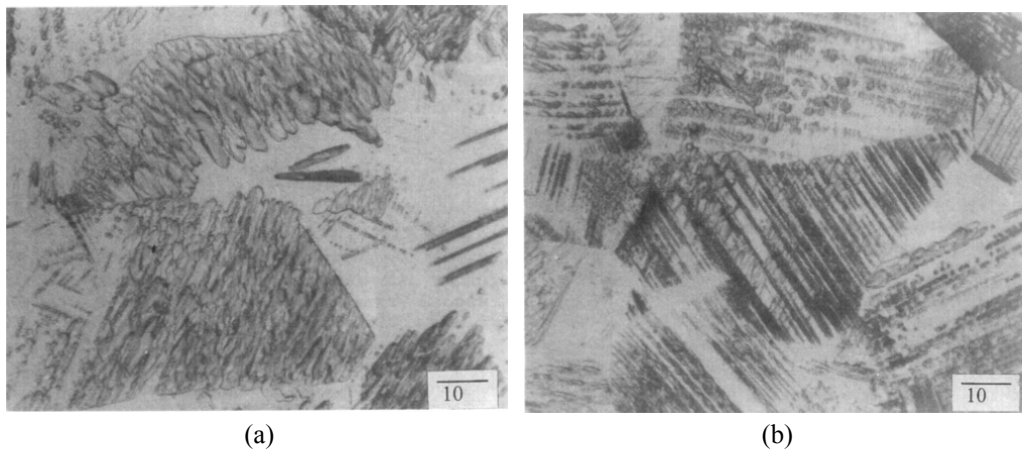


Figura 2.8: Microscopia ótica do aço inoxidável 302 submetido a ensaio de propagação de trinca de fadiga. Duas morfologias diferentes de martensita (a) α' e (b) ϵ . (KHAN; AHMED, 1996)

A transformação de fase martensítica em aços inoxidáveis austeníticos pode ser induzida por tensão ou deformação (ANGEL, 1954). Muitos autores relacionam a amplitude de deformação com a transformação de fase martensítica em aços inoxidáveis metaestáveis. A quantidade de martensita transformada é maior quanto maior for a amplitude de deformação e menor for a temperatura de ensaio (HENNESSY et al., 1976). Uma vez que a fase α' é ferromagnética, a mesma pode ser detectada por magnetômetros. Tal tendência pode ser evidenciada pela Figura 2.9. A Figura apresenta a relação entre a fração volumétrica de martensita transformada em ensaios de fadiga nos aços 304 e 301, medida por técnicas de magnetometria, e a amplitude de deformação para três temperaturas. Em ensaios no aço 304-HP, Ye et al. (2006) observaram que altas amplitudes de deformação resultam em um aumento da quantidade de martensita no material fraturado, como mostra Figura 2.10.

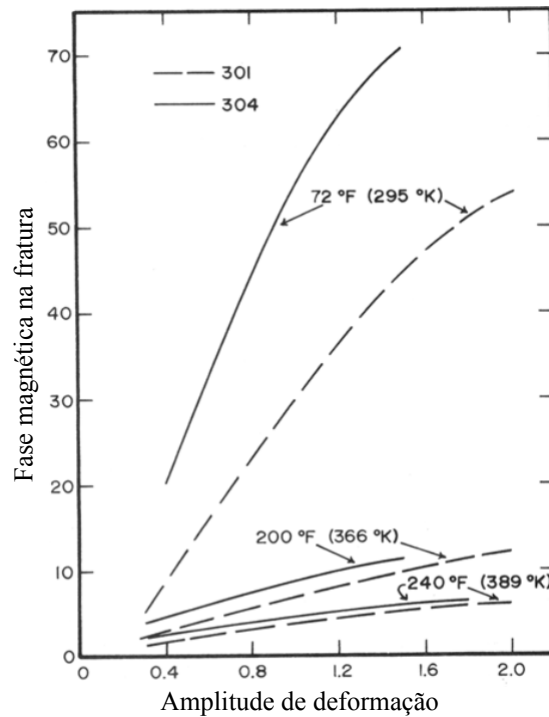


Figura 2.9: Relação entre a fração volumétrica da fase martensita após fratura (medida por técnicas magnéticas) e amplitude de deformação para os aços 301 e 304 em diferentes temperaturas. (HENNESSY et al., 1976)

A amplitude de deformação plástica tem papel importante na transformação martensítica em aços inoxidáveis durante carregamentos cíclicos. A estabilidade da fase austenítica em aços inoxidáveis está relacionada mais especificamente à amplitude de deformação plástica $\Delta\varepsilon^p/2$ durante o ensaio que a deformação total (HENNESSY et al., 1976; BAUDRY; PINEAU, 1977). Baudry e Pineau (1977) realizaram experimentos cíclicos sob controle de deformação plástica e monitoraram o nível de deformação plástica acumulada necessário para o início da transformação de fase martensítica, tanto

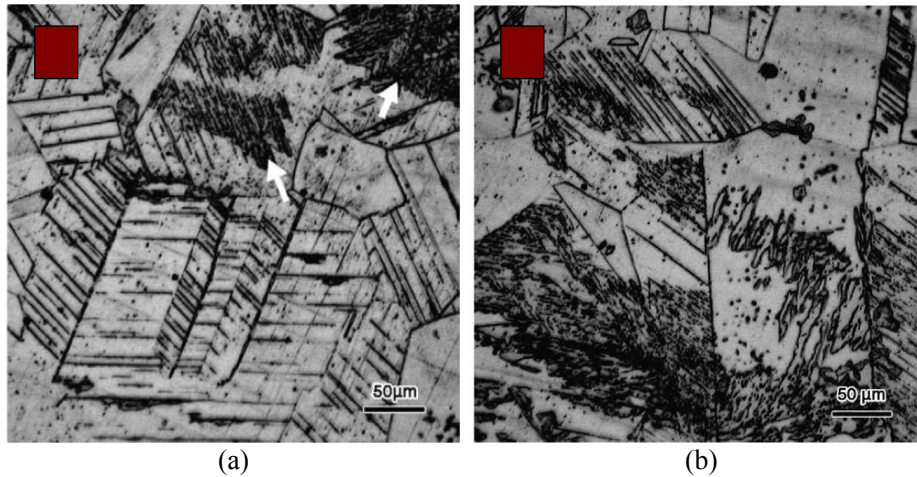


Figura 2.10: Morfologias de martensita α' (indicadas pelas setas) e ϵ visualizadas em microscopia ótica do aço inoxidável 304-HP submetido a ensaio de fadiga de amplitude (a) $\Delta\epsilon/2 = 0,9\%$ e (b) $\Delta\epsilon/2 = 2,0\%$. (YE et al., 2006)

por meio da resposta mecânica (endurecimento cíclico) quanto por resposta magnética durante o ensaio. Os autores mostraram que, quanto maior a amplitude de deformação plástica, menor será o nível de deformação acumulada necessário para ativar a transformação, sendo que, para amplitudes de deformação plásticas muito baixas, o material irá falhar por fadiga sem apresentar transformação martensítica. Esta relação está ilustrada na Figura 2.11. Em ensaios de amplitudes de deformação plástica altas, maiores quantidades de bandas de cisalhamento, twins ou bandas de deslizamento são formadas, propiciando a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. No aço 304L, autores reportam, porém, que amplitudes de deformação plástica acima de $\Delta\epsilon^p/2 = 0,3\%$ ativam a transformação de fase martensítica, enquanto em amplitudes abaixo deste valor, a transformação de fase se iniciaria com deformação plástica acumulada superior a existente na falha do material. (BAYERLEIN et al., 1989; KALETA; ZIETEK, 1998).

A transformação de fase pode estar diretamente ligada à tensão em ensaios cíclicos, ao invés da deformação. Apesar das relações entre níveis de deformação e a transformação de fase, Das et al. (2011) buscaram isolar a influencia da tensão e da deformação neste mecanismo e mostraram que a tensão tem papel fundamental no processo de mudança de fase. Existem varias evidencias que a transformação de fase é gerada por fatores termodinâmicos. Isto significa que a força motriz da transformação é mecânica, e não a nucleação de defeitos geométricos na microestrutura (KUNDU; BHADSHIA, 2006; CHATTERJEE; BHADSHIA, 2006; PERDAHICIOĞLU et al., 2008; GEIJSELAERS; PERDAHICIOĞLU, 2009). Porém, como a tensão aplicada pode ser suficiente para gerar discordâncias e bandas de cisalhamento na microestrutura austenítica, a

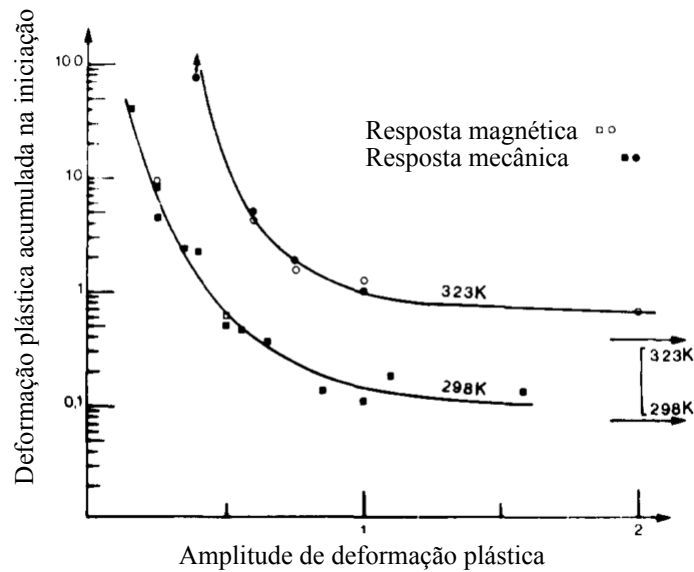


Figura 2.11: Relação entre a amplitude de deformação plástica $\Delta\epsilon^p/2$ e o nível de deformação plástica acumulada necessário para a transformação martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$. (BAUDRY; PINEAU, 1977)

nucleação da martensita é facilitada nestes locais (MANGONON; THOMAS, 1970).

A transformação de fase martensítica afeta diretamente o comportamento cíclico dos aços inoxidáveis austeníticos. Ensaio cíclico em aços inoxidáveis mostram que a transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ induz um aumento na taxa de endurecimento cíclico ao longo dos ciclos até a falha do material (HENNESSY et al., 1976; BAUDRY; PINEAU, 1977). Este comportamento pode ser verificado pela curva de endurecimento/amolecimento cíclico do aço 304L apresentado na Figura 2.12. Nestes experimentos, o endurecimento secundário foi explicado pela transformação martensítica ao longo do ensaio. Após experimentos no aço inoxidável 304-HP, Ye et al. (2006) elucidaram que, durante o carregamento cíclico, dois mecanismos estão constantemente em concorrência: amolecimento cíclico, devido ao rearranjo da microestrutura, e endurecimento cíclico, devido à transformação de fase martensítica.

A influência da transformação de fase em aços austeníticos na vida em fadiga pode depender de diversos fatores, entre eles, a amplitude de deformação. Em ensaios cíclicos nos aços 304 e 301, Hennessy et al. (1976) mostraram que a martensita gerada em ensaios de altas amplitudes ($\Delta\epsilon/2 > 0,5\%$) diminui a vida em fadiga. Por outro lado, em amplitudes menores, a transformação martensítica pode ser benéfica para a vida em fadiga uma vez que a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ influi em aumento de volume específico, gerando tensões residuais compressivas que bloqueiam a propagação de trincas no ma-

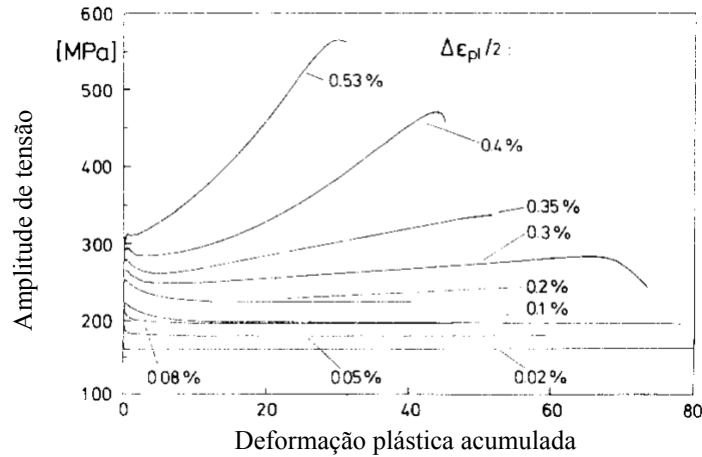


Figura 2.12: Comportamento da amplitude de tensão em ensaios controlados por deformação plástica no 304L. (BAYERLEIN et al., 1989)

material. Além disso, o endurecimento secundário devido à transformação martensítica pode afetar a vida em fadiga positivamente em baixas amplitudes (VINCENT et al., 2012), ou negativamente, em altas amplitudes (PEGUES et al., 2017).

2.2 Fenômenos observados no aço inoxidável 304L

2.2.1 Comportamento tensão–deformação cíclico do aço 304L

O aço 304L não apresenta estabilização dos níveis de tensão em experimentos controlados por deformação (FAN et al., 2008; KALNAUS, 2009; VINCENT et al., 2012). Em tração–compressão cíclica, Fan et al. (2008) e Kalnaus (2009) reportaram que o aço 304L apresenta um período de amolecimento, seguido de endurecimento que continua até a falha do corpo, denominado endurecimento secundário, para uma ampla faixa de amplitudes de deformação prescrita, como apresentado na Figura 2.13. O mesmo comportamento foi evidenciado por Vincent et al. (2012) em experimentos conduzidos para investigar o comportamento do aço 304L em fadiga de alto ciclo, apresentados na Figura 2.14. O amolecimento seguido do endurecimento secundário também é relatado em ensaios de torção cíclica por Kalnaus (2009), como apresentado na Figura 2.15. O autor também observou que os níveis de tensão obtidos em ensaios de tração–compressão foram maiores que em ensaios de torção. Tal variação foi atribuída a certo grau de anisotropia da microestrutura causada por estruturas provenientes do processo de fabricação do material adquirido.

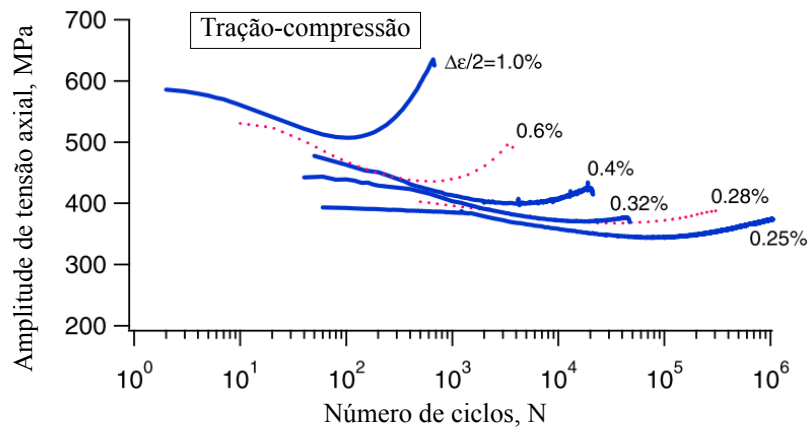


Figura 2.13: Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de tração-compressão no aço 304L. (FAN et al., 2008), com alterações.

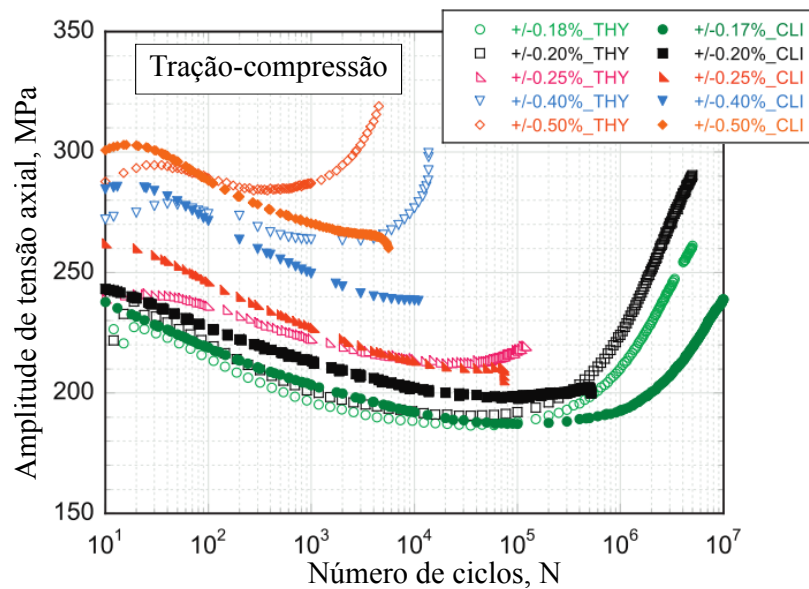


Figura 2.14: Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de tração-compressão no aço 304L. (VINCENT et al., 2012), com alterações.

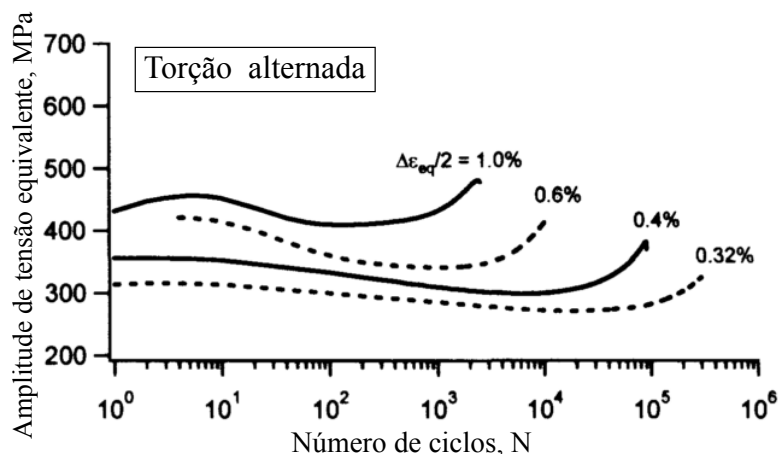


Figura 2.15: Endurecimento/amolecimento cíclico observado em ensaios de torção alternada no aço 304L. (KALNAUS, 2009), com alterações.

O aço inoxidável 304L apresenta comportamento não-Masing (FAN et al., 2008). A Figura 2.16 apresenta as curvas tensão–deformação plástica obtidas no número de ciclos correspondente à meia vida dos ensaios apresentados na Figura 2.13. As pontas dos laços são unidas na origem do gráfico para comparação das reversões superiores. Comportamento não-Masing também é relatado para o aço 304 (JIANG; KURATH, 1997).

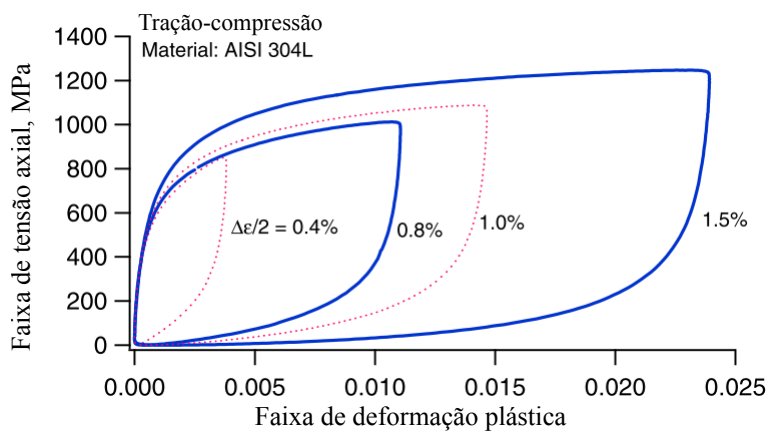


Figura 2.16: Comportamento não-Masing observado em ensaios de tração–compressão do aço 304L. (FAN et al., 2008), com alterações.

2.2.2 Efeito da taxa de deformação no comportamento do aço 304L

O aço 304L apresenta um comportamento visco-plástico, isto é, suas propriedades monotônicas e cíclicas dependem da taxa de carregamento. Após experimentos monotônicos e cíclicos no aço 304 recozido em diferentes taxas de carregamento, Krempl (1979) relatou que o aumento na taxa de deformação ocasiona em um aumento da

resposta da tensão. O efeito da taxa de carregamento nas propriedades mecânicas está relacionado às mudanças na microestrutura do material. Como exemplo, a transformação de fase martensítica é fortemente influenciada por variações de temperatura. De maneira geral, ensaios com baixas taxas favorecem a transformação de fase, uma vez que a dissipação de calor é menor durante o carregamento (PEGUES et al., 2017).

Em fadiga, Pegues et al. (2017) verificaram que a taxa de deformação é diretamente proporcional ao número de ciclos para a falha do material, especialmente em altas deformações. Isto ocorre pois o endurecimento secundário nos ensaios com elevadas taxas foi menos evidente, ocasionando em níveis de tensão menores e estendendo a vida do material. Porém, em baixas amplitudes de deformação, Vincent et al. (2012) verificaram que o endurecimento secundário é benéfico em fadiga, uma vez que a diminuição da amplitude de deformação plástica causada pelo aumento da amplitude de tensão gera efeitos positivos, prolongando a vida e aumentando a resistência à fadiga do material.

2.2.3 Fadiga do aço 304L

O comportamento do aço 304L em fadiga depende do modo de carregamento. Em experimentos controlados por deformação utilizando três trajetórias de carregamentos distintas, Kalnaus (2009) verificou que, para uma mesma amplitude de deformação equivalente, a trajetória axial-torcional fora de fase resulta em vidas menores, quando comparadas aos ensaios uniaxiais, devido ao efeito do encruamento não proporcional no material. Ainda, foi verificado que os ensaios torcionais resultaram em vidas maiores que os ensaios axiais. Os resultados da vida em fadiga para cada amplitude de deformação equivalente são apresentados na Figura 2.17.

O endurecimento secundário tem efeito benéfico para a vida em fadiga do aço 304L em baixas amplitudes (VINCENT et al., 2012). Resultados experimentais mostram que a vida em fadiga é superior em ensaios nos quais o endurecimento secundário é verificado, para baixas amplitudes de deformação prescritas. A explicação de tal resultado se baseia na importância do papel da amplitude da deformação plástica nos ensaios de fadiga. O aumento da amplitude de tensão durante o endurecimento secundário leva a uma diminuição da amplitude de deformação plástica, associada diretamente ao dano de fadiga. Ainda, como os níveis do endurecimento secundário podem ser bastante elevados em alguns ensaios, propriedades cíclicas, como o limite de resistência a

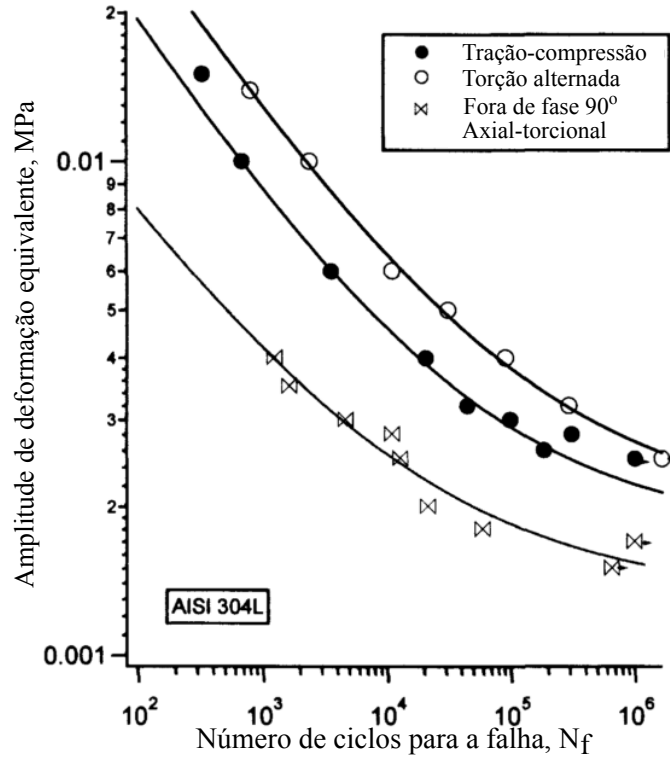


Figura 2.17: Curvas de fadiga para o aço 304L submetido a três trajetórias de carregamento distintas (KALNAUS, 2009), com alterações.

fadiga, sofrem forte alteração ao longo dos ciclos. Tendo em vista o importante papel da amplitude de deformação plástica no comportamento em fadiga, Vincent et al. (2012) sugerem que a análise constitutiva e a identificação de parâmetros de fadiga sejam realizadas pelas tensões e deformações obtidas nos pontos de amolecimento cíclico máximo do ensaio, uma vez que tais pontos também representam máxima amplitude de deformação plástica.

2.2.4 Extensão axial durante a torção alternada

Alguns materiais apresentam extensão na direção na direção axial durante ensaios de torção pura cíclica. Enquanto as amplitudes de deformação cisalhantes se encontram na região elástica linear do material, o alongamento causado na direção axial é recuperável após o término do ensaio (OVENS et al., 1973). Todavia, para amplitudes de deformação cisalhante que causam plasticidade cíclica, ocorre uma extensão na direção axial contínua dos corpos de prova. Este fenômeno é conhecido como efeito Swift (SWIFT, 1947). Em experimentos, Swift (1947) reportou que diversos materiais com estrutura cristalográfica cúbica, como aços inoxidáveis, alumínio e cobre, apresentam

deformação axial durante torção cíclica.

O efeito Swift tem sido alvo de estudos nas últimas décadas e alguns autores propuseram explicações para a extensão axial durante a torção alternada. Inicialmente, Swift (1947) atribuiu tal extensão ao encruamento no material, isto é, à formação de estruturas de discordâncias durante o carregamento. Porém, Hill (1950) relacionou tal efeito com a reorientação dos grãos no material em direções preferenciais durante o carregamento, causando certo grau de anisotropia da estrutura cristalográfica mesmo em materiais inicialmente isotrópicos. Esta última explicação prevalece como a mais aceita, sendo utilizada em tentativas de modelagem do efeito Swift. A anisotropia plástica é considerada como requisito para o efeito Swift, tanto do ponto de vista fenomenológico (BÖHLKE et al., 2003; COLAK, 2004b; COLAK, 2004a) como do ponto de vista da plasticidade em cristais (MONTHEILLET et al., 1984; TOTH et al., 1990; DUCHÊNE et al., 2007; ABDELJAOUED et al., 2009). No aço inoxidável 304L, tanto a orientação de estrutura cristalográfica quanto a formação e evolução de discordâncias é utilizada por Miller e McDowell (1996) para a modelagem do efeito Swift.

A taxa da deformação axial, bem como a deformação axial no momento da falha, em ensaios de torção tem sido relacionada tanto a parâmetros de ensaio quanto à geometria dos corpos de prova. Em experimentos em alumínio, Ronay (1965) observaram que a taxa da deformação axial em alumínio é proporcional ao quadrado do ângulo de torção prescrito nos ensaios. Para corpos de prova tubulares, Ronay (1968) reportou relação entre a extensão axial e o espessura da parede dos corpos de prova.

Capítulo 3 PROGRAMAÇÃO DOS EXPERIMENTOS

Neste trabalho, é investigado o comportamento mecânico do aço 304L sob carregamentos monotônicos e cíclicos de amplitude constante. Os ensaios monotônicos foram conduzidos sob diferentes taxas de carregamento em corpos de prova usinados a partir do material como recebido e submetido ao processo de normalização de duas maneiras distintas. Dessa maneira, a influência da normalização e da taxa de carregamento nas propriedades monotônicas pôde ser verificada. Uma série de experimentos cíclicos sob controle de deformação totalmente reversíveis de tração–compressão e torção pura foram conduzidos em corpos de prova sólidos e tubulares, respectivamente. A resposta da tensão e a deformação no material são coletadas ao longo dos experimentos para o estudo da plasticidade cíclica. A quantidade de ciclos de carregamento para a falha, bem como as amplitudes de tensão e deformação possibilitam o estudo da fadiga do aço 304L.

3.1 Material e corpos de prova

O material utilizado neste trabalho é o aço inoxidável 304L. O material foi adquirido em forma de barras extrudadas de diâmetro 19,05 mm e comprimento 1000 mm. A Figura 3.1 apresenta um desenho esquemático das barras de aço 304L como recebidas. Os eixos “A”, “T” e “R” do sistema de coordenadas utilizado designam as faces paralelas aos eixos axial, tangencial e radial, respectivamente. A composição química do material está listada na tabela 3.1, obtidas por certificado emitido pelo fornecedor do material. A denominação “L” do 304L se explica pelo baixo limite no teor de carbono da composição (0,03%, ante 0,08% para o 304). Assim como o carbono, todos os outros elementos estão dentro da faixa determinada pela ASTM A276 (ASTM Standard A276 / A276M - 16a, 2016) para o aço 304L.

Tabela 3.1: Composição química das barras do aço 304L. Informações fornecidas pelo fabricante.

C (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Mo (%)	Cu (%)	N (%)
0,018	18,160	8,300	1,340	0,430	0,034	0,028	0,220	0,250	0,081

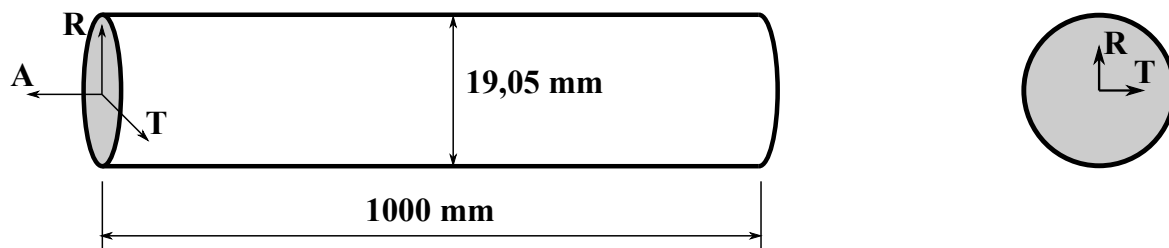


Figura 3.1: Barras do aço 304L como recebidas.

A microestrutura do material, como recebido, é apresentada na Figura 3.2, utilizando o sistema de coordenadas apresentado na Figura 3.1. O ataque químico foi feito com o reagente gliceregia acético, composto por ácido nítrico (HNO_3) 10 ml, ácido acético (CH_3COOH) 10 ml, ácido clorídrico (HCl) 15 ml e duas gotas de glicerol $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$. O procedimento de preparo da amostra seguiu as recomendações de Voort et al. (2004). Amostras cilíndricas de aproximadamente 10 mm de espessura foram cortadas das barras de aço 304L por discos de corte feitos de carbeto de Silício (SiC). As amostras foram inicialmente lixadas utilizando lixas d'água de granulometria 400, 600, 800, 1200 e 2500, seguidas de polimento com pasta de alumina $0,5 \mu\text{m}$ e $0,03 \mu\text{m}$, resultando em superfícies com rugosidades menores que $0,02 \mu\text{m}$.

O tamanho médio de grão, medido seguindo as recomendações da norma ASTM E112 (ASTM Standard E112, 2013) é de $61 \mu\text{m}$ com um desvio padrão de $13 \mu\text{m}$ entre as medições. O tamanho médio dos grãos da face normal a "A" (axial) é aproximadamente 14% inferior aos tamanhos médios das faces tangencial ou radial. Tal diferença pode ter explicação na aplicação das cargas durante a extrusão do material, comprimindo o material nas direções "T" e "R", alongando os grãos na direção de extrusão.

A microestrutura do material apresenta parcela significativa de *twins* de deformação, provenientes de transformação de fase martensítica. Uma quantidade elevada de grãos da estrutura apresentam marcas características de martensita de morfologia ϵ , isto é, estriações ou pacotes finos paralelos que ocasionalmente se estendem ao longo de todo o grão. Outros autores reportaram martensita no aço 304L na condição de como recebido (LICHTENFELD et al., 2006; KALNAUS et al., 2009). Utilizando técnicas de difração de raios-X, Lichtenfeld et al. (2006) detectaram fração volumétrica de 15% de martensita de fase α' na estrutura do aço 304L como recebido. A alta quantidade de martensita na estrutura do aço 304L é atribuída aos elevados gradientes de deformação e temperatura durante o processo de extrusão das barras.

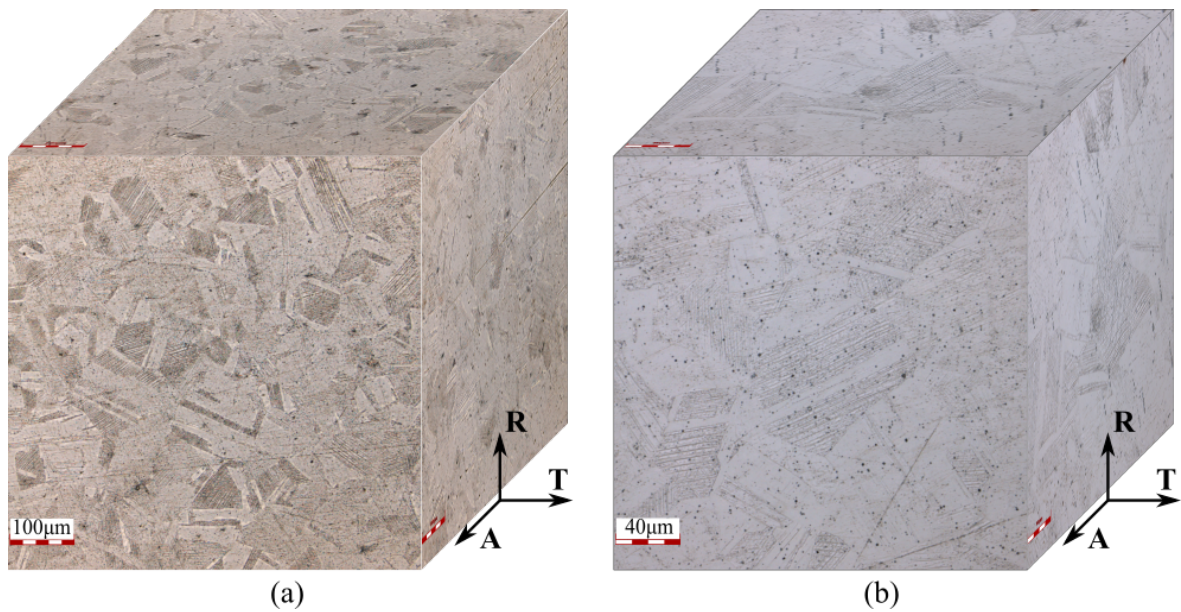


Figura 3.2: Microestrutura do aço 304L como recebido. Ampliação de $432\times$ (a) e $1080\times$ (b).

3.1.1 Normalização no aço 304L

Todos os corpos de prova foram submetidos ao processo de normalização antes da usinagem. A normalização no material tem como objetivo a recristalização total da microestrutura, resultando em uma distribuição mais uniforme dos grãos, bem como a eliminação de tensões residuais e *twins* provenientes do processo de fabricação do material. A normalização consiste em aquecer o material a uma temperatura ao menos 55°C acima da temperatura crítica superior (que varia com a concentração de carbono no material) e manter em isoterma até que ocorra a completa austenitização dos grãos para, então, resfriá-lo em temperatura ambiente. Em aços inoxidáveis austeníticos, o resfriamento lento na normalização causa uma precipitação de carbonetos de cromo, reduzindo a concentração de cromo e carbono na matriz austenítica (HENNESSY et al., 1976). A dissolução de carbonetos durante a normalização gera uma estrutura mais homogênea (BAYERLEIN et al., 1989).

A temperatura de austenitização do aço 304L está entre $1010\text{--}1120^\circ\text{C}$ (MARSHALL, 1984). A temperatura e o tempo de isoterma utilizados nos tratamentos foram de 1050°C e 1h, seguindo os parâmetros utilizados por Hassan et al. (2008) no mesmo material. A Figura 3.3 apresenta a distribuição da temperatura pelo tempo em um dos tratamentos aplicados. O tempo necessário para se alcançar a temperatura de isoterma foi estipulado em 2 horas para que o gradiente de temperatura do forno não alcançasse valores muito altos ($> 9^\circ\text{C}/\text{min}$). A normalização foi feita em barras de

125 mm, seccionadas a partir das barras de 1000 mm adquiridas.

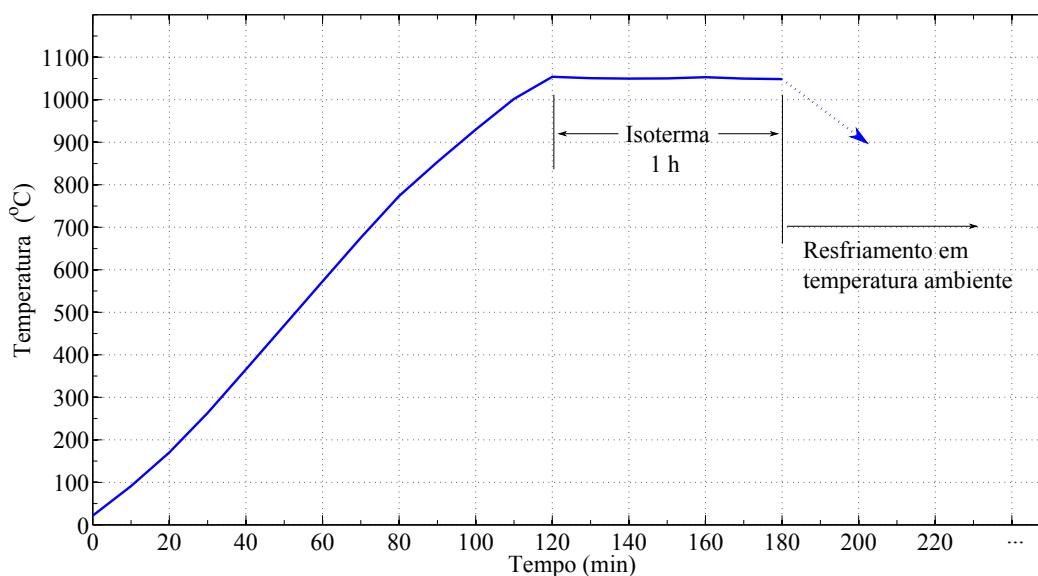


Figura 3.3: Temperatura *versus* tempo durante o tratamento térmico de normalização no aço 304L. A curva de resfriamento é um esquemático do resfriamento ao ar livre e sua inclinação não representa valores reais.

A microscopia do material após a normalização é apresentada na Figura 3.4. A metalografia após a normalização foi obtida seguindo o mesmo procedimento utilizado para a produção das imagens na Figura 3.2. A normalização induziu diversas mudanças na microestrutura do 304L. O tamanho médio dos grãos diminuiu em 27 % comparado com o material como recebido, chegando a $44 \mu\text{m}$ e o desvio padrão das medições apresentou queda de 64 %, indo de aproximadamente $13 \mu\text{m}$ para $4,5 \mu\text{m}$ após o tratamento, indicando, como esperado, o refinamento e a uniformização do tamanho dos grãos no material. O tamanho médio dos grãos da face axial foi aproximadamente 7 % menor ao das faces radiais e transversais ($42,5 \mu\text{m}$ contra $46 \mu\text{m}$). A diferença relativa entre as faces diminuiu em 50 % após a normalização, indicando uma distribuição mais uniforme entre os grãos de diferentes faces. Outra alteração notável é a aniquilação dos twins induzidos pelo trabalho mecânico, dissolvidos durante a recristalização do material no tratamento térmico.

Foram realizados ensaios de dureza no material antes e depois da normalização. As medições de dureza foram feitas utilizando a escala Brinell com indentador esférico de diâmetro 2,5 mm e a carga aplicada é de 62,5 kgf. No material como recebido, as amostras de dureza foram retiradas da barra a uma distância de, pelo menos, 150 mm das pontas para desconsiderar o efeito do corte das barras nas medições. A amostras de dureza no material como recebido apresentou média de 263 HB, com um desvio padrão de 15,5 HB.

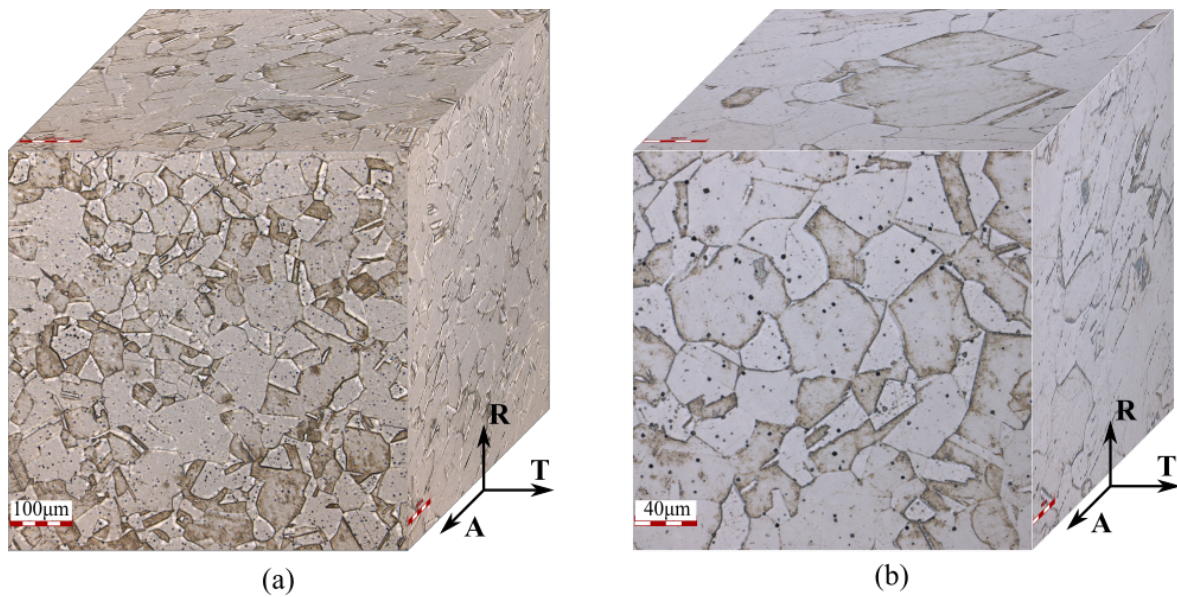


Figura 3.4: Microestrutura do aço 304L após a normalização. Ampliação de $432\times$ (a) e $1080\times$ (b).

As medições de dureza nas barras normalizadas foram feitas em diversos pontos para averiguar a influência do resfriamento não uniforme do material durante o tratamento térmico nos resultados. Para isso, foram realizadas 4 secções na barra como apresentado na Figura 3.5. As medições foram feitas em quatro seções distintas: a 10, 20, 30 e 60 mm de distância da ponta da barra, denominadas superfícies 1, 2, 3 e 4, respectivamente. As medições foram feitas em diferentes distâncias do centro das amostras (R) para ter o controle da dureza ao longo da espessura da barra. A distribuição das medições de dureza no material normalizado estão apresentadas na Figura 3.6. A média entre todas as durezas é de 133 HB, com um desvio padrão de 5,4 HB. Pela baixa dispersão dos resultados, pôde-se perceber que não houve variação significativa das durezas medidas tanto ao longo do eixo axial, quanto ao longo do eixo radial, indicando que a normalização aconteceu de maneira homogênea na barra. A diminuição da dureza de aproximadamente 49 % após a normalização indica que o material amoleceu após o tratamento térmico. Além disso, a diminuição 67 % no desvio padrão entre as amostras indica a homogeneização do material após a normalização.

3.1.2 Geometria dos corpos de prova

Corpos de prova de duas geometrias distintas foram usinados a partir das barras de aço 304L normalizadas de diâmetro 19 mm e comprimento 125 mm. Para ensaios uniaxiais de tração-compressão são utilizados corpos de prova cilíndricos com diâmetro

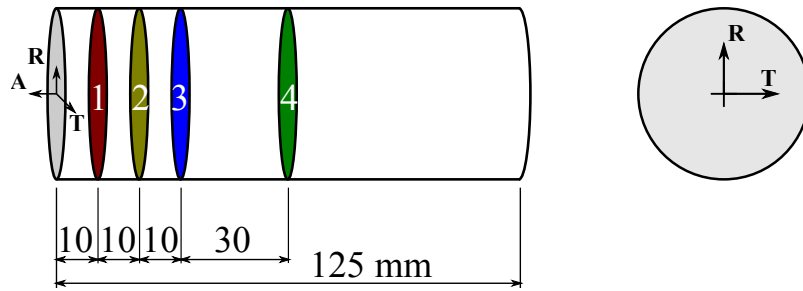


Figura 3.5: Secções feitas na barra normalizada para medição de dureza em diversos pontos.

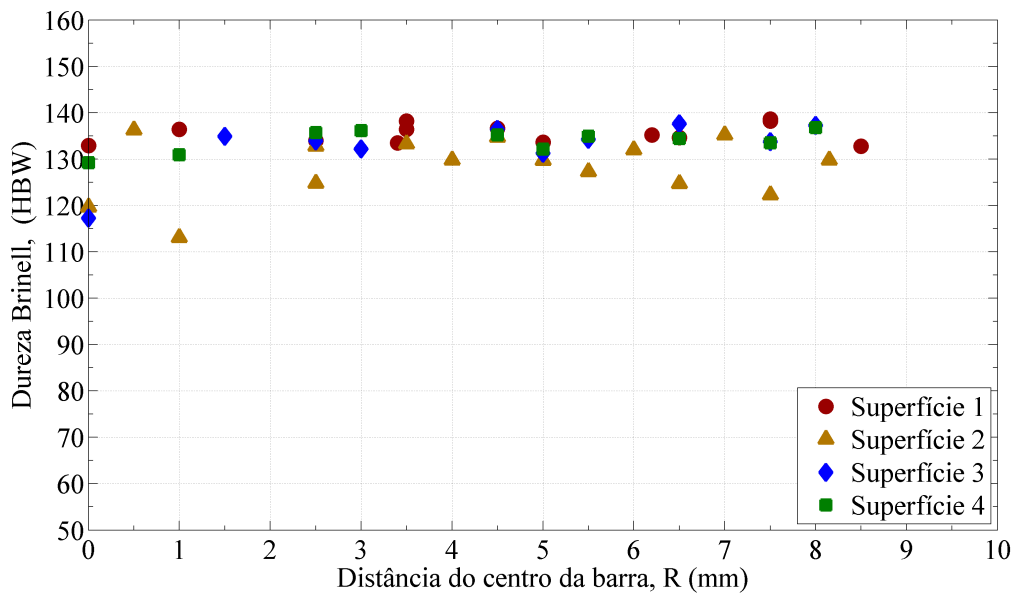


Figura 3.6: Distribuição das medições de dureza no aço 304L na seção transversal.

10 mm e comprimento 35 mm na seção útil, denominados 304L-UN. As dimensões destes corpos de prova são apresentadas na Figura 3.7. Os ensaios de torção alternada foram realizados em corpos de prova tubulares de diâmetro externo 12 mm, espessura de parede 1 mm e comprimento 35 mm na região útil. A Figura 3.8 apresenta as dimensões dos corpos de prova tubulares, denominados 304L-TUB. Seguindo a recomendação da norma ASTM 2207 (ASTM Standard E2207-08, 2013), a razão entre o diâmetro médio e espessura de parede dos corpos de prova é de 11:1, a excentricidade entre o diâmetro externo e interno é menor que 0,015 mm e a espessura da parede é maior que $22 \times$ o tamanho médio dos grãos. Após a usinagem, todos os corpos de prova foram lixados utilizando lixas d'água de granulometria 400, 600, 800, 1200 e 2500, nessa ordem. A sequência de lixas utilizada resultou em uma rugosidade superficial menor que $0,2 \mu\text{m}$ para todos os corpos de prova.

A usinagem da parte externa dos corpos de prova foi realizada no torno de tec-

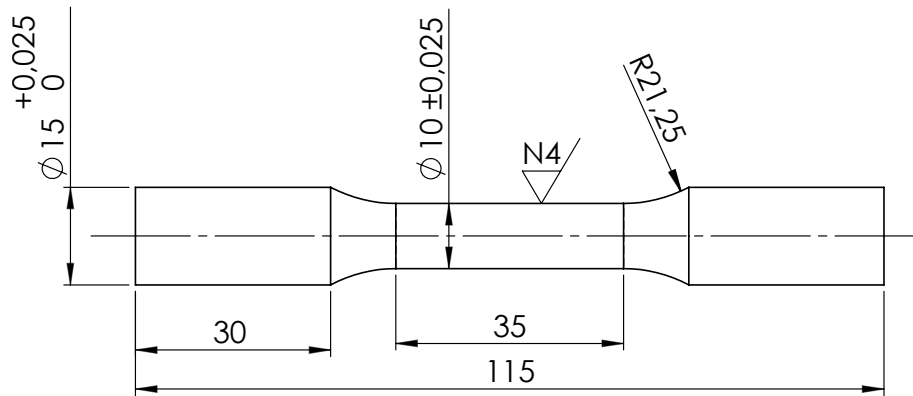


Figura 3.7: Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios uniaxiais de tração-compressão, denominados 304L-UN. Dimensões em milímetros.

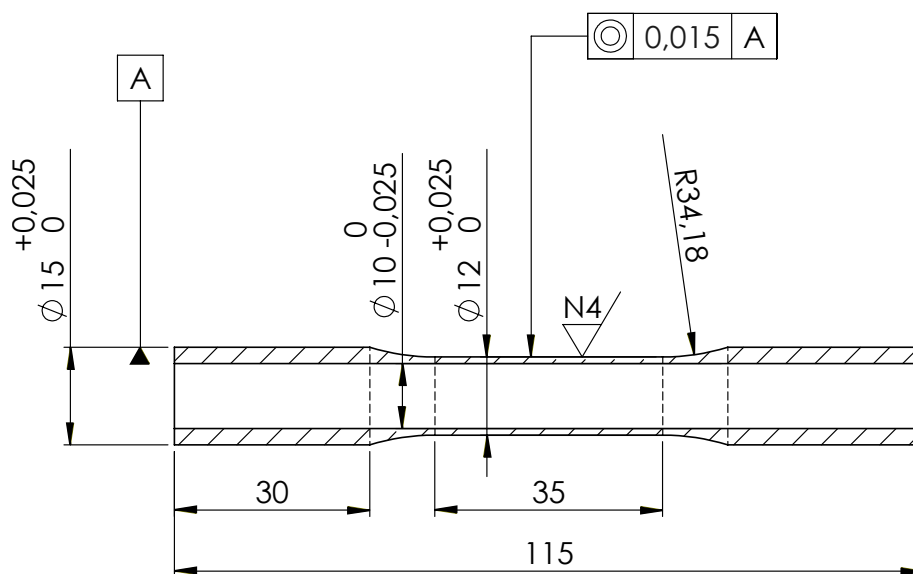


Figura 3.8: Geometria dos corpos de prova tubulares utilizados nos ensaios torcionais, denominados 304L-TUB. Dimensões em milímetros.

nologia de comando numérico EMCO *Concept Turn* 105, localizado no laboratório de usinagem do Centro Universitário do Distrito Federal – UDF. Após a usinagem externa, o furo dos corpos de prova tubulares foi realizado em torno mecânico convencional utilizando três brocas de diâmetros 6, 8 e 9,8 mm e uma fresa de diâmetro 10 mm, nesta ordem. A utilização de brocas de diferentes diâmetros garantiu a excentricidade do furo abaixo de 0,015 mm (valor máximo recomendado pela norma ASTM 2207 (ASTM Standard E2207-08, 2013)) e a fresa de 10 mm produziu um acabamento da superfície interna melhor que o obtido pelas brocas e o suficiente para que as trincas de fadiga surgissem na superfície externa, como esperado.

3.2 Equipamentos e *softwares*

Os ensaios de tração monotônicos foram realizados na máquina servo-hidráulica uniaxial MTS 322 *TestFrame*. A máquina tem capacidade de carga de ± 100 kN. Para medição da deformação na região útil dos corpos de prova, foi utilizado o extensômetro uniaxial MTS com faixa do *clip gage* de -10% a 20% e comprimento de medição igual a 25 mm. Os ensaios de tração foram feitos sob controle de deslocamento.

Os ensaios mecânicos de fadiga foram realizados na máquina servo-hidráulica axial/torcional MTS 809, Figura 3.9. A máquina tem capacidade de ± 100 kN na direção axial e ± 1100 Nm na direção torcional. A deformação axial e o ângulo de torção foram medidos utilizando um extensômetro axial/torcional MTS 632.80F, Figura 3.10, com comprimento na região útil de 25 mm, faixa de medição de -2% a 4,8% na direção axial e $\pm 5^\circ$ no ângulo de torção.



Figura 3.9: Máquina de ensaios servo-hidráulica axial/torcional MTS 809.

Todos os ensaios de fadiga foram feitos sob controle de deformação. A programação e execução dos ensaios foram realizadas utilizando o *software* MPE – *Multipurpose Elite*, desenvolvido pela MTS para controle dos experimentos. A Figura 3.11 apresenta parte da configuração do ensaio de torção cíclica, especificando as atividades relativas ao controle do ensaio, detecção dos limites de segurança e controle do sinal secundário,

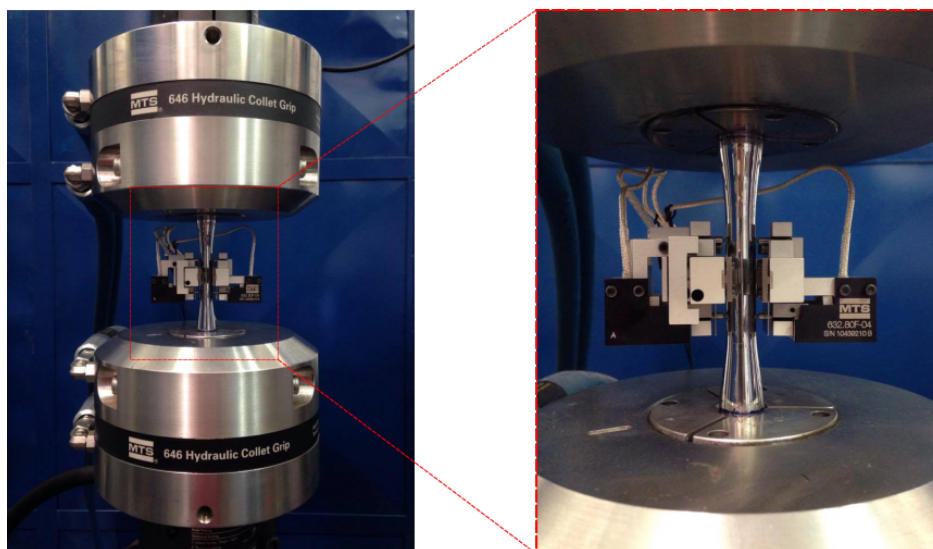


Figura 3.10: Extensômetro axial/torcional MTS 632.80F.

isto é, o sinal axial no ensaio de torção cíclica. O *software* possibilita a customização da configuração de controle do ensaio, bem como aquisição de dados e critérios de parada. A utilização do MPE possibilitou realizar a aquisição dos dados de força, torque, deformação e ângulo de torção em escala logarítmica do número de ciclos, bem como a configuração do critério de parada *load drop*, onde a iniciação da trinca é detectada pela queda percentual da força máxima de um ciclo em relação a força máxima do ciclo imediatamente anterior. Além disto, o MPE possibilitou a verificação da evolução das amplitudes de tensão e deformação plástica durante a realização do ensaio, utilizando variáveis calculadas a partir dos sinais medidos pelos sensores (*clip gages*, células de carga/torque).

O tratamento térmico de normalização foi realizado no forno Nabertherm LHT 04/16 P310, Figura 3.12. O forno tem capacidade aquecimento de câmara até 1600 °C, potência de aquecimento de 5,2 kW e volume de câmara de 4 litros, possibilitando o tratamento térmico simultâneo de seis barras de comprimento 125 mm. A programação de aquecimento/resfriamento é feita por meio do controlador do próprio forno e a temperatura interna foi acompanhada utilizando sensores termopares do tipo K, formados por fios de Chromel e Alumel.

A verificação da microestrutura do material, medição de rugosidade e análise das trincas foi feita por meio do microscópio confocal de medição à laser Olympus OLS 4100, Figura 3.13. O microscópio é equipado com lentes com capacidade de magnificação de máxima de 2160×.

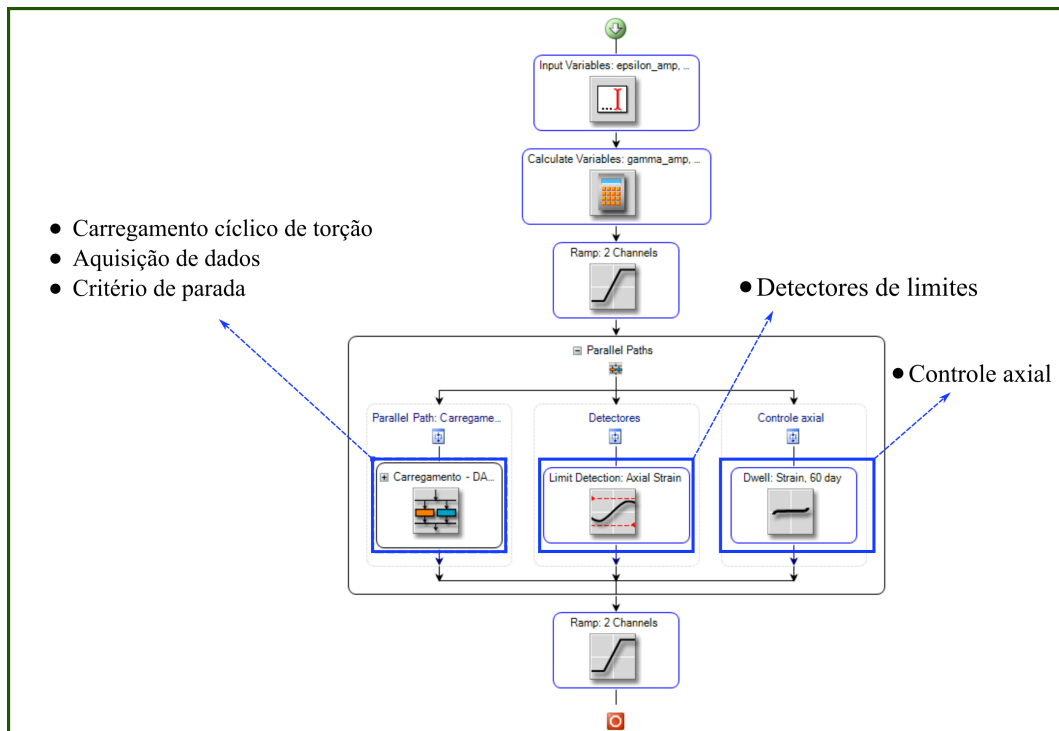


Figura 3.11: Fluxograma das atividades de controle do ensaio e aquisição de dados relativos aos experimentos de torção cíclica desenvolvido utilizando o *software* MTS MPE.



Figura 3.12: Forno Nabertherm utilizado nos tratamentos térmicos de normalização dos corpos de prova.

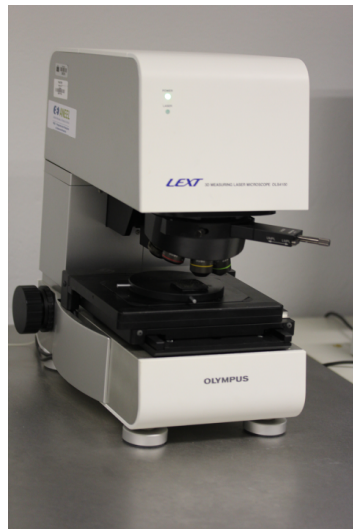


Figura 3.13: Microscópio confocal à laser Olympus OLS 4100 utilizado para verificação da microestrutura e análise de rugosidade.

3.3 Ensaios monotônicos

As propriedades monotônicas do aço 304L foram obtidas por meio de ensaios de tração sob controle da velocidade do atuador da máquina de ensaios. A partir da taxa de deformação desejada do corpo de prova, obtêm-se uma estimativa da velocidade do atuador a ser configurada. Todos os ensaios foram interrompidos quando a deformação alcançou 12% para retirada do extensômetro, a fim de se evitar possíveis danos ao equipamento. Os ensaios foram, então continuados sem o extensômetro até a ruptura. A aquisição dos dados de deformação, força e deslocamento axiais foi feita à uma taxa de 200 Hz.

Os ensaios monotônicos de tração foram realizados em corpos de prova cilíndricos de seção cheia, Figura 3.7, em três condições distintas do aço 304L:

1. como recebido,
2. normalizado antes da usinagem do corpo de prova,
3. normalizado após a usinagem do corpo de prova.

Para verificar a influência da taxa de deformação no comportamento tensão–deformação do aço 304L, três taxas aplicação de carregamento de diferentes ordens de grandeza foram utilizadas para os corpos de prova usinados do material como recebido: $\dot{\epsilon} =$

$1,4 \times 10^{-2}$, $6,4 \times 10^{-4}$ e $3,5 \times 10^{-5} s^{-1}$ e duas taxas foram utilizadas nos corpos de prova usinados a partir de barras do aço 304L normalizadas: $\dot{\epsilon} = 4,3 \times 10^{-4}$ e $3,5 \times 10^{-5} s^{-1}$. A escolha das ordens de grandeza da taxa de deformação se deve tanto às limitações do equipamento quanto às taxas usualmente aplicadas em ensaios de fadiga. Ensaios de ordens de grandeza da taxa de deformação maiores que $10^{-2} s^{-1}$ nas máquinas servo-hidráulicas utilizadas podem ter o controle comprometido, enquanto que ordens de grandeza menores que $10^{-5} s^{-1}$ tornariam os experimentos muito demorados. Para o corpo de prova normalizado após a usinagem, a taxa de aplicação da carga foi de $\dot{\epsilon} = 3,5 \times 10^{-5} s^{-1}$. Nos ensaios em que a taxa utilizada foi de $\dot{\epsilon} = 3,5 \times 10^{-5} s^{-1}$, a velocidade do atuador foi dobrada quando a deformação atingiu 1%, uma vez que, neste ponto, diversas propriedades já podiam ser determinadas.

3.4 Ensaios cíclicos

Foram realizados ensaios cíclicos axiais e torcionais totalmente reversíveis controlados por deformação no aço 304L. A Figura 3.14 apresenta as trajetórias esquemáticas dos ensaios cíclicos. Para os ensaios de tração-compressão, Figura 3.14 (a), na máquina axial/torcional, foi prescrito ângulo de torção igual a zero e nenhum torque foi detectado durante os ensaios. Para os ensaios de torção alternada, duas configurações de ensaio distintas foram utilizadas. Para a primeira configuração, Figura 3.14 (b), os ensaios são conduzidos com deformação axial prescrita igual a zero ($\epsilon = 0$). Para a segunda configuração, Figura 3.14 (c), a força axial prescrita é igual a zero ($\sigma = 0$), seguindo as recomendações da norma ASTM 2207 (ASTM Standard E2207-08, 2013) para este tipo de ensaio. Nos ensaios de torção pura, a influência do controle de deformação ou tensão axial no comportamento cíclico do aço 304L é analisada.

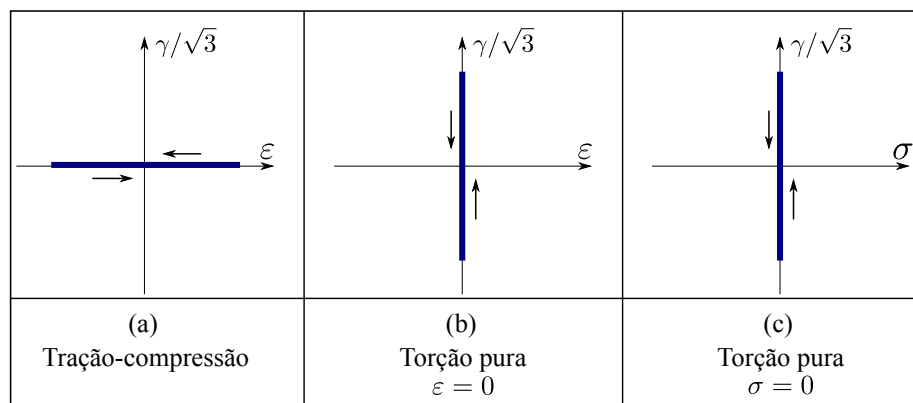


Figura 3.14: Trajetórias esquemáticas dos carregamentos.

Frequências entre 0,15 Hz e 2 Hz foram utilizadas nos ensaios de torção e entre 0,15 Hz e 7 Hz nos ensaios de tração–compressão. As frequências foram variadas para cada amplitude de deformação para garantir uma taxa de deformação similar de $\dot{\epsilon} = 1,0\% \times s^{-1}$ entre os ensaios, uma vez que o comportamento do aço 304L apresenta dependência da taxa de deformação. Uma exceção para ensaio axial de menor amplitude ($\Delta\epsilon/2 = 0,2\%$) foi considerada, em que a frequência utilizada é de 7 Hz ($\dot{\epsilon} = 5,6\% \times s^{-1}$). Para ensaios axiais de amplitudes até $\Delta\epsilon/2 = 0,2\%$, um estudo conduzido por Colin et al. (2010) mostrou que, para frequências entre 1 Hz e 15 Hz, nem a vida em fadiga, nem os níveis de tensão são afetados.

A queda do nível de força máxima ou torque máximo de 4% entre um ciclo e outro (critério *load drop*), ou a falha do material, foram utilizadas como critério de parada nos ensaios. Tal variação da força ou do torque mostrou-se suficiente para captar trincas no material da ordem de milímetros.

Foram adquiridos os dados de força, torque, deformação axial e ângulo de torção em escala logarítmica do número de ciclos. Para cada um destes ciclos, 300 pontos foram adquiridos para construção dos laços de histerese. As amplitudes de força, torque, deformação axial e ângulo de torção foram adquiridas para todos os ciclos de carregamento até o critério de parada do experimento ser atingido ou até o *Runout*. A condição de *Runout* do ensaios foi definida por aqueles corpos de prova que não apresentaram falha após 2×10^6 ciclos de carregamento.

Capítulo 4 RESULTADOS DO COMPORTAMENTO DO AÇO 304L SOB CARREGAMENTO MONOTÔNICO E DISCUSSÕES

As propriedades monotônicas do aço 304L foram obtidas por meio de ensaios de tração. Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova obtidos a partir de três condições distintas: material como recebido, material normalizado antes da usinagem dos corpos de prova, e corpos de prova normalizados após usinagem, seguindo a norma ASTM E606 (ASTM Standard E606/E606M-12, 2012). A influência da taxa de carregamento, bem como da condição normalização do material, nas propriedades monotônicas de tração é avaliada.

Os resultados para os ensaios de tração no aço 304L estão apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2. Para a determinação das propriedades monotônicas em tração, foram utilizados as tensões e deformações verdadeiras. A tensão verdadeira (σ) e a deformação verdadeira (ε) foram calculadas a partir da tensão de engenharia (S) e deformação de engenharia (e) utilizando as equações

$$\sigma = S(1 + e), \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e). \quad (4.2)$$

As tensões e deformações de engenharia foram utilizadas para determinação do módulo de elasticidade (E), tensão de escoamento pelo método do *offset* de 0,2% de deformação plástica ($\sigma_{0,2}$). Uma vez que, em nenhum dos experimentos, a força máxima ocorreu antes da retirada do extensômetro, a resistência à tração (σ_u) foi calculada em termos da tensão de engenharia. A redução percentual de área ($\%RA$) foi calculada a partir dos diâmetros inicial (d_i) e final (d_f) do corpo de prova utilizando a equação

$$\%RA = 100 \times \frac{d_i^2 - d_f^2}{d_i^2}. \quad (4.3)$$

A ductilidade à fratura verdadeira pode, então, ser calculada a partir da equação

$$\varepsilon_f = \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) = \ln \left(\frac{100}{100 - \%RA} \right), \quad (4.4)$$

onde A_i e A_f são as áreas da seção transversal antes do ensaio e após a fratura, respectivamente.

Tabela 4.1: Propriedades do aço 304L sob carregamento monotônico de tração

Condição do corpo de prova	ID do corpo de prova	Taxa da deformação, $d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	Tensão de escoamento, $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Módulo de elasticidade, E (GPa)
Como recebido,	304L-UN01	$1,4 \times 10^{-2}$	512	199
sem tratamento térmico	304L-UN03	$6,4 \times 10^{-4}$	431	178
	304L-UN07	$3,5 \times 10^{-5}$	419	175
Normalizado antes da usinagem	304L-UN10	$4,3 \times 10^{-4}$	230	208
	304L-UN11	$3,5 \times 10^{-5}$	210	205
Normalizado após usinagem	304L-UN04	$3,5 \times 10^{-5}$	213	208

Tabela 4.2: Propriedades do aço 304L sob carregamento monotônico de tração (continuação)

Condição do corpo de prova	ID do corpo de prova	Resistência à tração, σ_u (MPa)	Dutibilidade à fratura, ε_f (%)	Redução percentual em área, $\%RA$
Como recebido,	304L-UN01	751	145	77
sem tratamento térmico	304L-UN03	703	143	76
	304L-UN07	721	135	74
Normalizado antes da usinagem	304L-UN10	623	160	80
	304L-UN11	624	153	78
Normalizado após usinagem	304L-UN04	616	160	80

4.1 Efeito da normalização nas propriedades monotônicas do aço 304L

A Figura 4.1 apresenta as curvas tensão–deformação referente aos ensaios de tração nos corpos de prova de material como recebido, normalizado após a usinagem e normalizado antes da usinagem do corpo de prova. Todos os ensaios foram realizados sob mesma taxa de carregamento, para que fosse possível a comparação entre as curvas. A normalização no aço 304L deixou o material menos resistente à deformação axial. Nos corpos de prova normalizados, a tensão de escoamento e o limite de resistência à

tração foram aproximadamente 50% e 13,5% menores, respectivamente, comparados com o material como recebido. Por outro lado, o módulo de elasticidade e a ductilidade aumentaram em aproximadamente 17% e 13,5%, respectivamente, comparados ao material na condição inicial.

A influência da forma como a normalização foi realizada no comportamento da curva tensão–deformação também é apresentada na Figura 4.1 e na tabelas 4.1 e 4.2. Nenhum dos parâmetros materiais apresentou alteração significativa entre os experimentos em corpos de prova normalizados após a usinagem ou antes da usinagem. Desta maneira, pode-se dizer que a normalização foi feita de maneira homogênea no material utilizando os dois métodos, ou, ainda, que as variações nas taxas de aquecimento/resfriamento durante o tratamento térmico devido às diferenças na geometria dos corpos utilizando um método ou outro não foram suficientes para acarretar em mudanças na estrutura capazes de alterar significativamente alguma propriedade mecânica do material em tração.

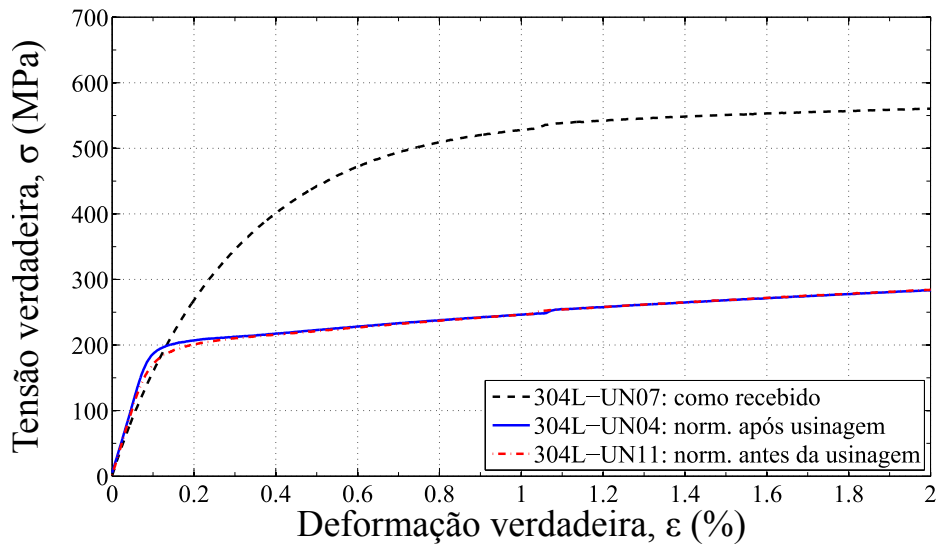


Figura 4.1: Comportamento mecânico em tração do aço 304L como recebido, normalizado antes e normalizado depois da usinagem do corpo de prova.

4.2 Efeito da taxa de carregamento nas propriedades monônicas do aço 304L

A influência da taxa de carregamento no comportamento monotônico em tração foi analisada em corpos de prova usinados do aço 304L como recebido e após o tratamento térmico da normalização. A Figura 4.2 apresenta as curvas tensão–deformação referentes aos ensaios de tração nos corpos de prova não normalizados. O material apresentou

tanto um comportamento visco-elástico quanto visco-plástico, isto é, a resposta da tensão no material varia de acordo com a variação da taxa de deformação aplicada tanto na região elástica-linear quanto após o escoamento.

Nos corpos de prova não normalizados, o aumento da taxa de carregamento induziu o aumento da tensão de escoamento, rigidez e ductilidade nos corpos de prova. Tomando como referência o experimento de menor taxa $\dot{\epsilon} = 3,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (304L-UN07), o aumento da taxa na ordem de $\times 10^1$ não provocou mudanças significativas na tensão de escoamento, módulo de elasticidade ou ductilidade à fratura verdadeira. O aumento da taxa na ordem de $\times 10^3$ gerou um aumento de 22%, 13% e 7,4% destes valores, respectivamente. A resistência à tração, por outro lado, não seguiu a mesma tendência crescente com o aumento da taxa, de forma que, para os ensaios realizados, nenhuma conclusão pode ser tomada com relação à dependência deste parâmetro com a taxa de carregamento.

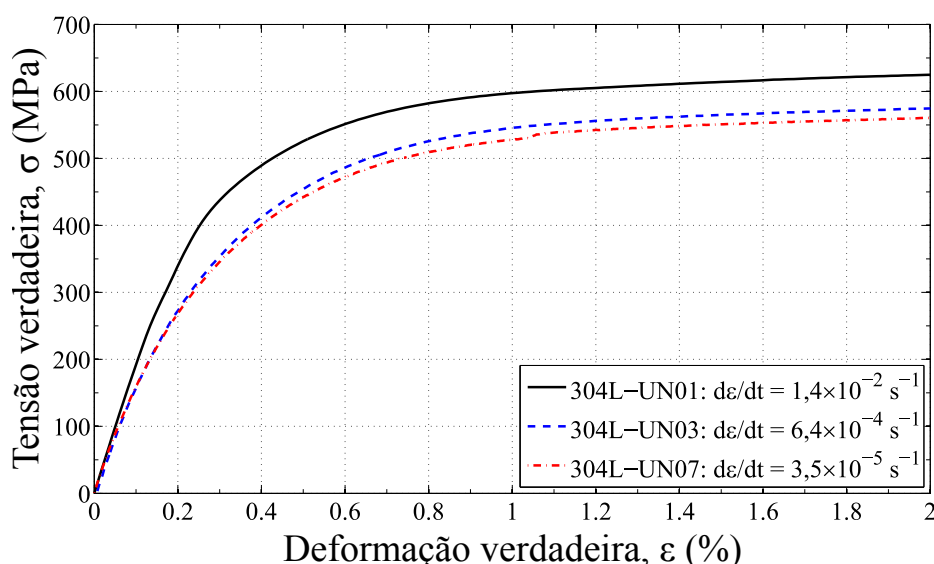


Figura 4.2: Ensaios de tração em corpos de prova de aço 304L sem normalização sob diferentes taxas de carregamento.

As curvas tensão-deformação para o ensaio monotônico de tração em corpos de prova normalizados para duas diferentes taxas são apresentadas na Figura 4.3. Nestes experimentos, o aumento da taxa da ordem de $\times 10^1$ induziu um aumento de 9,5% na tensão de escoamento, e 4,5% na ductilidade à fratura verdadeira. Não houve mudança significativa no limite de resistência à tração. Uma vez que somente a tensão de escoamento se alterou, nesta faixa de taxa de deformação, o material apresenta comportamento visco-plástico, mas não visco-elástico.

A variação das propriedades monotônicas do aço 304L em tração segue uma tenden-

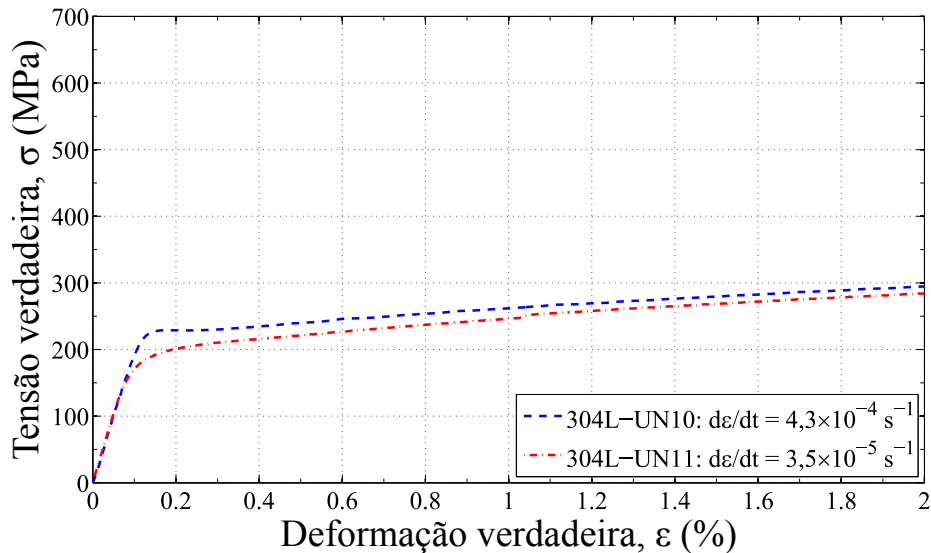


Figura 4.3: Ensaio de tração em corpos de prova de aço 304L normalizados sob diferentes taxas de carregamento.

cia similar para o material como recebido e normalizado. Para ambos experimentos, o aumento da taxa de carregamento levou a um aumento da tensão de escoamento, do módulo de elasticidade e da ductilidade do material. Com exceção da tensão de escoamento, as variações destas propriedades, para uma mesma variação na taxa de carregamento, foram mais evidentes no material como recebido, quando comparado ao material normalizado. O aumento do limite de escoamento do aço 304L com o aumento da taxa de carregamento também foi reportado em estudo realizado por Lichtenfeld et al. (2006). Em seus experimentos, foi apresentado um aumento da tensão de escoamento em 9% com o aumento da taxa de deformação de $1,25 \times 10^{-4}$ para $1,25 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Nos experimentos realizados neste trabalho, a mesma mudança de taxa de deformação resultou em uma variação de aproximadamente 20% na tensão de escoamento.

Os experimentos realizados mostram que, para variações de ordem 10^3 na taxa de deformação, parâmetros como o limite de escoamento e o módulo de elasticidade podem apresentar variações de até 22% e 13%, respectivamente no material como recebido. Por outro lado, variações de ordem menores ou igual a 10^1 na taxa provocam alterações menores que 10% destes parâmetros, no material normalizado. O conhecimento da influência da taxa de deformação no comportamento do aço 304L é de suma importância para planejamento dos ensaios cíclicos. Alterações na taxa da deformação durante o carregamento cíclico envolvem mecanismos diferentes aos observados em ensaios monotônicos, como, por exemplo, aquecimento adiabático e, conseqüentemente, transformação de fase martensítica (PEGUES et al., 2017). Entretanto, a dependência dos parâmetros monotônicos com a taxa de carregamento servem como base para o

projeto das frequências dos ensaios de fadiga.

Capítulo 5 RESULTADOS DO COMPORTAMENTO DO AÇO 304L SOB CARREGAMENTO CÍCLICO E DISCUSSÕES

O aço inoxidável 304L foi submetido a uma série de experimentos de fadiga sob controle de deformação. Todos os experimentos foram conduzidos sob amplitude de deformação constante durante todo o carregamento. Foram realizados ensaios do tipo tração-compressão e torção alternada. Para estes últimos, foram realizados experimentos tanto em controle de deformação axial igual a zero ($\varepsilon = 0$) quanto em força axial igual a zero ($\sigma = 0$). As frequências dos ensaios foram calculadas de acordo com cada amplitude para que se tenha taxas de deformação equivalente similares a $\dot{\varepsilon} = 1,0 \% \times s^{-1}$, com variação máxima de $2\times$ deste valor, com base nos resultados apresentados no capítulo 4. Neste capítulo, serão abordados aspectos da análise da plasticidade cíclica e da fadiga do aço 304L em tração-compressão e em torção alternada. Adicionalmente, será discutida a extensão axial nos ensaios de torção alternada e o endurecimento secundário e transformação martensítica no aço 304L. Finalmente, o capítulo se encerra com uma discussão sobre a orientação das trincas observadas nos ensaios de fadiga.

5.1 Plasticidade cíclica do aço 304L

A Figura 5.1 apresenta as curvas de endurecimento/amolecimento cíclico do aço 304L sob carregamentos de tração-compressão e torção alternada. Nos gráficos, são representadas as amplitudes de tensão equivalente *versus* o número de ciclos para cada amplitude de deformação equivalente prescrita. Em todas as curvas, os símbolos **X** e \rightarrow representam a falha do material (iniciação de trinca ou ruptura) e *runout*, respectivamente. Para a comparação dos resultados dos ensaios de tração-compressão e torção alternada, a medida de deformação e tensão equivalente de von Mises é utilizada, ao invés da tensão e deformação normal e cisalhante. O estado de tensão na superfície do corpo de prova pode ser considerado estado plano de tensão, uma vez que a tensão na direção radial é nula. Portanto, as tensões e deformações equivalentes de von Mises

podem ser simplificadas para a forma

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} \quad e \quad (5.1)$$

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\varepsilon^2 + \gamma^2/3} \quad (5.2)$$

respectivamente.

A tensão cisalhante (τ), deformação cisalhante (γ) e deformação plástica cisalhante (γ^p) foram calculadas no raio médio dos corpos de prova tubulares de parede fina utilizando o torque (T) e o ângulo de torção (θ) através das seguintes relações:

$$\tau = \frac{(\text{Torque})}{(\text{Area})(\text{Raio médio})} = \frac{16T}{\pi (d_2^2 - d_1^2) (d_2 + d_1)}, \quad (5.3)$$

$$\gamma = \frac{(\text{Raio médio})(\text{ângulo de torção})}{(\text{Comprimento})} = \frac{(d_1 + d_2) \theta}{4L}, \quad (5.4)$$

$$\gamma^p = \gamma - \frac{\tau}{G}, \quad (5.5)$$

em que d_1 e d_2 representam os diâmetros interno e externo do corpo de prova, respectivamente, e L representa o comprimento útil do extensômetro.

Uma vez que a deformação cisalhante varia linearmente com o raio do corpo de prova, a equação 5.4 pode ser usada para extrapolar a deformação no raio médio a partir da deformação na superfície. A extrapolação da tensão cisalhante no raio médio a partir da equação 5.3 é feita considerando que a tensão cisalhante é constante ao longo do raio do tubo, com base na hipótese de parede fina. O módulo de cisalhamento (G) é calculado, então, como a inclinação da curva tensão cisalhante–deformação cisalhante na região elástica por

$$G = \frac{\Delta\tau}{\Delta\gamma}. \quad (5.6)$$

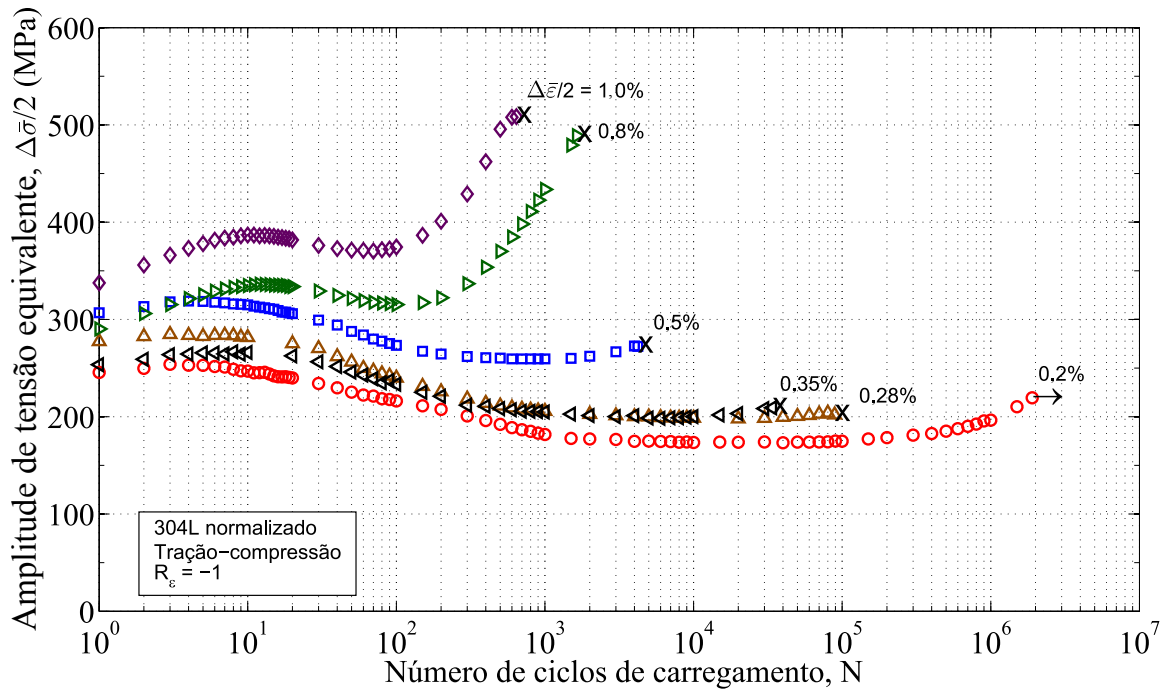
O comportamento cíclico do aço 304L apresenta três estágios distintos. Como evidenciado na Figura 5.1, para cada amplitude de deformação equivalente, ocorre (I)

período inicial de endurecimento cíclico por aproximadamente 10 ciclos, (II) amolecimento cíclico e (III) endurecimento cíclico até a fratura, denominado o endurecimento secundário. De maneira geral, o endurecimento/amolecimento cíclicos no aço 304L normalizado segue a tendência apresentada na Figura 5.2. Este comportamento também foi observado por outros autores para o mesmo material (KALNAUS, 2009; COLIN et al., 2010; MÜLLER-BOLLENHAGEN et al., 2010; VINCENT et al., 2012).

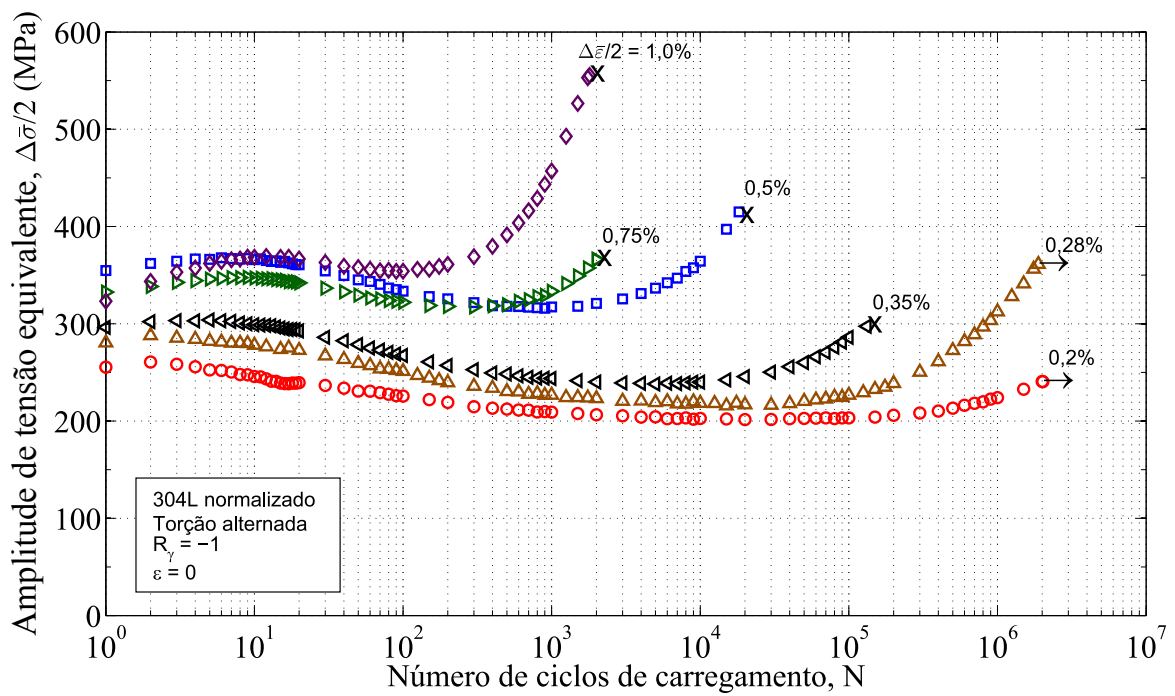
A análise do comportamento tensão–deformação no aço 304L envolve a escolha de uma etapa do encruamento. Uma vez que não há saturação das amplitudes de tensão durante os ensaios de fadiga, a escolha da região da vida onde os níveis de tensão e deformação serão analisados irá influenciar a análise do comportamento constitutivo. Uma alternativa estudada por Colin et al. (2010) é a utilização da média das amplitudes de tensão em faixas de ciclos onde a amplitude de tensão é aproximadamente constante. Os resultados mostraram que as amplitudes de tensão calculadas por tal metodologia não apresentaram diferenças significativas quando comparadas com as amplitudes de tensão em meia vida ($N_f/2$). Por outro lado, o período em que o amolecimento cíclico é máximo nos ensaios foi escolhido por Vincent et al. (2012) para análise dos laços de histerese por corresponder às amplitudes de deformação plásticas máximas. Além disto, a escolha desta região significa separar o efeito do endurecimento secundário e da transformação de fase no estudo da plasticidade cíclica, uma vez que tais fenômenos ainda não são significativos nestes pontos.

Neste trabalho, os dois períodos da vida citados serão utilizados nas análises dos laços de histerese. A Figura 5.3 apresenta um desenho esquemático de uma curva de encruamento do aço 304L apontando as regiões de amolecimento máximo e de meia vida que serão estudadas.

A Figura 5.4 apresenta os laços de histerese tensão–deformação plástica para os ensaios de tração–compressão. Para a avaliação do comportamento Masing, as pontas inferiores dos laços foram unidas na origem do sistema de coordenadas. Dessa forma, as tensões e deformações apresentadas nos gráficos são relativas às tensões e deformações mínimas para cada ciclo, respectivamente. O aço 304L apresentou significativa parcela de deformação plástica, mesmo para a menor amplitude, que resultou em *run-out*. A análise dos laços em meia vida, Figura 5.4(a), mostra que o material tem um comportamento não–Masing, uma vez que as reversões superiores dos laços não são geometricamente similares. A falta de similaridade é mais evidente entre as reversões dos ciclos de maiores amplitudes. Tomando como base os ciclos no período de



(a)



(b)

Figura 5.1: Encruamento cíclico do aço 304L em tração-compressão (a) e em torção alternada (b).

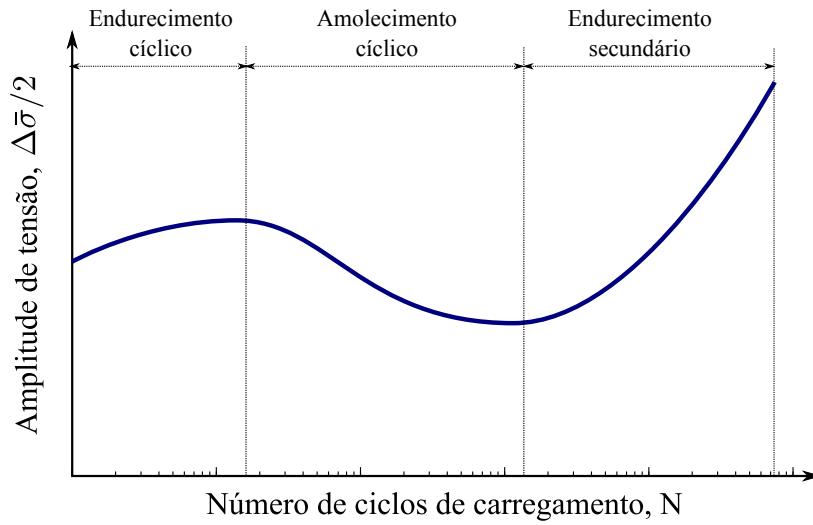


Figura 5.2: Desenho esquemático apresentando as etapas do endurecimento/amo-
lecimento cíclico observadas para o aço 304L normalizado nos ensaios de tração-
compressão e torção alternada.

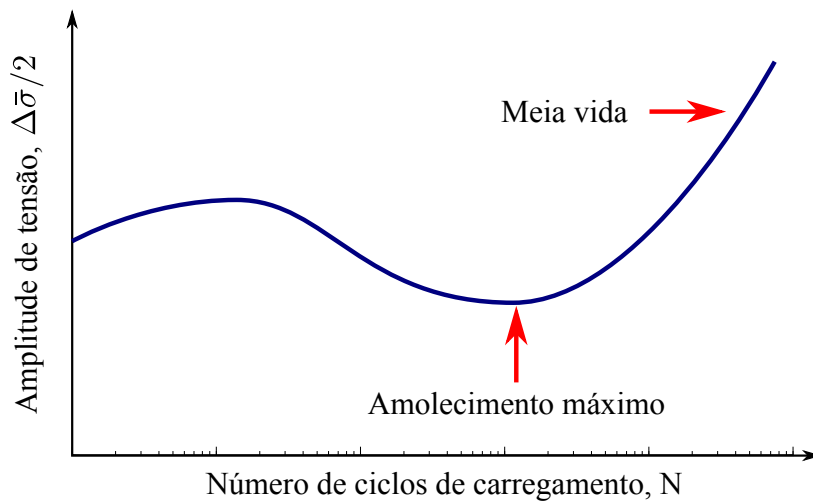
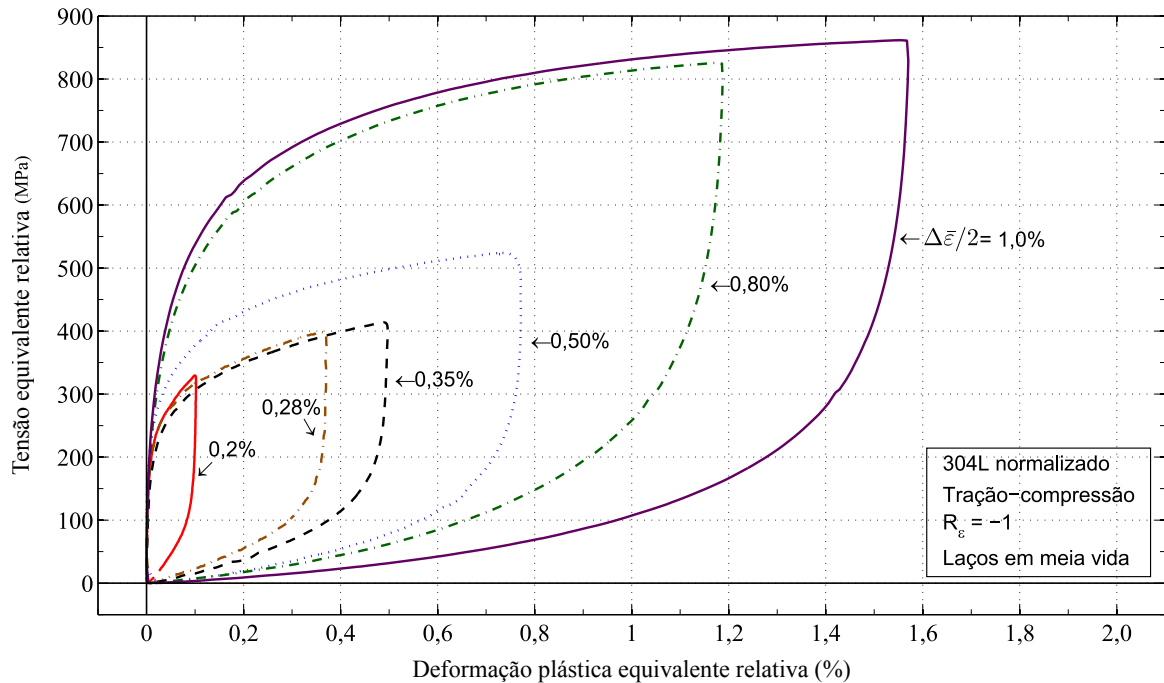
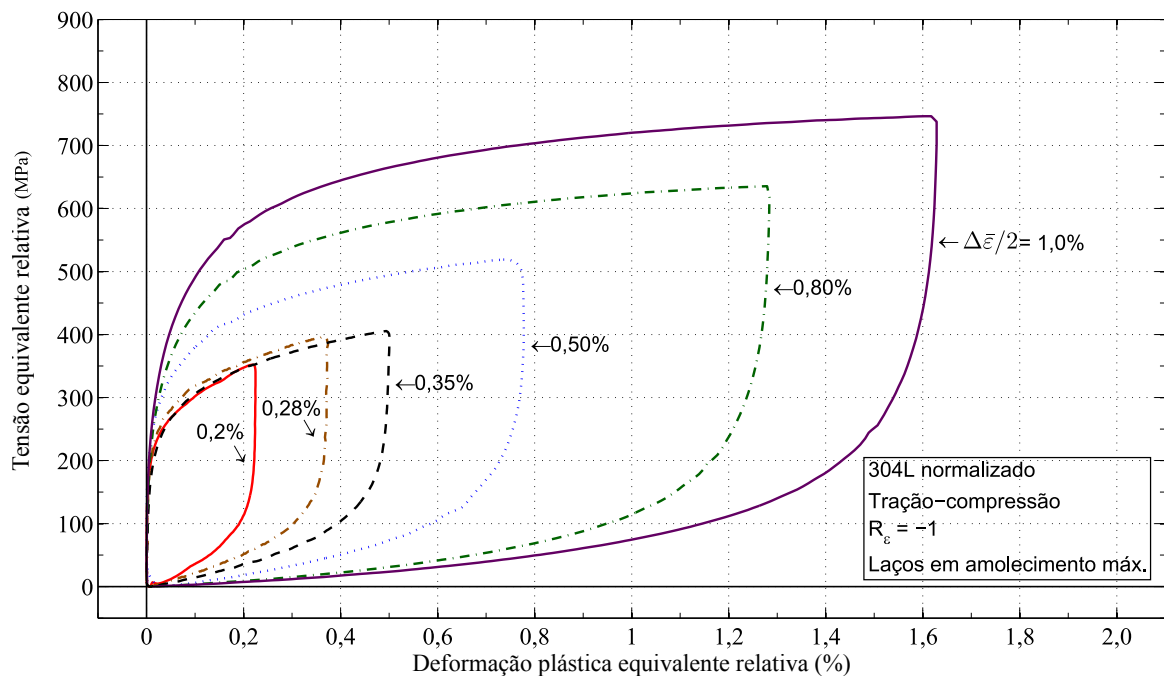


Figura 5.3: Curva esquemática de encruamento do aço 304L apresentando os pontos
de amolecimento cíclico máximo e meia vida.

amolecimento máximo, Figura 5.4(b), o material apresenta comportamento próximo ao Masing para amplitudes menores que $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,35\%$, e não-Masing para amplitudes superiores a este valor. Este resultado evidencia a importância da escolha do período de vida no estudo do aço 304L sob carregamentos cíclicos.



(a)



(b)

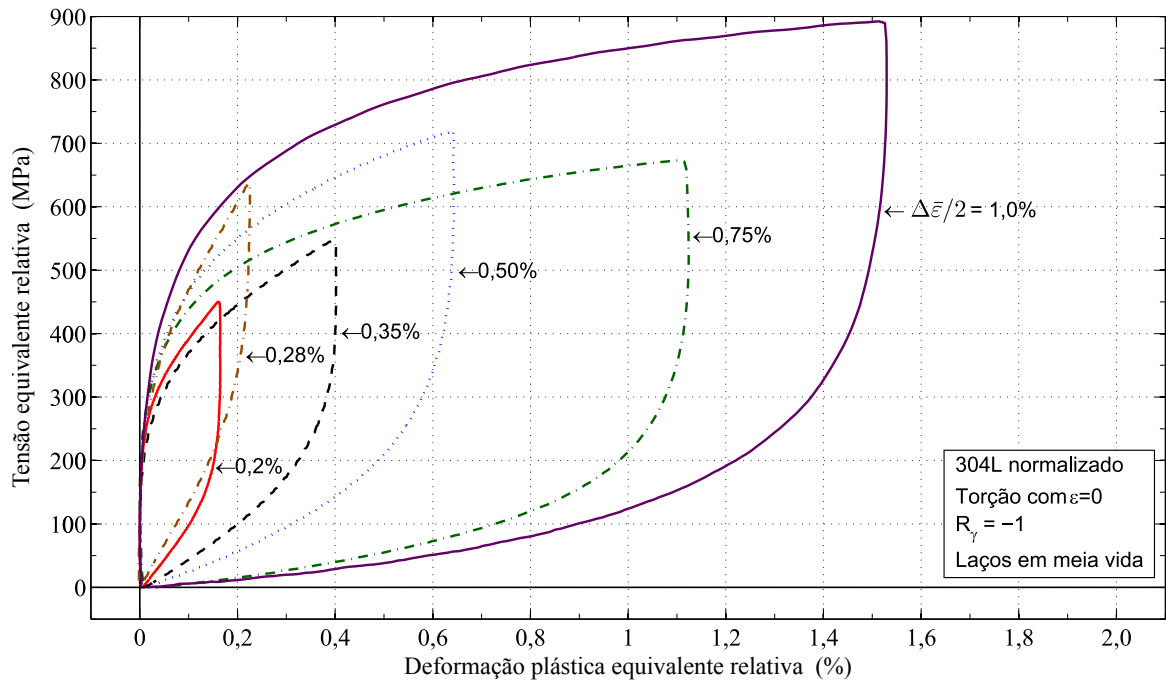
Figura 5.4: Laços de histerese tensão-deformação plástica com as pontas inferiores unidas na origem. Ensaios de tração-compressão. Laços obtidos nos níveis de (a) meia vida e (b) período de amolecimento máximo.

A Figura 5.5 apresenta as curvas tensão–deformação plástica para os ensaios de torção alternada com $\varepsilon = 0$. Semelhante ao verificado para as curvas de tração–compressão, em meia vida, Figura 5.5(a), o material se comporta como não–Masing para todas as amplitudes. No ponto de amolecimento cíclico máximo, Figura 5.5(b), alguns laços têm suas reversões superiores coincidindo, porém, de maneira geral, as reversões não seguem uma curva principal. Portanto, o material apresenta um desvio do comportamento Masing em ensaios de torção alternada. Uma vez que o desvio do comportamento Masing foi bastante acentuado, estes experimentos devem ser refeitos para a confirmação ou não deste comportamento.

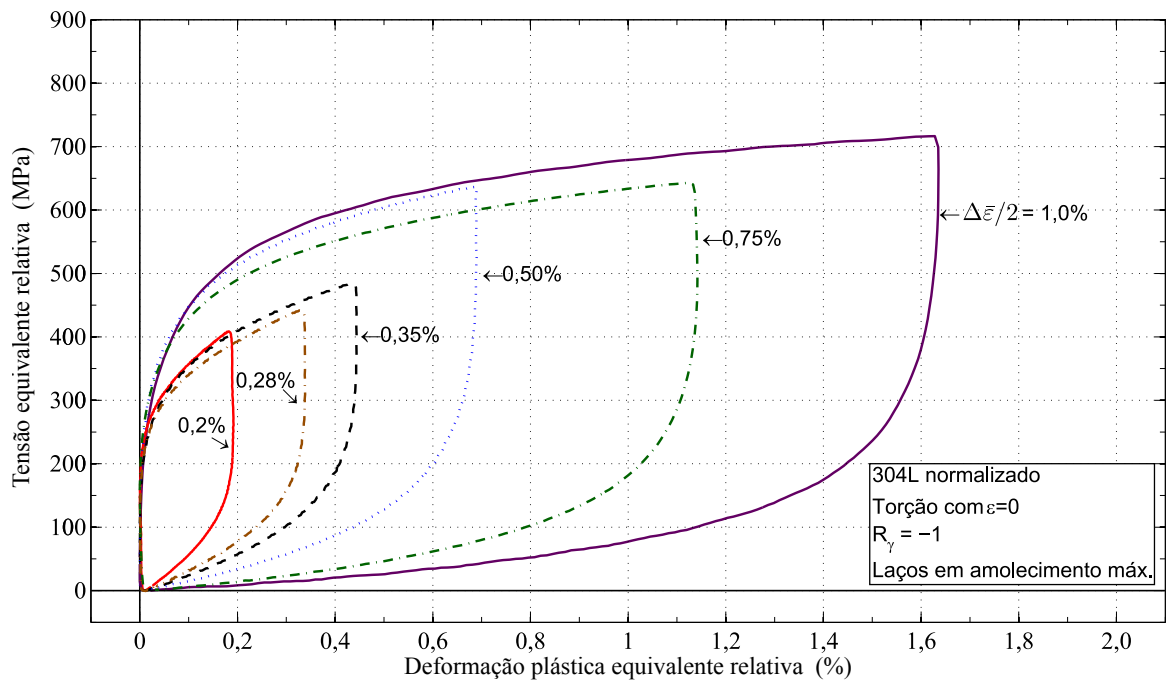
O encruamento isotrópico está ligado a mudança da tensão de escoamento cíclica. A tensão de escoamento cíclica é obtida pela variação em tensão para uma determinada variação de deformação plástica, denominada *offset*, a partir de um ponto de mínimo ou máximo, como apresentado no esquema da Figura 5.6, que apresenta um laço de histerese tensão–deformação plástica com a origem do sistema de coordenadas localizado na ponta inferior. A tensão de escoamento é dada como a metade da tensão obtida para deformação plástica igual ao valor representado por *offset*. Não existe um valor padronizado de *offset* em ensaios cíclicos, porém, o valor de 0,2% utilizado nos ensaios monotônicos não é aceitável, uma vez que significativa deformação plástica pode ser verificada para amplitudes 0,2%. Como alternativa, pode-se utilizar um valor de *offset* próximo à precisão do extensômetro utilizado (JIANG; ZHANG, 2008). Para o aço 304L, o valor de 0,01% será utilizado para *offset*.

Para análise da tensão de escoamento ao longo do ensaio, a Figura 5.7 apresenta as reversões superiores dos laços de histerese tensão–deformação plástica obtidos em diferentes ciclos do ensaio de tração–compressão com amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 1\%$. A origem do sistema de coordenadas foi deslocada para a ponta inferior dos laços de histerese, assim como nas Figuras 5.4 e 5.5. O eixo das abscissas é apresentado em escala logarítmica para melhor visualização dos efeitos em pequenas deformações plásticas. O eixo das abscissas tem início em 0,01% por ser o valor de *offset* escolhido. Dessa maneira, a tensão de escoamento é dada por metade do valor inicial de cada reversão dos ciclos apresentados.

A modelagem do endurecimento/amolecimento cíclico do aço 304L não pode ser feita utilizando os conceitos de encruamento isotrópico. A análise da tensão relativa ao fim de cada reversão apresentada na Figura 5.7 indica que o material sofreu endurecimento cíclico, com exceção de um curto período transiente de amolecimento cíclico no



(a)



(b)

Figura 5.5: Laços de histerese tensão–deformação plástica com as pontas inferiores unidas na origem. Ensaios de torção com $\varepsilon = 0$. Laços obtidos nos níveis de (a) meia vida e (b) período de amolecimento máximo.

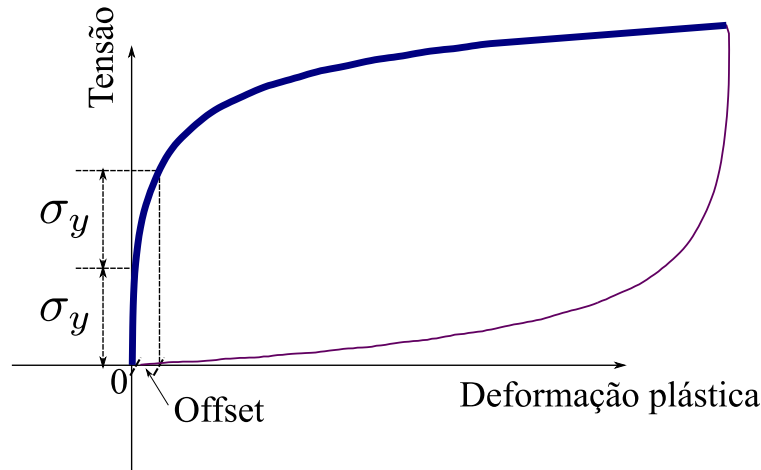


Figura 5.6: Desenho esquemático da obtenção da tensão de escoamento cíclica.

início do ensaio, como já apresentado na Figura 5.1. Caso o endurecimento/amolecimento cíclico pudessem ser descritos pela variação na tensão de escoamento ao longo do carregamento cíclico, as curvas referentes a cada reversão teriam geometrias similares. Assim, as reversões de todos os ciclos teriam formas iguais mas tensões de escoamento diferentes, isto é, seriam semelhantes, mas defasadas no sentido vertical umas às outras. No entanto, a tensão de escoamento, representada pelo início das curvas de cada reversão da Figura 5.7, não aumenta conforme o material endurece. Pode-se notar, por exemplo, que a tensão de escoamento no ciclo 565 é similar a tensão de escoamento no ciclo 2, que representa o ponto de amolecimento cíclico máximo. Ainda, a menor tensão de escoamento ocorre em um período da vida em que o material já apresentou significativo endurecimento cíclico, enquanto a maior tensão de escoamento ocorre no início do ensaio, quando a amplitude de tensão é mínima. Portanto, é equivocado utilizar o conceito de alteração da tensão de escoamento para modelagem do endurecimento/amolecimento para o aço 304L.

5.2 Comportamento em fadiga do aço 304L

O resumo dos resultados dos ensaios de fadiga no aço 304L são exibidos na tabela 5.1. Os ensaios de fadiga foram conduzidos sob controle de deformação até a falha do material ou *runout*. A falha foi definida pela iniciação da trinca ou fratura do corpo de prova, o que for detectado primeiro. Os ensaios denominados *runout* são aqueles que não apresentaram falha após 2×10^6 ciclos. Na tabela 5.1, todos os níveis de tensão foram obtidos em meia vida ($N_f/2$).

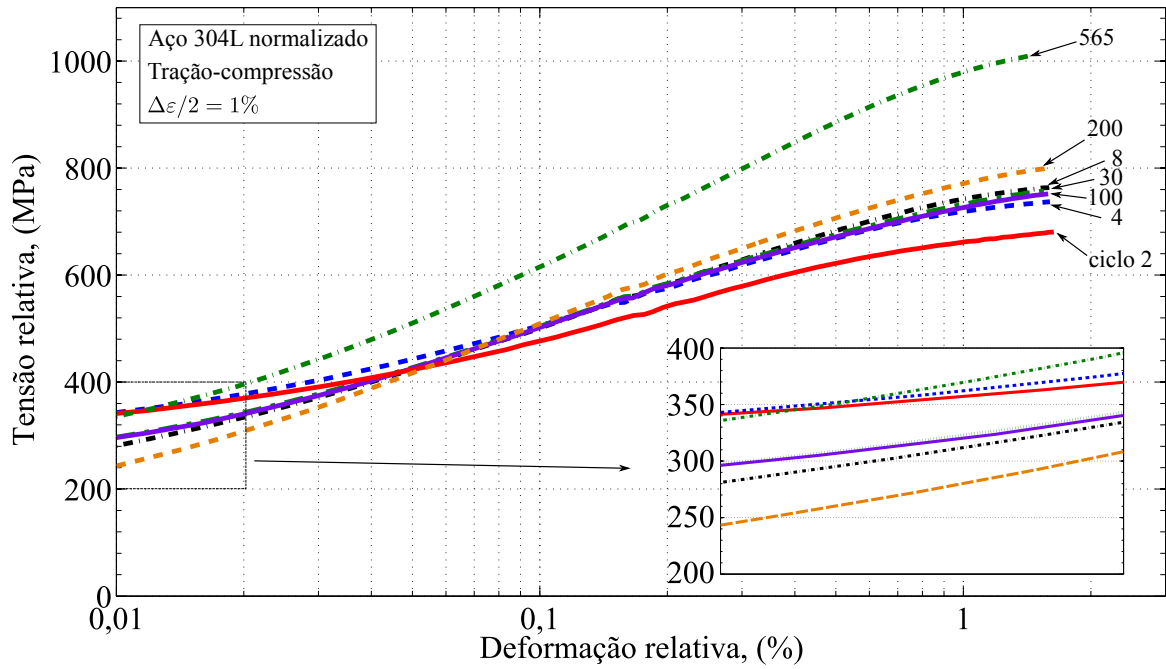


Figura 5.7: Reversões superiores dos laços de histerese para diferentes ciclos do ensaio tração-compressão de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 1\%$.

Tabela 5.1: Ensaio de fadiga totalmente reversíveis controlados por deformação no aço 304L.

Tipo do ensaio	ID do corpo de prova	f Hz	$\Delta\varepsilon/2$ %	$\Delta\sigma/2$ MPa	σ_m MPa	$\Delta\gamma/2$ %	$\Delta\tau/2$ MPa	τ_m MPa	N_f ciclos
Tração - compressão	304L-UN14	0,15	1,00	377	-6	-	-	-	643
	304L-UN19	0,18	0,80	320	-5	-	-	-	1635
	304L-UN06	0,50	0,50	261	-1	-	-	-	4218
	304L-UN17	1,40	0,35	203	-4	-	-	-	33880
	304L-UN24	2,00	0,28	200	-1	-	-	-	88900
	304L-UN12	7,00	0,20	176	-11	-	-	-	>1901074
Torção com $\varepsilon = 0$	304L-TUB20	0,15	-	-	-	1,73	225	0	855
	304L-TUB29	0,15	-	-	-	1,73	256	0	1800
	304L-TUB26	0,30	-	-	-	1,30	192	1	2007
	304L-TUB21	0,50	-	-	-	0,87	207	0	18230
	304L-TUB23	1,40	-	-	-	0,61	155	0	132071
	304L-TUB28	2,00	-	-	-	0,48	173	0	>1889057
	304L-TUB22	2,00	-	-	-	0,35	129	-3	>2017640
Torção com $\sigma = 0$	304L-TUB15	0,15	-	-	-	1,73	248	0	1370
	304L-TUB27	0,30	-	-	-	1,30	203	-1	3486

Os resultados dos ensaios de fadiga de tração–compressão e torção alternada estão combinados na Figura 5.8. A equação de três parâmetros foi utilizada para o ajuste dos dados experimentais de amplitude de deformação e vida (equação 2.1). Todos os ajustes foram feitos utilizando o método dos mínimos quadrados levando em consideração as variáveis dependentes e independentes e excluindo os dados de *runout*, seguindo as recomendações da norma ASTM 739 (ASTM Standard E739-10, 2015), isto é, o método dos mínimos quadrados foi aplicado para o número de ciclos para a falha, uma vez que esta é a variável dependente do problema. O ajuste da equação 2.1 para os dados relativos aos experimentos de tração–compressão resultaram nos parâmetros $\varepsilon_0 = 0,0019$, $v = 2,23$ e $C = 1,48 \times 10^{-2}$. O ajuste dos dados dos ensaios de torção alternada produziu os parâmetros $\varepsilon_0 = 0,00257$, $v = 2,33$ e $C = 1,22 \times 10^{-2}$.

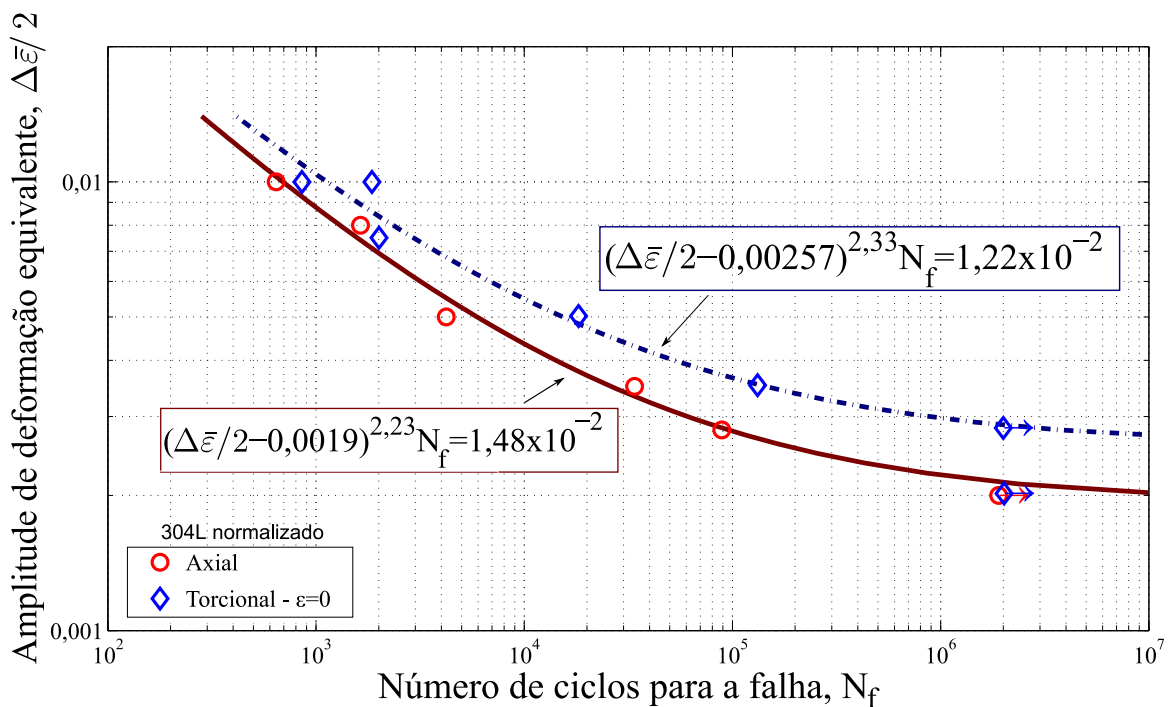


Figura 5.8: Curvas de fadiga do aço 304L.

O comportamento em fadiga do aço 304L apresenta algumas diferenças entre os experimentos de tração–compressão e torção alternada. Para uma mesma amplitude de deformação equivalente de von Mises, as vidas em fadiga nos ensaios de torção foram maiores que nos ensaios de tração–compressão. Este resultado indica que a medida de deformação equivalente de von Mises não é capaz de correlacionar os estados de tensão normal puro e cisalhamento puro para este material. Além das vidas em fadiga, a medida da amplitude de tensão equivalente de von Mises também é incapaz de correlacionar os dois estados de tensão (TALEB; HAUET, 2009).

A diferença entre as vidas são maiores quanto menores são as amplitudes. Tal

comportamento também foi relatado por Kalnaus (2009) para o aço 304L. O autor relacionou a diferença de comportamento com a anisotropia da microestrutura do material causada por defeitos provenientes do processo de fabricação. Porém, esta explicação perde sentido para os resultados encontrados neste trabalho, uma vez que todos os corpos de prova foram normalizados, ou seja, suas estruturas foram recristalizadas após o processo de fabricação.

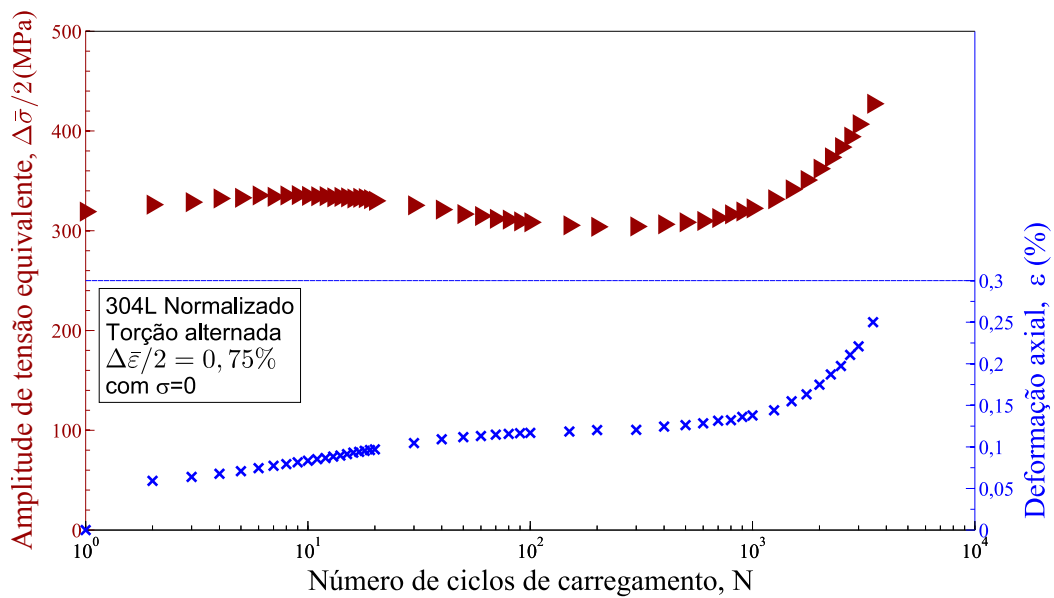
5.3 O controle axial nos ensaios de torção cíclica

Para ensaios cíclicos de torção pura em máquinas de ensaios axial-torcionais, a ASTM Standard E2207-08 (2013) recomenda que a força axial $F = 0$ seja programada para um valor nulo ao longo do ensaio. Isto significa dizer que a deformação axial ε não é controlada e pode assumir qualquer valor. Em ensaios no aço 304L, alguns autores reportaram seguir a norma para ensaios uniaxiais em máquinas axial/torcionais (TALEB; HAUET, 2009; BELATTAR et al., 2016). Entretanto, poucos autores relatam alguma resposta indesejada na direção de carregamento não controlada, isto é, deformação axial durante a torção cíclica.

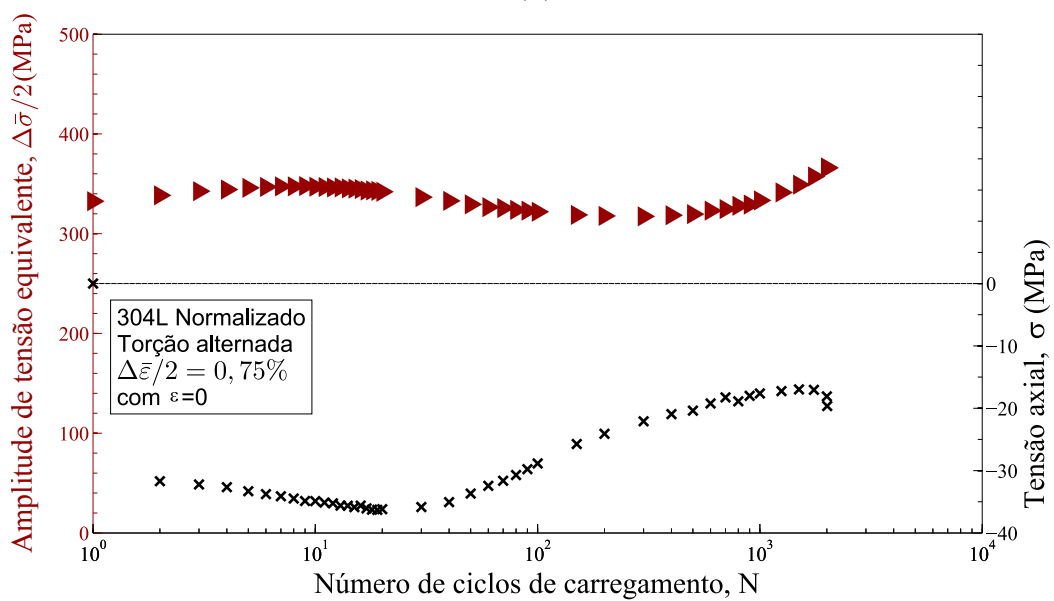
Os ensaios de torção alternada com força axial prescrita ($\sigma = 0$) apresentaram uma resposta de deformação na direção axial. Em todos os casos, a deformação aumenta continuamente ao longo do experimento, chegando a atingir valores da ordem de 1%. A Figura 5.9 (a) apresenta a evolução da deformação axial durante o ensaio de torção alternada de amplitude $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,75\%$. A taxa de evolução da deformação axial aumenta com o início do endurecimento secundário, atingindo o valor máximo de 0,25% com a falha do material. Uma vez que a tensão axial prescrita é nula, as deformações axiais destes ensaios são deformações plásticas.

Uma força axial compressiva foi detectada nos ensaios de torção com deformação axial prescrita ($\varepsilon = 0$). A Figura 5.9 (b) apresenta a evolução da força axial para o ensaio de torção com amplitude $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,75\%$. Neste ensaio, a magnitude da tensão axial atinge o valor máximo no início do experimento ($N = 11$) e diminui gradativamente durante o resto da vida, terminando em -15 MPa. Faixas de tensão axial similares foram observadas em ensaios de outras amplitudes.

Uma vez que ensaios de torção pura com prescrição da deformação axial induzem força axial compressiva e a prescrição da força axial induz deformação axial positiva,



(a)



(b)

Figura 5.9: Resposta axial nos ensaios de torção alternada de amplitude $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,75\%$. (a) Deformação axial quando a força axial é prescrita. (b) Tensão axial quando a deformação axial é prescrita.

ensaios de torção envolvem a escolha de como será feito o controle axial. O controle do ensaio poderá ser tanto $\sigma = 0$ quanto $\varepsilon = 0$. As implicações desta decisão não são claras, uma vez que estudos sobre os impactos do efeito Swift (SWIFT, 1947) no comportamento em fadiga são escassos. Desta maneira, uma breve análise sobre os efeitos da deformação axial, ou da tensão axial, nos ensaios de torção será feita neste trabalho. Para isto, os dois métodos de controle em ensaios de torção foram utilizados para duas amplitudes de deformação. Tanto os aspectos da plasticidade cíclica quanto de vida em fadiga serão utilizados para a comparação entre os dois modos de controle dos ensaios de torção pura.

O modo de controle apresentou efeito desprezível no comportamento tensão–deformação cíclico do aço 304L. A Figura 5.10 apresenta a comparação entre as curvas de endurecimento/amolecimento cíclico para os ensaios de torção cíclica com controle axial de tensão (símbolos cheios, $\sigma = 0$) ou deformação (símbolos vazios, $\varepsilon = 0$).

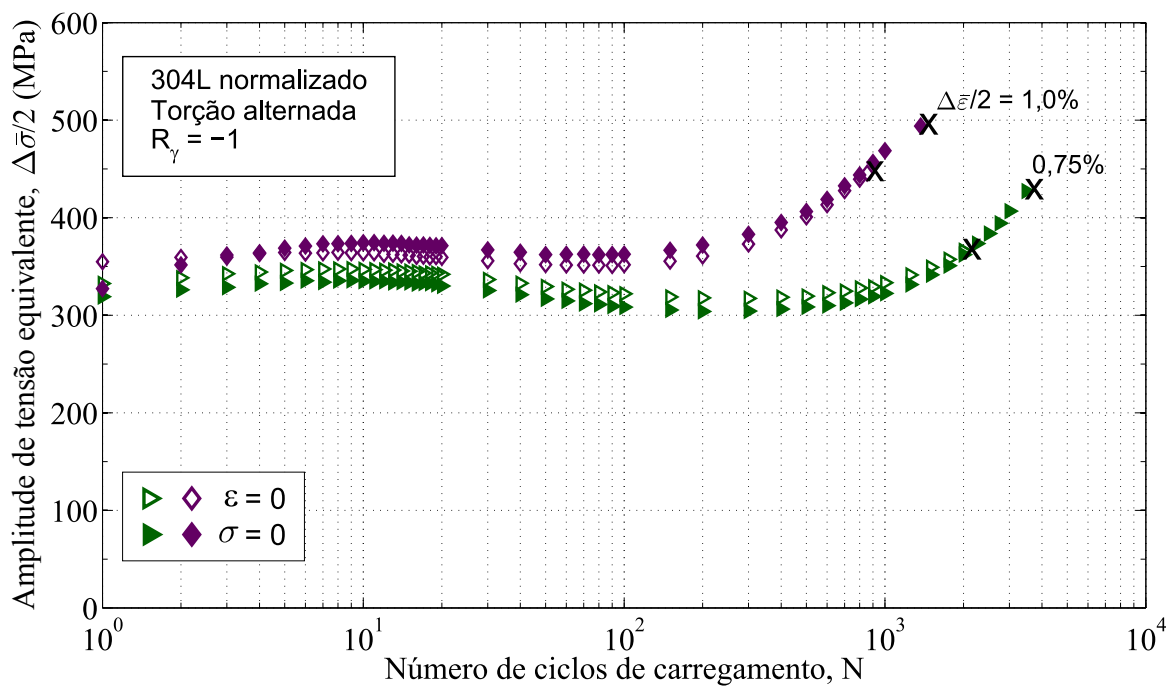


Figura 5.10: Comparação entre o encruamento cíclico em ensaios de torção com controle axial de tensão ou de deformação.

O modo de controle também não influenciou significativamente nas vidas observadas entre os ensaios. A Figura 5.11 apresenta a curva de fadiga para os ensaios de torção obtida pelo ajuste dos pontos referentes aos ensaios com $\varepsilon = 0$. As vidas observadas em ensaios de fadiga apresentam, naturalmente, uma dispersão, mesmo que mantidas todas as condições do experimento. Todas as vidas observadas estão dentro do fator de banda igual a 2 (linhas tracejadas), portanto, a dispersão entre os resultados não pode

ser atribuída ao controle, uma vez que esta banda de dispersão é considerada aceitável para aços, de maneira geral.

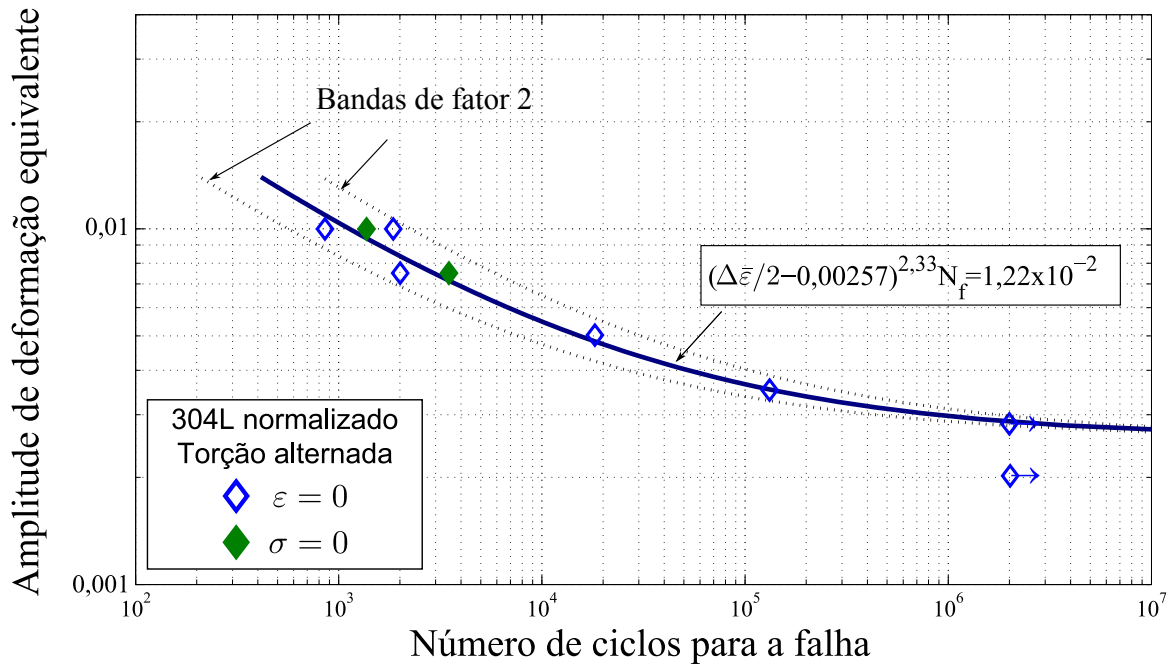


Figura 5.11: Curvas de fadiga do aço 304L para os ensaios de torção alternada.

5.4 O endurecimento secundário e a transformação de fase induzida por tensão

Todos os ensaios apresentaram endurecimento secundário. A Figura 5.12 apresenta as amplitudes de tensão equivalente em função da vida normalizada para cada ensaio (N/N_f). Em todos os ensaios, o endurecimento secundário se inicia em menos de 10% do número de ciclos para a falha e perdura até o fim do ensaio. A taxa de endurecimento secundário em relação à vida normalizada se mantém constante nos ensaios para cada amplitude, com exceção das duas maiores amplitudes nos ensaios de tração-compressão. Nestas, a taxa decresce quando o ensaio atinge aproximadamente 80% do número de ciclos para a falha do corpo de prova.

O endurecimento secundário aços inoxidáveis metaestáveis é atribuído à transformação de fase martensítica (KRUPP et al., 2001). No aço inoxidável 304L, o endurecimento secundário é constantemente observado, porém, de maneiras distintas. Alguns autores reportam o fenômeno somente em ensaios de baixa amplitude de deformação. Nestes trabalhos, há sempre a tentativa de relacionar uma amplitude de deformação de transição, abaixo da qual, há endurecimento secundário (KRAUSS, 2005). Existem

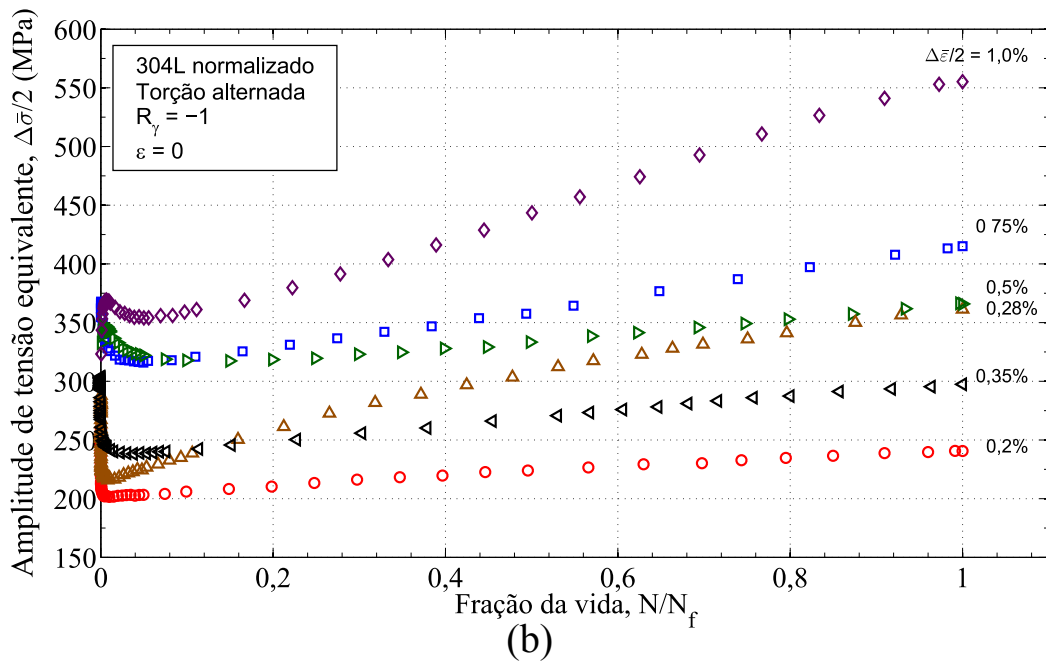
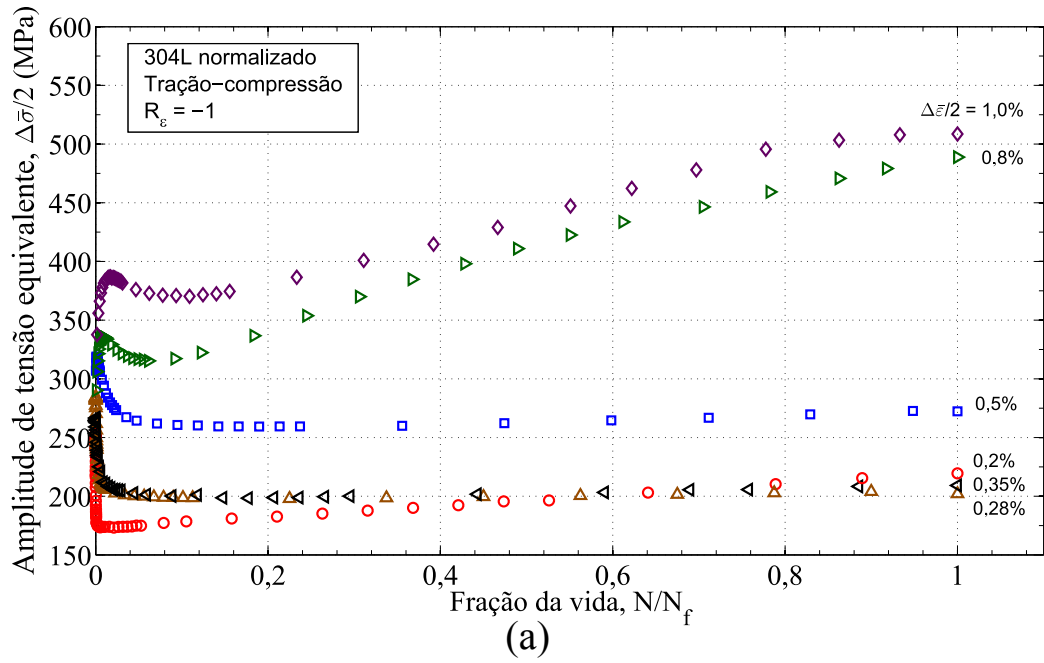


Figura 5.12: Endurecimento secundário nos ensaios de (a) tração-compressão e (b) torção alternada.

ainda, autores que relacionam o endurecimento secundário à deformação plástica acumulada (COLIN et al., 2010). Outros trabalhos relatam o endurecimento secundário em amplitude de deformação maiores e buscam relacionar uma amplitude de deformação plástica mínima para ocorrência da transformação de fase martensítica (KALETA; ZIETEK, 1998). De maneira geral, os reais parâmetros de ensaio que ativam ou intensificam a transformação de fase não são claros para o aço inoxidável 304L entre trabalhos publicados sobre o assunto.

De acordo com os resultados apresentados, seria incoerente relacionar a amplitude de deformação prescrita ou a deformação plástica acumulada com o endurecimento secundário, uma vez que houve endurecimento secundário em praticamente todos os experimentos. O fenômeno é amplamente conhecido e estudado em ensaios de tração-compressão, porém, poucos autores apresentam resultados de ensaios de torção alternada (KALNAUS, 2009).

O endurecimento secundário está diretamente ligado à transformação de fase martensítica (BAUDRY; PINEAU, 1977). A martensita pode ser identificada de diversas formas. Lichtenfeld et al. (2006) utilizaram técnicas de difratometria de raios X para identificação de martensita de fase α' no aço 304L. A detecção desta estrutura também pode ser feita por magnetômetros, uma vez que a fase α' da martensita é ferromagnética (KALETA; ZIETEK, 1998). Outra alternativa para medição qualitativa de martensita é a medição de microdureza na seção do material, uma vez que a fase martensita no aço 304L é mais dura que a austenita (COLIN, 2009).

Neste trabalho, uma verificação qualitativa da transformação de fase martensítica é feita por meio de análise da microestrutura do aço 304L após diferentes etapas de carregamento cíclico. Foram escolhidas duas amplitudes de deformação para análise das estruturas de martensita: $\Delta\varepsilon/2 = 0,2\%$ e $\Delta\varepsilon/2 = 0,8\%$. Para a primeira amplitude de deformação, foi verificada a microestrutura da amostra retirada do corpo de prova ao final do ensaio ($N = 1901074$ ciclos). Para a segunda amplitude de deformação, foram realizados dois ensaios para a verificação do ensaio em diferentes etapas da vida do corpo de prova. Primeiro, buscou-se verificar a microestrutura ao início do endurecimento secundário. Para isto, foram aplicados 110 ciclos e verificado a microestrutura. Segundo, a análise metalográfica foi feita após a aplicação de 1635 ciclos de carregamento, que representou a falha do corpo de prova. Todas as imagens são referentes à seção A-T dos corpos de prova (referentes ao sistema de coordenadas apresentado na Figura 3.1). A identificação de estruturas martensíticas no aço 304L foi realizada

comparando as estruturas observadas com imagens obtidas fazendo uso de microscopia ótica em trabalhos publicados para o mesmo material (YE et al., 2006; KHAN; AHMED, 1996; HENNESSY et al., 1976). O reagente químico utilizado foi o V2A, composto por 100 ml de água destilada, 100 ml de ácido clorídrico e 10 ml de ácido nítrico. Tal reagente se mostrou mais eficaz para observação de estruturas martensíticas no aço 304L.

Para amplitude de deformação $\Delta\varepsilon/2 = 0,8\%$, a Figura 5.13 apresenta as estruturas de martensita observadas antes e depois do endurecimento secundário. Pode-se notar diferenças na microestrutura antes e depois do endurecimento secundário. Antes do endurecimento secundário, as estruturas martensíticas têm menores dimensões e se restringem a alguns grãos do material. Além disto, somente a morfologia típica da estrutura hexagonal compacta (ϵ) de martensítica é observada. Ao fim do endurecimento secundário, basicamente todos os grãos apresentam traços de martensita de morfologia α' , estrutura cúbica de corpo centrado, que chegam a ter a dimensão do próprio grão.

Diferentes morfologias são observadas no corpo de prova submetido ao ensaio cíclico com amplitude de deformação $\Delta\varepsilon/2 = 0,2\%$ por $1,9 \times 10^6$ ciclos, Figura 5.14. Observa-se tanto a morfologia típicas da martensita α' quanto morfologias típicas de martensita ϵ com de tamanhos variados e por toda a microestrutura.

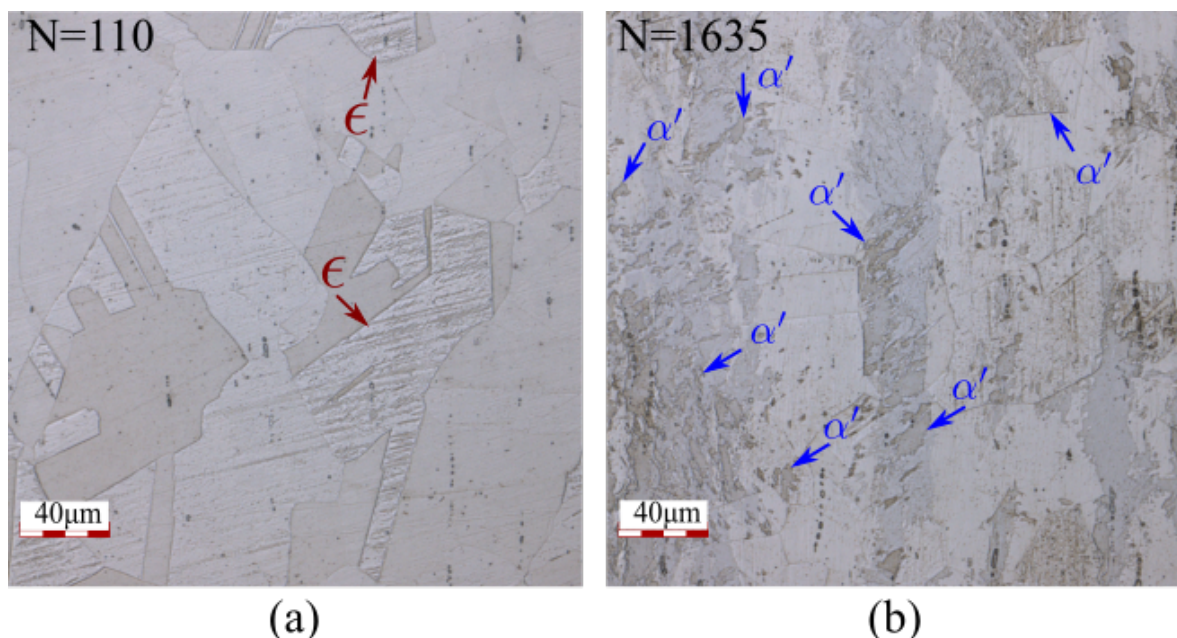


Figura 5.13: Microscopia ótica do aço 304L submetido a ensaio cíclico axial de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 0,8\%$ por (a) 110 ciclos, início do endurecimento secundário, e (b) 1635 ciclos, fim do endurecimento secundário. Ataque realizado para revelar estruturas martensíticas em matriz austenítica. Ampliação de $1080\times$.

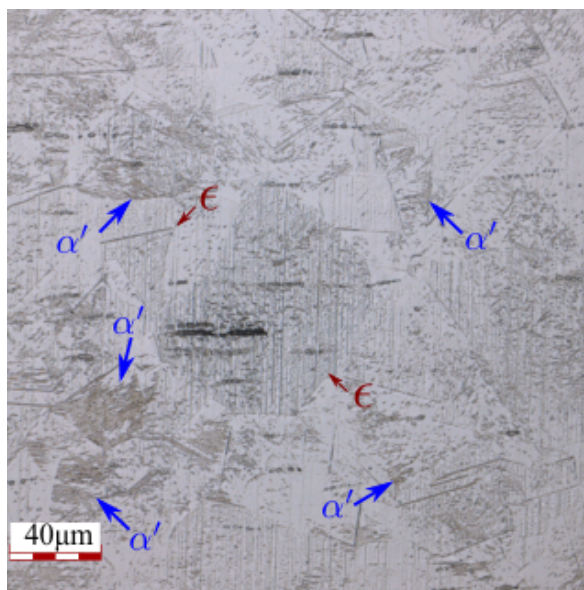


Figura 5.14: Microscopia ótica do aço 304L submetido a ensaio cíclico axial de amplitude $\Delta\varepsilon/2 = 0,2\%$ por 1901074 ciclos. Ataque realizado para revelar estruturas martensíticas em matriz austenítica. Ampliação de $1080\times$.

5.5 Análise da orientação das trincas

A orientação das trincas principais no aço 304L foi analisada. As trincas foram analisadas no contexto macroscópico, isto é, em escala de milímetros. É importante ressaltar que a iniciação das trincas ocorre em escala micrométrica e, portanto, esta análise não é considerada como iniciação, mas a propagação, uma vez que a trinca pode ter iniciado em um modo em uma escala menor que está sendo visualizada, mas propagado em modo diferente.

Em tração-compressão, o material apresentou somente trincas no modo normal, como apresentado pela Figura 5.15. Em torção, o comportamento das trincas depende da amplitude de deformação prescrita. A Figura 5.16 apresenta as fotografias das trincas próximas a seus respectivos pontos no gráfico $\Delta\bar{\varepsilon}/2 - N$, referente aos ensaios de torção. Para maiores amplitudes, as trincas se propagaram nos planos de tensão de cisalhamento máxima, isto é, planos que foram ângulos 0° ou 90° com o eixo longitudinal do corpo de prova. Por outro lado, em menor amplitude, o surgimento e propagação ocorreram nos planos de tensão normal máxima, isto é, $\pm 45^\circ$ do eixo longitudinal do corpo de prova. As fotografias foram tiradas do plano A-R da superfície dos corpos de prova, ou seja, com o eixo axial na vertical. Para melhor visualização da trinca do corpo de prova submetido ao ensaio de torção com amplitude de deformação $\Delta\bar{\varepsilon}/2 = 0,35\%$, uma câmera fotográfica foi utilizada para gerar a imagem apresentada no gráfico.

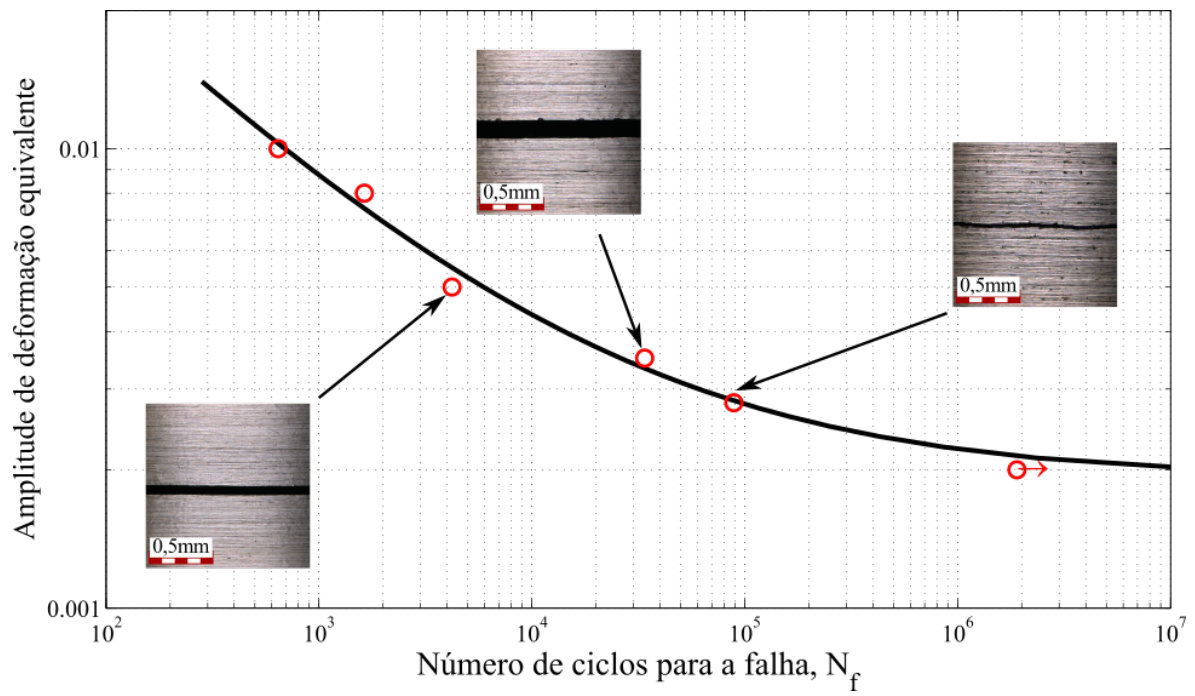


Figura 5.15: Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de tração/compressão no aço 304L.

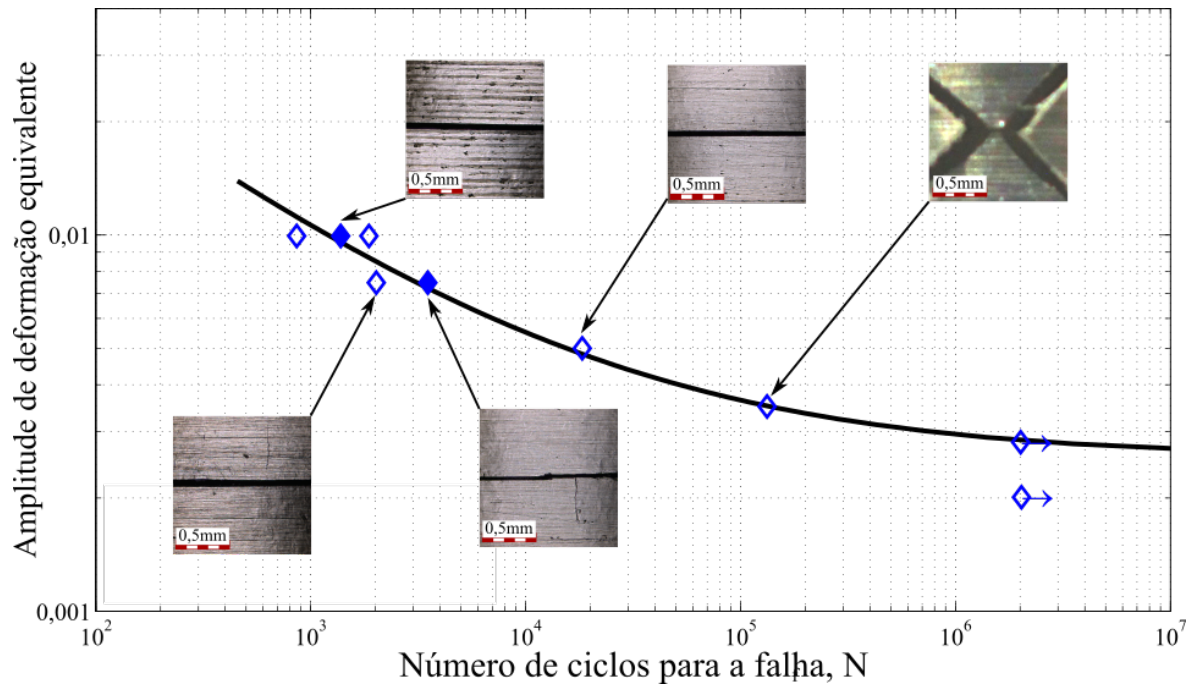


Figura 5.16: Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de torção no aço 304L.

Com base nos resultados apresentados nas Figuras 5.15 e 5.16, pode-se concluir que o comportamento das trincas de fadiga para o aço 304L depende da amplitude de deformação, como apresentado na Figura 5.17. Para amplitudes abaixo de $\Delta\bar{\epsilon}/2 = 0,35\%$, a falha do material ocorre devido à propagação de trincas de modo normal, isto é, trincas que se propagam no plano de tensão normal máxima. Por outro lado, a propagação de trincas em amplitudes de deformação acima deste valor é em modo misto, ou seja, a propagação acontece no plano de tensão normal máxima para ensaios de tração-compressão e no plano tensão cisalhante máxima para os ensaios de torção alternada.

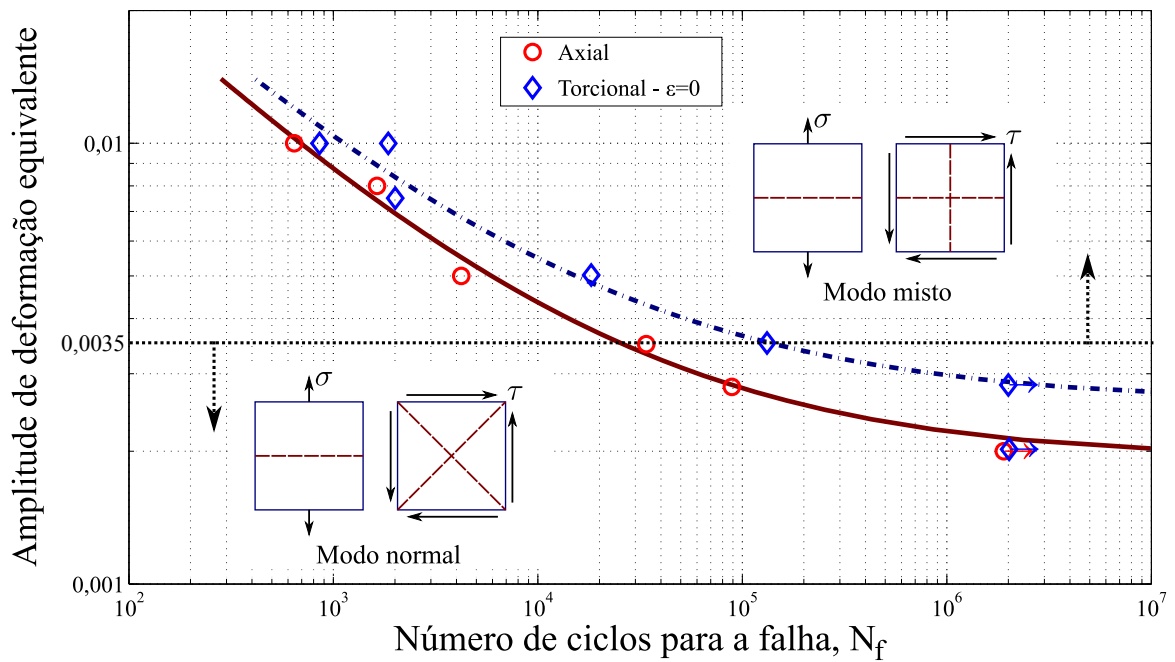


Figura 5.17: Orientação das trincas dos ensaios cíclicos de tração-compressão e torção no aço 304L.

Capítulo 6 CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

6.1 Conclusões

Neste trabalho, foram realizados experimentos visando a caracterização do comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico 304L sob carregamentos monotônicos de tração e cíclicos em controle de deformação. Os experimentos conduzidos possibilitaram o estudo de uma série de características do aço 304L. Tais características devem ser levadas em consideração no projeto de componentes mecânicos e estruturais em que o aço 304L está envolvido. Além disto, as propriedades verificadas experimentalmente devem ser consideradas na aplicação de modelos de fadiga e plasticidade cíclica para o aço 304L.

Foram realizados ensaios monotônicos de tração no aço 304L e verificou-se que o comportamento tensão-deformação apresenta dependência do tratamento térmico de normalização e da taxa da deformação. O tratamento térmico de normalização eliminou os defeitos da microestrutura provenientes do processo de fabricação, induzindo um decréscimo na dureza e resistência do material. Por outro lado, a normalização induziu aumento na rigidez e ductilidade. Além disto, a forma da curva tensão-deformação para o material normalizado apresenta claramente a transição entre a região elástica linear e elasto-plástica, enquanto esta transição é mais suave no material como recebido. Portanto, o tratamento térmico de normalização pode ser considerado em aplicações nas quais a ductilidade e rigidez são parâmetros desejados. Mas o processo de fabricação do aço 304L pode induzir transformações na microestrutura do material que aumentarão a resistência do mesmo, podendo se mostrar vantajoso em determinadas aplicações.

A dependência da taxa de deformação deve ser considerada na modelagem do aço 304L. Ensaio monotônicos de tração realizados sob diferentes taxas de deformação possibilitaram a conclusão de que a taxa influencia tanto propriedades na região elástica-linear (módulo de elasticidade) quanto na região elasto-plástica (tensão de escoamento e ductilidade). A dependência da taxa de deformação é esperada para o aço 304L (LICHTENFELD et al., 2006). Tal comportamento deve ser levado em consideração na tentativa de modelagem do material. Além disto, os ensaios de fadiga visando

a caracterização cíclica do aço 304L deve ser conduzidos sob taxa de carregamento constante, para que os resultados possam se comparados entre si.

A caracterização cíclica do aço 304L foi feita conduzindo-se experimentos de fadiga do tipo tração-compressão e torção alternada sob mesma taxa de deformação e diferentes amplitudes de deformação equivalente prescritas. Os ensaios revelaram que o material apresenta comportamento não convencional para uma série de mecanismos da plasticidade cíclica.

Dentre as características observadas, observa-se a não estabilização das amplitudes de tensão. O material apresenta um breve período de endurecimento cíclico, seguido de amolecimento cíclico e, logo após, endurecimento cíclico que acompanha até a falha, denominado endurecimento secundário. A não estabilização da amplitude de tensão ao longo do ensaio cíclico torna a modelagem do material um desafio. Diversos modelos de fadiga multiaxial, como Brown-Miller (BROWN; MILLER, 1973; BROWN; MILLER, 1979; BROWN; MILLER, 1982), Fatemi-Socie (FATEMI; SOCIE, 1988), Smith-Watson-Topper (SMITH et al., 1970) e Mamiya *et al.* (MAMIYA et al., 2014) utilizam a amplitude de tensão estabilizada em ensaios controlados por deformação. Tal abordagem deve ser revista para o aço 304L, uma vez que não há saturação destes valores para nenhuma das amplitudes de deformação prescritas neste trabalho.

O aço 304L apresentou forte efeito não-Masing, visualizado pela falta de similaridade geométrica entre laços de histerese (curvas tensão-deformação plástica $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}^p$) de diferentes amplitudes de deformação. O desvio do comportamento Masing foi verificado tanto em ensaios de tração-compressão quanto em torção alternada. Tal comportamento evidencia a necessidade de se levar em consideração dados experimentais de ensaios de fadiga sob diferentes amplitudes de deformação prescritas. A previsão do comportamento tensão-deformação não pode ser feita com base em um único ensaio de amplitude constante, uma vez que a forma geométrica dos laços de histerese depende da amplitude de deformação prescrita.

A modelagem do endurecimento/amolecimento cíclico não pode ser feita com base na evolução da tensão de escoamento cíclica. Para aço 304L, a evolução da tensão de escoamento cíclica ao longo do ensaio não acompanha o endurecimento/amolecimento cíclicos. Por este motivo, conceitos relacionados à evolução da superfície de escoamento, como encruamento isotrópico e cinemático não são suficientes para modelar o endurecimento/amolecimento neste material, outra metodologia se faz necessária.

Comportamento de trincas de fadiga dependente da amplitude de deformação. Em amplitudes baixas, o surgimento e propagação de trincas de modo normal são observadas. Porém, em amplitudes altas, modo misto de propagação de trinca é verificado, uma vez que as trincas se propagam nos planos de tensão normal máxima em tração-compressão e nos planos de tensão de cisalhamento máxima em torção alternada. Modelos fadiga multiaxial de plano crítico consideram que o mecanismo dominante de falha em materiais é a nucleação e propagação de trincas no plano de cisalhamento máximo (BROWN; MILLER, 1973; FATEMI; SOCIE, 1988) ou em planos perpendiculares aos planos de tensão normal máxima (SMITH et al., 1970). A modelagem da vida em fadiga do aço 304L utilizando qualquer um destes modelos pode resultar em valores equivocados se não forem considerados tanto a amplitude de deformação quanto a modo de carregamento (tração-compressão ou torção), uma vez que os ensaios realizados neste trabalho demonstram que estes são parâmetros que influenciam o mecanismo de falha dominante. Ainda, a partir das análises das trincas, pode-se concluir que somente ensaios de fadiga do tipo tração-compressão não são suficientes para se determinar o mecanismo de falha dominante no aço inoxidável 304L. Ensaios sob prescrição de diferentes trajetórias de deformação são fundamentais para a avaliação do modo de trinca.

O controle axial em ensaios de torção alternada em máquinas de ensaio axial/torcional deve ser investigado. Os ensaios de torção conduzidos com força axial prescrita igual a zero apresentaram resposta da deformação axial. Ao longo do ensaio, os corpos de prova apresentaram deformação axial positiva e com taxa constante, fenômeno conhecido como efeito Swift (SWIFT, 1947). Por outro lado, ensaios de torção alternada com prescrição de deformação axial igual a zero resultaram em uma resposta de compressão nos corpos de prova ao longo do ensaio. Portanto, conclui-se que, em ensaios do tipo torção alternada no aço 304L, sempre haverá uma resposta na direção axial, seja em força ou em deformação, dependendo do controle aplicado. A influência da deformação axial nos ensaios de torção foi verificada para duas amplitudes de deformação distintas. Para as amplitudes analisadas, conclui-se que tal deformação não apresenta efeito significativo tanto na vida em fadiga quanto no comportamento tensão-deformação. Porém, um estudo mais aprofundado das causas e consequências do efeito Swift se faz necessário, analisando a influência de parâmetros como a taxa de deformação, outras amplitudes de deformação, etc.

A medida de deformação equivalente de von Mises não é adequada para relacionar os ensaios de tração-compressão e torção alternada. Os gráficos amplitude de

deformação-vida $\Delta\bar{\epsilon}/2 - N$ para tração-compressão e torção alternada apresentam uma defasagem dos resultados. Para a mesma amplitude de deformação equivalente de von Mises, as vidas em fadiga dos ensaios de torção foram maiores que nos ensaios de tração-compressão. Tal resultado não era esperado, uma vez que o material foi submetido à normalização, causando a homogeneização da microestrutura. Portanto, o material pode ser considerado isotrópico e os resultados dos ensaios de tração-compressão podem ser comparados aos de torção pura, quando utilizadas as medidas de deformação e tensão equivalentes adequadas. O padrão do surgimento e propagação das trincas de fadiga, isto é, o mecanismo de falha predominante em fadiga, pode ser um ponto de partida para o estudo de medidas de deformação e tensão equivalentes, mais adequadas que as de von Mises, para o aço 304L.

O endurecimento cíclico secundário observado nos ensaios de fadiga pode estar relacionado à transformação de fase martensítica no aço inoxidável 304L. A correlação entre o comportamento cíclico e a microestrutura foi feita com base em análises metalográficas de amostras do aço 304L retiradas de corpos de prova após números de ciclos diferentes, buscando a análise da morfologia da microestrutura antes e depois do endurecimento cíclico secundário. A aplicação dessa metodologia permitiu compreender a relação entre o endurecimento secundário e a formação de estruturas martensíticas no aço 304L. Notou-se que estruturas de morfologia características de martensita são verificadas em maiores quantidades após o endurecimento secundário, quando comparada com as análises antes do endurecimento secundário. Ainda, estruturas de martensita características da morfologia ϵ (hexagonal compacta) são verificadas antes do endurecimento secundário, enquanto estruturas α' (cúbica de corpo centrado) são verificadas após mesmo. Portanto, a transformação de fase martensítica induzida por deformação pode ser relacionada à reposta mecânica em ensaios cíclicos. Portanto, a modelagem constitutiva do comportamento em plasticidade cíclica do aço inoxidável 304L deve levar em consideração as consequências da transformação de fase induzida pelo carregamento cíclico no comportamento mecânico do material.

A modelagem matemática das relações constitutivas e da vida em fadiga do aço 304L deve levar em consideração todos os mecanismos observados em ensaios monotônicos e cíclicos presentes neste trabalho. Características como a influência da taxa de deformação e da normalização no comportamento mecânico em tração deve ser considerada para o projeto de ensaios de fadiga. No contexto dos ensaios cíclicos, foram verificados para o aço 304L: não saturação das amplitudes de tensão durante o ensaio; efeito não Masing; evolução da tensão de escoamento cíclica desconexa com o endu-

recimento/amolecimento cíclicos; análise do mecanismo de falha dominante em fadiga a partir do padrão de propagação de trincas; controle axial em ensaios de torção alternada; incapacidade da medida de deformação e tensão equivalentes de von Mises na correlação dos resultados de tração-compressão e torção e relação entre a transformação de fase martensítica induzida pelo carregamento cíclico e o endurecimento cíclico secundário evidenciado nos ensaios. Todos os mecanismos citados acima foram verificados e discutidos neste trabalho.

6.2 Sugestões para trabalhos futuros

A metodologia experimental descrita nesta dissertação poderá servir como base para futuros ensaios no aço 304L visando a caracterização de outros mecanismos da plasticidade cíclica. Como exemplo, pode-se citar o encruamento não proporcional, Ratcheting, ensaios de amplitude variada, e outros no aço 304L. Além disto, as informações presentes neste trabalho podem servir como um ponto de partida para o estudo experimental da plasticidade cíclica e fadiga de qualquer material, aplicando as metodologias aqui empregadas, como tratamento térmico, preparo de amostras metalográficas, etc.

A continuação do trabalho também pode ser feita de maneira numérica, no sentido da modelagem das relações constitutivas do aço 304L. Os dados de fadiga e do comportamento tensão-deformação plástica apresentados neste trabalho, bem como as propriedades verificadas nos ensaios monotônicos, podem ser incorporados em modelagens do aço 304L.

Referências Bibliográficas

- ABDELJAOUED, D.; NACEUR, I. B.; SAI, K.; CAILLETAUD, G. A new polycrystalline plasticity model to improve ratchetting strain prediction. *Mechanics Research Communications*, Elsevier, v. 36, n. 3, p. 309–315, 2009.
- ANGEL, T. Formation of martensite in austenitic stainless steels. *J. Iron Steel Inst.*, v. 177, p. 165–174, 1954.
- ASTM Standard A276 / A276M - 16a. *Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes*. West Conshohocken, PA: [s.n.], 2016.
- ASTM Standard E112. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. West Conshohocken, PA: [s.n.], 2013. 1–28 p.
- ASTM Standard E2207-08. *Standard Practice for Strain-Controlled Axial-Torsional Fatigue Testing with Thin-walled specimens*. West Conshohocken, PA: [s.n.], 2013.
- ASTM Standard E606/E606M-12. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. West Conshohocken, PA: [s.n.], 2012.
- ASTM Standard E739-10. *Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (epsilon-N) Fatigue Data 1*. West Conshohocken, PA: [s.n.], 2015.
- BAUCCIO, M. *ASM metals reference book*. [S.l.]: ASM international, 1993.
- BAUDRY, G.; PINEAU, A. Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel. *Materials Science and Engineering*, v. 28, n. 2, p. 229–242, 1977. ISSN 00255416.
- BAYERLEIN, M.; CHRIST, H. J.; MUGHRABI, H. Plasticity-induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 114, n. C, 1989. ISSN 09215093.
- BELATTAR, A.; KELLER, C.; TALEB, L. Multiscale analysis of the pre-hardening effect on the cyclic behavior and fatigue life of 304L stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, Elsevier, v. 662, p. 468–480, 2016. ISSN 09215093.
- BÖHLKE, T.; BERTRAM, A.; KREMPL, E. Modeling of deformation induced anisotropy in free-end torsion. *International Journal of Plasticity*, Elsevier, v. 19, n. 11, p. 1867–1884, 2003.

BROWN, M.; MILLER, K. High temperature low cycle biaxial fatigue of two steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Wiley Online Library, v. 1, n. 2, p. 217–229, 1979.

BROWN, M.; MILLER, K. Two decades of progress in the assessment of multiaxial low-cycle fatigue life. In: *Low-cycle fatigue and life prediction*. [S.l.]: ASTM International, 1982.

BROWN, M. W.; MILLER, K. A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 187, n. 1, p. 745–755, 1973.

CHATTERJEE, S.; BHADESHIA, H. Trip-assisted steels: cracking of high-carbon martensite. *Materials Science and Technology*, Taylor & Francis, v. 22, n. 6, p. 645–649, 2006.

CHOPRA, O. K.; GAVENDA, D. J. *Effects of LWR coolant environments on fatigue lives of austenitic stainless steels*. [S.l.], 1997.

COLAK, O. U. Modeling of monotonic and cyclic swift effect using anisotropic finite viscoplasticity theory based on overstress (afvbo): Part ii—numerical experiments. *International journal of solids and structures*, Elsevier, v. 41, n. 18, p. 5313–5325, 2004.

COLAK, O. U. Modeling of the monotonic and cyclic swift effects using anisotropic finite viscoplasticity theory based on overstress (afvbo): Part i—constitutive model. *International journal of solids and structures*, Elsevier, v. 41, n. 18, p. 5301–5311, 2004.

COLIN, J. *Deformation history and load sequence effects on cumulative fatigue damage and life predictions*. 265 p. Tese (Doutorado) — The University of Toledo, 2009.

COLIN, J.; FATEMI, A. Variable amplitude cyclic deformation and fatigue behaviour of stainless steel 304L including step, periodic, and random loadings. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v. 33, n. 4, p. 205–220, 2010. ISSN 8756758X.

COLIN, J.; FATEMI, A.; TAHERI, S. Fatigue Behavior of Stainless Steel 304L Including Strain Hardening, Prestraining, and Mean Stress Effects. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 132, n. 2, p. 021008, 2010. ISSN 00944289.

DAS, A.; CHAKRABORTI, P. C.; TARAFDER, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Analysis of deformation induced martensitic transformation in stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 27, n. 1, p. 366–370, 2011.

DUCHÊNE, L.; HOUDAIGUI, F. E.; HABRAKEN, A. M. Length changes and texture prediction during free end torsion test of copper bars with fem and remeshing techniques. *International Journal of Plasticity*, Elsevier, v. 23, n. 8, p. 1417–1438, 2007.

FAN, F.; KALNAUS, S.; JIANG, Y. Modeling of fatigue crack growth of stainless steel 304L. *Mechanics of Materials*, v. 40, n. 11, p. 961–973, 2008. ISSN 01676636.

- FATEMI, A.; SOCIE, D. F. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Wiley Online Library, v. 11, n. 3, p. 149–165, 1988.
- GARDNER, L. The use of stainless steel in structures. *Progress in Structural Engineering and Materials*, Wiley Online Library, v. 7, n. 2, p. 45–55, 2005.
- GEIJSELAERS, H. J.; PERDAHÇIOĞLU, E. Mechanically induced martensitic transformation as a stress-driven process. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 60, n. 1, p. 29–31, 2009.
- HADDAR, N.; FISSOLO, A. 2d simulation of the initiation and propagation of crack array under thermal fatigue. *Nuclear engineering and design*, Elsevier, v. 235, n. 9, p. 945–964, 2005.
- HANDBOOK, A. Martensitic structures. In: *Metallography and Microstructures*. [S.l.]: ASM International, 2004. v. 9, p. 165–178.
- HASSAN, T.; TALEB, L.; KRISHNA, S. Influence of non-proportional loading on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models. *International Journal of Plasticity*, v. 24, n. 10, p. 1863–1889, 2008. ISSN 07496419.
- HENNESSY, D.; STECKEL, G.; ALTSTETTER, C. Phase transformation of stainless steel during fatigue. *Metallurgical Transactions A*, v. 7, n. 3, p. 415–424, 1976. ISSN 03602133.
- HILL, R. The mathematical theory of plasticity oxford university press london google scholar. 1950.
- JIANG, Y.; KURATH, P. An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 119, n. 2, p. 161–170, 1997. ISSN 0094-4289.
- JIANG, Y.; ZHANG, J. Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation. *International Journal of Plasticity*, v. 24, n. 9, p. 1481–1515, 2008. ISSN 07496419.
- JIANG, Y. A fatigue criterion for general multiaxial loading. *Fatigue and fracture of engineering materials and structures*, Wiley Online Library, v. 23, n. 1, p. 19–32, 2000.
- KALETA, J.; ZIETEK, G. Representation of cyclic properties of austenitic steels with plasticity-induced martensitic transformation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Wiley Online Library, v. 21, n. 8, p. 955–964, 1998.
- KALNAUS, S. *Investigation of Fatigue Behavior of Two Austenitic Stainless Steels*. 199 p. Tese (Doutorado) — University of Nevada, 2009.
- KALNAUS, S.; FAN, F.; JIANG, Y.; VASUDEVAN, A. K. An experimental investigation on fatigue crack growth of stainless steel 304L. *International Journal of Fatigue*, Elsevier Ltd, v. 31, p. 840–849, 2009.
- KHAN, Z.; AHMED, M. Stress-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels: Effect on fatigue crack growth rate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 5, n. 2, p. 201–208, 1996. ISSN 1059-9495.

- KRAUSS, G. Principles of heat treatment of steel. *American Society for Metals*, 1980,, p. 291, 1980.
- KRAUSS, G. Hardness and hardenability, steels: Processing. *Structure and Performance*, ASM International, p. 297–326, 2005.
- KREMPL, E. An experimental study of room temperature rate sensitivity, creep and relaxation of type 304 stainless steel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 27, p. 363–375, 1979.
- KRUPP, U.; CHRIST, H. J.; LEZUO, P. MAIER, H. J.; TETERUK, R.G. Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 319, p. 527–530, 2001.
- KUNDU, S.; BHADESHIA, H. Transformation texture in deformed stainless steel. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 55, n. 9, p. 779–781, 2006.
- LANDGRAF, R.; MORROW, J.; ENDO, T. Determination of the cyclic stress-strain curve. *J MATER*, v. 4, n. 1, p. 176–188, 1969.
- LEBEDEV, A.; KOSARCHUK, V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. *International Journal of Plasticity*, v. 16, n. 7, p. 749–767, 2000. ISSN 07496419.
- LICHTENFELD, J. A.; MATAYA, M. C.; TYNE, C. J. V. Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behaviour of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical & Materials Transactions A*, v. 37, n. January, p. 147–161, 2006.
- MAIER, H.; GABOR, P.; GUPTA, N.; KARAMAN, I.; HAOUAOUI, M. Cyclic stress–strain response of ultrafine grained copper. *International journal of fatigue*, Elsevier, v. 28, n. 3, p. 243–250, 2006.
- MAMIYA, E.; CASTRO, F. C.; MALCHER, L.; ARAÚJO, J. A. Multiaxial fatigue life estimation based on combined deviatoric strain amplitudes. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 67, p. 117–122, 2014.
- MANGONON, P. L.; THOMAS, G. The martensite phases in 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions*, v. 1, n. June, p. 1577–1586, 1970. ISSN 0360-2133.
- MANSON, S. Fatigue: a complex subject—some simple approximations. *Experimental mechanics*, Springer, v. 5, n. 7, p. 193–226, 1965.
- MARSHALL, P. *Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 1984.
- MILLER, M.; MCDOWELL, D. Modeling large strain multiaxial effects in fcc polycrystals. *International Journal of Plasticity*, Elsevier, v. 12, n. 7, p. 875–902, 1996.
- MONTHEILLET, F.; COHEN, M.; JONAS, J. Axial stresses and texture development during the torsion testing of al, cu and α -fe. *Acta Metallurgica*, Elsevier, v. 32, n. 11, p. 2077–2089, 1984.

- MÜLLER-BOLLENHAGEN, C.; ZIMMERMANN, M.; CHRIST, H.-J. Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 32, n. 6, p. 936–942, 2010.
- OVENS, W. G.; ANANDASWAROOP, A. V.; MCEVILY, A. J. On axial extension during cyclic torsion. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 5, n. 4, p. 1009–1013, 1973. ISSN 00137944.
- PEGUES, J. W.; SHAO, S.; SHAMSAEI, N. Cyclic strain rate effect on martensitic transformation and fatigue behaviour of an austenitic stainless steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, p. 1–12, 2017.
- PERDAHÇIOĞLU, E.; GEIJSELAERS, H. J.; GROEN, M. Influence of plastic strain on deformation-induced martensitic transformations. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 58, n. 11, p. 947–950, 2008.
- PLUMTREE, A. Correlation between microstructure and cyclic behaviour. *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials*, v. 2, p. 19, 1987.
- PRAGER, W. The theory of plasticity: a survey of recent achievements. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 169, n. 1, p. 41–57, 1955.
- RONAY, M. Second-order strain accumulation in cyclic torsion. *British Journal of Applied Physics*, IOP Publishing, v. 16, n. 5, p. 727, 1965.
- RONAY, M. Second-order elongation of metal tubes in cyclic torsion. *International Journal of Solids and Structures*, Elsevier, v. 4, n. 5, p. 509IN1513–512IN2516, 1968.
- SMITH, R.; WATSON, P.; TOPPER, T. A stress-strain parameter for the fatigue of metals. *Journal of Materials*, v. 5, n. 4, p. 767–778, 1970.
- SOCIE, D.; BANNANTINE, J. Bulk deformation fatigue damage models. *Materials Science and Engineering*, v. 103, n. 1, p. 3–13, 1988. ISSN 00255416.
- SWIFT, H. Length changes in metals under torsional overstrain. *Engineering*, v. 163, p. 253–257, 1947.
- TAHERI, S.; FATEMI, A. Fatigue crack behavior in power plant residual heat removal system piping including weld residual stress effects. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 101, p. 244–252, 2017.
- TALEB, L.; HAUET, A. Multiscale experimental investigations about the cyclic behavior of the 304L SS. *International Journal of Plasticity*, Elsevier Ltd, v. 25, n. 7, p. 1359–1385, 2009. ISSN 07496419.
- TAUQIR, A.; SALAM, I.; HASHMI, F. H.; KHAN, A. Q. An air crash case study. *Engineering Failure Analysis*, Elsevier, v. 3, n. 3, p. 203–210, 1996.
- TOTH, L. S.; JONAS, J. J.; GILORMINI, P.; BACROIX, B. Length changes during free end torsion: a rate sensitive analysis. *International journal of plasticity*, Elsevier, v. 6, n. 1, p. 83–108, 1990.

VINCENT, L.; Le Roux, J. C.; TAHERI, S. On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature. *International Journal of Fatigue*, Elsevier Ltd, v. 38, p. 84–91, 2012.

VOORT, G. F. V.; LUCAS, G. M.; MANILOVA, E. P. Metallography and microstructures of stainless steels and maraging steels. In: *Metallography and Microstructures*. [S.l.]: ASM International, 2004. v. 9, p. 670–700.

YE, D. Investigation of cyclic deformation behavior in the surface layer of 18cr–8ni austenitic stainless steel based on vickers microhardness measurement. *Materials chemistry and physics*, Elsevier, v. 93, n. 2, p. 495–503, 2005.

YE, D.; MATSUOKA, S.; NAGASHIMA, N.; SUZUKI, N. The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 415, n. 1-2, p. 104–117, 2006.

ZHAO, T.; JIANG, Y. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 30, n. 5, p. 834–849, 2008. ISSN 01421123.