

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

PEDRO GUILHERME SOUSA PASSALINI

**EFEITO DE UM ENSAIO CÍCLICO NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES ELASTOPLÁSTICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM 316**

**RIO DE JANEIRO
2020**

PEDRO GUILHERME SOUSA PASSALINI

**EFEITO DE UM ENSAIO CÍCLICO NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES ELASTOPLÁSTICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM 316**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em
Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia,
como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre
em Ciência em Ciência dos Materiais.

Orientador: Ricardo Ponde Weber - D.Sc.

Coorientador: Paulo Feliciano Soares Filho - D.Sc.

Rio de Janeiro

2020

©2020

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Passalini, Pedro Guilherme Sousa

Efeito de um ensaio cíclico na microestrutura e propriedades elastoplásticas do aço inoxidável ASTM 316 / Pedro Guilherme Sousa Passalini. Rio de Janeiro, 2020.

79 f.

Orientador: Ricardo Ponde Weber.

Coorientador: Paulo Feliciano Soares Filho

Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2020.

1. Aço Inoxidável ASTM 316. 2. Ensaio Cíclico. 3. Elastoplasticidade. 4. Efeito na Microestrutura. Weber, Ricardo Ponde, orient. II. Soares Filho, Paulo Feliciano, orient. III. Título.

PEDRO GUILHERME SOUSA PASSALINI

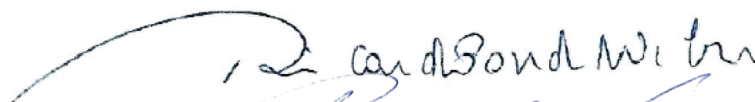
**EFEITO DE UM ENSAIO CÍCLICO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
ELASTOPLÁSTICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM 316**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência em Ciência dos Materiais.

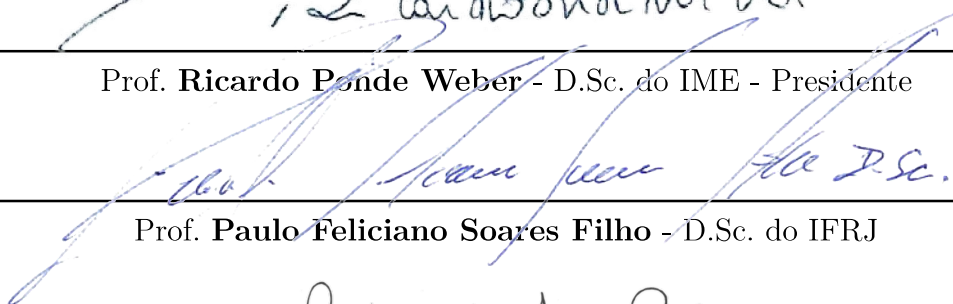
Orientador: Ricardo Ponde Weber

Coorientador: Paulo Feliciano Soares Filho

Aprovado em Rio de Janeiro, 04 de fevereiro de 2020, pela seguinte banca examinadora:



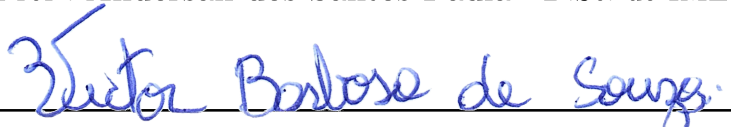
Prof. **Ricardo Ponde Weber** - D.Sc. do IME - Presidente



Prof. **Paulo Feliciano Soares Filho** - D.Sc. do IFRJ



Prof^a. **Anderson dos Santos Paula** - D.Sc. do IME



Prof. **Victor Barbosa de Sousa** - D.Sc. da UniRedentor

Rio de Janeiro

2020

*Dedico este trabalho primeiramente a Deus, por ser essencial em minha vida
e à minha esposa Barbara pelo amor incondicional.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus.

Agradeço ao meu orientador D.Sc. Ricardo Pondé Weber por aceitar conduzir o meu trabalho de pesquisa, por todo conhecimento transmitido e pela PACIÊNCIA.

Ao meu coorientador D.Sc. Paulo Feliciano Soares Filho por todo apoio, incentivo, paciência e conhecimento prestado.

À professora D.Sc. Andersan dos Santos Paula por todo apoio, conhecimento e paciência.

À minha esposa Barbara Passalini pela compreensão e paciência demonstrada durante esse período.

Aos meus pais Marcio e Genuzia que sempre estiveram ao meu lado me apoiando ao longo de toda a minha trajetória.

A minha irmã Yana e aos meus cunhados Marcelinho, João Pedro e José Paulo e a minha avó Gedalia por todo incentivo.

Aos meus sogros Marcelo e Mazinha pelo incentivo constante e por todo suporte prestado.

Aos Tios Arielson, Paulo, Michael e Dolores que formaram nossa base familiar no Rio de Janeiro e por todo apoio e incentivo.

A todos os amigos que direta ou indiretamente participaram da minha formação, de modo muito especial ao pessoal do laboratório Suzane, Anderson, Monica, Karollayne, Gessica e Debora.

Aos colaboradores da UFF João Felipe Brandão de Souza, Juan Manoel Pardal, Heraldo da Costa Mattos e Leosdan Figueredo Noris por todo suporte e conhecimento prestado. Ao instituto Militar de Engenharia por todo suporte prestado.

A CAPES pelo apoio financeiro.

*“Enquanto houver vontade de lutar
haverá esperança de vencer
(Santo Agostinho)*

RESUMO

Componentes mecânicos submetidos a carregamentos cíclicos podem exceder sua tensão de escoamento, principalmente em regiões de concentração de tensão, uma vez que isso ocorre o material se deforma plasticamente. Um estudo aprofundado sobre a plasticidade garante uma melhor previsibilidade da vida dos componentes mecânicos. Este trabalho teve como objetivo avaliar o efeito na microestrutura, do aço inoxidável ASTM 316, após ensaios cíclicos e comparar com suas propriedades elastoplásticas. Foi observado que com o aumento do número de ciclos houve uma mudança na sua microestrutura, ensaios de ferritoscopia indicaram uma transformação de fase, austenita em martensita, e observações da microestrutura conduzidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura confirmaram a presença de dois tipos de martensita, α' (CCC) e ϵ (HC), porém não houve alteração significativa no valor dos coeficientes, comparando o primeiro e o último ciclo de cada ensaio. Entretanto a tensão de escoamento aumentou o que indica que o material endureceu, este endurecimento é provável que tenha ocorrido pela transformação de fase em conjunto com o encruamento da austenita não transformada, indicando que estas modificações microestruturais não influenciaram na alteração dos coeficientes elastoplásticos.

Palavras-chave: Aço Inoxidável ASTM 316. elastoplaticidade cíclica. efeito na microestrutura.

ABSTRACT

Mechanical components subjected to cyclic loadings can exceed their flow stress, especially in stress concentration regions, since this occurs the material deforms plastically. An in-depth study on plasticity ensures better predictability of the life of mechanical components. This study aimed to evaluate the effect on the microstructure of ASTM 316 stainless steel after cyclic assays and compare with its elastoplastic properties. It was observed that with the increase in the number of cycles there was a change in its microstructure, ferritoscopy assays indicated a phase transformation, austenite into martensite, and microstructure observations conducted by optical and electronic microscopy of scan confirmed the presence of two types of martensite, α' (CCC) and ϵ (HC), but there was no significant change in the value of the coefficients, comparing the first and last cycle of each assay. However the flow stress increased which indicates that the material hardened, this hardening is likely to have occurred by the phase transformation together with the crucion of the untransformed austenite, indicating that these modifications did not influence the change in elastoplastic coefficients.

Keywords: ASTM 316 Stainless Steel. cyclic elastoplasticity. effect on microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Família dos aços inoxidáveis (1).	20
Figura 2 – Microestrutura típica de aços inoxidáveis austeníticos (2).	21
Figura 3 – Classificação dos aços inoxidáveis austeníticos segundo elementos de liga adicionados (3).	22
Figura 4 – Microestrutura com 0,4% e 0,9% de deformação (4).	23
Figura 5 – Imagens de microscopia ótica, a esquerda com 0,04% de martensita e a direita com 4,3% de martensita (5).	24
Figura 6 – Microestrutura de um aço de baixo teor de carbono e alto teor de Mn laminado a frio (a) 0% deformação a frio (b) 10% de deformação a frio (c) 30% de deformação a frio (d) 50% de deformação a frio (6).	24
Figura 7 – (a) morfologia da martensita (b) intercessão com as bandas de cisalhamento (c) difratograma de raios-x (7).	25
Figura 8 – Curva tensão x temperatura e influência da tensão elástica e deformação plástica no efeito TRIP (8).	26
Figura 9 – Representação da máquina de ensaio de tração (9).	28
Figura 10 – Curva característica do ensaio de tração (9).	28
Figura 11 – Relação da força e da distância interatômica (10).	29
Figura 12 – (a) Fratura dúctil (b) Fratura frágil (9).	30
Figura 13 – Superfície de fratura a 500x (11).	31
Figura 14 – Taxa de deformação em diferentes velocidades (12).	31
Figura 15 – Ensaio real em diferentes taxas de deformação para aço inoxidável 316L (13).	32
Figura 16 – Tipos de carregamento em ensaios cíclicos (14).	33
Figura 17 – Diagrama esquemático do fenômeno da plastificação em um gráfico tensão x deformação (15).	34
Figura 18 – Efeito Bauschinger (16).	35
Figura 19 – Variação da tensão limite de escoamento a cada ciclo para uma mesma deformação plástica (15).	35
Figura 20 – Curvas Tensão x Deformação Plástica Acumulada (17).	36
Figura 21 – Variações do segmento elástico (13).	37
Figura 22 – Definição das variáveis X e Y (12).	37
Figura 23 – Curva típica da evolução da variável de endurecimento isotrópico em função da deformação plástica acumulada à temperatura constante (13).	38
Figura 24 – Efeito do endurecimento Isotrópico (15).	38
Figura 25 – curvas e para o ciclo estabilizado. Alumínio ASTM 6351. Amplitude do carregamento $\epsilon_0 = 0,005$ (13).	39

Figura 26 – Curvas experimental e corrigida para o ciclo estabilizado. Alumínio ASTM 6351. Amplitude do carregamento $\epsilon_0 = 0,005$ (18).	39
Figura 27 – Curva típica da evolução da variável da plastificação em função da deformação plástica num ensaio não monótono à temperatura constante (13).	40
Figura 28 – Amolecimento e endurecimento Cíclico (19).	41
Figura 29 – Adaptação Elástica (12).	41
Figura 30 – Acomodação Plástica (12).	42
Figura 31 – Deformação Plástica Cíclica Progressiva (12).	42
Figura 32 – Identificação experimental de σ_y (15).	44
Figura 33 – Valor de Y obtido no ciclo estabilizado (13).	47
Figura 34 – Curva curva $X \times \epsilon^p$ no ciclo estabilizado (13).	48
Figura 35 – Pontos usados na identificação experimental de v_1 e de v_2 (13).	49
Figura 36 – Etapas da elaboração do trabalho.	51
Figura 37 – Geometria dos corpos de prova (20).	52
Figura 38 – Direção de retirada dos corpos de prova em relação as direções de processamento da chapa (DT e DL) (20).	52
Figura 39 – Corpos de provas utilizados neste trabalho para os ensaios de tração e cíclicos.	53
Figura 40 – Máquina de ensaio servohidráulica Shimadzu utilizado no presente estudo.	55
Figura 41 – Corpo de prova fixado.	55
Figura 42 – Ferritoscópio fixado ao corpo de prova do ensaio cíclico deste estudo.	56
Figura 43 – Esquema de fixação do ferritoscópio na superfície do corpo de prova de ensaio cíclico.	56
Figura 44 – Orientação de retirada das amostras com os cortes AA e BB (21).	57
Figura 45 – Curva tensão x deformação para o aço inoxidável 316 em estudo.	59
Figura 46 – Aspecto de fratura a tração.	60
Figura 47 – Difratoograma do material como recebido em estudo.	61
Figura 48 – Caracterização microestrutural via MO (a), MEV (b) e EBSD (c), mapa de fases e mapa de grãos (c) para o material como recebido em estudo.	62
Figura 49 – Difratoograma do material com 5 ciclos em estudo.	63
Figura 50 – Microestrutura obtida via microscopia óptica do (a) centro e (b) borda da amostra ensaiada com 5 ciclos.	64
Figura 51 – Difratoograma de raios X para o material ensaiado a 10 ciclos em estudo.	65
Figura 52 – Caracterização microestrutural via MO na borda e centro (a), MEV no centro (b) e EBSD no centro (c), mapa de fases (c) para o material ensaiado a 10 ciclos em estudo.	66
Figura 53 – Difratoograma de raios X para o material ensaiado a 15 ciclos em estudo.	67

Figura 54 – Caracterização microestrutural via MO na borda e centro (a) e MEV (b) para o material ensaiado a 15 ciclos em estudo.	68
Figura 55 – Difratoograma de Raios X do material ensaiado com 220 ciclos em estudo.	69
Figura 56 – Imagem de microscopia ótica para 220 ciclos.	69
Figura 57 – Aspecto da superfície de fratura após 220 ciclos em estudo.	70
Figura 58 – Curvas para o ciclo estabilizado em estudo.	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química do aço Inoxidável 304L(7)	25
Tabela 2 – Composição química de duas ligas de alumínio avaliadas em ensaios cíclicos (18)	50
Tabela 3 – Propriedades extraídas das curvas de ensaio cíclicos de duas ligas de alumínio estudadas (18)	50
Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável 316 adotado neste trabalho . . .	51
Tabela 5 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 5 ciclos. . . .	72
Tabela 6 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 10 ciclos. . . .	72
Tabela 7 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 15 ciclos. . . .	72
Tabela 8 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 220 ciclos. . . .	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
TRIP	Plasticidade Induzida por transformação de fases
TWIP	Plasticidade induzida por maclagem
CCC	Cubico de corpo centrado
CFC	Cubico de face centrada
HC	Hexagonal Compacto
TC	Tetragonal Compacto
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
MO	Microscopia óptica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
CP	Corpo de prova

LISTA DE SÍMBOLOS

σ	Tensão
σ_m	Tensão média
σ_a	Tensão alternada
σ_r	Variação de tensão
σ_y	Tensão de escoamento
X	Variável relacionada ao endurecimento cinemático
Y	Variável relacionada ao endurecimento isotrópico
v2	Constante elastoplástica relacionada ao endurecimento isotrópico
v1	Constante elastoplástica relacionada ao endurecimento isotrópico
a	Constante elastoplástica relacionada ao endurecimento cinemático
b	Constante elastoplástica relacionada ao endurecimento cinemático
A	Área da seção transversal
F	Força
E	Módulo de elasticidade
R	Razão entre tensões
p	Deformação plástica acumulada
n	Número natural

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	OBJETIVO	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	Aços Inoxidáveis	20
2.2	Efeito TRIP	22
2.3	Ensaio de tração	27
2.3.1	Ensaio cíclico	32
2.4	Elastoplasticidade uniaxial	42
2.4.1	Apresentação das equações do modelo	42
2.4.2	Identificação dos coeficientes	43
2.4.3	Identificação do módulo de elasticidade e tensão de escoamento	43
2.4.4	Obtenção da curva tensão deformação plástica	44
2.4.5	Expressões analíticas para "X" e "Y"	45
2.4.6	Obtenção da curva $X \times \epsilon^p$ no ciclo estabilizado	46
2.4.7	Identificação de "a" e "b"	48
2.4.8	Identificação de "v1" e "v2"	49
3	MATERIAL E MÉTODOS	51
3.1	Material a ser estudado	51
3.2	Corpo de prova	51
3.3	Ensaio de tração	53
3.4	Parâmetros para o ensaio cíclico	53
3.5	Análise metalográfica e por EBSD	57
3.6	Difração de raio X	58
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
4.1	Ensaio de tração	59
4.2	Caracterização do material como recebido	60
4.3	Caracterização do material ensaiado ciclicamente	63
4.4	Identificação dos coeficientes	70
4.4.1	Curva tensão x deformação plástica	70
5	CONCLUSÃO	73
6	SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	74

REFERÊNCIAS	75
ANEXO A – CERTIFICADO DE QUALIDADE DO MATERIAL EM ESTUDO	79

1 INTRODUÇÃO

A necessidade do estudo aprofundado sobre um material, bem como o conhecimento de suas características, é de extrema importância para o avanço tecnológico. Em diversas aplicações, componentes mecânicos e estruturais estão sujeitos à carregamentos cíclicos. Tais componentes são projetados para trabalhar dentro do regime elástico dos materiais, porém estes materiais, por possuírem defeitos internos inerentes a sua fabricação, tais como trincas, produzem concentração de tensão localizada próximo a ponta destes defeitos, gerando em certos casos tensões superiores ao limite elástico do material, produzindo deformação plástica. Assim componentes submetidos a carregamentos cíclicos, sofrem deformação plástica cíclica próximo a ponta da trinca, que podem ser estudadas e entendidas através de simulação macroscópica para servirem de referência no modelamento matemático de relações constitutivas na mecânica da fratura (22)(23).

No comportamento cíclico de um material, um dos seguintes fenômenos pode ocorrer: efeito Baushinger, endurecimento / amolecimento cíclico, comportamento Masing / Não Masing, encruamento não proporcional e ratcheting (24).

O endurecimento / amolecimento cíclico é verificado pela evolução da amplitude de tensão em um ensaio controlado pela deformação, ou seja, o material apresentará endurecimento cíclico quando a amplitude de tensão aumentar com o número de ciclos e apresentará amolecimento cíclico quando o mesmo apresentar uma diminuição na amplitude de tensão. Os motivos físicos para tais fenômenos estão relacionados a dinâmica e estabilidade de subestruturas de discordâncias (25).

O aço inoxidável é muito utilizado em diversos setores industriais, devido a sua excelente resistência a corrosão, tais como: nuclear, petroquímica, aeroespacial, farmacêutica, têxtil e outras (26). Aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco tipos básicos: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex e endurecíveis por precipitação. Em reatores nucleares, as variações de temperatura podem alcançar valores muito altos em curtos períodos de tempo. Sendo os aços inoxidáveis austeníticos um dos materiais que mais suportam tais variações de temperatura, são fortes candidatos a tal aplicação (27).

Devido a sua composição química o aço 316L faz parte da categoria de aços inoxidáveis austeníticos denominados metaestáveis, significando que durante o carregamento cíclico pode ocorrer uma transformação de fase da austenita para a martensita no material. Tal transformação de fase tem impacto nas propriedades mecânicas durante a plasticidade cíclica (28) induzindo ao endurecimento cíclico (29).

Além disso, este aço é um material que apresenta um comportamento elastovisco-plástico a temperatura ambiente, diferente de outros materiais que necessitam de altas

temperaturas para serem conformados (12).

A característica elastoplástica deve ser levada em consideração nos projetos estruturais, pois ela permite que muitos materiais metálicos sejam moldáveis a temperatura ambiente. Sendo assim, diversos trabalhos vêm sendo desenvolvidos a fim de modelar adequadamente os fenômenos de plasticidade, de fluência, de dano, de relaxação, além do endurecimento causado pela plasticidade. Um estudo detalhado da microestrutura do material e uma modelagem adequada do endurecimento são importantes para obter uma previsão confiável das tensões e deformações, as quais são fundamentais em qualquer critério de integridade estrutural (30).

1.1 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo estudar o comportamento cíclico na região plástica do aço ASTM 316, classificado como inoxidável austenítico, avaliando sua tendência ao endurecimento ou amolecimento cíclico, bem como o fenômeno predominante deste comportamento, isto é, dinâmica e estabilidade das discordâncias e/ou transformação de fase austenita/martensita. As propriedades elastoplásticas cíclicas, através de seus coeficientes, para seu modelamento matemático elastoplástico à temperatura ambiente foram determinados neste trabalho. Análises, antes e após ensaios de baixo ciclo, para avaliar mudanças microestruturais no aço inoxidáveis ASTM 316, foram realizadas neste trabalho, bem como a determinação das propriedades elastoplásticas cíclicas.

Objetivos específicos:

- Calcular os coeficientes da elastoplasticidade;
- Realizar análise metalográfica antes e após ensaios cíclicos, para verificação se ocorreram alterações na morfologia dos grãos e fases presentes;
- Verificar a influência da transformação de fase nos coeficientes elastoplásticos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo aborda conceitos gerais e informações específicas, para uma melhor compreensão do tema proposto.

2.1 Aços Inoxidáveis

Aços inoxidáveis possuem alta resistência a corrosão em diversos meios, inclusive ao ar livre, onde a maioria dos equipamentos produzidos por tal material são utilizados. Esta resistência a corrosão é garantida pela presença de cromo como elemento de liga predominante. Elementos como níquel e molibdênio podem contribuir para o aumento dessa resistência (31).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados de várias formas, sendo uma delas pela microestrutura formada devido a certos elementos químicos em sua composição. Desta forma, eles podem ser divididos em 5 grandes grupos: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação, A figura 1 ilustra a família dos aços inoxidáveis austeníticos separados pela classificação e composição química (1).

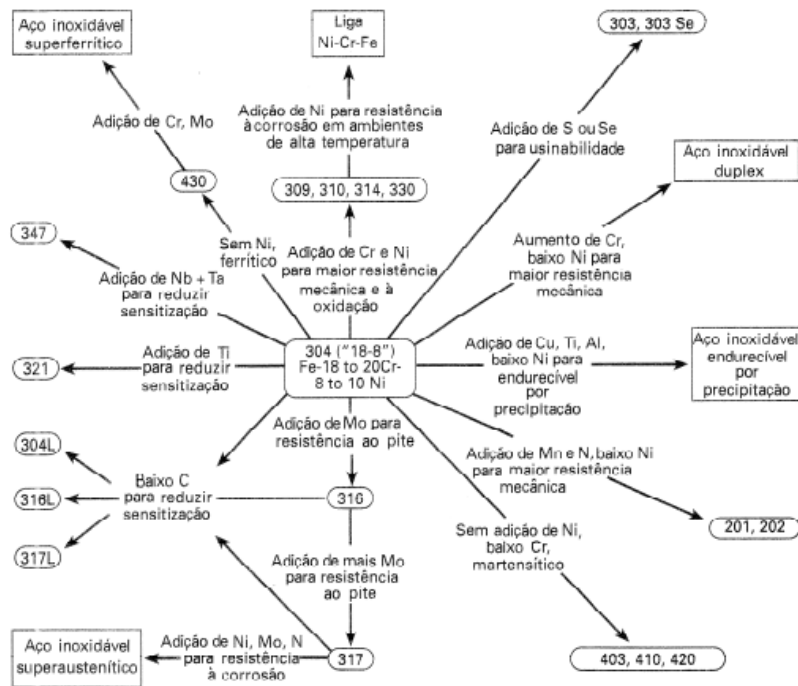


Figura 1 – Família dos aços inoxidáveis (1).

Os elementos de liga são a principal diferença entre os aços inoxidáveis e cada

elemento contribui com propriedades diferentes ao material, assim como a tendência a formação de uma microestrutura. O cromo tende a restringir a formação da austenita, enquanto o níquel tende a formá-la. Elementos como alumínio, vanádio, molibdênio, silício e tungstênio tendem a formar ferrita delta enquanto cobre, manganês, cobalto, carbono e nitrogênio tendem a formar a austenita.

Os aços austeníticos são ligas geralmente de Fe-Cr-Ni, com microestrutura austenítica (figura 2), sendo materiais não endurecíveis por tratamento térmico. Porém, em comparação com outros aços da família inoxidável, apresentam melhor soldabilidade e resistência à corrosão, baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e alta ductibilidade (32). Aços desta família têm sido largamente utilizados na indústria biomédica, alimentícia e nuclear, devido à boa resistência a corrosão. Todavia, devido a sua baixa dureza e baixa resistência ao desgaste, suas aplicações são limitadas. Soluções como a nitretação são necessárias para ampliar o uso destes aços, mas algumas características principais como resistência a corrosão podem ser reduzidas (33).

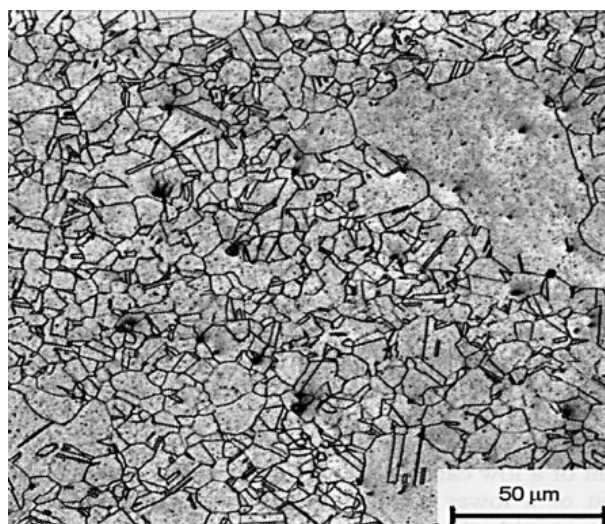


Figura 2 – Microestrutura típica de aços inoxidáveis austeníticos (2).

Os aços inoxidáveis austeníticos são classificados de acordo com elementos de liga adicionados, ou seja, em 3 grupos (Cr-Ni, Cr-Ni-Mo e Cr-Mn) e 2 séries (300 com elemento de liga estabilizadores da austenita o Ni, e a 200 tendo este o Mn substituindo o Ni total ou parcialmente). Na figura 3 mostra exemplos desta classificação.

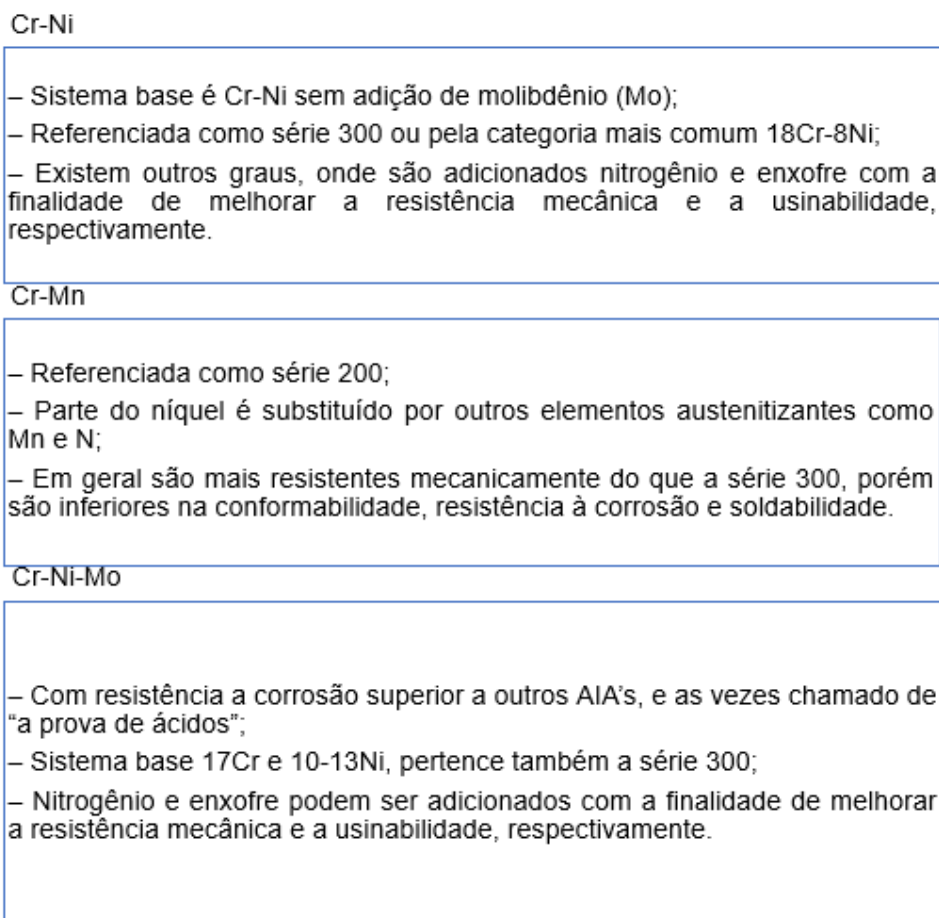


Figura 3 – Classificação dos aços inoxidáveis austeníticos segundo elementos de liga adicionados (3).

O aço inoxidável austenítico 316 tem como elementos de liga principais o Cr-Ni-Mo, a adição de Mo aumenta a resistência ao pite, são muito utilizados em dutos das indústrias petroquímica e nuclear devido a sua excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas (34). Este tipo de aço tem a sua microestrutura constituída de austenita metaestável, ou seja, é passível de transformação de fase quando submetido a deformação plástica, esta transformação pela deformação plástica é denominada efeito TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação). A fase austenita pode ser transformada em dois tipos de martensita, épsilon (ϵ), de estrutura hexagonal compacta (HC), e alpha linha (α'), de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (35).

2.2 Efeito TRIP

A microestrutura de um material define suas características e propriedades, sendo, portanto, importante seu conhecimento e manutenção. Os microconstituintes básicos podem ser classificados como: ferrita, austenita, perlita, bainita e martensita. Cada uma destas possui uma estrutura cristalina específica, tais como estrutura cúbica de corpo centrado,

cubica de face centrada ou hexagonal compacta por exemplo, bem como parâmetros de rede cristalina, também específicos (36). Para observação da microestrutura é necessário o preparo apropriado de uma amostra do material. Os materiais metálicos em estado líquido apresentam uma estrutura amorfa porém a medida em que se solidificam ocorre o processo de cristalização, isto é, os átomos se ordenam em formas geometricamente definidas chamadas células unitárias ou estrutura cristalina. As diferentes formas em que os átomos são arranjados dão origem a componentes estruturais denominados de fases. A importância da análise da microestrutura do material é fundamental para a definição das propriedades físicas, bem como mecânicas do material. A mudança da microestrutura pode significar uma mudança também nas propriedades do material. Existem diversos meios de alterar a microestrutura de um material, sendo os principais através da mudança de temperatura, velocidade de resfriamento do material aquecido acima da temperatura de austenitização, a depender do material, e por deformação (37).

O efeito TRIP, que significa plasticidade induzida por transformação (Transformation Induced Plasticity), aparece em alguns materiais metálicos, onde a microestrutura austenita se transforma em martensita quando aplicado um esforço mecânico. Ao estudar aços inoxidáveis austeníticos submetidos a deformação a frio, ZACKAY, FAHR e BUSCH(38) observaram este fenômeno, isto é, o efeito TRIP.

DUYI et al.(4) realizaram ensaios de fadiga de baixo ciclo em um aço inoxidável austenítico SUS304-HP, observando o mesmo efeito, porém com amplitudes de tensão mais altas, como é mostrado nas micrografias apresentadas na figura 4:

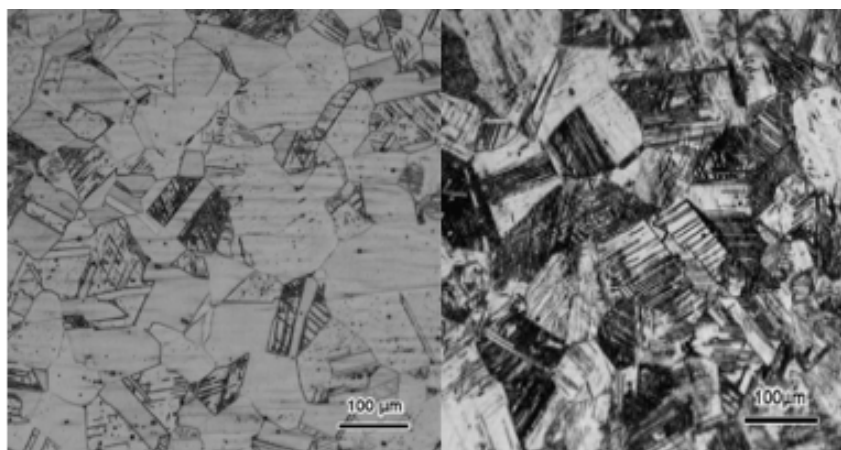


Figura 4 – Microestrutura com 0,4% e 0,9% de deformação (4).

GALINDO e BELLO(5), por laminação, obtiveram martensita transformada a partir da austenita metaestável em um aço inoxidável 304. Na figura 5 são apresentadas as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica. Porém, como existe uma dificuldade em distinguir a martensita com baixas deformações, pois esta é formada por finas ripas as

quais são de difícil detecção por microscopia ótica, a quantificação da martensita indicada na imagem foi feita pela técnica de ferritoscopia.

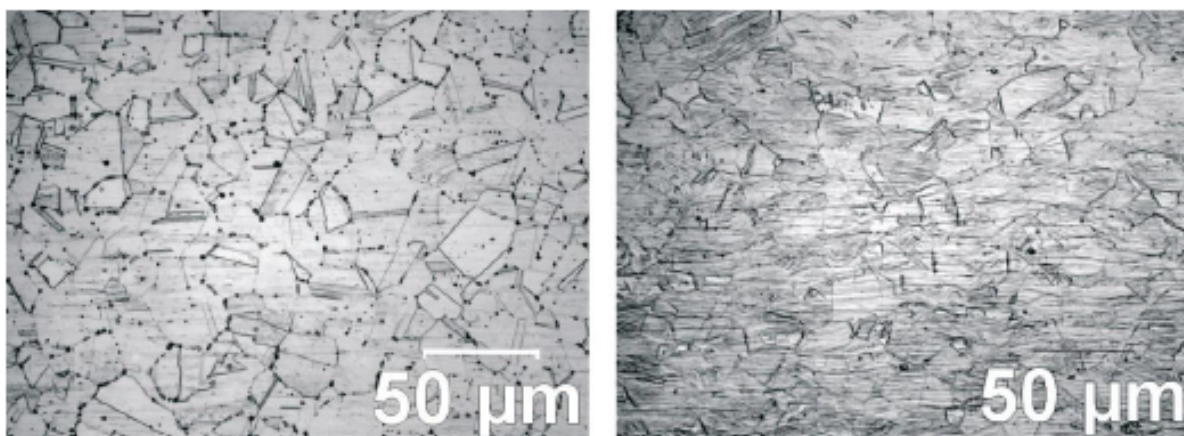


Figura 5 – Imagens de microscopia ótica, a esquerda com 0,04% de martensita e a direita com 4,3% de martensita (5).

No trabalho de TEWARY et al.(6), laminou-se a frio um aço de baixo teor de carbono e alto teor de Mn, produzindo, por outro lado, uma plasticidade induzida por maclação (TWIP). Por microscopia ótica o autor identifica na austenita uma heterogeneidade, cada vez mais aparente a medida em que aumenta o número de passes de laminação, como bandas de deformação. A figura 6 apresenta a evolução da microestrutura à medida que se aumenta a porcentagem de redução no trabalho a frio.

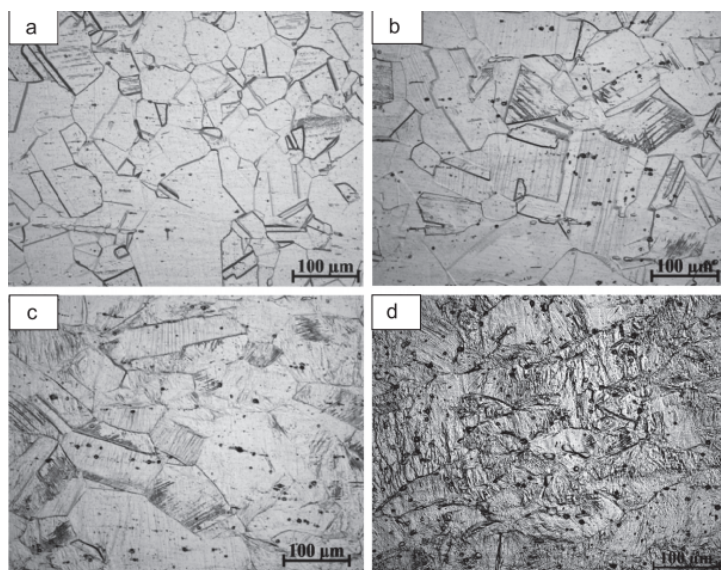


Figura 6 – Microestrutura de um aço de baixo teor de carbono e alto teor de Mn laminado a frio (a) 0% de deformação a frio (b) 10% de deformação a frio (c) 30% de deformação a frio (d) 50% de deformação a frio (6).

Por micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (figura 7) SHIRDEL, MIRZADEH e PARSA(7), identificou martensita épsilon (ϵ) e martensita alfa linha (α') em um aço inoxidável austenítico com composição química indicada na tabela 1, deformado por laminação a frio com 0,1% de deformação. Nas imagens ele identifica a martensita ϵ que intercede com micro-bandas de cisalhamento formando um ponto de origem para a martensita α' .

Tabela 1 – Composição Química do aço Inoxidável 304L(7)

Ele.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb
%p	0,023	0,48	1,43	0,02	0,0002	0,11	18,47	8,05	0,089	0,003	0,128

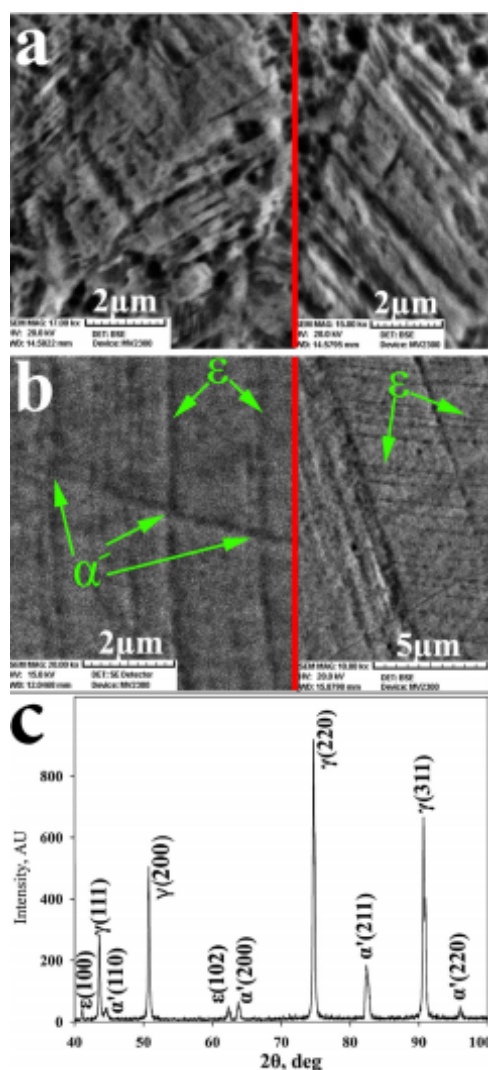


Figura 7 – (a) morfologia da martensita (b) intercessão com as bandas de cisalhamento (c) difratograma de raios-x (7).

Para melhor entendimento do efeito TRIP é interessante a compreensão sobre a influência da tensão elástica e deformação plástica, que podem se fazer presentes no

efeito TRIP em função da temperatura de deformação e temperatura de início (M_i) da transformação martensítica da liga. Aplicando uma tensão em uma temperatura pouco acima de M_i a indução da nucleação de martensita dá-se níveis de tensões que são inferiores a tensão de escoamento da fase austenita. Denomina-se este fenômeno como nucleação assistida por tensão, desta forma a força motriz para nucleação dos sítios pode ser obtida a temperaturas acima e próxima de M_i . Para a nucleação induzida por tensão requer-se tensões superiores com o incremento da temperatura na qual a sollicitação mecânica é aplicada, em concordância com a curva AB. Na temperatura M_i^σ a tensão para nucleação alcança o escoamento plástico da fase austenita, assim quando a sollicitação mecânica dá-se a uma temperatura acima de M_i^σ a tensão necessária para a indução da martensita é menor que a tensão de escoamento e o incremento destas diferenças ocorrem com o incremento da temperatura. Com isto acima de M_i^σ observa-se a formação de sítios de nucleação de martensita induzidos por deformação plástica. Ou seja, as tensões para nucleação a uma temperatura acima da M_i^σ não diminuem ao longo da linha AB mas ocorre na linha BC e a nucleação é denominada induzida por deformação plástica. No entanto, em temperaturas muito acima de M_i^σ o incremento da tensão necessária a indução da martensita assume um caráter de crescimento exponencial e fração de martensita formada reduz significativamente, considerando assim uma temperatura M_d para que se tenha ainda alguma martensita induzida por deformação. A linha ABC designa as condições de tensão e temperatura onde o efeito TRIP se inicia (8) (39). Na figura 8 é ilustrada a curva tensão x temperatura, mostrando a influência da tensão elástica e deformação plástica no efeito TRIP.

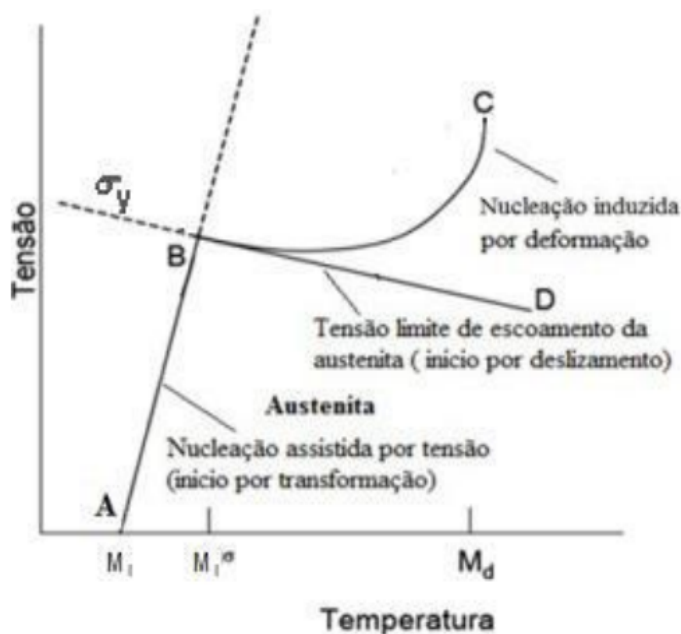


Figura 8 – Curva tensão x temperatura e influência da tensão elástica e deformação plástica no efeito TRIP (8).

2.3 Ensaio de tração

As propriedades mecânicas dos materiais metálicos podem ser determinadas por diversos tipos de ensaios. Estes ensaios são divididos basicamente em dois grupos, a saber, destrutivos e não destrutivos. Ensaios destrutivos são aqueles que promovem a ruptura ou deixam alguma marca no material, mesmo que este não fique completamente inutilizado. Os principais ensaios mecânicos destrutivos são: tração, compressão, fadiga, impacto, fluência, flexão, entre outros. São importantes para determinar características e propriedades fundamentais do material, fornecendo valores numéricos que podem ser utilizados na escolha de um material ou em cálculos de elementos de máquinas. Os ensaios não destrutivos são caracterizados por não prejudicar a posterior utilização das peças ou amostras, sendo normalmente utilizados em controle de qualidade, podendo detectar falhas ou defeitos não aparentes visualmente. Os principais ensaios não destrutivos são: líquido penetrante, ultrassonografia, emissão acústica, radiografia, estanqueidade, entre outros (12). Devido a facilidade e a produtividade dos resultados, o ensaio de tração é o ensaio mais importante dentre os ensaios destrutivos. O ensaio consiste na aplicação de uma carga a fim de promover uma deformação no material na direção da carga. Esta carga vai sendo continuamente aumentada, em uma taxa de deformação constante, até que promova a ruptura da amostra. O ensaio é realizado em corpos de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos (40). A norma brasileira utilizada para definir as dimensões e formas do corpo de prova, bem como alguns requisitos do ensaio, tal como a taxa de deformação, é a NBR ISO 6892:2002 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT). Durante o ensaio, tanto a carga, através da célula de carga, como o deslocamento das garras que prendem o corpo de prova ao equipamento de ensaio, são submetidos e armazenados, com o objetivo de calcular tanto a tensão como a deformação no corpo de prova até sua ruptura. As equações (2.1) e (2.2) são usadas para o cálculo da tensão e deformação:

$$\sigma = \frac{F(t)}{A} \quad (2.1)$$

$$\epsilon(t) = \frac{\Delta L(t)}{L} \quad (2.2)$$

O equipamento utilizado neste ensaio é composto por um parafuso eletromecânico ou um servo eletro-hidráulico, que atua tracionando o corpo de prova. Esse equipamento é conectado a um computador que armazena tanto a carga quanto o deslocamento para posteriormente calcular e plotar os respectivos gráficos tensão deformação. A figura 9 apresenta um esquema ilustrativo desta máquina (15).

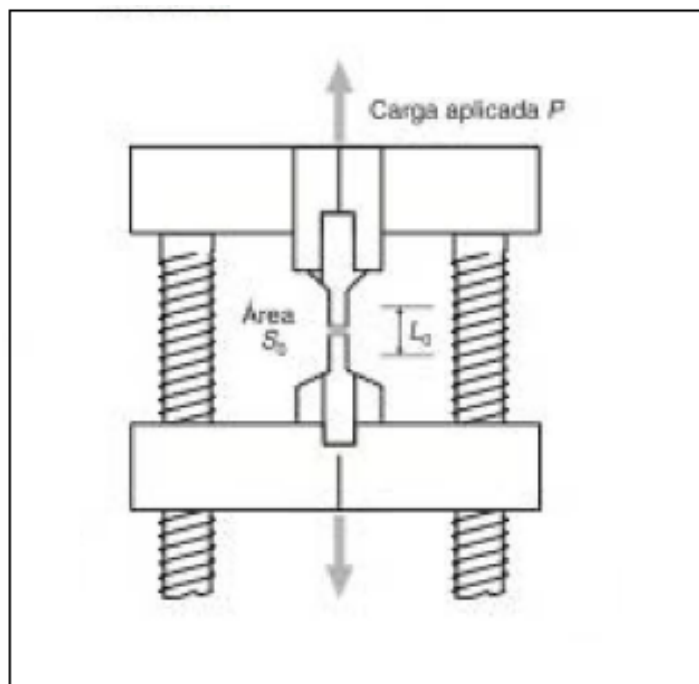


Figura 9 – Representação da máquina de ensaio de tração (9).

Em uma curva característica deste ensaio é possível extrair algumas propriedades como ilustrado na figura 10 (9).

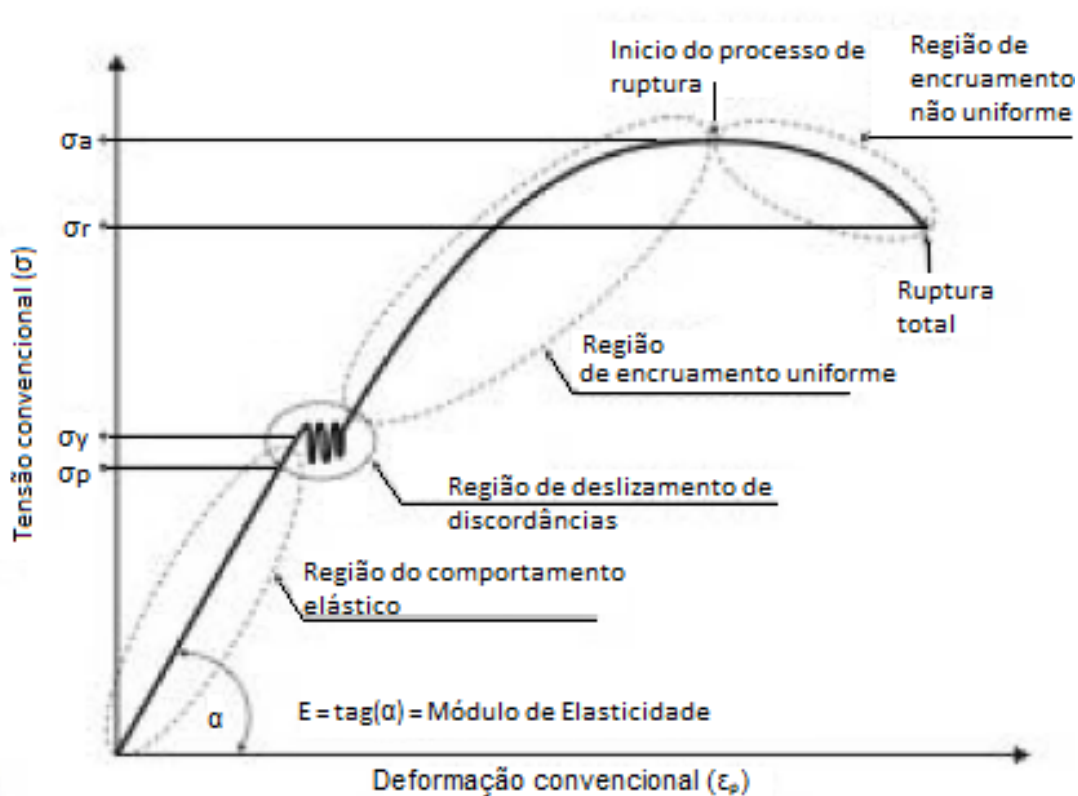


Figura 10 – Curva característica do ensaio de tração (9).

Durante o ensaio de tração, verifica-se inicialmente que o diagrama é linear. Este trecho do diagrama é denominado região elástica do material e significa que após a retirada da carga o material retorna as suas dimensões iniciais. Esse comportamento do material fica bem representado pela lei de Robert Hooke, que chegou a expressão representada na equação (2.3) em seus estudos sobre o comportamento elástico do material (40).

$$\sigma = E.\epsilon \quad (2.3)$$

Onde:

σ - tensão em Pa

E - módulo de elasticidade em Pa

ϵ - deformação em m

O módulo de elasticidade, representado neste trabalho como E, é uma propriedade do material que determina sua rigidez. Essa propriedade depende das forças de ligação interatômicas. Desta forma, o gráfico apresentado na figura 11, correlaciona o módulo de elasticidade com a distância interatômica r e a força de afastamento interatômica F. Quanto maior o módulo de elasticidade menor será a deformação elástica sofrida pelo material (9).

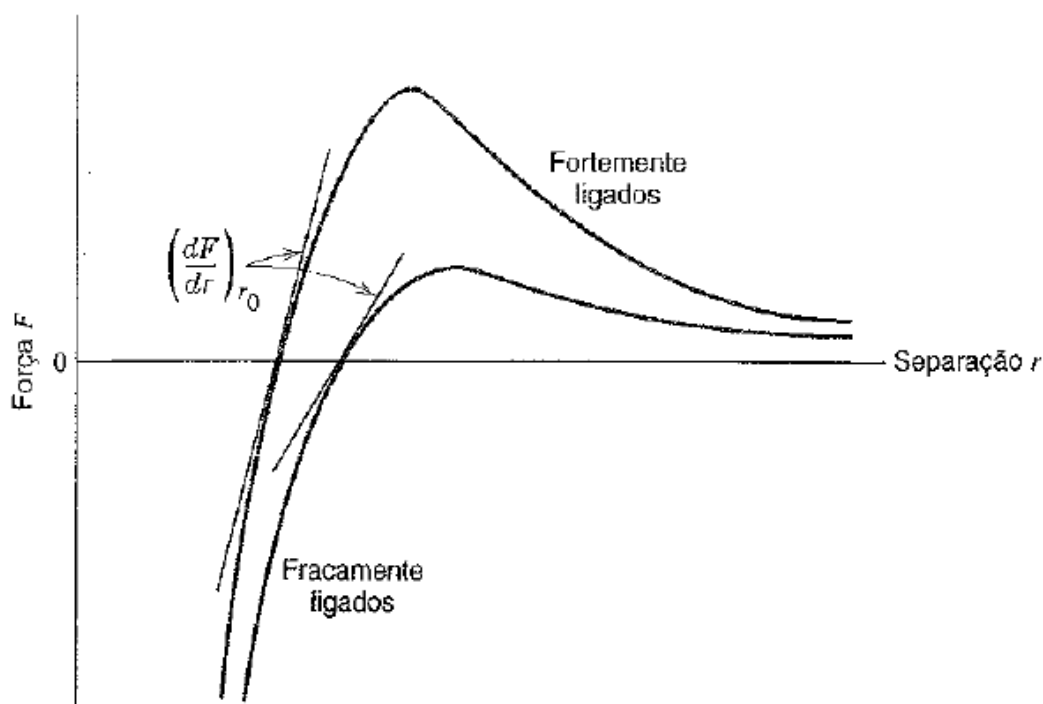


Figura 11 – Relação da força e da distância interatômica (10).

A linearidade do diagrama termina num ponto denominado limite elástico do material, definido como a maior tensão que o material pode suportar, sem deixar qualquer deformação permanente, quando o material é descarregado. A partir deste ponto, as deformações geradas são irreversíveis e é denominado como deformação plástica. O ponto que separa as duas regiões recebe o nome de limite elástico ou de escoamento, sendo esse valor comumente utilizado para cálculos de projetos de engenharia, onde não se deseja uma deformação plástica, o que pode comprometer a segurança do equipamento (41). Alguns materiais cuja deformação plástica é extensa, uma região chamada de empescoamento ou zona de estricção pode ocorrer. Estes materiais são denominados dúcteis. Materiais frágeis são definidos como aqueles cujo comportamento plástico é muito baixo ou mesmo nulo. A figura 12 apresenta exemplos dos dois tipos de fratura em corpos de prova cilíndricos.

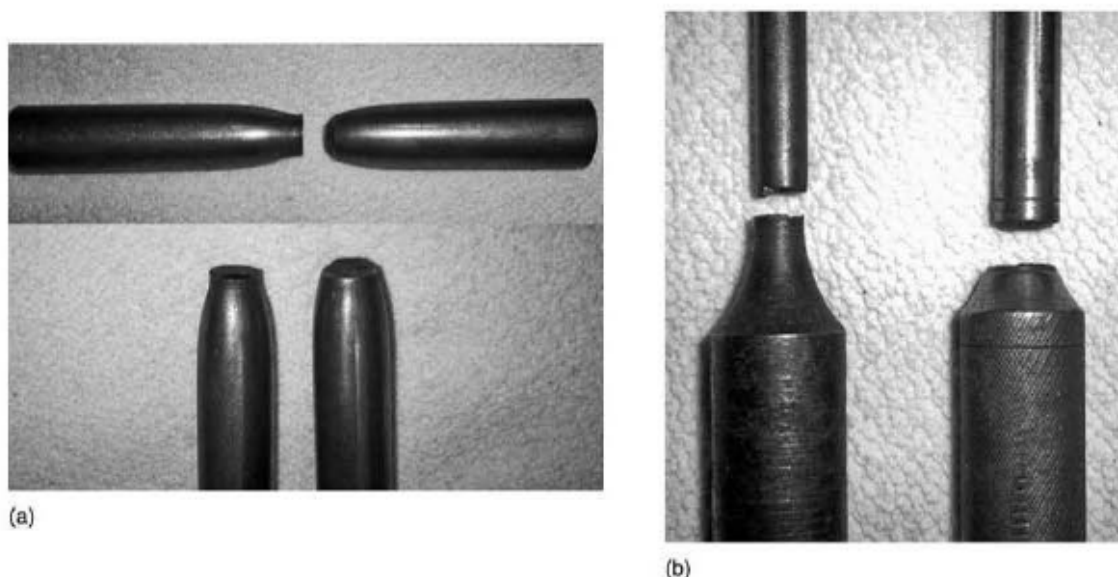


Figura 12 – (a) Fratura dúctil (b) Fratura frágil (9).

Outra forma de avaliar o comportamento frágil e dúctil de um material é através da análise da superfície de fratura. Superfície de fratura fibrosas com a presença ou não de dimples é característico de materiais dúcteis. Já a superfície plana e com marcas de rios (clivagem), são características de fratura frágil que são característicos de fraturas dúcteis e frágeis respectivamente. No trabalho de GODEFROID et al.(11) é possível verificar dimples na fratura de um aço X60, no microscópio eletrônico de varredura (figura 13), caracterizando o material como dúctil.

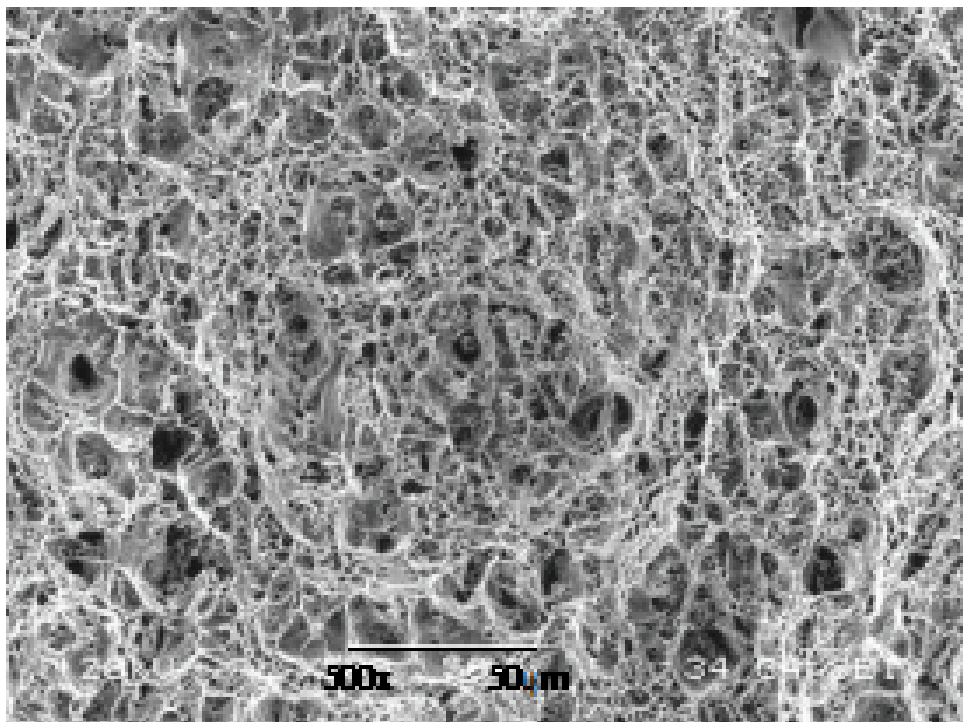


Figura 13 – Superfície de fratura a 500x (11).

A tensão obtida nos ensaios é denominada de tensão de engenharia que difere das tensões reais que o material está submetido. Vale destacar que para pequenas deformações, na ordem de 5% ou menos, as tensões reais e de engenharia podem ser confundidas. A velocidade de carregamento é uma variável que influencia no comportamento do material, modificando desta forma o diagrama tensão deformação. Quanto maior à velocidade de deformação, maior as tensões para deformar o corpo de prova. A figura 14 apresenta a variação no diagrama em função da velocidade ou taxa de deformação aplicada durante o ensaio, onde a taxa de deformação 1 é a maior e a taxa 3 a menor.

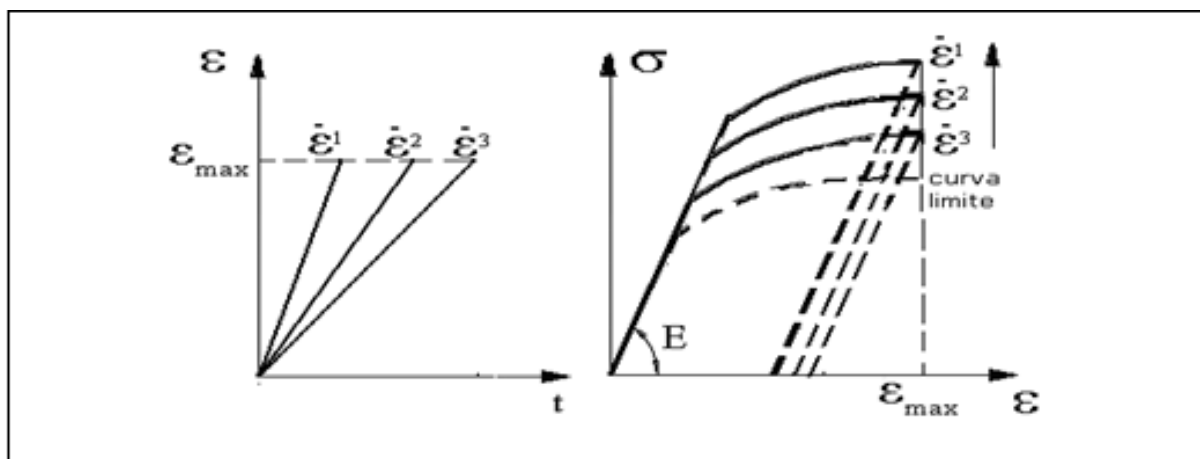


Figura 14 – Taxa de deformação em diferentes velocidades (12).

A figura 15 apresenta os ensaios reais para um aço inoxidável 316L, a 20°C, com diferentes taxas de deformação, mostrando o fenômeno da viscosidade.

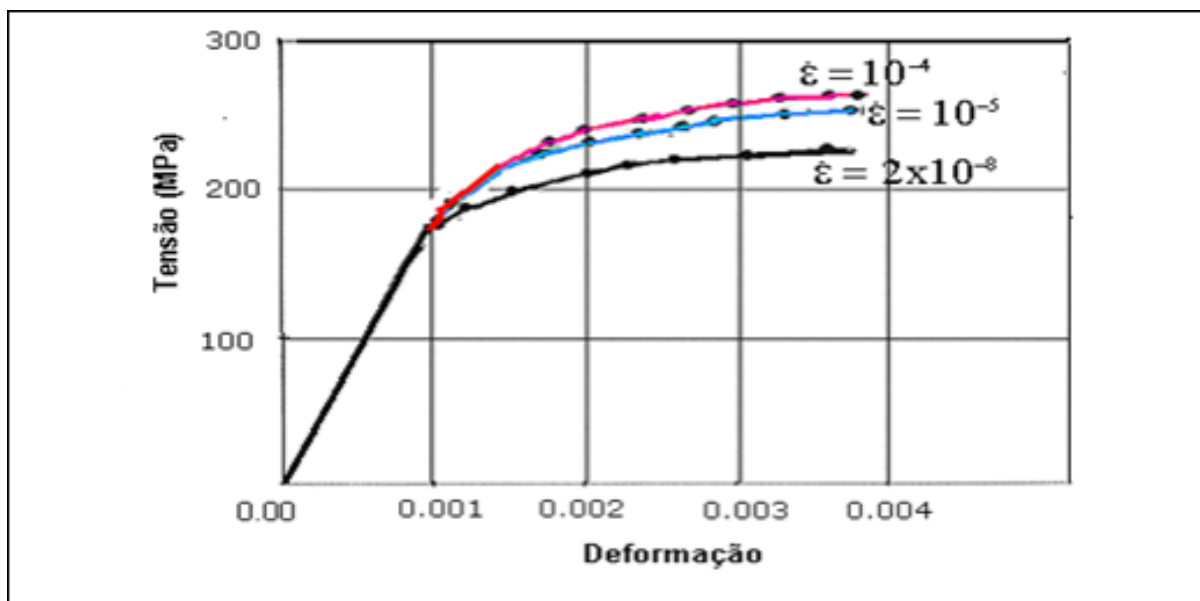


Figura 15 – Ensaio real em diferentes taxas de deformação para aço inoxidável 316L (13).

2.3.1 Ensaios cíclicos

Os ensaios cíclicos são definidos como carregamentos mecânicos no qual a força ou tensão varia ao longo do tempo. Pode ser definido como uma função harmônica, sendo dotada de uma tensão máxima, uma tensão mínima e uma tensão média. A figura 16 ilustra alguns destes carregamentos. Observa-se que o limite de elasticidade, também chamado de limite de escoamento, é afetado pelo fenômeno da plastificação. Quando a tensão de escoamento no início de cada novo ciclo de carregamento aumenta, chamamos a esse fenômeno de endurecimento do material. A figura 20 apresenta alguns tipos de carregamento usados neste ensaio (14).

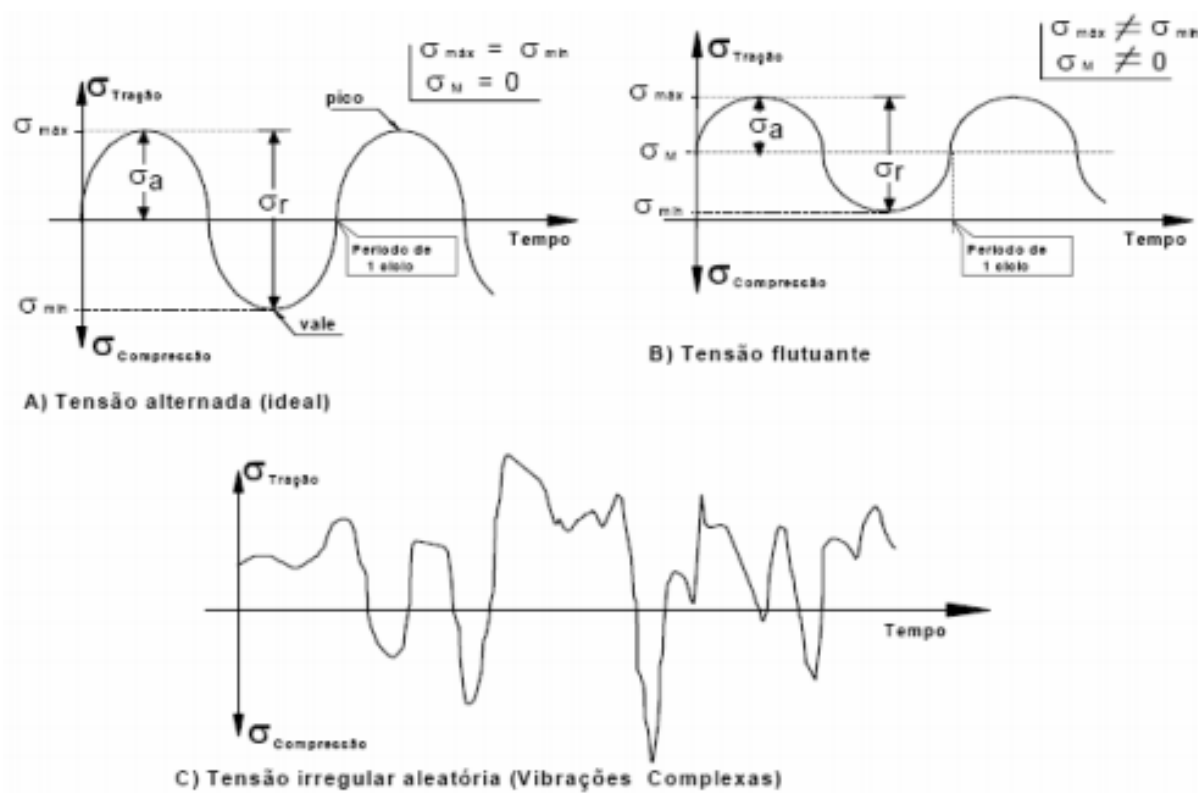


Figura 16 – Tipos de carregamento em ensaios cíclicos (14).

As componentes de tensão destacadas na figura 16 podem ser calculadas pelas seguintes equações:

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{max} + \sigma_{min})}{2} \quad (2.4)$$

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{max} - \sigma_{min})}{2} \quad (2.5)$$

$$\sigma_r = 2x\sigma_a \quad (2.6)$$

$$R = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{min}} \quad (2.7)$$

$$R = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (2.8)$$

Onde:

σ_m - tensão média

σ_{max} - tensão máxima

σ_{\min} – tensão mínima

σ_a – tensão alternada

σ_r – variação de tensão

R – razão entre tensões

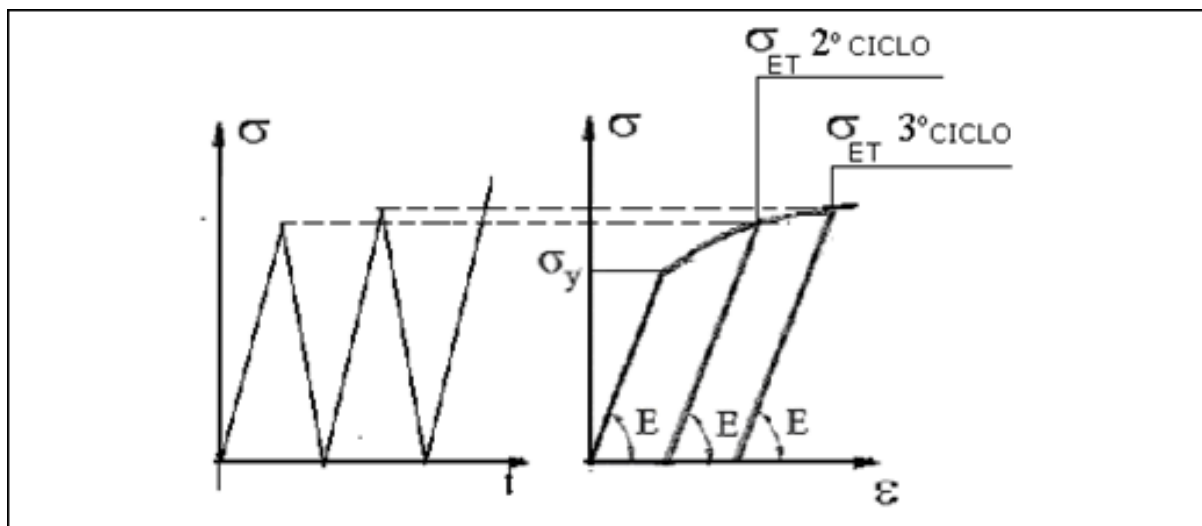


Figura 17 – Diagrama esquemático do fenômeno da plastificação em um gráfico tensão x deformação (15).

Os ensaios cíclicos podem ser realizados considerando duas possibilidades: com forças máximas e mínimas constantes ou deformação máxima constantes. De modo geral, as cargas são realizadas a baixa frequência, evitando assim o efeito de propagação de ondas que possam causar deformações homogêneas dentro da seção útil (15) (42).

Outro fator importante na utilização da baixa frequência no ensaio é evitar o aquecimento do corpo de prova, mantendo desta forma constante o módulo de elasticidade do material.

Com o aumento da deformação plástica, o limite de escoamento, tanto em tração quanto em compressão, se modifica a cada ciclo e não são necessariamente iguais, pois o efeito da plastificação altera os limites de resistência. Esse fenômeno, apresentado na figura 18, é chamado de efeito Baushinger. Neste efeito, após a tração, o limite de escoamento em tração (Y_0) aumenta, enquanto o limite de escoamento em compressão (Y_2) diminui.

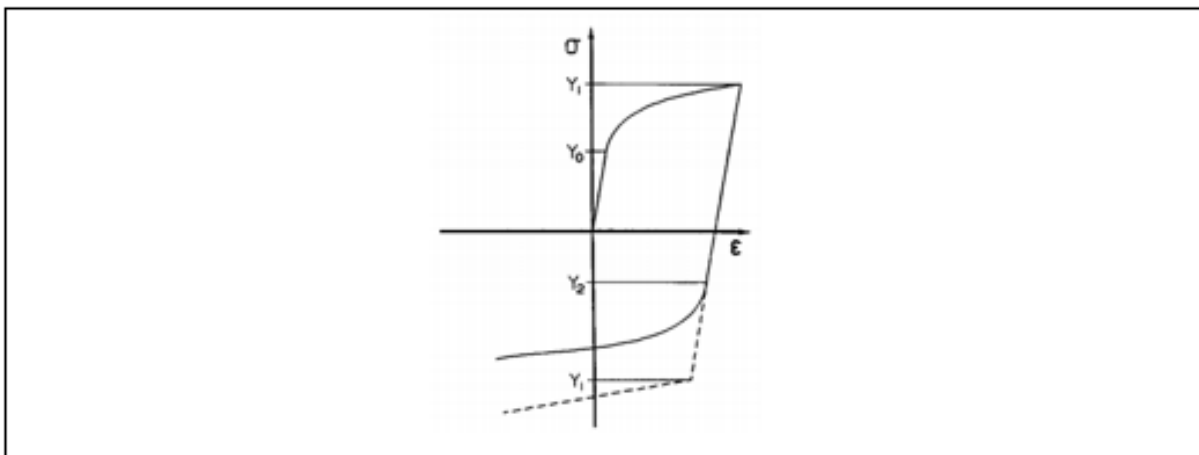


Figura 18 – Efeito Bauschinger (16).

É observado que a cada ciclo os valores de limite de escoamento para compressão e tração se alteram (figuras 19 e 20), considerando uma deformação plástica fixa. Desta forma, os limites de escoamentos não dependem apenas da deformação plástica, mas também da deformação plástica acumulada que pode ser expressa da seguinte forma:

$$p(t) = \epsilon^p(t = 0) + \int_0^t |\epsilon^p(\zeta)| d\zeta \rightarrow p = |\epsilon^p| \quad (2.9)$$

Onde:

p – Deformação plástica acumulada

ϵ^p – Deformação plástica

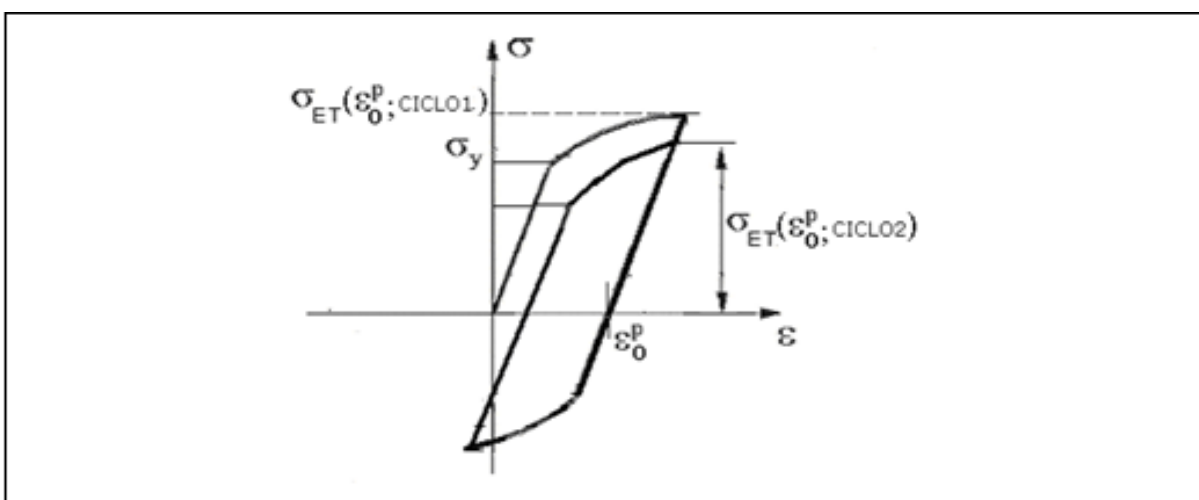


Figura 19 – Variação da tensão limite de escoamento a cada ciclo para uma mesma deformação plástica (15).

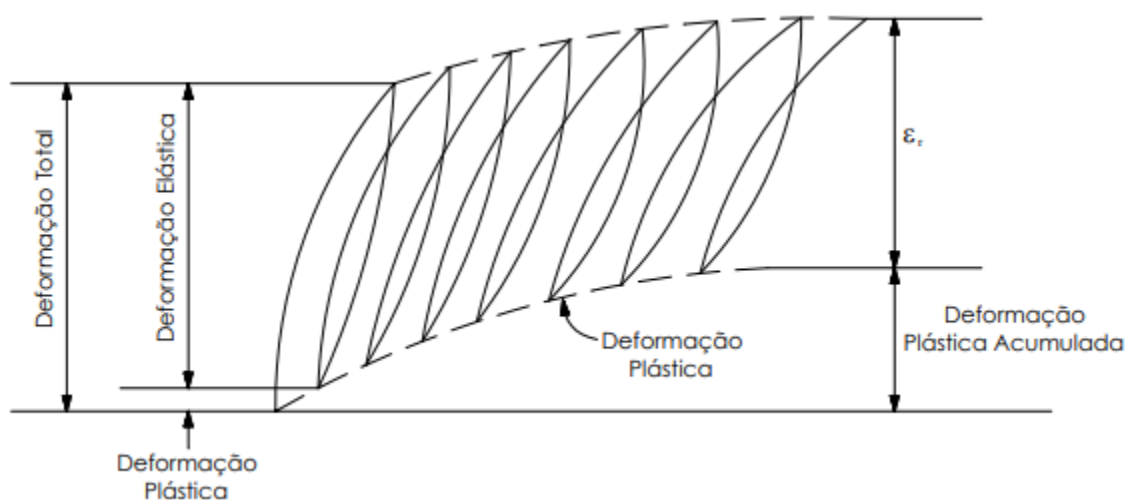


Figura 20 – Curvas Tensão x Deformação Plástica Acumulada (17).

O efeito causado pelo processo de deformação plástica nos limites de escoamento pode ser analisado com o auxílio dos dados de tensão e deformação em um conceito de segmento elástico. Em um dado instante t o segmento elástico é representado pela equação 2.10. Caso o corpo de prova não tenha sofrido deformação, pode ser representado pela equação 2.11 (13).

$$EL(t) = \{\sigma | \sigma_{ec}(t) < \sigma < \sigma_{et}(t)\} \quad (2.10)$$

$$EL(t = 0) = \{\sigma | -\sigma_y(t) < \sigma < \sigma_y\} \quad (2.11)$$

A plastificação influencia no aumento do segmento elástico, conforme mostrado na figura 21. De forma a facilitar a análise das plastificações, são introduzidas as variáveis X e Y definidas pelas equações 2.12 e figura 21.

$$X = \frac{\sigma_{et} + \sigma_{ec}}{2} \quad Y = \frac{\sigma_{et} - \sigma_{ec}}{2} \quad (2.12)$$

; Onde:

X – Variável da evolução do endurecimento cinemático

Y – Variável da evolução do endurecimento isotrópico

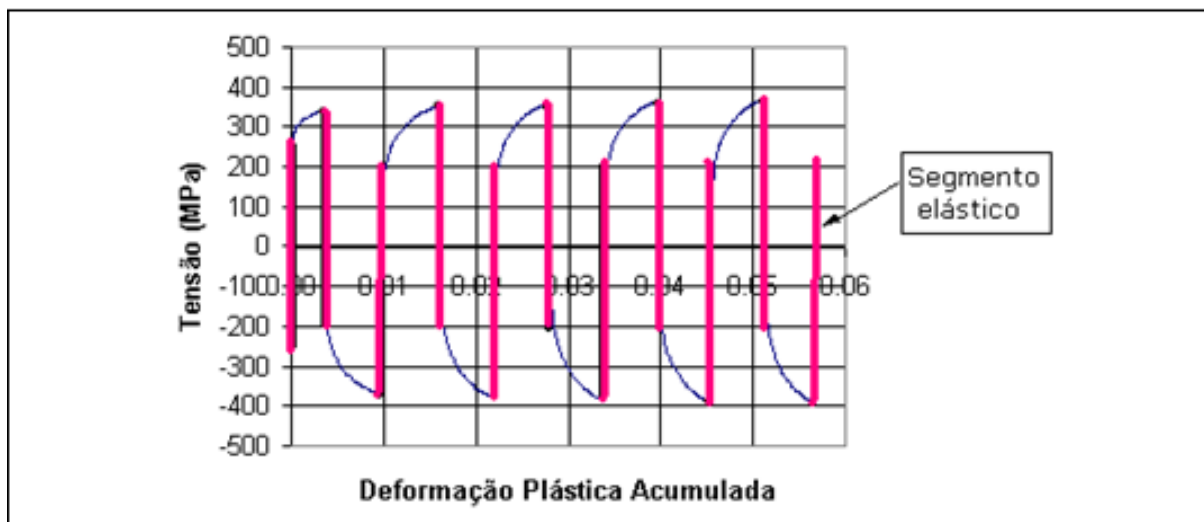


Figura 21 – Variações do segmento elástico (13).

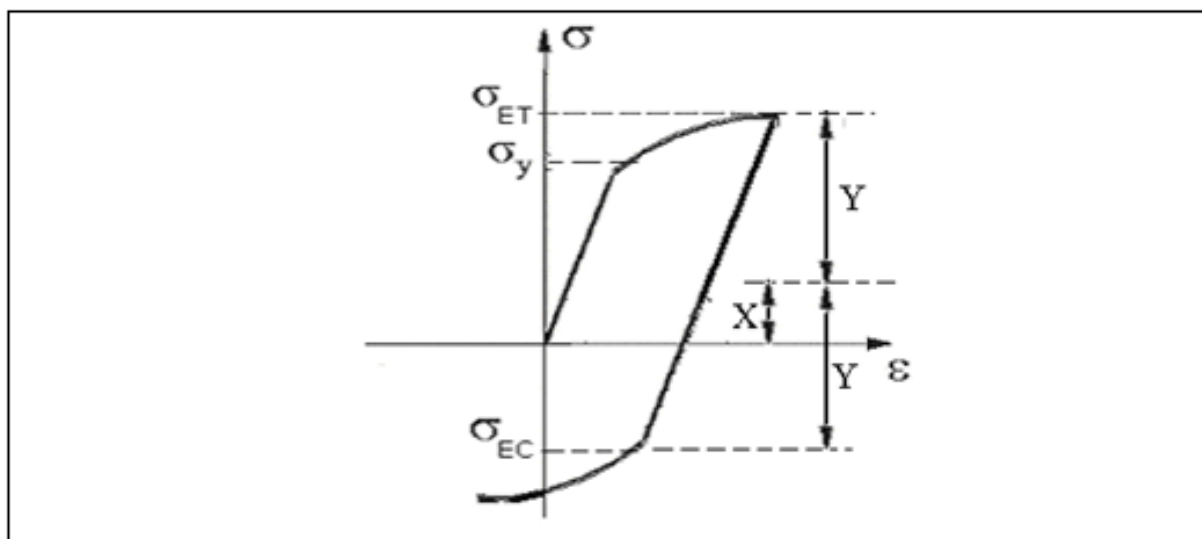


Figura 22 – Definição das variáveis X e Y (12).

Com o segmento elástico definido por $2Y$ e X definindo o centro deste, é possível expressar o seguimento elástico pela equação 2.13.

$$EL(t) = \{\sigma \mid |\sigma - X(t)| < Y(t)\} \quad (2.13)$$

Considerando uma temperatura constante, o endurecimento isotrópico depende apenas da deformação plástica acumulada p , que aumenta até atingir uma saturação, conforme apresentado nas figuras 23 e 24.

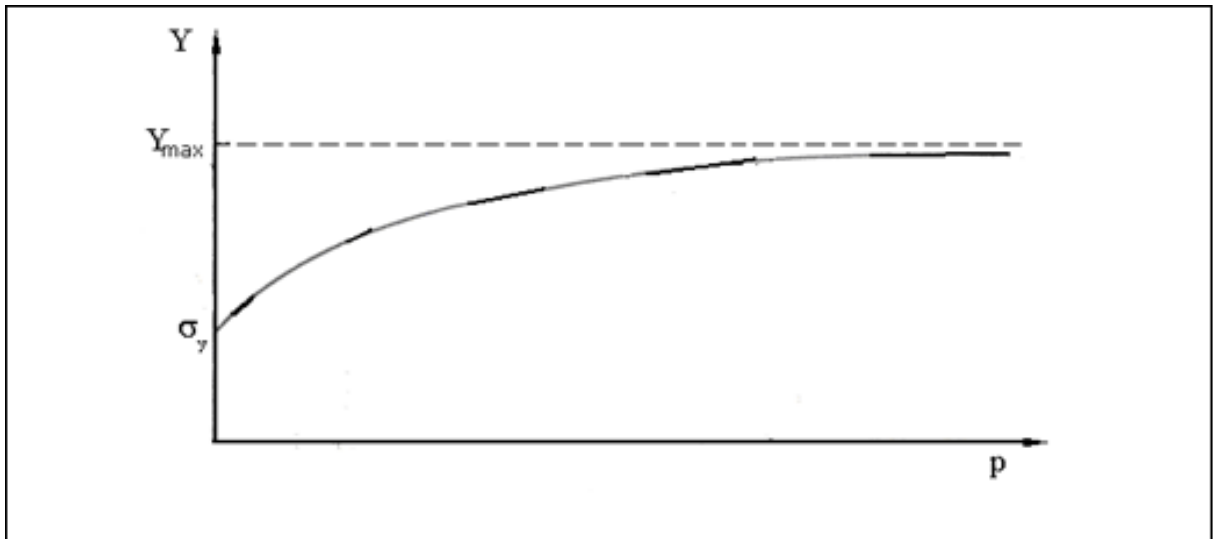


Figura 23 – Curva típica da evolução da variável de endurecimento isotrópico em função da deformação plástica acumulada à temperatura constante (13).

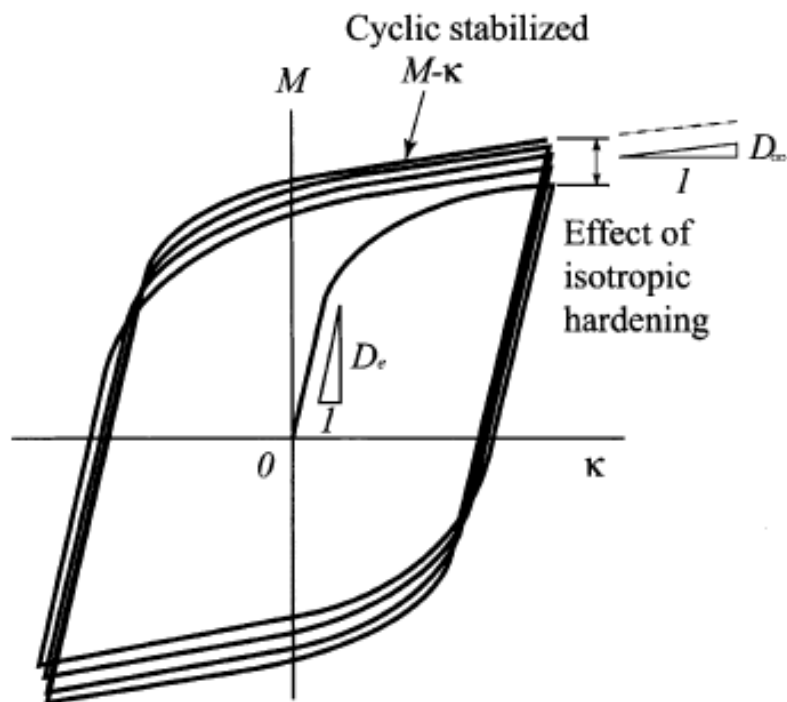


Figura 24 – Efeito do endurecimento Isotrópico (15).

Na figura 25 é ilustrada uma curva tensão x deformação plástica com o ciclo estabilizado para uma liga de alumínio ASTM 6351, sendo uma curva típica de ensaios cíclicos, onde é possível observar tensões máximas e mínimas e o efeito de Bauschinger.

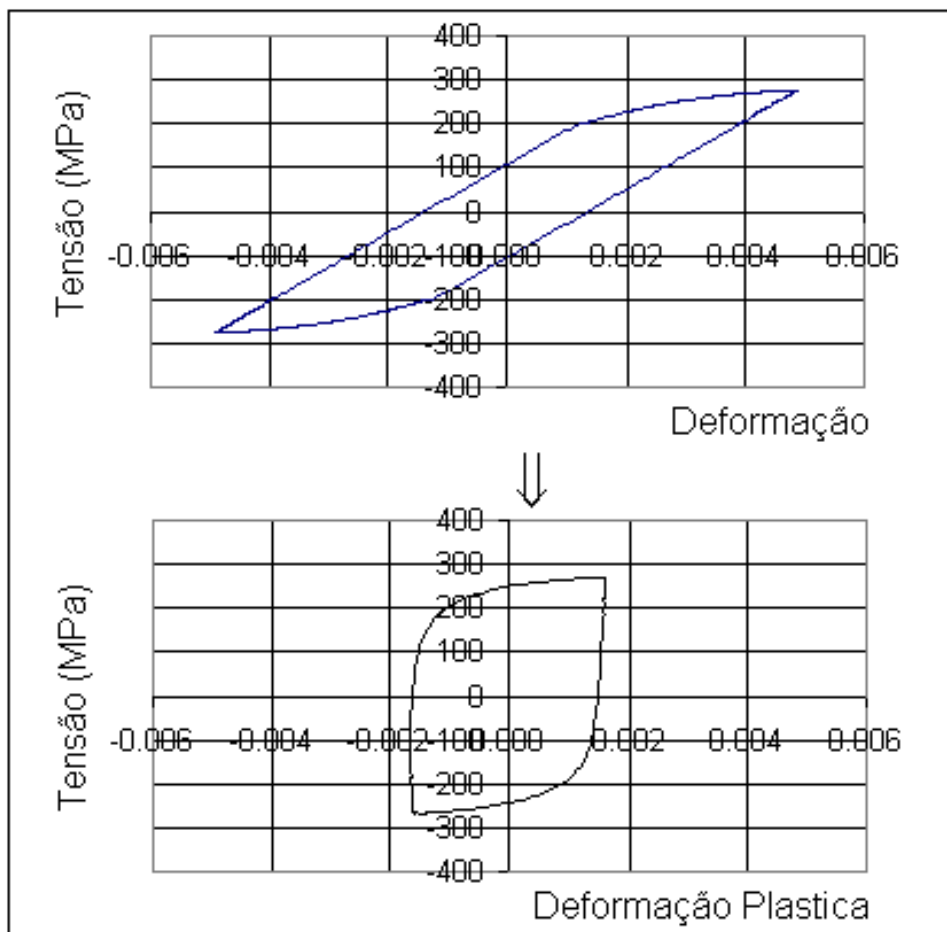


Figura 25 – curvas e para o ciclo estabilizado. Alumínio ASTM 6351. Amplitude do carregamento $\epsilon_0 = 0,005$ (13).

Outro cuidado a ser tomado nesta etapa é na percepção da flexão do corpo de prova, principalmente pelo escorregamento das garras. Isso resulta numa curva do ciclo estabilizado não simétrica, dando a impressão de que E varia a cada ciclo.

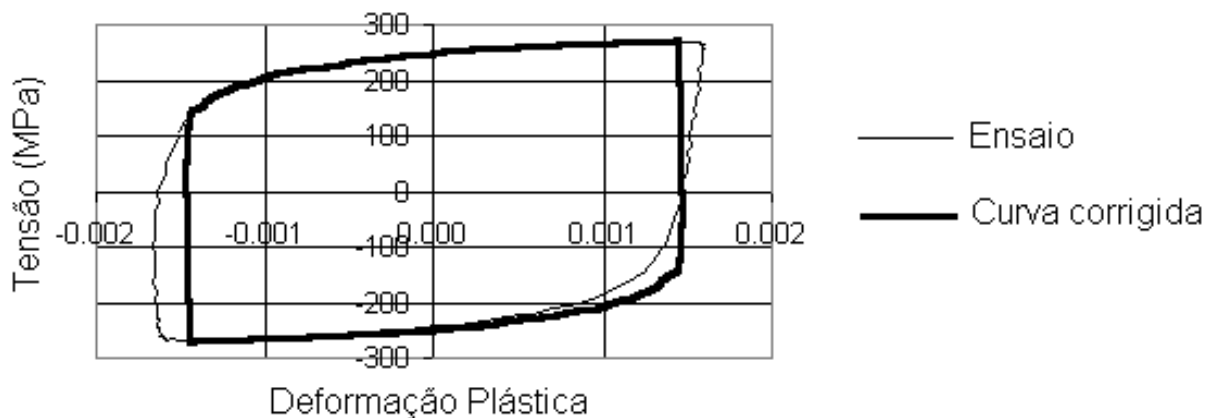


Figura 26 – Curvas experimental e corrigida para o ciclo estabilizado. Alumínio ASTM 6351. Amplitude do carregamento $\epsilon_0 = 0,005$ (18).

Tal consideração é realizada em ensaios monótonos. Caso contrário a variável X torna-se dependente da deformação plástica e da deformação plástica acumulada. Na figura 27 é representada uma curva típica desta evolução.

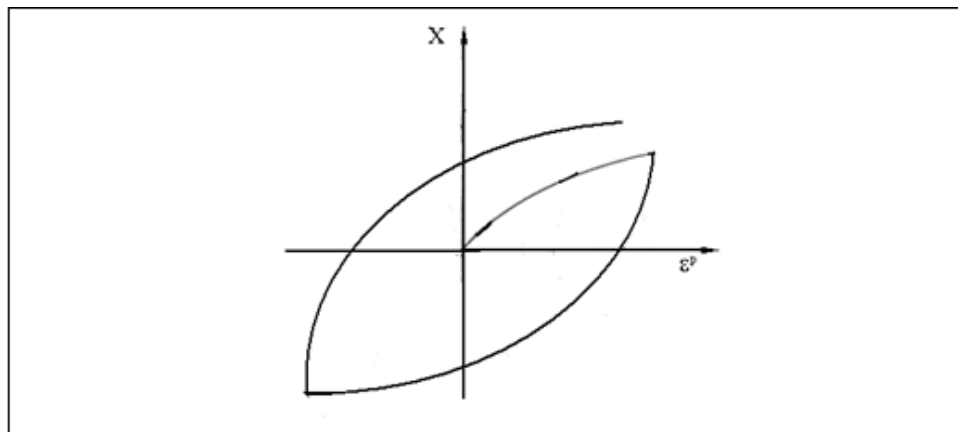


Figura 27 – Curva típica da evolução da variável de plastificação em função da deformação plástica num ensaio não monótono à temperatura constante (13).

Na grande maioria dos ensaios onde se consegue medir a deformação plástica, os endurecimentos cinemáticos e isotrópicos são notados de forma que duas situações podem ser apresentadas nos resultados, a saber, o amolecimento ou o endurecimento cíclico. Estas situações são melhores ilustradas na figura 31. Em caso de amolecimento cíclico, a amplitude de tensão diminui durante alguns ciclos em ensaios com a deformação determinada. Caso o controle seja feito pela tensão, a amplitude de deformação aumenta. O processo é inverso quando o material apresentar um comportamento de endurecimento cíclico (19).

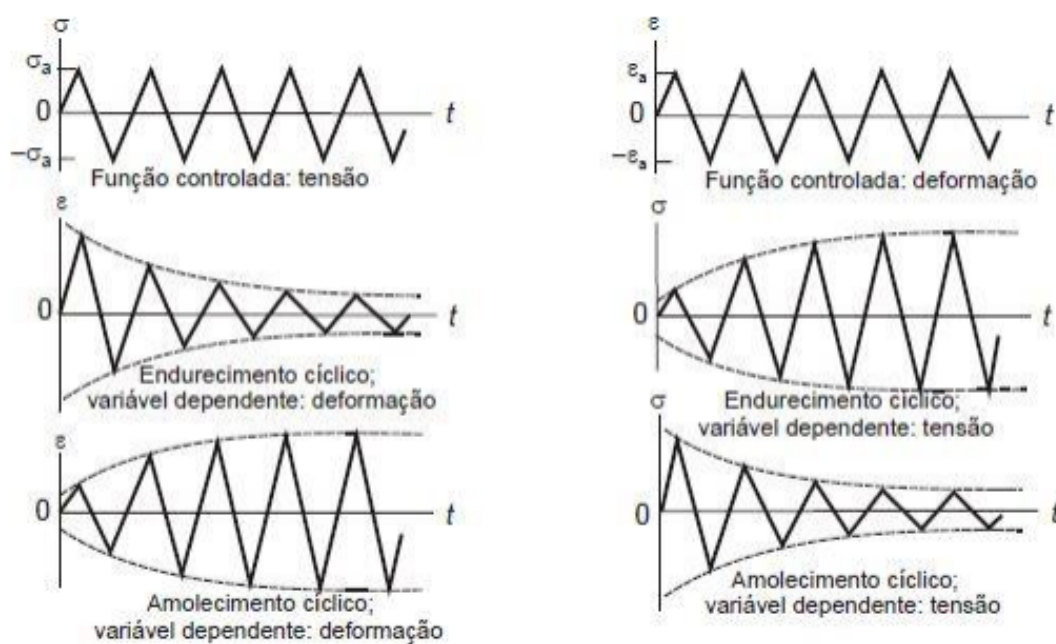


Figura 28 – Amolecimento e endurecimento Cíclico (19).

Após alguns ciclos apresentando amolecimento ou endurecimento cíclico, a curva X é estabilizada. A estabilização pode ser perfeitamente elástica ou plástica ou apresentar um laço de histerese. Após a estabilização, há a possibilidade do aparecimento de microfissuras. Caso um ensaio com forças determinadas não seja puramente alternado, pode acontecer de não aparecer a estabilização. Neste caso, a deformação plástica cíclica pode ser progressiva até a ruptura do corpo de prova (figuras 29, 30 e 31). Esse fato acontece devido à contribuição do aumento da deformação plástica e da deformação plástica acumulada (43).

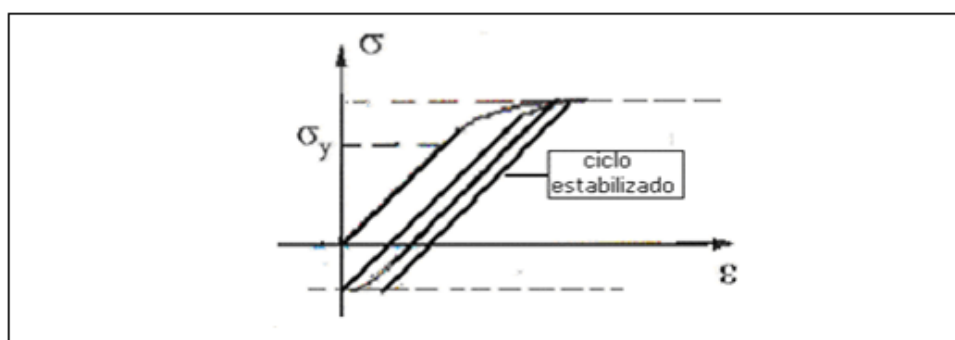


Figura 29 – Adaptação Elástica (12).

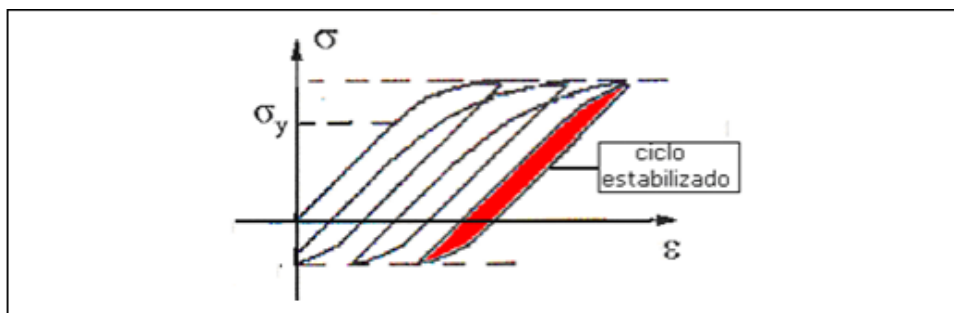


Figura 30 – Acomodação Plástica (12).

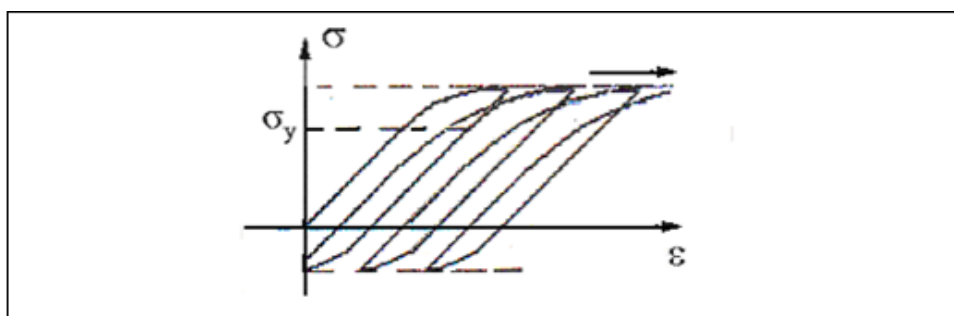


Figura 31 – Deformação Plástica Cíclica Progressiva (12).

2.4 Elastoplasticidade uniaxial

2.4.1 Apresentação das equações do modelo

Com base no capítulo anterior, MARQUIS(44) propôs as seguintes equações, capazes de representar o comportamento elastoplástico do material (45).

$$\sigma = E(\epsilon - \epsilon^p) \quad (2.14)$$

$$\dot{\epsilon}^p = p \cdot Sg; \epsilon^p(t = 0) = 0 \quad (2.15)$$

$$Sg = +1 \text{ se } \sigma - X \geq 0 \text{ ou } -1 \text{ se } \sigma - X \leq 0 \quad (2.16)$$

$$\dot{X} = a\dot{\epsilon}^p - bXp; X(t = 0) = 0 \quad (2.17)$$

$$\dot{Y} = v2(v1 + \sigma y - Y)\dot{p}; Y(t = 0) = \sigma y \quad (2.18)$$

$$F = |\sigma - X| - Y \leq 0 ; \dot{p} \geq 0 \quad p(t=0) = 0 \quad (2.19)$$

Onde:

σ - tensão

ϵ - deformação

ϵ_p - deformação plástica

p - deformação plástica acumulada

X - variável associada com o endurecimento cinemático

Y - variável associada com o endurecimento isotrópico

$E, \sigma_y, a, b, v_1, v_2$ - constantes características do material

E - módulo de Young σ_y - limite de elasticidade à tração para um material virgem

a, b - parâmetros que caracterizam o endurecimento cinemático

v_1, v_2 - parâmetros que caracterizam o endurecimento isotrópico

2.4.2 Identificação dos coeficientes

O objetivo dos tópicos que sucedem é apresentar modelos básicos para se obter os coeficientes $E, \sigma_y, a, b, v_1, v_2$ a partir da curva σ experimental obtida num ensaio cíclico com amplitude de deformação constantes. Todos os coeficientes podem ser obtidos a partir de um único ensaio cíclico com deformação perfeitamente determinada ($\epsilon_{\max} = -\epsilon_{\min} = \epsilon_0$) (18).

2.4.3 Identificação do módulo de elasticidade e tensão de escoamento

Considerando o primeiro quarto de ciclo do gráfico tensão x deformação é possível determinar o módulo de elasticidade (E) e a tensão de escoamento (σ_y).

Há diferentes caminhos para obter-se E e um deles é representado pela equação 2.20, onde é feita a determinação por mínimos quadrados, supondo que exista N pares experimentais ($i=1, N$) dentro da região elástica.

$$E = \frac{\sum^N(\sigma_i \epsilon_i)}{\sum^N(\epsilon_i)^2} \quad (2.20)$$

Onde:

E - módulo de elasticidade do material

σ_i - tensão no instante i

ϵ_i – deformação no instante i

A determinação dos pontos a serem estudados, dentro da região elástica, não é simples e pode levar a equívocos. Sendo assim, esse processo é realizado automaticamente, com o auxílio de um computador ou utilização de softwares. Uma sugestão conservativa para metais e ligas, simples de ser implementada em programas de computador, é considerar todos os pares (ϵ_i, σ_i) que tenham uma tensão σ_i 60% menor do que a máxima tensão medida σ_{max} (15).

Para obter σ_y , considera-se o ponto de intercessão entre a curva experimental e uma reta de inclinação E interceptando o ponto $\epsilon = \delta p$ (cuja equação é $\sigma = E(\epsilon - \delta p)$), ilustrado na figura 32. A determinação do ponto δp vai depender da precisão desejada. De modo geral, as literaturas clássicas e normas sugerem $\delta p = 0,002\%$, porém só é adequado o uso deste valor quando as deformações forem muito maiores do que $0,05\%$. Caso sejam menores que este valor é sugerido usar $\delta p = 0,0002\%$.

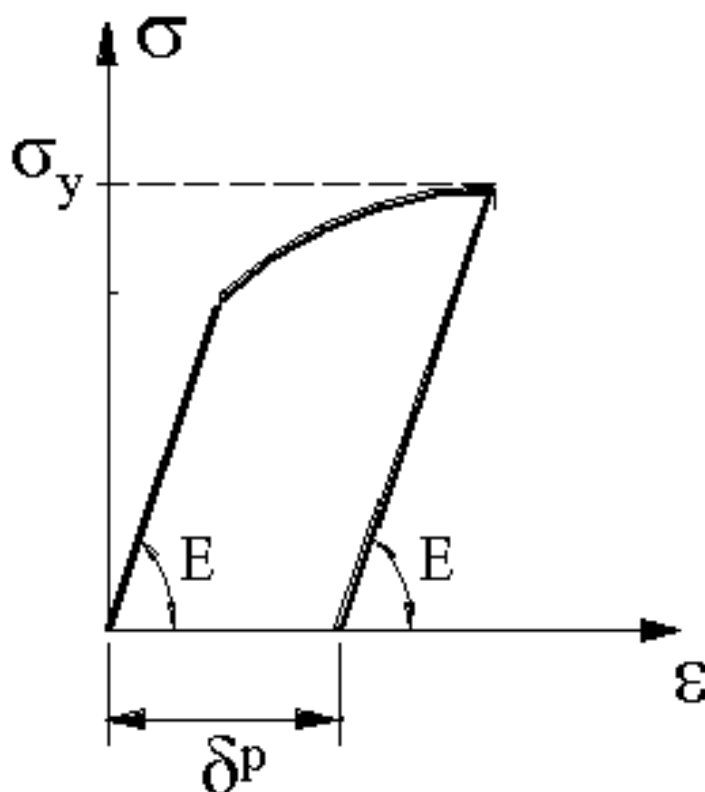


Figura 32 – Identificação experimental de σ_y (15).

2.4.4 Obtenção da curva tensão deformação plástica

A curva tensão x deformação plástica pode ser obtida uma vez que os valores de E e σ_y forem determinados. Será de extrema importância a obtenção desta curva para determinar os demais coeficientes.

A curva tensão x deformação plástica pode ser obtida através da curva tensão deformação, de acordo com a equação 2.21 (46).

$$\epsilon^p = \epsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (2.21)$$

Quando os coeficientes são identificados, experimentalmente, com o auxílio de um computador, é sugerido trabalhar com uma curva corrigida baseada na parte tratativa da curva.

2.4.5 Expressões analíticas para "X" e "Y"

Antes de determinar os coeficientes a e b é necessário determinar os valores de X e Y. As deformações plástica e plástica acumulada estão relacionadas segundo a equação 2.22.

$$\dot{p} = |\dot{\epsilon}^p| \quad (2.22)$$

Onde:

\dot{p} – deformação plástica acumulada

ϵ^p - deformação plástica

Enquanto que $\dot{\epsilon}^p \geq 0$ tem-se que a condição da equação (2.22) e a lei de evolução (2.18) para a variável X pode ser expressa da seguinte forma:

$$\dot{X} = a\dot{\epsilon}^p - bX\dot{\epsilon}^p \rightarrow \frac{dX}{d\epsilon^p} + bX = a, \text{ na tração} \quad (2.23)$$

Usando-se a condição de contorno $x(\epsilon^p = \epsilon_0^p) = X_0$, obtém-se a seguinte solução analítica para a equação (2.23):

$$\text{Tração: } \frac{dX}{d\epsilon^p} + bX = a \rightarrow X(\epsilon^p) = \frac{a}{b} + (X_0 - \frac{a}{b})e^{b(\epsilon_0^p - \epsilon^p)} \text{ se } x(\epsilon^p = \epsilon_0^p) = X_0 \quad (2.24)$$

Raciocinando de forma análoga à que foi feita para a tração, se $\dot{\epsilon}^p < 0$, a lei da evolução (2.18) para a variável X pode ser expressa da seguinte maneira:

$$\dot{X} = a\dot{\epsilon}^p + bX\dot{\epsilon}^p \rightarrow \frac{dX}{d\epsilon^p} - bX = a, \text{ na compressão} \quad (2.25)$$

Usando-se a condição de contorno $x(\epsilon_p = \epsilon_{p0}) = X_0$, obtém-se a seguinte expressão analítica

$$\text{Compressão: } \frac{dX}{d\epsilon^p} - bX = a \rightarrow X(\epsilon^p) = \frac{a}{b} + (X_0 - \frac{a}{b})e^{b(\epsilon_0^p - \epsilon^p)} \text{ se } x(\epsilon_p = \epsilon_0^p) = X_0 \quad (2.26)$$

A equação (2.22) também pode ser resolvida analiticamente, obtendo-se

$$Y = v1(1 - e^{(-v2p)}) + \sigma y \quad (2.27)$$

Das equações (2.17) e (2.18) tem-se que, se $p > 0 \rightarrow v > 0$ e $S_g = 1$ (ou seja, $\sigma - X \geq 0$). Logo, usando-se a equação (2.19) é possível verificar que, quando $\phi = 0 \rightarrow \sigma = X + Y$. Analogamente, se $p > 0 \rightarrow v > 0$ e $S_g = -1$ (ou seja, $\sigma - X \leq 0$). Neste caso, usando-se a equação (2.19) é possível verificar que, quando $\phi = 0 \rightarrow \sigma = X - Y$.

$$\begin{aligned} \text{Tração: } \sigma &= X + Y \\ \text{Compressão: } \sigma &= X - Y \end{aligned} \quad (2.28)$$

Logo, de (2.24), (2.27) e (2.28) segue que

$$\begin{aligned} \text{Tração: } \sigma &= \frac{a}{b} + (X_0 - \frac{a}{b})e^{b(\epsilon_0^p - \epsilon^p)} + v1(1 - e^{(-v2p)}) + \sigma y \\ \text{Compressão: } \sigma &= -\frac{a}{b} + (X_0 + \frac{a}{b})e^{b(\epsilon_0^p - \epsilon^p)} - v1(1 - e^{(-v2p)}) - \sigma y \end{aligned} \quad (2.29)$$

2.4.6 Obtenção da curva $X \times \epsilon^p$ no ciclo estabilizado

A curva $X \times \epsilon^p$ no ciclo estabilizado é fundamental para a obtenção dos coeficientes $v1$ e $v2$.

Por meio da equação (2.23), verifica-se que:

$$\lim_{p \rightarrow \infty} Y = v1 + \sigma y = Y_{max} \quad (2.30)$$

É razoável supor que, no ciclo estabilizado, $Y = Y_{max}$. O valor de Y_{max} é obtido da região elástica definida nas extremidades do ciclo estabilizado, conforme mostra a figura 33.

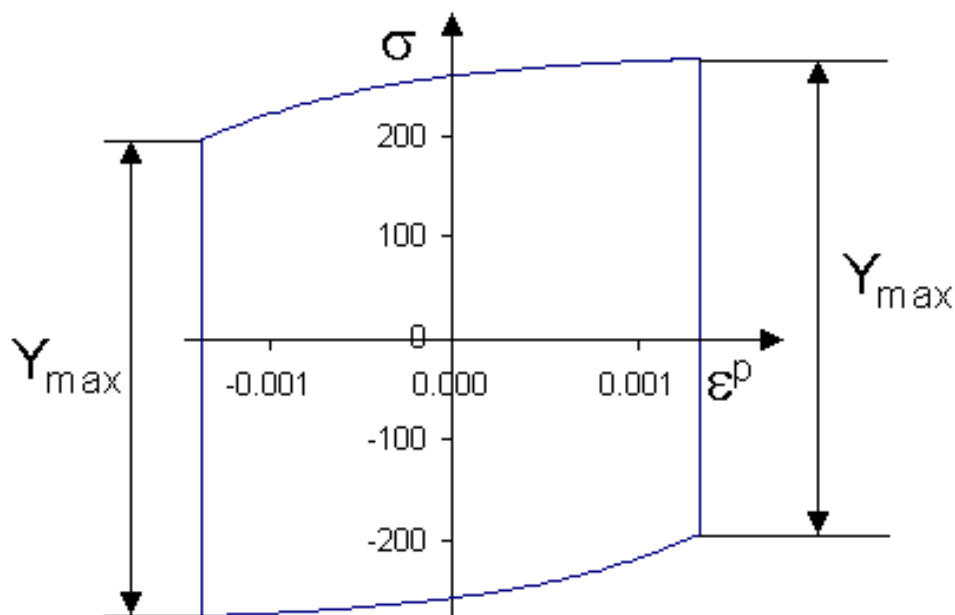


Figura 33 – Valor de Y obtido no ciclo estabilizado (13).

É importante observar que, em ensaios que apresentam problemas causados por flexão do CP, devido a um desalinhamento das garras, o valor Y_{max} pode ser menor do que σ_y . Nestes casos sugere-se considerar que não há endurecimento isotrópico e adotar o valor Y_{max} para a tensão de escoamento σ_y .

$$\text{Se } Y_{max} < \sigma_y \rightarrow \dot{Y}(t) = 0 \forall t \rightarrow Y = y_{max} \forall t \text{ e } \sigma_y = Y_{max} \quad (2.31)$$

Da equação (2.31) obtém-se que, no ciclo estabilizado

$$X = \sigma - Y_{max}, \text{ na tração } X = \sigma + Y_{max}, \text{ na compressão} \quad (2.32)$$

Logo, usando-se (2.23), a curva X x ϵ^p no ciclo estabilizado pode ser facilmente obtida

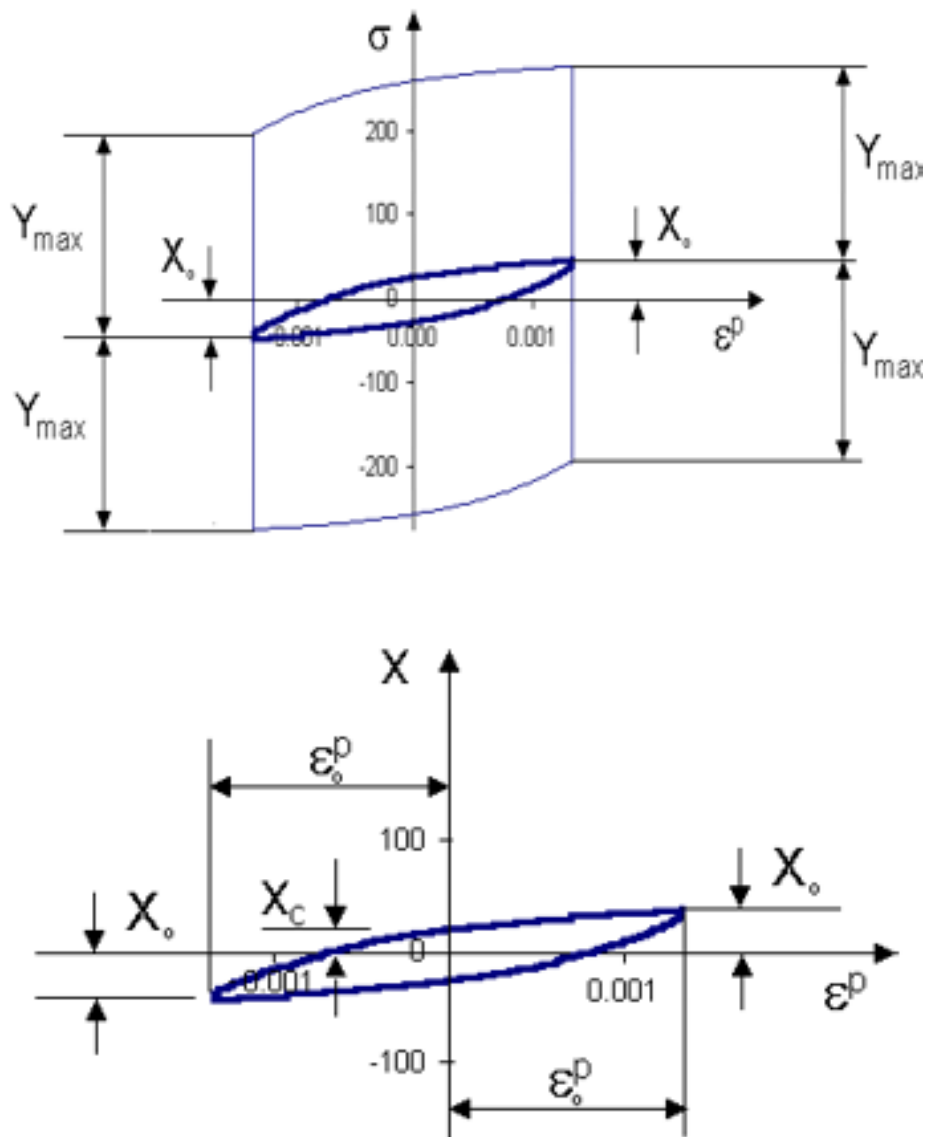


Figura 34 – Curva curva X x ϵ^p no ciclo estabilizado (13).

2.4.7 Identificação de “a” e “b”

Os valores de a e de b podem ser obtidos a partir da curva X x ϵ^p no ciclo estabilizado. Usando-se a expressão (2.24) é possível identificar a e b usando-se a técnica de mínimos quadrados. No entanto, o procedimento numérico não é incondicionalmente convergente, sendo fortemente dependente de uma estimativa inicial dos parâmetros a e b. Para simplificar esta identificação, obtendo-se um procedimento incondicionalmente convergente, considera-se os pontos $A = (X_0, \epsilon_0^p)$, $B = (X_c, 0)$ e $C = (-X_0, -\epsilon_0^p)$ mostrados na figura 35. De (2.24) obtém-se as seguintes expressões:

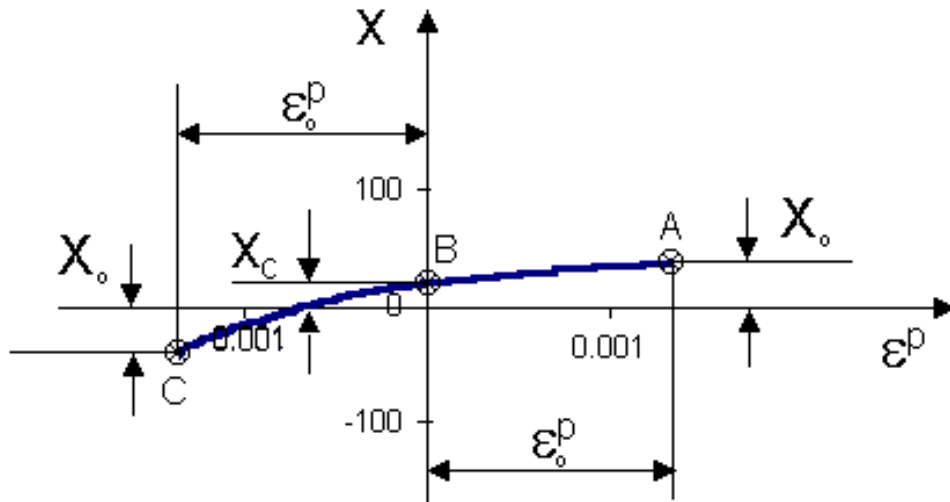


Figura 35 – Pontos usados na identificação experimental de v_1 e de v_2 (13).

$$\begin{aligned}
 X_0 &= \frac{a}{b} + (X_c - \frac{a}{b})e^{-b\epsilon_0^p} \\
 X_c &= \frac{a}{b} + (-X_0 - \frac{a}{b})e^{-b\epsilon_0^p} \\
 -X_0 &= \frac{a}{b} + (X_c - \frac{a}{b})e^{b\epsilon_0^p} \\
 X_c &= \frac{a}{b} + (X_0 - \frac{a}{b})e^{b\epsilon_0^p}
 \end{aligned} \tag{2.33}$$

Combinando-as, é possível obter a seguinte relação:

$$(X_0 - X_c)e^{b\epsilon_0^p} + (X_0 + X_c)e^{-b\epsilon_0^p} = 2X_0 \tag{2.34}$$

O valor de b pode ser obtido encontrando-se a raiz da função

$$\phi(b) = (X_0 - X_c)e^{b\epsilon_0^p} + (X_0 + X_c)e^{-b\epsilon_0^p} - 2X_0 \tag{2.35}$$

Esta raiz pode ser obtida numericamente usando-se procedimentos incondicionalmente convergentes (Regula - Falsi, Bisseção, etc.).

O valor de a é obtido usando-se alguma das relações apresentadas em (2.35). Como pequenas variações são possíveis, dependendo da expressão escolhida, sugere-se usar a média aritmética dos valores obtidos em cada uma delas.

2.4.8 Identificação de "v1" e "v2"

Após a obtenção de E , σ_y , a e b , obtém-se v_1 e v_2 a partir da curva Y x ϵ^p no primeiro quarto de ciclo. Da equação (2.29) tem-se que Y é dado pelas seguintes relações

no primeiro quarto de ciclo.

$$Y = \sigma - \frac{a}{b}[1 - e^{-be^p}] - \sigma y \quad (2.36)$$

$$Y = v1(1 - e^{(-v2\epsilon^p)}) \quad (2.37)$$

A curva Y x ϵ^p é obtida a partir da curva σ x ϵ^p usando-se a equação (2.36) e os valores de $v1$ e de $v2$ podem ser identificados ajustando-se a equação (2.37) à curva experimental. Este ajuste é feito usando-se a técnica de mínimos quadrados.

No trabalho de MATTOS e FILHO(18), foi obtido curvas de ensaios cíclicos para ligas de alumínio com duas composições químicas diferentes, tabela 2. E em sequência, pelo método de Chaboche descrito neste capítulo, obteve os coeficientes elastoplasticos, tabela 3.

Tabela 2 – Composição química de duas ligas de alumínio avaliadas em ensaios cíclicos (18)

	Mg	Si	Cr	Fe	Cu	Zn	Mn	Al
Al.	1,21	1,63	ND	0,41	6,89	ND	0,92	88,94
Al.	0,72	0,49	0,04	0,25	4,07	0,07	0,60	93,76

Tabela 3 – Propriedades extraídas das curvas de ensaio cíclicos de duas ligas de alumínio estudadas (18)

	E(MPa)	$\sigma(MPa)0,02\%$	a(MPa)	b	v1(MPa)	v2
Al. 1	83,520	375	99,924	584	0	0
Al. 2	70,000	264	26,600	326	11	2278

O valor de $V1$ e $V2$ para a primeira liga foi de 0, isso porque houve apenas endurecimento cinemático envolvido, até a estabilização do ciclo.

3 MATERIAL E MÉTODOS

O esquema apresentado na figura 36 ilustra os passos em que este trabalho foi organizado.

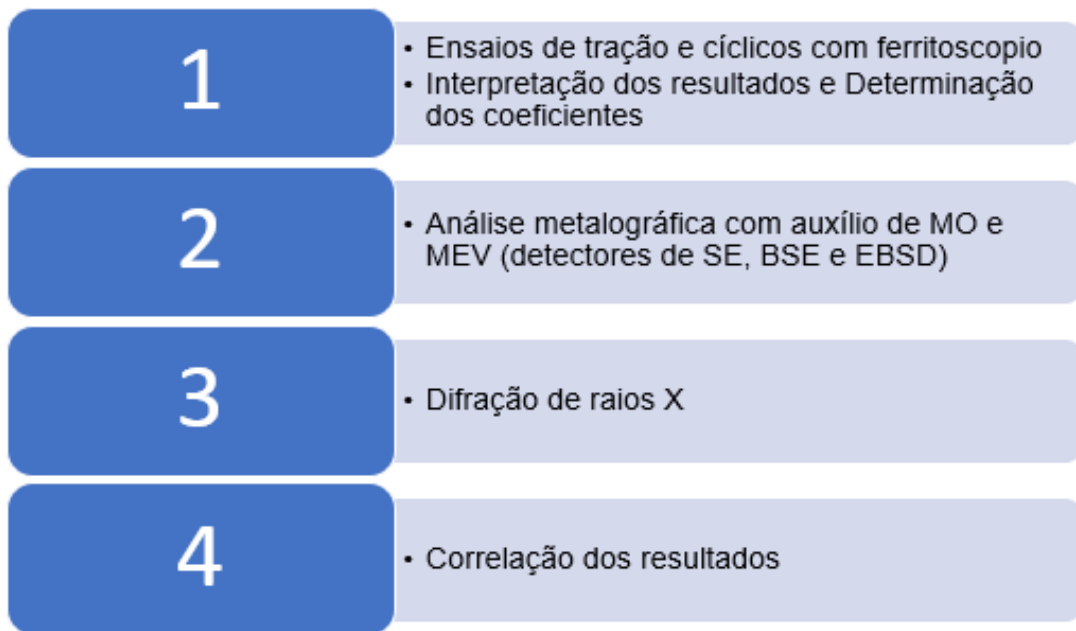


Figura 36 – Etapas da elaboração do trabalho.

3.1 Material a ser estudado

O material estudado, aço inoxidável ASTM 316, foi fornecido pela empresa VILARES METALS, e tem sua composição (em % de massa) listada na tabela 4.

Tabela 4 – Composição química do aço inoxidável 316 adotado neste trabalho

Ele.	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Ni	Cu	N
%p	0,018	0,33	1,44	0,035	0,025	0,09	17,0	10,16	0,25	0,064

3.2 Corpo de prova

Os corpos de prova utilizados para os ensaios cíclicos em aços obedecem às especificações da norma americana ASTM E606-92/98. Na figura 37 são apresentadas as dimensões e características dos corpos de prova.

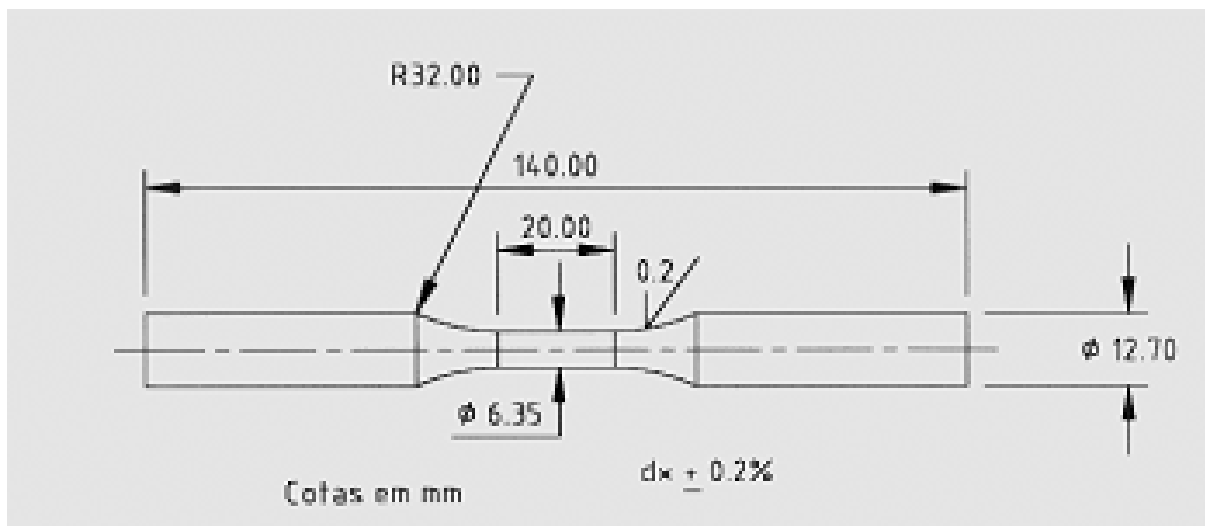


Figura 37 – Geometria dos corpos de prova (20).

Os Corpos de Prova foram extraídos na direção transversal (DT) a direção de laminação (DL) da chapa "Como Recebido" do material ASTM 316.

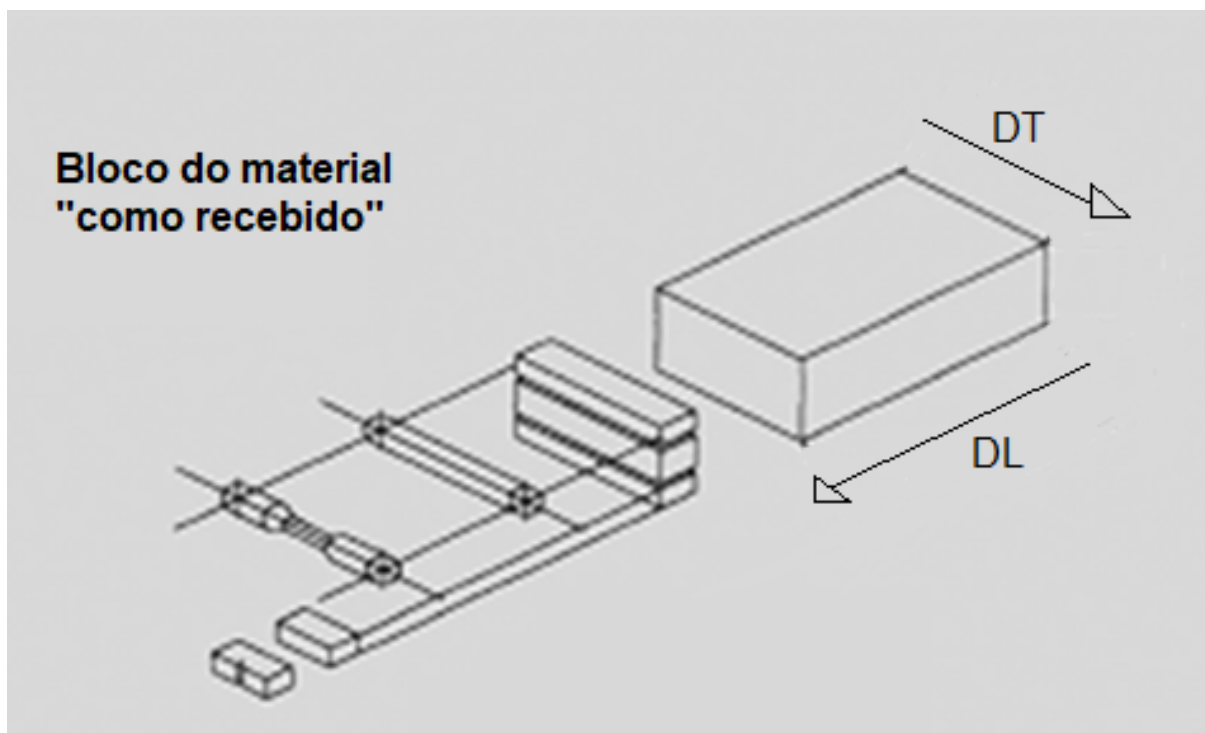


Figura 38 – Direção de retirada dos corpos de prova em relação as direções de processamento da chapa (DT e DL) (20).

Todos os Corpos de Prova após serem usinados tiveram sua superfície da região útil de deformação submetida ao lixamento manual com a seguinte sequência de lixas

320, 400 e 600 mesh, visando melhorar o acabamento e eliminar marcas mais grosseiras de usinagem.



Figura 39 – Corpos de provas utilizados neste trabalho para os ensaios de tração e cíclicos.

3.3 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado em um corpo de prova com dimensões semelhantes as apresentadas na figura 37, o ensaio foi realizado com a utilização de extensômetro Dynastrain e pressão nas garras de 5 MPa. A máquina utilizada no ensaio é servo-hidráulica Shimadzu Servopulser com capacidade de força em sentido axial de aproximadamente 100kN e deslocamento máximo de 250 mm, encontra-se instalada em um dos laboratórios da Universidade Federal Fluminense campus Praia Vermelha – Niterói / RJ. O ensaio teve como objetivo extrair o módulo de elasticidade e definir a tensão de escoamento, esta última que é importante para estipular os parâmetros do ensaio cíclico, de forma a atingir a região plástica do material durante o ensaio.

3.4 Parâmetros para o ensaio cíclico

Os parâmetros utilizados para o ensaio cíclico são indicados a seguir;

Ensaio 1

Quantidade de ciclos: Até estabilizar (5 ciclos)

Forças máxima e mínima: 14 kN a -14 kN

Tipo de onda esperada: Senoidal

Tipo de ensaio: Tração e Compressão

Frequência: 0,01 Hz

Ensaio 2

Quantidade de ciclos: 10

Forças máxima e mínima: 14 kN a -14 kN

Tipo de onda esperada: Senoidal

Tipo de ensaio: Tração e Compressão

Frequência: 0,01 Hz

Ensaio 3

Quantidade de ciclos: 15

Forças máxima e mínima: 14 kN a -14 kN

Tipo de onda esperada: Senoidal

Tipo de ensaio: Tração e Compressão

Frequência: 0,01 Hz

Ensaio 4

Quantidade de ciclos: 220 (Corpo de prova rompido)

Forças máxima e mínima: 14 kN a -14 kN

Tipo de onda esperada: Senoidal

Tipo de ensaio: Tração e Compressão

Frequência: 0,075 Hz (a frequência para este ensaio foi alterada com a finalidade de reduzir o tempo de ensaio, porém a mudança não é suficiente para mudar as propriedades do material uma vez que esta frequência não provocou um aquecimento no CP ou flambagem)

O equipamento para o ensaio cíclico utilizado foi uma máquina servo-hidráulica Shimadzu Servopulser com capacidade de força em sentido axial de aproximadamente 100 kN e deslocamento máximo de 250 mm. Este equipamento se encontra instalado em um dos laboratórios da Universidade Federal Fluminense campus Praia Vermelha – Niterói / RJ.



Figura 40 – Máquina de ensaio servohidráulica Shimadzu utilizado no presente estudo.

A fixação do corpo de prova na máquina foi feita por garras de pressão. O posicionamento das garras foi feito distante do centro do corpo de prova, a fim de garantir um estado plano de tensões no seu comprimento útil.



Figura 41 – Corpo de prova fixado.

Os ensaios cíclicos foram acompanhados com uso de um ferritoscopio da marca Fisher Tecnologia FMP30, aparelho capaz de medir, por indução magnética, a porcentagem

de fases ferromagnéticas. Uma vez que a austenita e a martensita ϵ são paramagnéticas e a martensita α' é ferromagnética, a detecção em porcentagem é da martensita α' transformada durante o ensaio. Nas figuras 42 e 43 são mostrados o corpo de prova fixado na máquina servohidráulico para o ensaio cíclico e com ferritoscópio fixado a superfície deste.

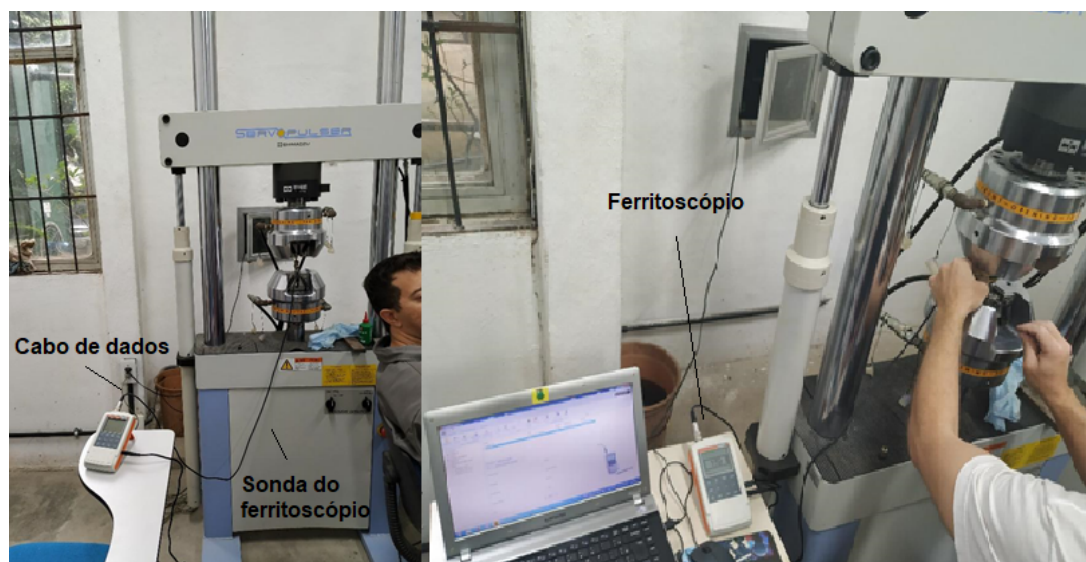


Figura 42 – Ferritoscopia fixado ao corpo de prova do ensaio cíclico deste estudo.



Figura 43 – Esquema de fixação do ferritoscopia na superfície do corpo de prova de ensaio cíclico.

3.5 Análise metalográfica e por EBSD

Para análise metalográfica, via Microscopia óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foram retiradas amostras do material como recebido para comparação com amostras do material após os ensaios cíclicos. A superfície de análise corresponde ao corte na direção transversal de laminação, o qual nas amostras extraídas dos ensaios cíclicos refere-se ao eixo longitudinal de aplicação da carga, conforme ilustrado na figura 44.

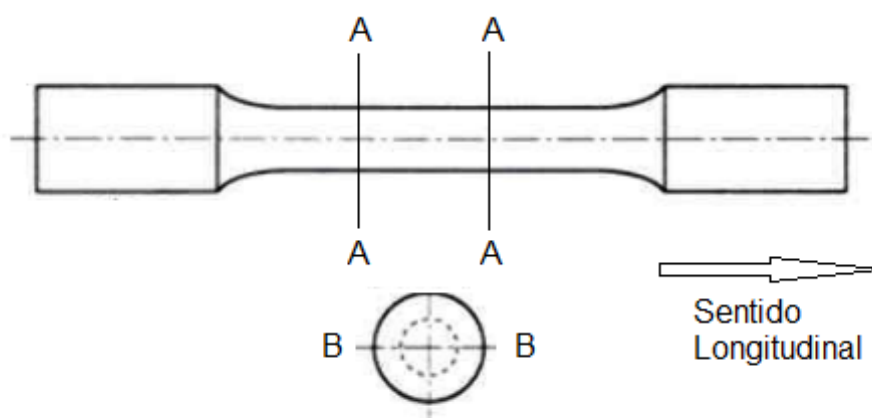


Figura 44 – Orientação de retirada das amostras com os cortes AA e BB (21).

As amostras foram embutidas, lixadas, polidas e atacadas quimicamente conforme descrito na norma ASTM E3 – 11/2017. As amostras foram analisadas com a finalidade de identificar mudança nas fases presentes e morfologia dos grãos do material como recebido e após ensaios cíclicos.

Os requisitos utilizados na análise metalográfica são descritos a seguir;

Embutimento das amostras: Resina acrílica de cura a frio
Granulometrias das Lixas: 220, 320, 500, 600, 1200 e 2000 mesh
Polimento mecânico: Solução aquosa de Alumina de 1 e 0,3 μm
Polimento eletrolítico: 20% ácido Perclórico em álcool etílico P.A. em 15V por 15s a temperatura ambiente
Ataque eletrolítico utilizado: 10% ácido oxálico em água destilada em 15V por 10s a temperatura ambiente

Condução das análises:

- Amostras somente polidas eletroliticamente foram destinadas para as análises no MEV com uso em especial do detector de elétrons retroespalhados (EBSD) a fim de observar as formações das martensita ϵ (HC) e α' (CCC) e como estas se distribuem no interior do grão de austenita γ (CFC), na amostra retirada do corpo de prova ensaiado a 10 ciclos para análise em comparação a condição como recebida totalmente austenítica.

- Amostras atacadas eletroliticamente forma destinadas para as análises de microestrutura no MO, para baixos aumentos e no MEV, com o auxílio do detector de elétrons secundários para maiores aumentos, com intuito de observar o aspecto microestrutural (grãos austeníticos e suas maclas de recozimento, morfológicos das martensita ϵ e α') das amostras analisadas em função dos números de ciclos selecionados (5, 10, 15 e 220 ciclos) em relação a condição como recebida.

As condições para análise no MEV foram com uso de detectores de:

- Elétrons secundários: 10 kV de tensão de aceleração, 5 de abertura, 4,5 de spot size, e aproximadamente 11,9 mm de distância de trabalho;

- EBSD: 25 kV de tensão de aceleração, 6 de abertura, 5,5 de spot size e aproximadamente 20,0 mm de distância de trabalho, 70,0 de inclinação da amostra, 10 de inclinação do detector, 160x120 de resolução da câmera, 1 de frame para aquisição, 25 ms de tempo de exposição, 96 de ganho e 0,1 de contraste da câmera, e por fins parâmetros de rede para as estruturas CFC ($a=3,639 \text{ \AA}$).

3.6 Difração de raio X

A preparação da amostra seguiu os mesmos procedimentos das amostras para análise metalográfica, em particularmente EBSD, somente polida eletroliticamente, como citado na seção 3.6. A análise foi conduzida nas amostras nos distintos números de ciclos selecionados (5, 10, 15 e 220) para análise, em comparação a condição como recebida totalmente austenítica, como objetivo de verificar a formação da martensita ϵ em conjunto ou não com martensita α' para as condições de baixo ciclos, e se foi possível detectar um incremento da fração de α' em detrimento do consumo de ϵ e da austenita γ com aumento do número de ciclos.

Para identificação e quantificação das fases, nas amostras como recebida e ensaiadas a 5, 10, 15 e 220 ciclos, foi utilizado o difratômetro de Raios-X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, com fonte de cobre ($\text{Co-K}\alpha$, radiação de $\lambda=1,78901 \text{ \AA}$), faixa de varredura de 45 a 130, tamanho do passo de 0,020, voltagem do tubo 40 kV. Instalado no laboratório de difração de Raios X do Instituto Militar de Engenharia (IME).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado para determinar o limite de escoamento, necessário para a determinação dos parâmetros do ensaio cíclico, de forma a ultrapassar este limite e atingir a região de deformação plástica. Na figura 45 é apresentado o resultado do ensaio. O limite foi determinado utilizando-se do critério de 0,02 % de deformação, como apresentado na figura. O valor de tensão de escoamento encontrado foi de 365,77 MPa. O módulo de elasticidade de 195 GPa foi determinado pela Lei de Hooke adotando um ponto abaixo da tensão de escoamento, as medidas de deformação foram coletadas pelo uso do extensômetro durante o ensaio, $\sigma = 309,46 \text{ MPa}$ $\epsilon = 1,587\text{E-}3\%$ (47).

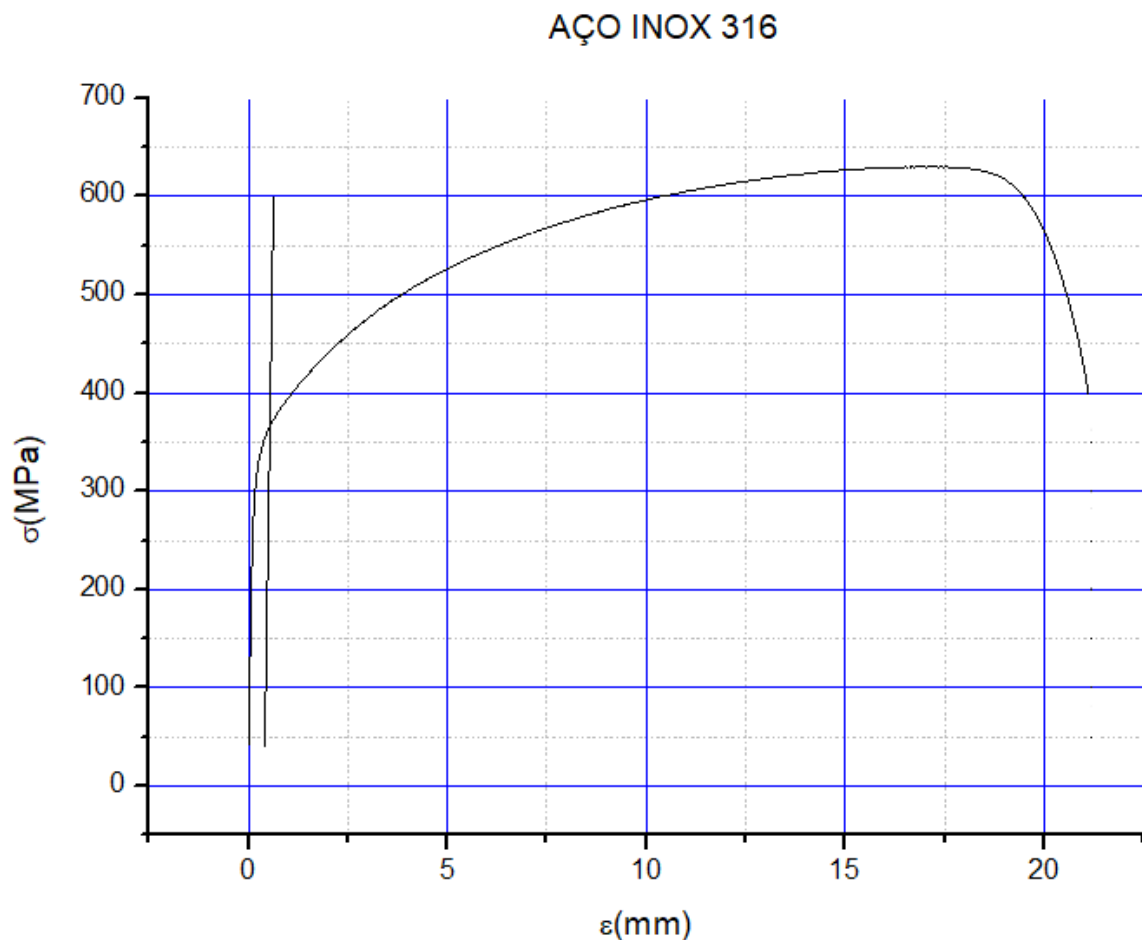


Figura 45 – Curva tensão x deformação para o aço inoxidável 316 em estudo.

Na figura 46 é apresentada a superfície de fratura do corpo de prova ensaiado em condição de tração uniaxial. O CP rompeu com aspecto taça e cone característico de um material dúctil.

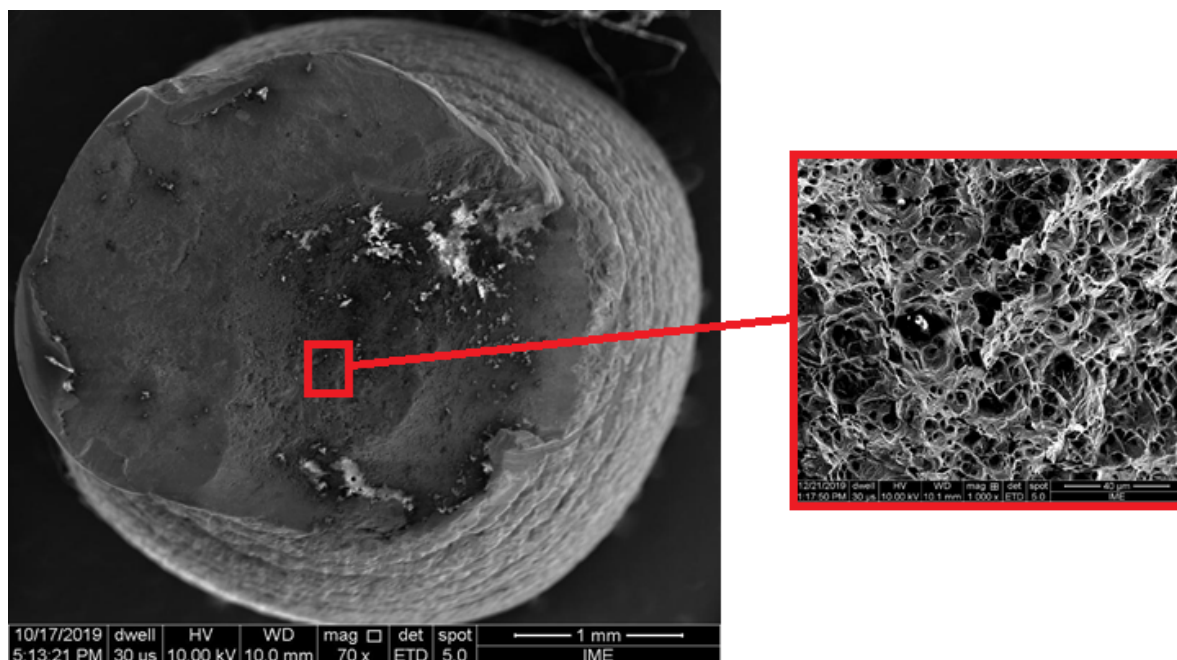


Figura 46 – Aspecto de fratura a tração.

4.2 Caracterização do material como recebido

Para o material como recebido foram extraídas amostras para realização dos ensaios de difração de raios X, ferritoscopia, caracterização microestrutural por Microscopia Ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EBSD. Para o ensaio de ferritoscopia não foi encontrado valor algum, indicando que o material nesta condição apresentou apenas a fase austenita em sua microestrutura. O que foi confirmado pelos demais ensaios. Na figura 47 é apresentado o difratograma do material como recebido, onde é possível verificar apenas picos característicos da austenita.

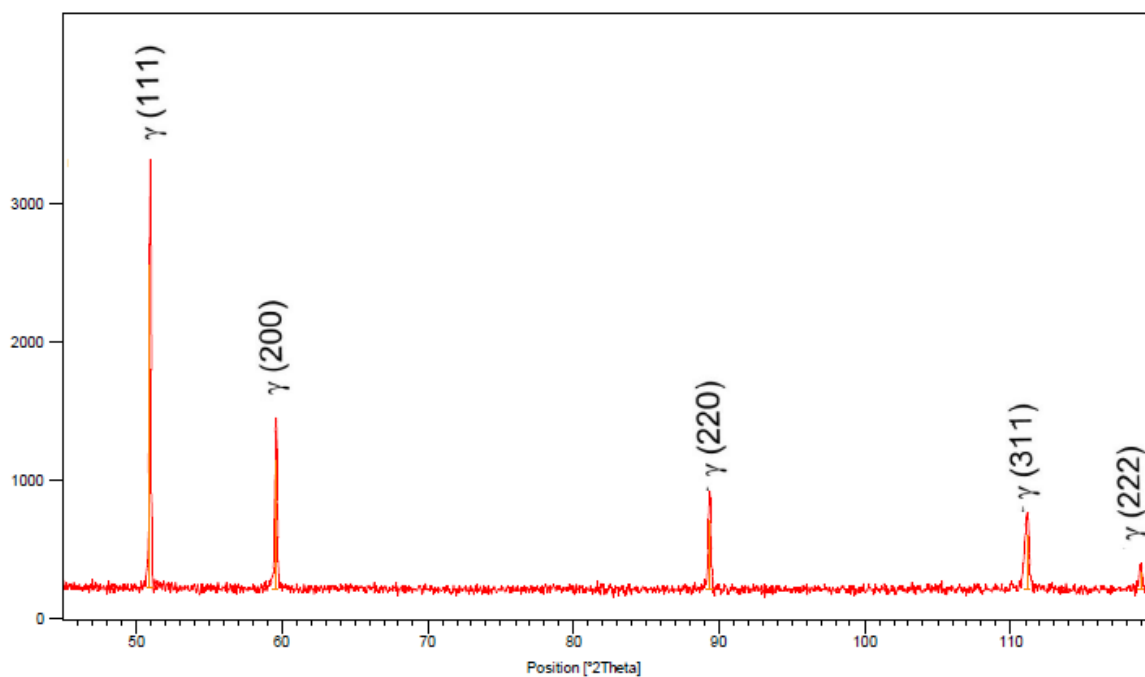


Figura 47 – Difratoograma do material como recebido em estudo.

Na figura 48 são mostradas as fotomicrografias obtidas pelas técnicas de MO, MEV e EBSD.

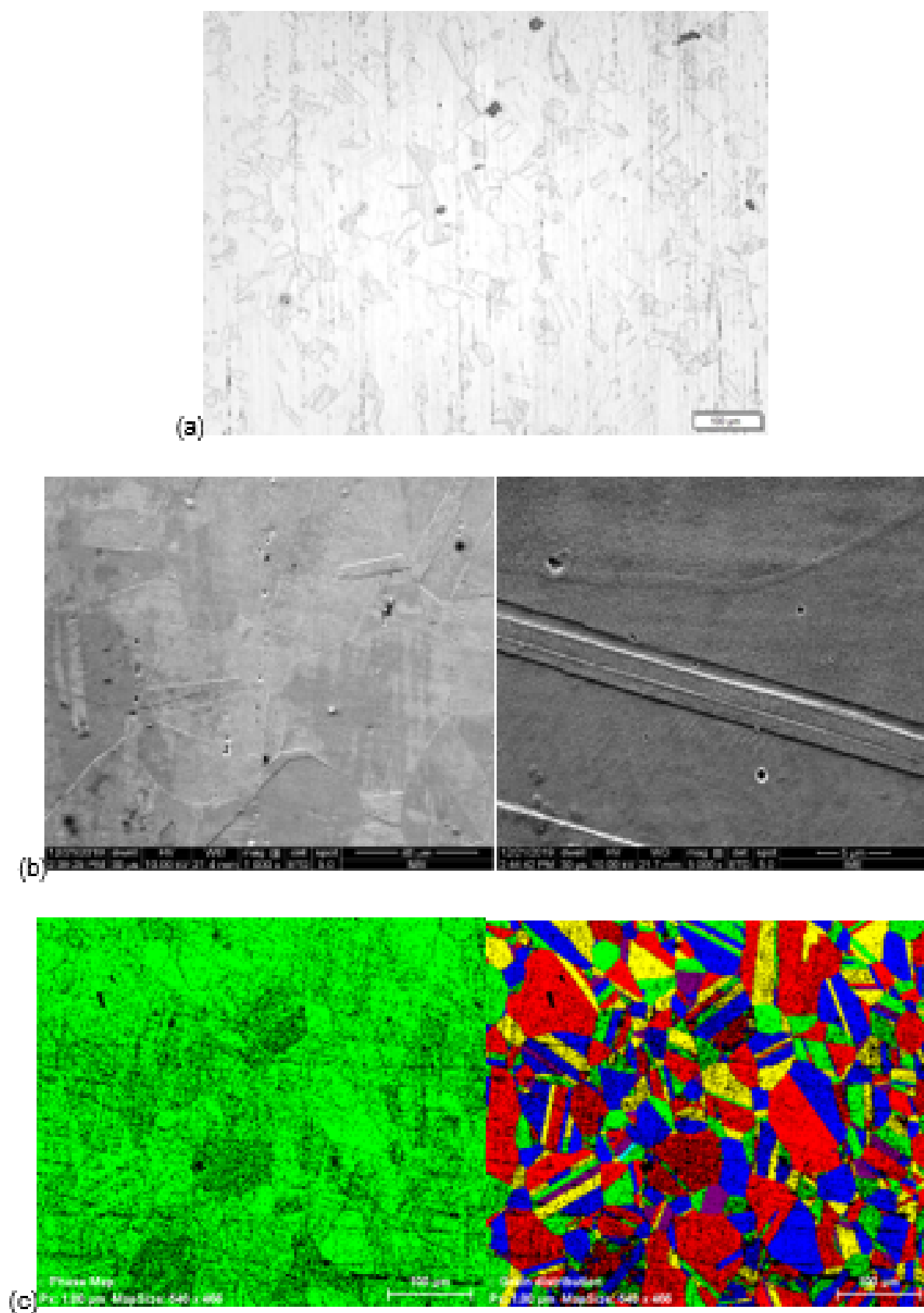


Figura 48 – Caracterização microestrutural via MO (a), MEV (b) e EBSD (c), mapa de fases e mapa de grãos (c) para o material como recebido em estudo.

Conforme apresentado na figura 48 o material como recebido é composto por grãos poligonais com maclas, característicos da microestrutura austenita processada termomecanicamente e recristalizada (48).

4.3 Caracterização do material ensaiado ciclicamente

Para o material ensaiado ciclicamente, 5, 10, 15 e 220 ciclos, foram retiradas amostras para realização dos ensaios de difração de raios X, ferritoscopia, caracterização microestrutural por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) (10 e 15 ciclos) e EBSD (10 ciclos).

- 5 Ciclos

O valor médio encontrado pelo ensaio de ferritoscopia no material ensaiado a 5 ciclos foi de 0,34 % de fase ferromagnética, é um indicativo da presença da martensita α' (alpha linha). No difratograma obtido pela técnica de difração de raios X (figura 49), é possível a identificação apenas dos picos característicos da austenita.

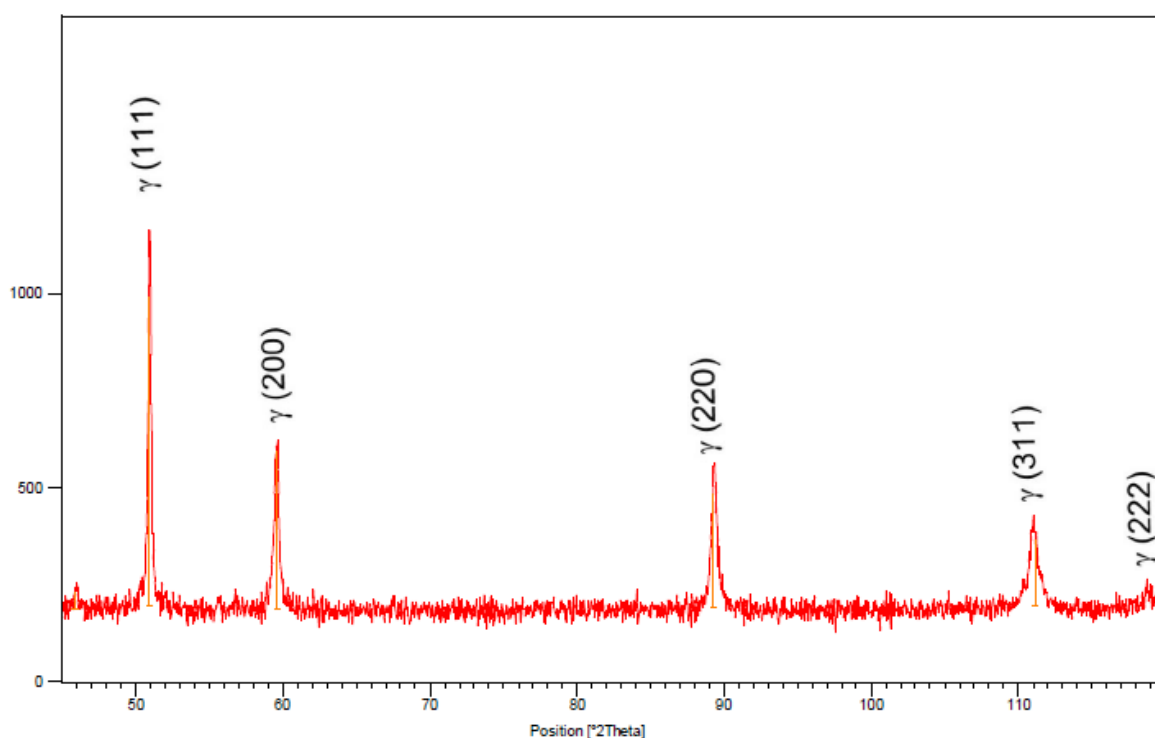


Figura 49 – Difratograma do material com 5 ciclos em estudo.

Na figura 50 mostradas as fotomicrografias obtidas por MO onde é possível a observação da formação da martensita ϵ e α' nas bordas da amostra, no centro apenas

grãos com maclas de austenita. O que justifica a não detecção da martensita no ensaio de difração de raios X. Esta formação nas bordas pode ter sido ocasionada por uma leve flambagem no CP o que cria um estado de tração em uma borda e compressão na outra formando uma linha neutra de tensão ao centro, que se inverte a cada ciclo durante o carregamento em tração e compressão.

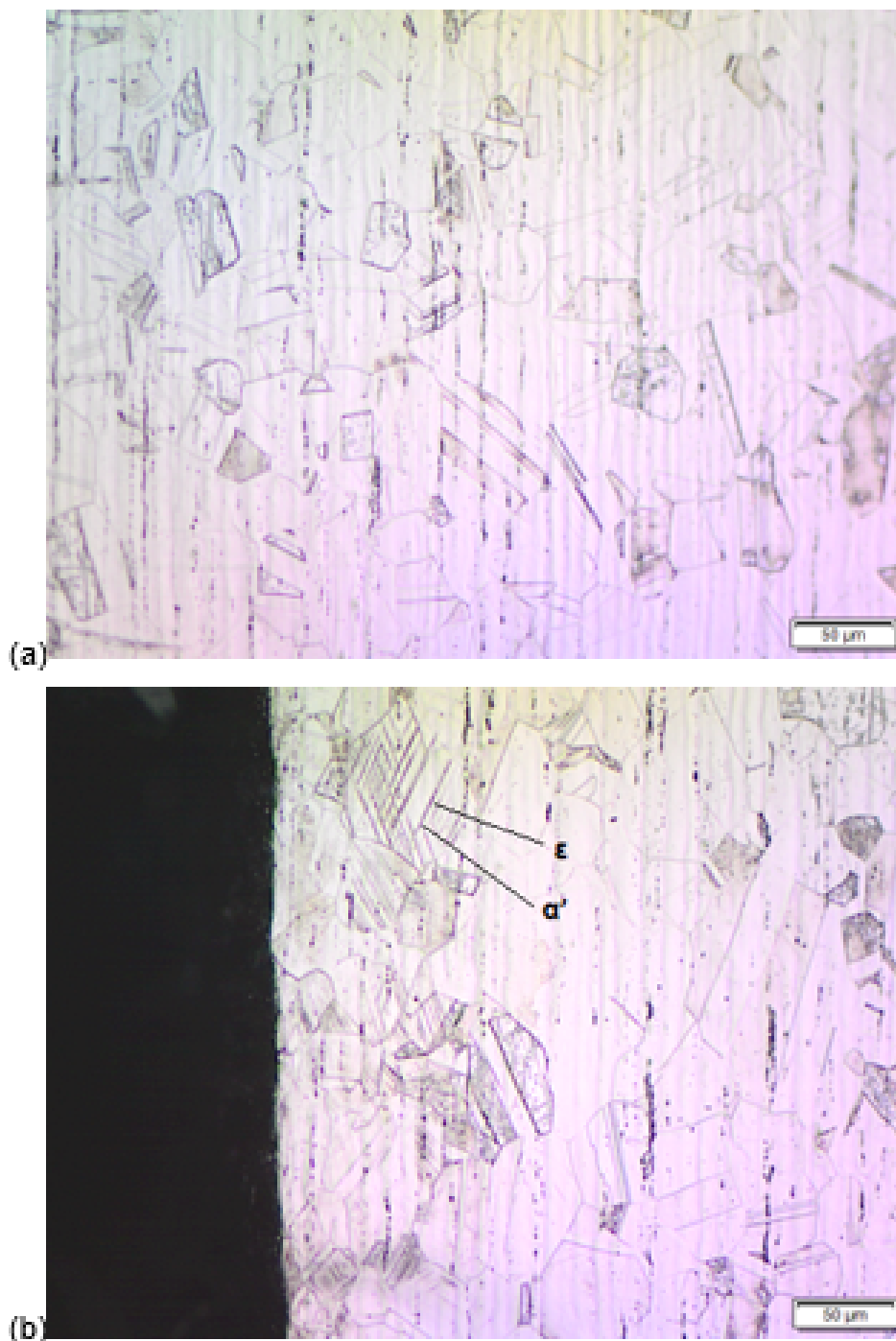


Figura 50 – Microestrutura obtida via microscopia óptica do (a) centro e (b) borda da amostra ensaiada com 5 ciclos.

- 10 Ciclos

O valor médio encontrado pelo ensaio de ferritoscopia no material ensaiado a 10 ciclos foi de 2,5 % de fase ferromagnética. No difratograma obtido pela técnica de difração de raios X (figura 51), é possível a identificação dos picos característicos da austenita e a presença de um pico de martensita α' (alpha linha) referente ao plano (211).

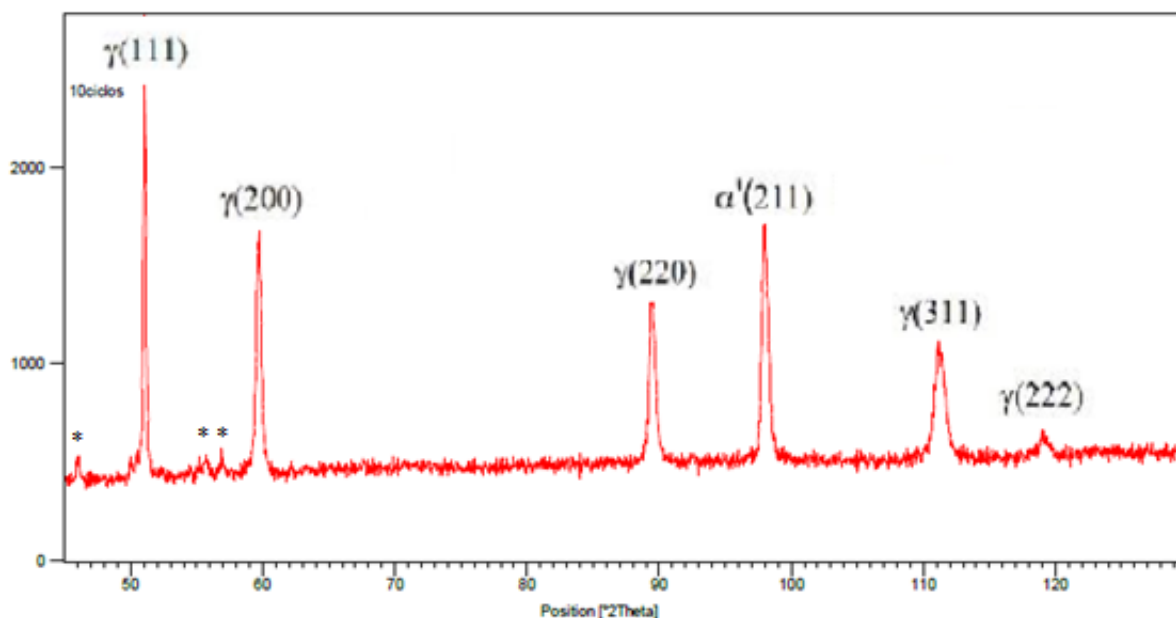


Figura 51 – Difratograma de raios X para o material ensaiado a 10 ciclos em estudo.

* - Não identificado

Na figura 52 são mostradas as fotomicrografias obtidas por MO, MEV e EBSD onde é possível a observação das martensitas ϵ e α' indicadas pelas setas. É observado também uma maior transformação de fase nas bordas, o que justifica a não aparição dos demais picos de martensita no ensaio de difração. Nas micrografias obtidas com auxílio do MEV fica melhor evidenciado a fase martensita se originando do contorno do grão em direção ao centro em finas ripas, onde acontece a intersecção das ripas de martensita ϵ é formada a martensita α' , no mapa de fase de EBSD (figura 52 c) é destacado em duas cores a dispersão das duas martensita encontradas, onde nos pontos em amarelo representa a martensita ϵ e em vermelho α' .

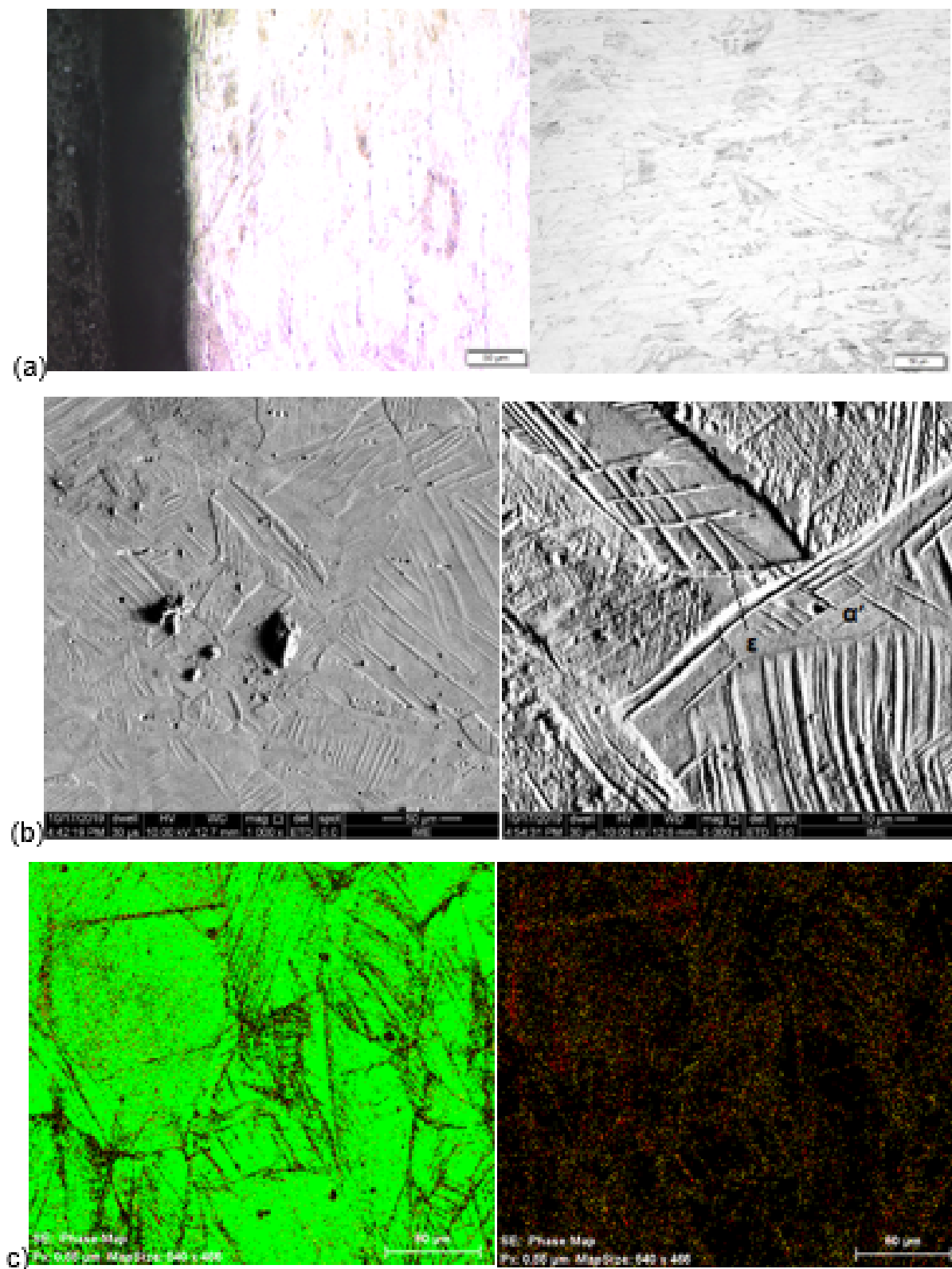


Figura 52 – Caracterização microestrutural via MO na borda e centro (a), MEV no centro (b) e EBSD no centro (c), mapa de fases (c) para o material ensaiado a 10 ciclos em estudo.

- 15 ciclos

O valor médio encontrado pelo ensaio de ferritoscopia no material ensaiado a 15 ciclos foi de 1,47 % de fase ferromagnética. No difratograma obtido pela técnica de difração de raios X (figura 53), é possível a identificação dos picos característicos da austenita e martensita α' (alpha linha). Sendo somente identificado o plano (211) de α' com intensidade mais baixa (figura 53) daquela difratada para amostra de 10 ciclos (figura 51), pode se justificar este comportamento por dois motivos em função da fração baixa de martensita detectada pela técnica de ferritoscopia e a maior ocorrência de martensita observada na caracterização microestrutural (MO e MEV):

- presença de artefatos de preparação com maior incidência na amostra de 10 ciclos, ou seja, o polimento eletrolítico não foi completamente efetivo em remover toda a martensita induzida no lixamento da superfície de análise; ou

- a seção longitudinal selecionada para análise não foi adequada para representar as distintas frações de martensita aparentemente induzidas durante os ciclos entre a superfície e centro da região útil do corpo de prova. Neste caso, possivelmente apesar da reduzida área, a seção transversal representaria melhor esta heterogeneidade de transformação.

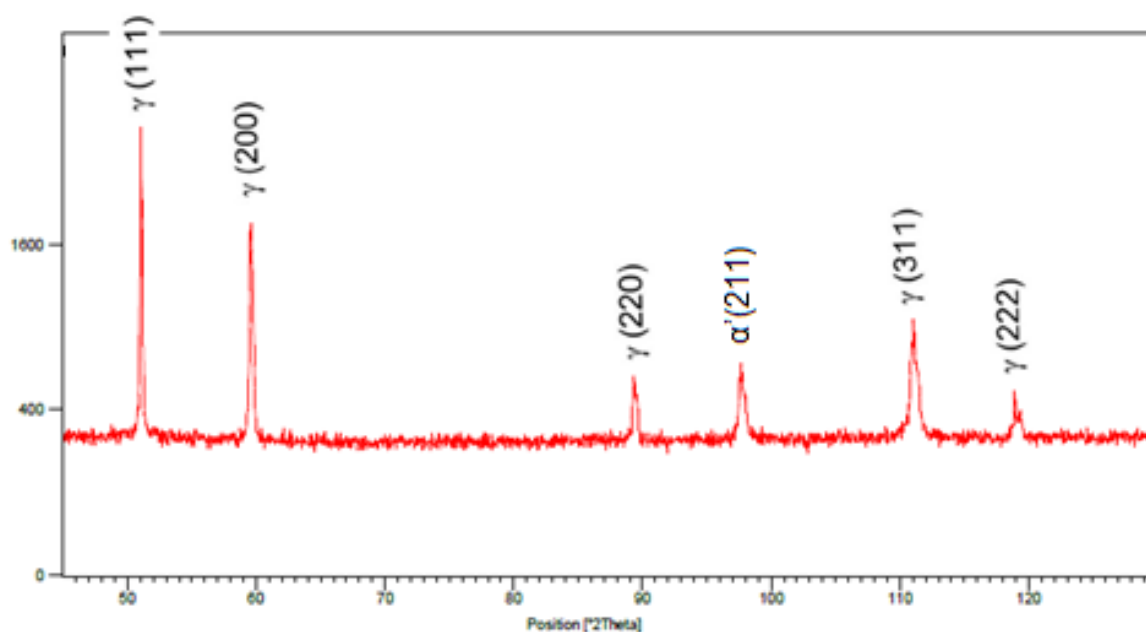


Figura 53 – Difratograma de raios X para o material ensaiado a 15 ciclos em estudo.

Na figura 54 são mostradas as fotomicrografias obtidas por MO e MEV, onde é possível a observação das martensitas ϵ e α' indicadas pelas setas. É observado também uma maior transformação de fase nas bordas, o que justifica a não aparição dos demais picos de martensita no ensaio de difração.

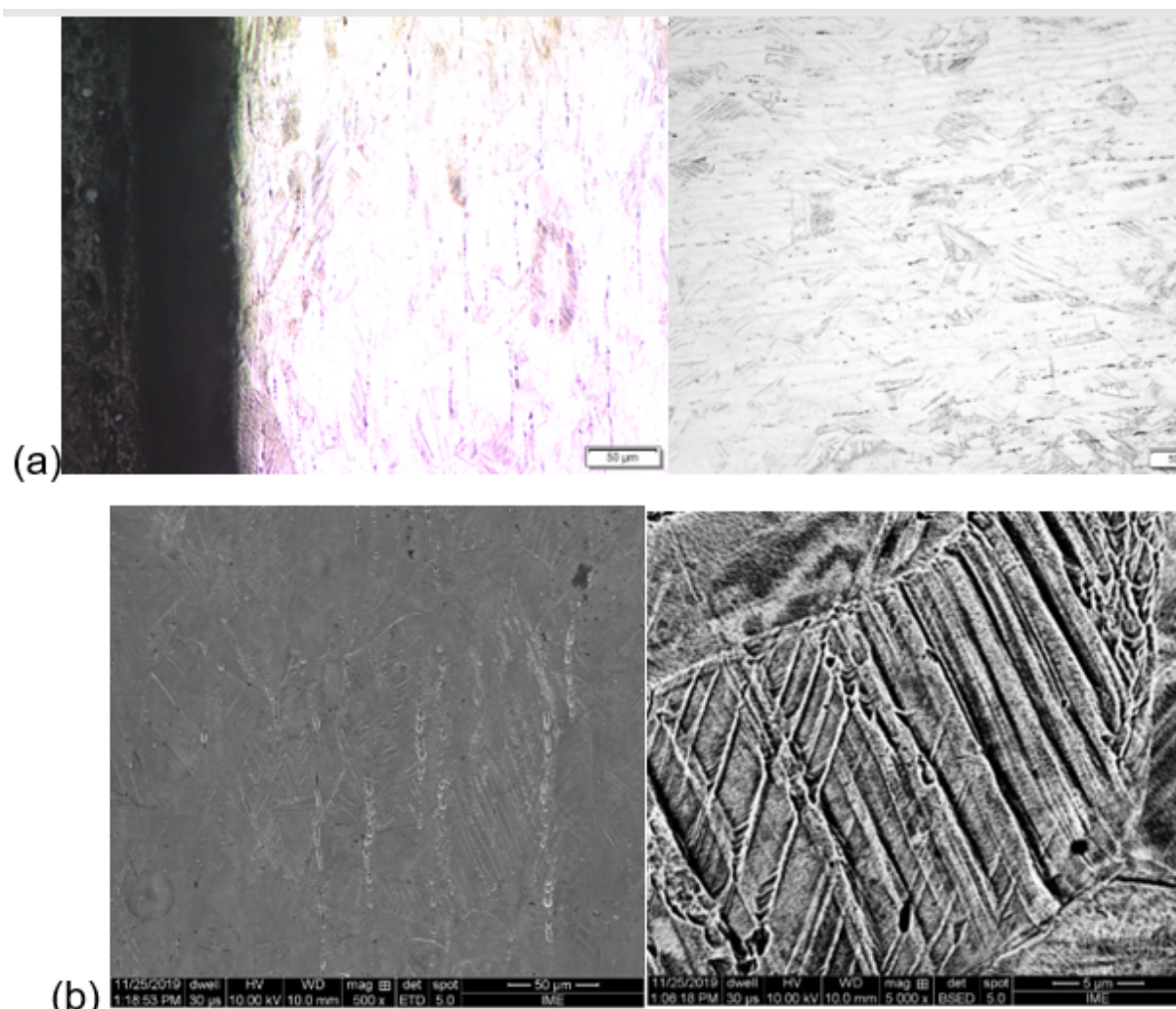


Figura 54 – Caracterização microestrutural via MO na borda e centro (a) e MEV (b) para o material ensaiado a 15 ciclos em estudo.

- 220 Ciclos

O valor médio encontrado pelo ensaio de ferritoscopia no material ensaiado a 220 ciclos foi de 0,42 % de fase ferromagnética. No difratograma obtido pela técnica de difração de raios X (figura 55), é possível a identificação apenas dos picos característicos da austenita. A ausência picos de difração da martensita α' para amostra de 220 ciclos, enquanto as de 10 e 15 ciclos apresentam (figura 51 e figura 53), pode ser justificada por dois motivos em função da fração baixa de martensita detectada pela técnica de ferritoscopia e a maior ocorrência de martensita observada junto a superfície da região útil dos corpos de prova na caracterização microestrutural (MO e MEV – figura 56):

- presença de artefatos de preparação nas amostras de 10 e 15 ciclos, ou seja, o polimento eletrolítico não foi completamente efetivo em remover toda a martensita induzida no lixamento da superfície de análise; ou

- a seção longitudinal selecionada para análise não foi adequada para representar as distintas frações de martensita aparentemente induzidas durante os ciclos entre a superfície e centro da região útil do corpo de prova. Neste caso, possivelmente apesar da reduzida área, a seção transversal representaria melhor esta heterogeneidade de transformação.

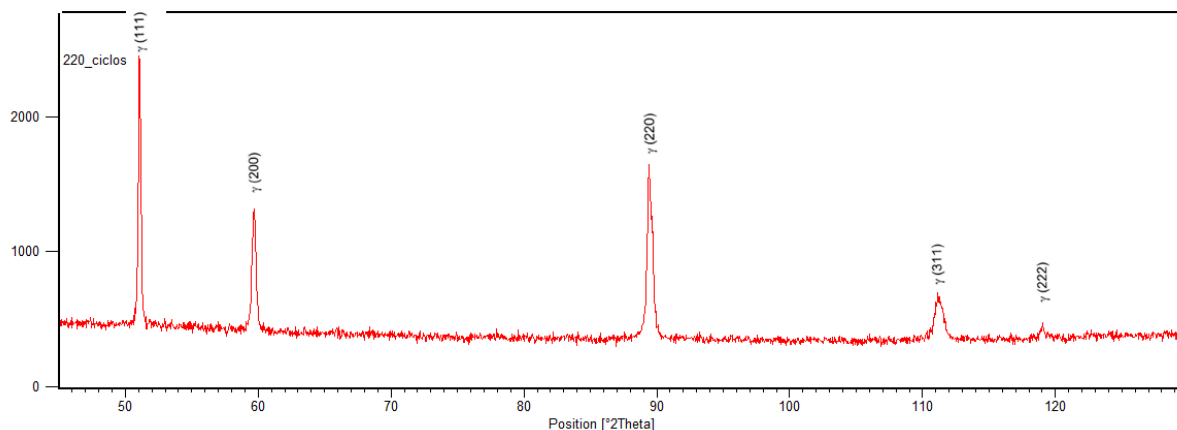


Figura 55 – Difratoograma de Raios X do material ensaiado com 220 ciclos em estudo.

Na figura 56 são mostradas as fotomicrografias obtidas por MO onde é possível a observação da formação da martensita ϵ e α' , as quais se formaram em maior quantidade nas bordas o que justifica a não detecção dos picos de austenita por difração de raios X. Esta formação nas bordas pode ter sido ocasionada por uma leve flambagem no CP o que cria um estado de tração em uma borda e compressão na outra formando uma linha neutra de tensão ao centro, que se inverte a cada ciclo durante o carregamento em tração e compressão.

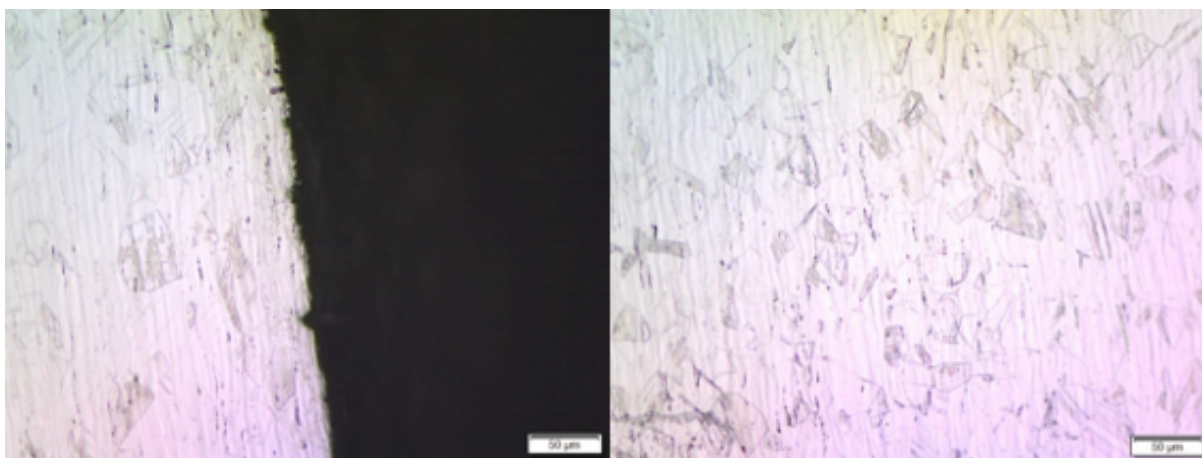


Figura 56 – Imagem de microscopia ótica para 220 ciclos.

O ensaio de 220 ciclos levou o CP a ruptura, na figura 57 é ilustrado por MEV

o aspecto da fratura que rompeu a 45 graus do sentido de aplicação da carga. Pelas fotomicrografias das superfícies de fratura é possível definir que o material teve um aspecto de fratura misto, pode ter ocorrido pelo encruamento da austenita e pela transformação da fase austenita em martensita, as regiões destacadas indicam zonas fibrosas caracterizando aspecto de fratura dúctil e zonas lineares caracterizando fratura frágil (11).

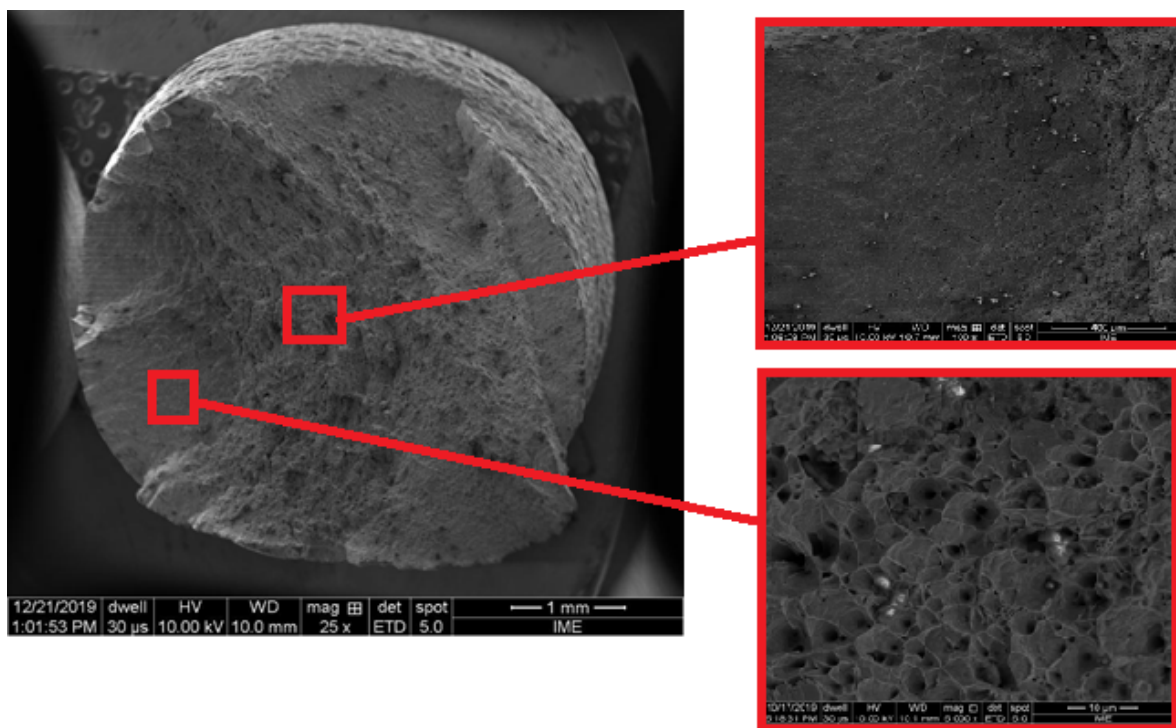


Figura 57 – Aspecto da superfície de fratura após 220 ciclos em estudo.

4.4 Identificação dos coeficientes

4.4.1 Curva tensão x deformação plástica

Na figura 58 é apresentada, a esquerda, as curvas para o ciclo estabilizado e a direita, aplicando a lei de Hooke e retirando a deformação elástica, é apresentado as curvas tensão deformação plástica dos ensaios de 5, 10, 15 e 200 Ciclos.

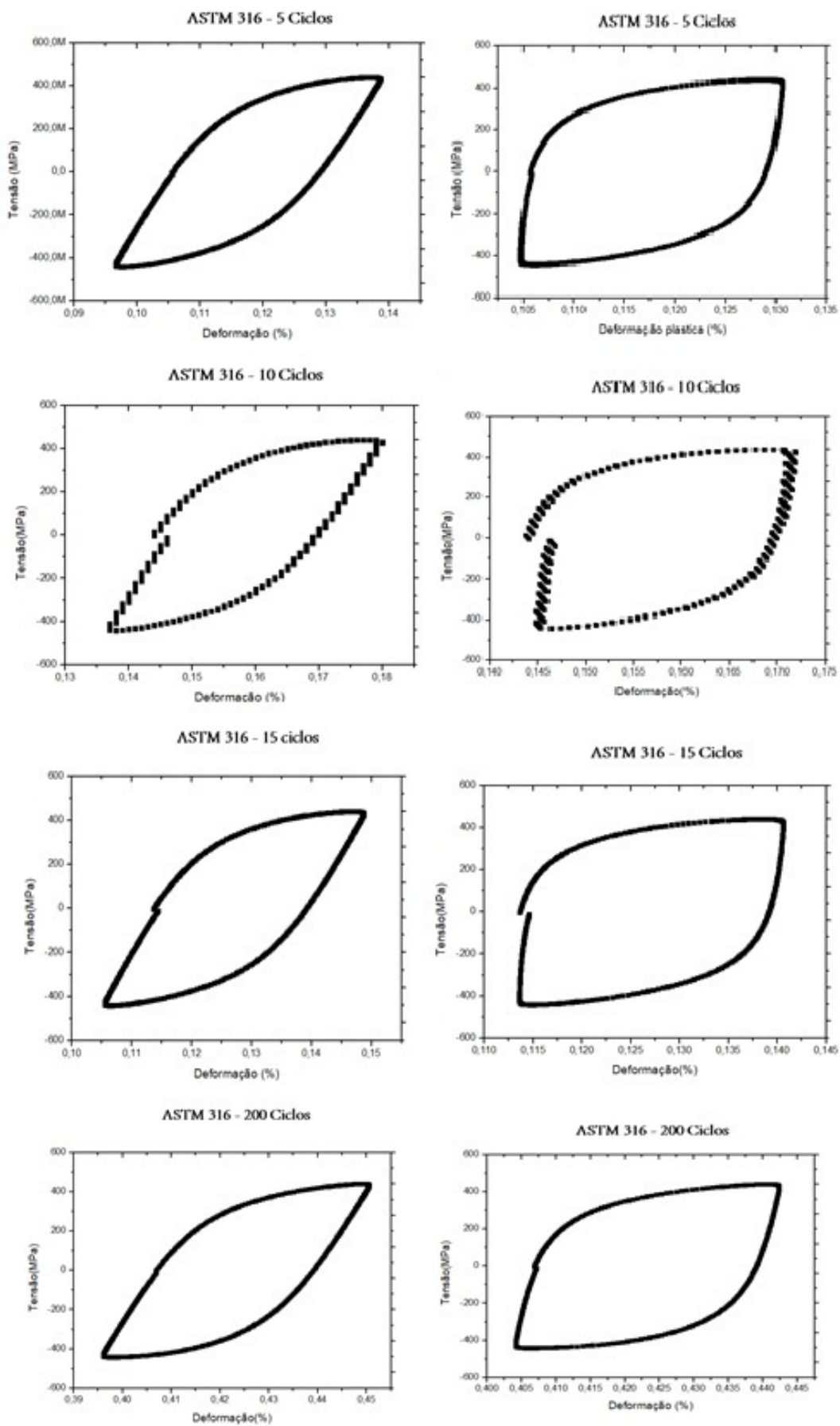


Figura 58 – Curvas para o ciclo estabilizado em estudo.

Desta forma é possível extrair as variáveis dependentes do endurecimento cinemático e isotrópico, utilizando as equações (2.14) e (2.15) e calcular o valor dos coeficientes. O procedimento foi feito para o primeiro e último ciclo. Nas tabelas 5, 6, 7 e 8 são apresentados os valores obtidos.

Tabela 5 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 5 ciclos.

Ciclos	X(MPa)	Y(MPa)	v1(MPa)	v2	a(MPa)	b	$\epsilon(mm)$
1	53,57	388,71	388,75	304	1358,04	40,69	1,08
5	95,92	346,71	390,11	144	3322,27	55,75	0,79

Tabela 6 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 10 ciclos.

Ciclos	X(MPa)	Y(MPa)	v1(MPa)	v2	a(MPa)	b	$\epsilon(mm)$
1	74,07	368,19	368,33	310	2014,55	43,53	1,01
10	80,76	349,05	349,29	220	3863,46	66,57	0,66

Tabela 7 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 15 ciclos.

Ciclos	X(MPa)	Y(MPa)	v1(MPa)	v2	a(MPa)	b	$\epsilon(mm)$
1	73,92	368,23	368,25	317	2137,15	46,26	0,95
15	91,68	350,36	350,44	195	2962,48	51,70	0,85

Tabela 8 – Propriedades elastoplasticas para o material ensaiado a 220 ciclos.

Ciclos	X(MPa)	Y(MPa)	v1(MPa)	v2	a(MPa)	b	$\epsilon(mm)$
1	73,5	365,5	3650	302	1675,69	43,06	1,045
220	74,5	365	3655,02	250	1830,87	46,26	0,95

Os resultados indicam que não houve alteração significativa nos coeficientes elastoplasticos com o aumento de número de ciclos, é um indicativo de que a martensita transformada no material não influenciou na mudança nos coeficientes, reafirmando que após o ciclo estabilizado, os coeficientes são constantes característica do material. Entretanto houve um endurecimento referente a mudança da tensão de escoamento do material a cada ciclo o que pode ter sido influenciado pela martensita transformada e pelo encruamento da austenita.

5 CONCLUSÃO

A análise dos resultados experimentais obtidos nesta dissertação permite apresentar as seguintes conclusões:

- Foi observado que a transformação martensítica ocorre no aço inoxidável 316 estudado desde os primeiros 5 ciclos realizados em um ensaio cíclico ocorrido na região de deformação plástica. A quantidade de martensita transformada aumenta à medida que se aumenta o número de deformações no material, porém sem qualquer padrão estabelecido.

- Dentre os ensaios realizados para quantificar a transformação austenita em martensita α' no material como um todo, ou seja, macroscopicamente, nenhum dos ensaios empregues (DRX e ferritoscopia) e as metodologias adotadas no tratamento dos resultados foi apropriado. Em função da aparente distinta fração de martensita formada nas regiões mais próximas a superfície e centro, em relação a seção transversal, dos corpos de prova. Este comportamento provavelmente foi devido a uma flambagem no CP durante o ensaio criando assim uma região de tensão de tração e outra de compressão nas superfícies e uma linha neutra de tensões ao centro.

- Os ensaios metalográficos por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (com auxílio dos detectores de elétrons secundários e de EBSD) permitiram a observação da martensita quanto sua formação no interior do grão de austenita e morfologia, e distribuição ao longo do diâmetro do corpo de prova. Enquanto o uso do detector de EBSD permitiu a identificação das martensitas ϵ e α' formadas no interior dos grãos de austenita.

- O aspecto de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração e ciclicamente apresentaram fratura dúctil, para o como recebido, e mista para os ensaiados ciclicamente, confirmando assim a presença de microestruturas frágeis no material após ensaio.

- Foi observado que as constantes elastoplásticas obtidas para os diferentes ciclos não apresentaram mudanças significativas, indicando não haver correlação entre estas e a quantidade de martensita transformada, porém apresentam o endurecimento cíclico do material até sua saturação proveniente do aumento da tensão de escoamento a cada ciclo.

6 SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Como, durante o endurecimento cíclico do material, houve o aparecimento de maclas por deformação bem como de martensita ϵ , não detectável por ferritoscopia, uma das sugestões é de avaliar quantitativamente estas modificações microestruturais, para melhor entender as possíveis correlações entre tais microestruturas.

- Três variáveis podem influenciar no endurecimento de um material ensaiado ciclicamente, a densidade de discordâncias, as maclas e a transformação de fase. Por este motivo sugiro um estudo da influência do aumento da densidade de discordâncias no endurecimento cíclico do material AISI 316, durante o regime plástico.

- Estudar a influência da variação da taxa de carregamento do ensaio cíclico nas constantes da elastoplásticas.

- Avaliar as modificações microestruturais (MO, MEV e DRX) a partir de observações de amostras preparadas na seção transversal dos corpos de prova submetidos aos ensaios cíclicos.

REFERÊNCIAS

- 1 ASM. *Stainless Steels*. [S.l.], 1994. 9, 20
- 2 OSÓRIO, L. A. Aços inoxidáveis: Tipos, propriedades, microestruturas. In: . São Paulo: [s.n.], 2018. 9, 21
- 3 CRUZ, R. B. da. *Influência do tratamento termomecânico de reversão martensítica nas propriedades de um aço inoxidável austenítico 201N deformado via ECAP*. Tese (Doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019. 9, 22
- 4 DUYI, Y. A.; SABURO, M. B.; NOBURO, N. B.; NAOYUKI, S. B. The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel. In: *Materials Science and Engineering*. [S.l.: s.n.], 2005. p. 1–15. 31 de Ago. de 2005. 9, 23
- 5 GALINDO, A. N.; BELLO, J. F. Effects of cold rolling deformation on microstructure in 18/8 grade stainless steel. In: *IOP Conference*. [S.l.: s.n.], 2016. (Materials Science and Engineering). 9, 23, 24
- 6 TEWARY, N.; GHOSH, S.; BERA, S.; CHAKRABARTIS, D.; CHATTERJEE, S. Influence of cold rolling on microstructure, texture and mechanical properties of low carbon high mn twip steel. In: *Materials Science Engineering A*. [S.l.: s.n.], 2014. p. 3–4. 9, 24
- 7 SHIRDEL, M.; MIRZADEH, H.; PARSA, M. H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and trip effect. In: *Materials Characterization*. [S.l.: s.n.], 2015. 9, 12, 25
- 8 COHEN, M.; WAYMAN, M. C. Fundamentals of martensitic reactions. In: *US-China Bilateral Metallurgy Conference*. [S.l.: s.n.], 1981. (Treatises in Metallurgy). 9, 26
- 9 GARCIA, A.; SPIM, J. a; SANTOS, C. A. *Ensaio dos Materiais*. 2. ed. Rio de Janeiro: Genio, 2012. 9, 28, 29, 30
- 10 CALLISTER, W. D. *CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS uma introdução*. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. 9, 29
- 11 GODEFROID, L. B.; CANDIDO, L. C.; BAYAO, R. V.; BARBOSA, L. H. Microstructure and mechanical properties of two api steels for iron ore pipelines. In: *Materials Research*. [S.l.: s.n.], 2014. p. 3–5. 9, 30, 31, 70
- 12 SOUZA, V. B. *Um Procedimento Alternativo Para Identificação Experimental de Propriedades Para Materiais Elasto Viscoplasticos*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2015. 9, 10, 18, 27, 31, 37, 41, 42
- 13 FILHO, P. F. *Identificação Sistemática de Propriedades da Elasto-Plasticidade e da Elasto-Viscoplasticidade Cíclicas*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2010. 9, 10, 32, 36, 37, 38, 39, 40, 47, 48, 49

- 14 FADIGA DE MATERIAIS - UMA REVISÃO BIBLIOGRÁFICA. Uberlândia: UFU, 2008. Disponível em: <<https://ssl4799.websiteseuro.com/swge5/seg/cd2008/PDF/IC2008-0165.PDF>>. 9, 32, 33
- 15 DURTE, R. D. *OBTENÇÃO SIMPLIFICADA DE CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO CÍCLICAS A PARTIR DE ENSAIOS MONÓTONOS*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2015. 9, 10, 27, 34, 35, 38, 44
- 16 HAUS, S. A. *INFLUENCIA DO EFEITO BAUSCHINGER NO RETORNO ELÁSTICO EM AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA*. Tese (Doutorado) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, Curitiba, 2011. 9, 35
- 17 SPADA, J. L. *UMA ABORDAGEM DE MECÂNICA DOS PAVIMENTOS APLICADA AO ENTENDIMENTO DO MECANISMO DE COMPORTAMENTO TENSÃO-DEFORMAÇÃO DA VIA FÉRREA*. Tese (Doutorado) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO, Rio de Janeiro, 2003. 9, 36
- 18 MATTOS, H. C.; FILHO, P. F. Approximate local elasto-plastic solution for notched plates undergoing cyclic tensile loading. In: *Materials and Design*. [S.l.: s.n.], 2010. p. 1–11. 31 de Mar. de 2010. 10, 12, 39, 43, 50
- 19 TRONCO, L. F. *DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO PARA A REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO-ROTATIVA E OBTENÇÃO DA VIDA EM FADIGA DA LIGA AA6063-T6*. Tese (Doutorado) — UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ, Pato Branco, 2016. 10, 40, 41
- 20 ASTM. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. [S.l.], 2012. 2-5 p. 10, 52
- 21 ASTM. *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. [S.l.], 2017. 10, 57
- 22 SHI, K. K.; CAI, L.; BAO, C. Crack growth rate model under constant cyclic loading and effect of different singularity fields. In: *Procedia Materials Science*. [S.l.: s.n.], 2016. v. 3, p. 1566–1572. 17
- 23 TROSHCHENKO, V.; PROKOPENKO, A.; PROKROVSKY, V. Cyclic loading and fracture toughness of steels. In: *Fatigue of Engineering materials and structures*. [S.l.: s.n.], 1979. v. 1, p. 247–266. 17
- 24 JIANG, Y.; ZHANG, J. Benchmark experiment and characteristic cycle plasticity deformation. In: *International Journal of Plasticity*. [S.l.: s.n.], 2012. v. 24, p. 1481–1515. 17
- 25 YE, D.; NAGASHIMA, N.; SUZUKI, N. The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of in austenitic stainless steel. In: *Materials Science and Engineering A*. [S.l.: s.n.], 2006. v. 415, p. 104–117. 17
- 26 GARDNER, L. The use of stainless steel in structures. progress in structural engineering and materials. wiley online library. In: *Wiley Online Library*. [S.l.: s.n.], 2016. v. 7, p. 45–55. 17

- 27 TAHERI, S.; FATEMI, A. Fatigue crack behaviour in power plant residual removal system piping including weld residual stress effects. In: *International Journal of Fatigue*. [S.l.: s.n.], 2017. v. 101, p. 244–252. 17
- 28 VICENT, L.; LEROUX, J.; TAHERI, S. On the high cycle fatigue behaviour of a type 304 l stainless steel at room temperature. In: *International Journal of Fatigue*. [S.l.: s.n.], 2012. v. 38, p. 84–91. 17
- 29 TBAYERLEIN, M.; CHRIST, H.; MUCHRABI, H. Plasticity-induced martensitic transformation during cyclic deformation of aisi 304 l stainless steel. In: *Materials Science and Engineering A*. [S.l.: s.n.], 2017. (n.C, v. 114). 17
- 30 SANTOS, C. *Determinação Sistemática de Propriedades da Elasto-Plasticidade Ciclica*. Tese (intl) — Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2017. 18
- 31 CUNTO, C. J. *ESTUDO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS PARA USO NA PARTE FRIA DOS SISTEMAS DE EXAUSTÃO DE VEÍCULOS*. Tese (Doutorado) — AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, São Paulo, 2005. 20
- 32 LOPES, A. C. *AValiação da Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos Extra Baixo Intersticiais EBI/P444*. Tese (Doutorado) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, Curitiba, 2005. 21
- 33 YANG, L. N.; HUIZHONG, X.; FENG, Z.; LIANG, W. Low temperature anodic nitriding of aisi 304 austenitic stainless steel. In: *Materials Letters*. [S.l.: s.n.], 2014. p. 1–2. 19 de Abr. de 2014. 21
- 34 GUPTA, A. K.; ANIRUDH, V. K.; SINGH, S. K. Constitutive models to predict flow stress in austenitic stainless steel 316 at elevated temperatures. In: *Materials Design*. [S.l.: s.n.], 2012. 22
- 35 KOVALEV, A.; JAHN, A.; WEIB, A.; SCHELLER, P. R. Characterization of the trip/twip effect in austenitic stainless steels using stresstemperature-transformation (stt) and deformation-temperature-transformation(dtt) diagrams. In: *steel research*. [S.l.: s.n.], 2011. 22
- 36 RIBEIRO, S.; GARCIA, R. H.; OTUBO, L.; PAULA, C. M.; DURAZZO, M. Caracterização e quantificação de fases de alumina por difratometria de raios x para utilização como material absorvedor em geradores de tecnologia-99. In: *International Nuclear Atlantic Conference - INAC*. [S.l.: s.n.], 2015. p. 1–5. 23
- 37 SANTOS, A. P. *ANÁLISE DE TEXTURA CRISTALOGRAFICA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X EM AÇOS IF COM DIFERENTES ADIÇÕES DE TITÂNIO, NÍOBIO E FÓSFORO*. 1-82 p. Tese (intl) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017. 23
- 38 ZACKAY, V.; FAHR, E. R.; BUSCH, R. The enhancement of ductility in high-strength steels. In: *American Society for Metals*. [S.l.: s.n.], 1967. 23
- 39 SOUZA, C. O. *DESENVOLVIMENTO DE ESTRUTURA DE GRÃOS ULTRAFINOS EM AÇO INOXIDÁVEL ASTM 201N VIA MÚLTIPLAS ETAPAS DE LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO PARA REVERSÃO*. Tese (Doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019. 26

- 40 MENDES, C. L.; SILVEIRA, A. M. AÇos inoxidáveis: Tipos, propriedades, microestruturas. In: . São Paulo: [s.n.], 2012. 27, 29
- 41 BENTO, D. *Fundamentos de Resistência dos Materiais*. 1. ed. Santa Catarina: CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE SANTA CATARINA, 2003. 39-45 p. 30
- 42 AGIUS, D. J. Cyclic plasticity of aerospace metals: I. modelling of aluminium 7075-t6 for structural fatigue. In: *Engineering and Health RMIT University*. [S.l.]: SciTePress, 2017. (School of Engineering College of Science). 34
- 43 BROGGIATO, B. G.; CAMPANA, F.; CORTESE, L. The chaboche nonlinear kinematic hardening model: calibration methodology and validation. In: *Springer Science+Business Media*. [S.l.: s.n.], 2008. (B.V.), p. 2–8. 41
- 44 MARQUIS, D. *Modélisation et identification de l'écrouissage anisotrope des Métaux*. Tese (Doutorado) — University Paris, France, 1976. 42
- 45 LEMAITRE, J.; CHABOCHE, J. L. *Mécanique des matériaux solides*. 1. ed. Mechanics of Solid Materials: Editions Dunod, 1990. 42
- 46 MATTOS, H. C.; MARTINS, S. D. Plastic behaviour of an epoxy polymer under cyclic tension. In: *Polymer Testing*. [S.l.: s.n.], 2012. p. 2–4. 45
- 47 SMITH, W. F.; HASHEMI, J. *Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais*. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2012. 59
- 48 POZUELO, M.; WITTIG, J.; JIME'NEZ, J.; FROMMEYER, G. Enhanced mechanical properties of a novel high-nitrogen cr-mn-ni-si austenitic stainless steel via twip/trip effects. In: *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*. [S.l.: s.n.], 2012. p. 2–3. 63

ANEXO A – CERTIFICADO DE QUALIDADE DO MATERIAL EM ESTUDO

VILLARES METALS		Pag. 1/ 1	
USINA DE SUMARÉ / ESCRITÓRIO CENTRAL R. Alfredo Dumont Villares, 185 13177-900 - Sumaré - SP - BRAZIL Phone: 55 19 3303-8000 - Fax: 55 19 3303-8898 e-mail: metais@villaresmetals.com.br		CERTIFICADO DE QUALIDADE	
		CERT. N. 000000458836	
CONFORME EN 10204 3.1			
CLIENTE CAVALLO AÇOS ESPECIAIS LTDA		NOTA FISCAL N. 143836	
PEDIDO DO CLIENTE / SEQUÊNCIA Nr. / ITEM - / 00.00.0000			
REFERÊNCIAS DA VILLARES METALS			
OS Nr. 1364141		LOTE Nr. 1364141	
		VOLUME Nr. 1364141/01	
LIGA VILLARES V316XLUF		LIGA CLIENTE / SIMILAR AISI 316/316L	
NORMAS ATENDIDAS ASTM A276 / 06			
PROCESSO DE FUSÃO FEA (LING. CONTÍNUO)		LINHA DE PRODUTO Laminados	
		TRATAMENTO TÉRMICO Solubilizado	
		ACABAMENTO Descascado Polido	
PESO 663 KG	QUANTIDADE 140	PRODUTO Barra Redonda	DIMENSÕES / Nº DO DESENHO (mm) 12,70 Tol (-)0,1100 (+)0,0000
		COMPRIMENTO (mm) 4.000 / 8.000	
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)			
CORRIDA N. 5908843			
C 0.018	Si 0.33	Mn 1.44	P 0.035
			S 0.025
			Co 0.09
			Cr 17.00
			Mo 2.02
			Ni 10.16
			Cu 0.25
N 0.054			
Dureza Conforme Norma ASTM A370 Resultado: 162 HB		ORIGINALS EM NOSSOS ARQUIVOS MATERIAL FORNECIDO PELA NOTA FISCAL NÚMERO: 15267 DATA: 22/06/2008 CAVALLO AÇOS ESPECIAIS LTDA.	
Inspeção visual e dimensional Situação: Aprovado			
Teste anti-mistura Situação: Aprovado			
Tração - longitudinal Corpo de prova nº: 6930F Posição: LONGITUDINAL Temperatura: 26,9 °C C. ruptura: 6150 Kgf C. esc. 0,2%: 3770 Kgf Dimensão: 13,46 mm Dim. final: 6,7 mm Compr. inicial: 53 mm Compr. final: 85,92 mm Lim. resist.: 559 MPa Lim. esc. 0,2%: 259 MPa Estricção: 75,3 % Alongamento: 64,0 %			
DATA: 30.06.2008		30.06.2008 Alceu F. Costa Neto SUPERVISOR DA ENG. DE PRODUTO	
NOSSO SISTEMA DE QUALIDADE É CERTIFICADO CONFORME ISO 9001:2000			