



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

FRANCISCO EDMAR CAVALCANTE NETO

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 310S ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO

FORTALEZA

2026

FRANCISCO EDMAR CAVALCANTE NETO

**MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 310S ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2026

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Sistema de Bibliotecas
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

C364m Cavalcante Neto, Francisco Edmar.

Microestrutura e propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico Aisi 310s envelhecido em operação / Francisco Edmar Cavalcante Neto. – 2026.

78 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2026.

Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

1. AISI 310S. 2. Ensaios mecânicos. 3. Caracterização microestrutural. I. Título.

CDD 669

FRANCISCO EDMAR CAVALCANTE NETO

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 310S ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovado em: 13/01/2026.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar
Instituto Federal do Ceará (IFCE)

A Deus.

Aos meus pais, família e amigos.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela saúde e força para superar os desafios ao longo desta jornada.

À minha família, pelo apoio, incentivo e compreensão durante todo o período de realização deste trabalho.

Ao meu orientador, professor Cleiton Carvalho Silva, pelas valiosas contribuições, dedicação e orientação essenciais para o desenvolvimento deste Trabalho de Conclusão de Curso.

Aos membros da banca examinadora, professores Marcelo Ferreira Motta e Willys Machado Aguiar, por todo o conhecimento compartilhado e críticas construtivas.

Aos professores, colegas e à instituição de ensino, que contribuíram direta ou indiretamente para minha formação e para a realização deste trabalho.

“Afirmações extraordinárias requerem evidências extraordinárias.” (CARL SAGAN, 1979).

RESUMO

O queimador (*flare*) é um equipamento crucial para a segurança operacional de plataformas de petróleo, por descartar adequadamente gases tóxicos e inflamáveis. Por operar em alta temperatura e em ambientes oxidantes e redutor, ele é construído com aços inoxidáveis austeníticos. Apesar disso, a literatura relata diversos casos de falhas em equipamentos, como o *flare*, geralmente relacionados à exposição em alta temperatura. Sendo assim, o presente trabalho tem como objetivo investigar as alterações microestruturais e as propriedades mecânicas de um *flare* de plataforma de petróleo fabricado em aço inoxidável austenítico AISI 310S após longo período de operação em alta temperatura. O trecho analisado consistiu de uma lança, sendo formada por um tubo laminado, uma peça cônica fundida e uma solda circunferencial de união entre elas. Para isso, foram realizados ensaios mecânicos de tração, impacto Charpy-V, dureza e microdureza, além de análises microestruturais por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, incluindo a técnica Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS). Os resultados do ensaio de tração mostraram uma redução significativa da ductilidade do material pós-operação. O aço AISI 310S como recebido apresentou alongamento médio de aproximadamente 66,9%, enquanto as amostras da zona tripla do *flare* e da região laminada apresentaram valores médios de 35% e 8,2%, respectivamente. No ensaio de impacto Charpy, o material como recebido apresentou energia absorvida média de cerca de 40,1 J, valor significativamente superior ao observado na zona tripla do *flare* (24 J) e, principalmente, na parte laminada do *flare* (12 J), evidenciando uma redução de aproximadamente 70% na energia absorvida em relação à condição inicial. Os ensaios de dureza Vickers indicaram aumento cerca de 20 HV da dureza do material após a operação. O ensaio de microdureza revelou a presença de um gradiente de dureza, com valores significativamente mais elevados próximos à superfície do material, associados à carbonetação e à precipitação de fases duras. As análises microestruturais revelaram intensa precipitação de fases secundárias, como carbonetos de cromo do tipo $Cr_{23}C_6$ e fase sigma. Essas transformações foram atribuídas à exposição prolongada a altas temperaturas e à atmosfera rica em hidrocarbonetos e gases reativos, o que resultou na degradação das propriedades mecânicas do aço AISI 310S. Conclui-se que, embora o AISI 310S apresente desempenho satisfatório em sua condição inicial, as alterações metalúrgicas induzidas durante a operação podem afetar seu desempenho futuro.

Palavras-chave: AISI 310S, ensaios mecânicos, caracterização microestrutural.

ABSTRACT

The flare is a crucial piece of equipment for the operational safety of oil platforms, as it ensures the proper disposal of toxic and flammable gases. Due to its operation at high temperatures and in oxidizing and reducing environments, it is manufactured from austenitic stainless steels. Nevertheless, the literature reports several cases of failures in equipment such as flares, generally associated with long-term exposure to high temperatures. Therefore, the present work aims to investigate the microstructural changes and mechanical properties of an oil platform flare manufactured from AISI 310S austenitic stainless steel after a long period of operation at high temperature. The analyzed component consisted of a lance composed of a rolled tube, a cast conical part, and a circumferential weld joining these elements. To this end, mechanical tests including tensile, Charpy V-notch impact, hardness, and microhardness tests were performed, in addition to microstructural analyses by optical microscopy and scanning electron microscopy, including Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS). The tensile test results showed a significant reduction in post-service ductility. The as-received AISI 310S steel exhibited an average elongation of approximately 66.9%, whereas samples from the flare triple zone and the rolled region showed average values of 35% and 8.2%, respectively. In the Charpy impact test, the as-received material presented an average absorbed energy of about 40.1 J, which is significantly higher than that observed in the flare triple zone (24 J) and, especially, in the rolled part of the flare (12 J), indicating a reduction of approximately 70% in absorbed energy compared to the initial condition. Vickers hardness tests indicated an increase of about 20 HV in the material hardness after service. Microhardness testing revealed the presence of a hardness gradient, with significantly higher values near the material surface, associated with carburization and the precipitation of hard phases. Microstructural analyses revealed intense precipitation of secondary phases, such as chromium carbides of the Cr₂₃C₆ type and sigma phase. These transformations were attributed to prolonged exposure to high temperatures and to a hydrocarbon-rich and reactive gas atmosphere, resulting in the degradation of the mechanical properties of the AISI 310S steel. It is concluded that, although AISI 310S exhibits satisfactory performance in its initial condition, metallurgical changes induced during service may adversely affect its future performance.

Keywords: AISI 310S, mechanical testing, microstructural characterization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 — Microestrutura do aço inoxidável AISI 310S revelada com ataque 10% de ácido oxálico, 8 V, 60 s: (a) envelhecimento a 600 °C por 210 h; (b) envelhecimento a 650 °C por 100 h; (c) envelhecimento a 700 °C por 100 h; (d) envelhecimento a 750 °C por 4 h; (e) envelhecimento a 800 °C por 4 h; (f) envelhecimento a 800 °C por 210 h.....	22
Figura 2 — Curvas tensão x deformação para um material (área sombreada sob a curva do regime elástico) frágil e um material dúctil (limite convencional de 0,2%)	24
Figura 3 — Representação do corpo de prova de tração	25
Figura 4 — Representação máquina de ensaio Charpy	26
Figura 5 — Tipos de entalhe	27
Figura 6 — Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell.....	28
Figura 7 — Representação esquemática do ensaio de dureza Rockwell.....	29
Figura 8 — Representação esquemática do ensaio de dureza Vickers.....	30
Figura 9 — Representação esquemática do ensaio de microdureza knoop.....	31
Figura 10 — Perspectiva da ponta do <i>flare</i> indicando a lança estudada no presente trabalho.	32
Figura 11 — Lança retira do <i>flare</i>	33
Figura 12 — Fluxograma de etapas da metodologia.....	34
Figura 13 — (a) corte da lança do <i>flare</i> na serra fita (b) lança após o corte	35
Figura 14 — Representação do corpo de prova de tração	36
Figura 15 — Corpos de prova de tração após preparação	37
Figura 16 — Máquina de tração MTS Landmark	37
Figura 17 — Máquina de dureza modelo ZHU250CL.....	38
Figura 18 — Máquina de microdureza modelo LM-110AT	39
Figura 19 — Representação dos corpos de prova de Charpy.....	39
Figura 20 — Máquina de corte L71-UV	40
Figura 21 — Modelo de entalhe	40
Figura 22 — Corpos de prova para ensaio Charpy: (a) material como recebido, (b) zona tripla e (c) região laminada.	41
Figura 23 — Máquina de ensaio Charpy TIME JB-W750L	42
Figura 24 — Microscópio Óptico ZEISS	43
Figura 25 — Gráfico Tensão <i>versus</i> Deslocamento dos corpos de prova ensaiados	44
Figura 26 — Resultado dos ensaios de tração	46

Figura 27 — Corpos de prova da zona tripla após ruptura.....	47
Figura 28 — Corpos de prova laminado após ruptura.....	47
Figura 29 — Corpos de prova como recebido após ruptura.....	48
Figura 30 — Corpos de prova do material como recebido fraturados	50
Figura 32 — Corpos de prova laminados fraturados.....	52
Figura 33 — Gráfico Comparação entre os valores de energia absorvida dos corpos de prova ensaiados.....	53
Figura 34 — Macrografia de um corpo de prova retirado da zona tripla do <i>flare</i> indicando as regiões do metal base laminado, solda e do metal base fundido	54
Figura 35 — Gráfico apresentando os valores de dureza Vickers obtidos.....	55
Figura 36 — (a) Micrografia da região do ensaio de microdureza em amostra da zona tripla, (b) mapa de microdureza e (c) microestrutura da área de maior dureza	56
Figura 37 — Micrografias da amostra da zona tripla e do material como recebido: (a) metal base fundido, (b) ampliação fundido, (c) solda, (d) ampliação solda, (e) região laminada, (f) ampliação laminado, (g) material como recebido e (h) ampliação do material como recebido.....	57
Figura 38 — (a) Micrografia do material como recebido com a presença de precipitados, (b) ampliação	58
Figura 39 — Resultado de EDS do contorno de grão do material como recebido	59
Figura 40 — Ampliação das micrografias da (a) região da solda, (b) região laminada e (c) aumento da imagem (b)	60
Figura 41 — Micrografias da região fundida (a) interface entre os grãos, (b) ampliação da zona de interesse	61
Figura 42 — Resultado de EDS da região com fase sigma.....	61
Figura 43 — Resultado de EDS da região com $Cr_{23}C_6$	62
Figura 44 — (a) Indícios da presença de fase sigma no cp de tração retirado da parte fundida, (b) e (c) ampliações	63
Figura 45 — (a) Indícios da presença de fase sigma na região de fratura do cp de tração, (b), (c) e (d) ampliações.....	64
Figura 46 — Resultado de EDS da região próxima da fratura.....	65

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 — Composição típica de um aço inoxidável austenítico AISI 310S.....	19
Tabela 2 — Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos	19
Tabela 3 — Propriedades mecânicas do AISI 310S.....	19
Tabela 4 — Dimensões dos corpos de prova de tração	25
Tabela 5 — Composição química do metal base AISI 310S e da lança do <i>flare</i>	33
Tabela 6 — Dimensões dos corpos de prova de tração	36
Tabela 7 — Dimensões dos corpos de prova de Charpy	40
Tabela 8 — Propriedades obtidas nos ensaios de tração	45
Tabela 9 — Resultados dos ensaios Charpy para os corpos de prova do material como recebido	49
Tabela 10 — Resultados dos ensaios Charpy dos corpos de prova da zona tripla.....	51
Tabela 11 — Resultados dos ensaios Charpy dos corpos de prova laminado.....	52
Tabela 12 — Resultados do ensaio de dureza em uma amostra da zona tripla.....	55

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X
CP	Corpo de Prova

LISTA DE SÍMBOLOS

% Porcentagem

σ Sigma

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVOS	16
2.1 Objetivo geral	16
2.2 Objetivos específicos	16
3 Revisão Bibliográfica	17
3.1 Aços inoxidáveis	17
3.2 Aços inoxidáveis ferríticos	17
3.3 Aços inoxidáveis martensíticos	17
3.4 Aços inoxidáveis duplex	18
3.5 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação	18
3.5 Aços inoxidáveis austeníticos	18
3.1.1 Aço inoxidável austenítico AISI 310S	18
<i>3.1.1.1 Casos de falha de componentes de aço inoxidável austenítico 310S</i>	<i>20</i>
<i>3.1.1.2 Precipitação de fases secundárias no aço inoxidável austenítico 310S</i>	<i>21</i>
3.2 Ensaios mecânicos	23
3.2.1 Ensaio de tração	23
3.2.2 Ensaio Charpy	25
3.2.3 Ensaio de dureza	27
3.2.4 Ensaio de microdureza	30
4 MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1 Material de estudo	32
4.2 Métodos	33
4.2.1 Corte dos materiais	34
4.2.2 Ensaios mecânicos	35
<i>4.2.2.1 Ensaio de tração</i>	<i>35</i>
<i>4.2.2.3 Dureza</i>	<i>37</i>
<i>4.2.2.4 Microdureza</i>	<i>38</i>
<i>4.2.2.5 Ensaio Charpy</i>	<i>39</i>
4.2.3 Análise Microestrutural	42
4.2.3.1 Microscopia Óptica	42
4.2.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	43
5 RESULTADOS	44
5.1 Ensaios Mecânicos	44
5.1.1 Ensaio de tração	44

5.1.2 Ensaio Charpy	48
5.1.3 Ensaio de dureza	53
5.1.4 Ensaio de microdureza	56
5.2 Análise Microestrutural	56
5.2.1 Microscopia óptica.....	56
5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	58
6 DISCUSSÃO	66
6.1. Ensaio de tração	66
6.2. Ensaio Charpy	67
6.3. Ensaio de dureza e microdureza.....	69
6.4. Análise Microestrutural.....	70
7 CONCLUSÃO.....	73
CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	74
REFERÊNCIAS	75

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos formam a classe mais utilizada de aços inoxidáveis. Suas propriedades, como alta resistência à corrosão, boa conformabilidade e estabilidade estrutural, conferem a esses materiais a possibilidade de serem empregados em diversas áreas da indústria. Além disso, devido à presença de níquel em sua composição que contribui para a estabilização da austenita, resistência mecânica elevada em alta temperatura e resistência à fluência, eles podem ser usados em aplicações que envolvem temperaturas elevadas, podendo ser usados na fabricação de fornos industriais, trocadores de calor e equipamentos para processamento térmico (CALLISTER, 2013; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; REED, 2006)

O aço inoxidável AISI 310S é da família dos austeníticos, sendo bastante utilizado nessas aplicações em altas temperaturas. O “S” em seu nome indica uma versão com baixo carbono quando comparado ao AISI 310 padrão. Dessa forma, esse material torna-se menos suscetível a transformações deletérias que são clássicas em aços inoxidáveis comuns, como a formação de carbonetos de cromo. Ademais, o alto teor de cromo e níquel nesse aço confere, dentre outras qualidades, uma altíssima resistência à corrosão. Portanto, quando se trata de aplicações mais críticas, o AISI 310S é um forte candidato para a fabricação ou o revestimento do material em questão (ASTM INTERNATIONAL, 2021).

O *flare* (queimador) é um equipamento de extrema importância nas refinarias e plataformas de petróleo, pois é responsável pelo descarte adequado de gases tóxicos e de gases inflamáveis provenientes do alívio de pressão do sistema, cujo descarte diretamente na atmosfera não é permitido. O *flare* deve estar sempre disponível para ação, permanecendo aceso por meio de uma chama piloto (YOUSEFI; FARGHADIN; FARZADI, 2015). As plataformas de petróleo possuem apenas um *flare*, portanto, é imprescindível o seu bom funcionamento, pois, em casos de falhas ou reparos, é necessário cessar todas as operações da plataforma, o que pode ocasionar prejuízos de milhares de dólares.

Desse modo, por operar em situações críticas devido à alta temperatura para o descarte de gases ricos em oxigênio ou, até mesmo, contaminantes como os ácidos sulfúrico e clorídrico, responsáveis pela oxidação em alta temperatura e em uma atmosfera rica em carbono, o *flare* é fabricado com materiais que suportem esse tipo de operação, sendo os mais comuns os aços inoxidáveis austeníticos. Apesar dessas ótimas características, há casos de falha desses materiais relatados na literatura (BAHRAMI *et al.*, 2017; KAEWKUMSAI; KHONRAENG; SATHIRACHINDA, 2013; PARDAL *et al.*, 2011).

Além disso, devido ao meio em que o *flare* opera, algumas fases que são prejudiciais para o material podem ser nucleadas. Apesar do aço 310S ser uma versão com carbono reduzido, pode ocorrer a formação de carbonetos de cromo devido a absorção de carbono do meio, muito por conta da união entre fatores como alta temperatura e uma atmosfera carbonetante, onde o carbono presente no meio, devido ao descarte de gases como hidrocarbonetos, difunde para o material por conta da alta temperatura aumentando, assim, a quantidade de carbono em certas regiões do material. Ademais, devido ao longo período em alta temperatura, também pode ocorrer a formação de fase sigma (σ), que é deletéria para as propriedades mecânicas, pois se trata de uma fase dura presente na matriz macia austenítica, tornando-se uma concentradora de tensão no material. (YOUSEFI; FARGHADIN; FARZADI, 2015; BAHRAMI *et al.*, 2017; KAEWKUMSAI; KHONRAENG; SATHIRACHINDA, 2013; PARDAL *et al.*, 2011; TAVARES *et al.*, 2009; HSIEH; WU, 2012; NIKLAS *et al.*, 2024; ELSHAWESH; ELHOUD; ALAGDAL, 2002; HU *et al.*, 2020; JELANI; BUTT; RAUF, 2024).

Avaliar como a degradação da microestrutura deste aço, quando exposto a condições tão adversas quanto as mencionadas anteriormente, e os reflexos sobre as propriedades, é um passo fundamental para a compreensão dos fenômenos envolvidos e de como agir para mitigar os problemas. Nesse contexto, o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS), da Universidade Federal do Ceará (UFC), realizou uma série de investigações, cujo objeto de estudo é um queimador de plataforma de petróleo fornecido pela Petrobras S.A., no âmbito do projeto de pesquisa Novas Metodologias para Reparos Permanentes de Tubulações de UEPs. O presente trabalho tem como objetivo investigar a microestrutura e as propriedades de um *flare* fabricado com o aço inoxidável austenítico AISI 310S que operou por um longo período em alta temperatura em uma plataforma de petróleo na região do pré-sal brasileiro utilizando ensaios mecânicos como tração, ensaio de impacto Charpy, dureza e microdureza, além de técnicas de caracterização microestrutural utilizando as técnicas de microscopia fotônica e eletrônica de varredura.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo investigar o impacto nas propriedades de um *flare* fabricado em aço inoxidável austenítico AISI 310S que operou por um longo período em alta temperatura em uma plataforma de petróleo na região do pré-sal brasileiro utilizando ensaios mecânicos e técnicas de caracterização microestrutural.

2.2 Objetivos específicos

- Determinar propriedades como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual através do ensaio de Tração. Avaliar o impacto da precipitação de fases secundárias na resistência ao impacto por meio do ensaio Charpy-V. A fim de comparar às propriedades verificadas com amostras do aço AISI 310S como recebido, condição que corresponde ao estado do *flare* antes do início da operação;
- Analisar a microestrutura de amostras de uma das lanças do *flare* e do aço AISI 310S solubilizado utilizando microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV), visando detectar as alterações metalúrgicas sofridas devido à operação em alta temperatura em ambiente oxidante/redutor e, então, compreender as causas de suas distinções quanto à performance mecânica;
- Verificar a influência da absorção de carbono e precipitação de fases secundárias no aumento de dureza/ microdureza das amostras retiradas do *flare*.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são materiais que tem como principal característica uma boa resistência à corrosão, o motivo para essa boa propriedade é a adição de cromo nessas ligas, em teores a partir de 10,5 a 11%p de Cr (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O fato desses materiais serem resistentes ao processo de oxidação se dá por conta da formação de uma camada passivadora causada pela reação do cromo com o oxigênio do meio formando um filme contínuo e aderente de óxido, que atua como barreira à difusão de espécies corrosivas. Essa camada é termodinamicamente estável e possui capacidade de autorregeneração em ambientes oxidantes, desde que o teor de cromo na matriz não seja reduzido por precipitação de carbonetos ou outros compostos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; MARS, FONTANA, NORBERT, 1988). Além disso, os aços inoxidáveis conseguem manter boas propriedades em alta temperatura, até aproximadamente 1000 °C. Por conta dessas características, esse tipo de material é aplicado na fabricação de componentes como caldeiras de vapor, turbina a gás e entre outros (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco tipos: austenítico, martensítico, ferrítico, duplex e endurecidos por precipitação (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2013).

3.2 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são basicamente ligas de Fe-Cr com estrutura cúbica de corpo centrado, normalmente contendo entre 11 e 30% de cromo e baixos teores de carbono e nitrogênio. Esses aços apresentam uma boa estampabilidade, boa resistência à corrosão geral e à oxidação em altas temperaturas, além de custo reduzido devido à ausência de níquel. Contudo, possuem menor tenacidade, especialmente em baixas temperaturas, e podem sofrer fragilização associada à precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma, ou à fragilização a 475 °C, o que exige controle rigoroso de composição e de ciclos térmicos durante a soldagem., mas não possuem uma boa soldabilidade (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2013).

3.3 Aços inoxidáveis martensíticos

Os martensíticos são aços inoxidáveis ferríticos que passam pelo processo de têmpera, formando aços com elevada resistência mecânica, boa resistência ao desgaste, porém pouco dúcteis. Apresentam menor resistência à corrosão quando comparados aos aços

austeníticos e ferríticos, além de menor soldabilidade, sendo suscetíveis à formação de trincas e fragilização na zona termicamente afetada. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2013).

3.4 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex caracterizam-se por uma microestrutura bifásica composta aproximadamente por proporções iguais de ferrita e austenita, o que resulta em elevada resistência mecânica aliada a boa ductilidade e excelente resistência à corrosão, especialmente à corrosão sob tensão e por pite (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2013). O desempenho desses aços está fortemente relacionado ao equilíbrio entre as fases, o qual depende da composição química. Elementos como o nitrogênio desempenham papel fundamental na estabilização da austenita e na melhoria das propriedades mecânicas. Entretanto, os aços duplex são sensíveis à precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma, quando expostos a temperaturas intermediárias, o que pode comprometer significativamente a tenacidade e a resistência à corrosão (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

3.5 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação, são projetados para combinar boa resistência à corrosão com elevada resistência mecânica, obtida por meio de tratamentos de envelhecimento que promovem a precipitação de fases endurecedoras. Esses aços podem apresentar matrizes martensíticas, semi-austeníticas ou austeníticas e oferecem excelente relação resistência/peso e boa estabilidade dimensional (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

3.5 Aços inoxidáveis austeníticos

Por sua vez, os aços inoxidáveis austeníticos são constituídos, em sua maioria, pelos elementos Fe-Cr-Ni e mais alguns elementos de liga em quantidades menores. As ligas desta classe possuem uma estrutura cúbica de face centrada e não são magnéticas como os ferríticos. Além disso, os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma boa soldabilidade, excelente resistência à corrosão, elevada ductilidade e tenacidade, inclusive em baixas temperaturas, e uma melhor resistência a corrosão em altas temperaturas quando comparado com os demais, característica que se deve, principalmente, pela adição de níquel nessas ligas (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2013).

3.1.1 Aço inoxidável austenítico AISI 310S

O AISI 310S é um aço inoxidável austenítico, ou seja, uma liga de ferro-níquel-cromo que, devido aos seus altos teores de cromo e níquel, é utilizada nas indústrias

petroquímicas por conta de suas particularidades, como boa resistência à corrosão e boas propriedades em altas temperaturas. A Tabela 1 apresenta a composição química do aço inoxidável austenítico AISI 310S, segundo a norma ASTM A240/A240M.

Tabela 1 — Composição típica de um aço inoxidável austenítico AISI 310S

Elemento	C	Cr	Ni	Si	S	Mn	P
%	0,08	24,0 - 26,0	19,0 - 22,0	1,5,0	0,015	2,00	0,045

Fonte: ASTM A240/A240M.

Os aços inoxidáveis austeníticos, em geral, também apresentam boas propriedades mecânicas, o que contribui para sua aplicação em diversos setores críticos. Um estudo realizado por Ciro (2001) apresentou as propriedades de diversos aços inoxidáveis austeníticos, conforme mostrado na Tabela 2.

Tabela 2 — Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos

Tipo de Aço ABNT	Estado	Resistência à tração (N/mm²)	Limite de escoamento (N/mm²)	Dureza (HRB)
310	Recozido	665	315	85
314	Recozido	700	350	85
316	Recozido	588	294	79
316L	Recozido	567	294	79

Fonte: Ciro (2001).

Como o aço inoxidável austenítico AISI 310S tem uma pequena diferença química em relação aos demais, suas propriedades são levemente diferentes. De acordo com a Aperam, em um de seus catálogos, o AISI 310S apresenta as propriedades descritas na Tabela 3.

Tabela 3 — Propriedades mecânicas do AISI 310S.

Limite de Resistência	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
580	280	50	80

Fonte: Aperam (2025).

3.1.1.1 Casos de falha de componentes de aço inoxidável austenítico 310S

Mesmo com boas propriedades, existem diversos casos de falha de componentes de AISI 310S relatados na literatura, os quais muitas vezes são causados por alterações metalúrgicas sofridas durante o serviço em alta temperatura, como é o caso, por exemplo, dos componentes desta liga que operam sob atmosfera oxidante/carbonetante (KAEWKUMSAI, KHONRAENG, SATHIRACHINDA, 2013; BAHRAMI *et al.*, 2017).

Pardal *et al.* (2011) realizaram uma análise de falha em uma placa espelhada fabricada em aço inoxidável austenítico AISI 310. A placa faz parte de um gerador de gás inerte, que consiste em uma câmara de combustão destinada à produção de uma atmosfera gasosa inerte ($N_2 + CO_2$), utilizada durante a transferência de óleo em plataformas offshore. Este equipamento possui uma placa de AISI 310S em sua construção, a qual era submetida a um intenso aquecimento na região interna e cuja parte externa era resfriada pela água do mar. Após 3 anos de operação, a placa apresentou trincas que, ao serem investigadas, foram atribuídas a problemas metalúrgicos relacionados ao AISI 310S. Na parte interna, devido ao intenso gradiente térmico, ocorreu precipitação intensa de fase sigma, o que contribuiu para um aumento de dureza e perda de ductilidade, ocasionando a nucleação de trincas. Já na parte externa foi verificada a presença de carbonetos de cromo ($Cr_{23}C_6$), porém, a região externa não atingia temperaturas superiores a 100 °C, levantando a hipótese de que esses carbonetos foram formados no processo de fabricação do material, devido a algum trabalho a quente seguido de um lento resfriamento. Como essa região estava em contato com a água do mar, ou seja, com íons Cl^- , ocorreu corrosão sob tensão nessas regiões, contribuindo para a falha do material.

Uma pesquisa realizada por Bahrami *et al.* (2017), com o aço inoxidável AISI 310, sendo o AISI 310S uma variação do mesmo, relata a falha de tubos de aço inoxidável AISI 310, utilizados como tubos radiantes em um forno. O material operava em uma faixa de temperatura de 480-700°C em regime intermitente, ou seja, sendo ligado e desligado. Após 5 anos de operação, o componente apresentou fissuras nos tubos. A análise microestrutural desses materiais revelou uma intensa precipitação de fase sigma, associada a carbonetos de cromo, nos contornos dos grãos. A fase sigma é uma fase deletéria, por tratar-se de uma fase endurecida, em muitos casos, agindo como concentradora de tensão, sendo assim, responsável pela fragilização do material. Em altas temperaturas, ela não é extremamente prejudicial, porém, em baixas temperaturas, torna-se um grande problema, pois deixa o material extremamente frágil, devido a sua elevada dureza. Mesmo no interior de uma matriz dúctil, ela se torna um concentrador de tensão para aquela região, podendo ocasionar a nucleação de trincas. Como o

regime de operação do material é de forma intermitente, ou seja, ele passa períodos desligado, surgiram hipóteses sobre a formação das fissuras. Durante a operação em alta temperatura e o subsequente resfriamento após o desligamento, formaram-se carbonetos de cromo e, depois de um certo período de operação, formou-se a fase sigma que, após certo tempo, destacou-se da matriz do material em alguma dessas pausas de operação, gerando vazios que posteriormente viriam a gerar fissuras no material.

3.1.1.2 Precipitação de fases secundárias no aço inoxidável austenítico 310S

Em aços inoxidáveis austeníticos que operam em alta temperatura, é comum ocorrer a precipitação de fases secundárias. As propriedades destas fases podem ser determinantes para a aplicabilidade do componente. De acordo com o estudo de Pardal *et al.* (2009), em temperaturas entre 600 e 800 °C, há precipitação de carbonetos do tipo Cr₂₃C₆ e da fase sigma. Os carbonetos se formam ao longo dos contornos de grão, endurecendo essas regiões. Outro fator é que por serem ricos em cromo, os carbonetos captam o cromo das regiões adjacentes, empobrecendo-as. Dessa forma os materiais se tornam suscetíveis à corrosão pelo fenômeno conhecido como sensitização.

Já a fase sigma é considerada uma fase deletéria para o material, pois se trata de uma fase dura em uma matriz macia (austenítica), ou seja, aumenta a dureza do material, mas diminui a tenacidade e, por conta disso, as regiões que nucleiam essas fases tornam-se concentradoras de tensão, podendo nuclear trincas. Essa fase é rica em cromo e, quanto maior a concentração de cromo, mais rápida é a nucleação da fase sigma.

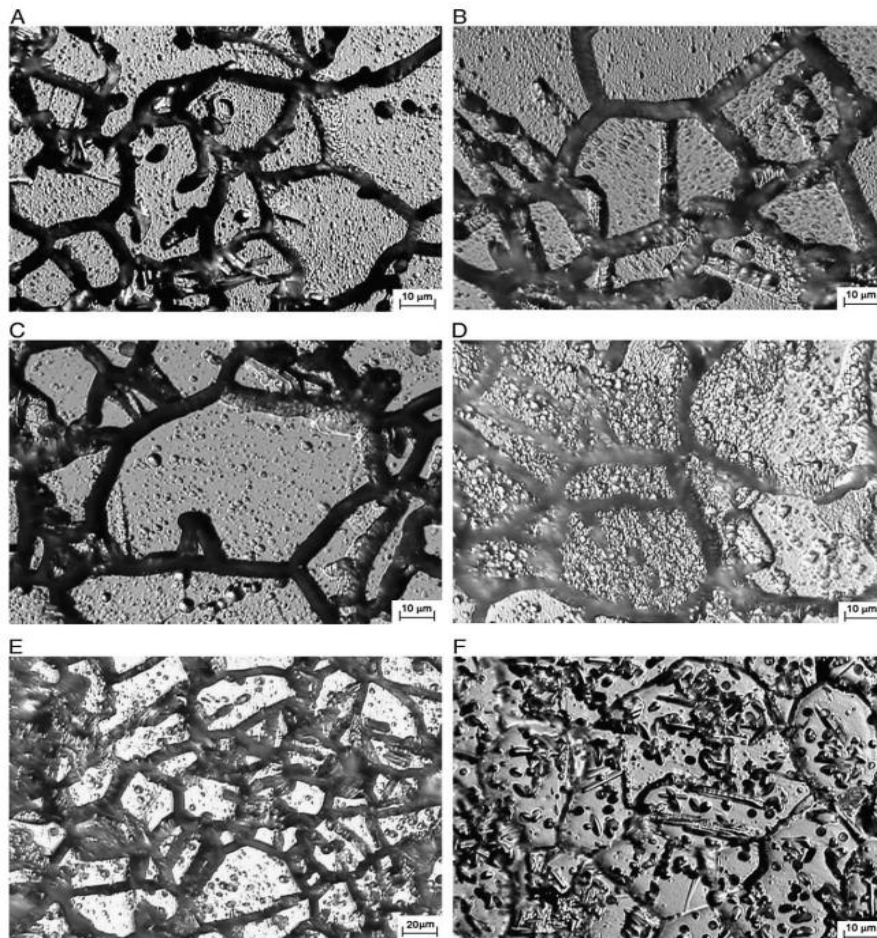
De acordo com Hsieh e Wu (2012), a fase σ pode ser precipitada por 3 mecanismos diferentes. O primeiro trata da formação desta fase através da ferrita delta; por conta de seu alto teor de cromo, em altas temperaturas, a ferrita delta pode servir como sítio nucleador da fase σ . A segunda possibilidade seria por meio da interface entre a ferrita delta e a austenita, pois esta é uma região de muita energia, a qual pode servir como sítio nucleador de fases. A terceira possibilidade trata da nucleação de fase sigma diretamente da austenita, porém, para isso ocorrer, necessita-se de várias horas em alta temperatura, assim sendo, entre as três, a possibilidade mais difícil. Isso ocorre pelo fato desta ser uma precipitação utilizando um átomo substitucional na austenita também dificulta, por conta da dificuldade do processo difusional, além disso, a fase σ apresenta uma certa incoerência com a matriz austenítica.

De acordo com Padilha e Rios (2002), em uma região com carbono e nitrogênio, os carbonetos e nitretos precipitam primeiro que a fase σ . Ademais, os carbonetos e a fase sigma não costumam precipitar na mesma temperatura, enquanto a precipitação de carbonetos

acontece em uma temperatura mais baixa (em torno de 600 °C) e mais rápido, a fase sigma nucleia cada vez mais em temperaturas mais altas (em torno de 700 a 800 °C) e é necessário um tempo maior para isso ocorrer.

A Figura 1 mostra a microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 310S após tratamento térmico de envelhecimento, para diversos tempos e temperaturas de tratamento. Observando essa figura é possível perceber que a precipitação de fase sigma não está só relacionada a temperatura, mas também ao tempo em que o material fica exposto a ela. Na Figura 1E e F, a temperatura de tratamento foi a mesma, porém o tempo na Figura 1F foi bem maior, ocasionando uma nucleação bem maior da fase sigma no material.

Figura 1 — Microestrutura do aço inoxidável AISI 310S revelada com ataque 10% de ácido oxálico, 8 V, 60 s: (a) envelhecimento a 600 °C por 210 h; (b) envelhecimento a 650 °C por 100 h; (c) envelhecimento a 700 °C por 100 h; (d) envelhecimento a 750 °C por 4 h; (e) envelhecimento a 800 °C por 4 h; (f) envelhecimento a 800 °C por 210 h.



Fonte: Pardal *et al.* (2009).

3.2 Ensaio mecânicos

Com o advento de novas tecnologias, surgiu a necessidade de se ter um controle de qualidade ainda maior dos materiais. Dessa forma, buscou-se maneiras de testar e garantir até que ponto os materiais podem ser forçados, ou seja, quanto de carga um material suporta ou o quanto ele pode ser tracionado. Com isso, os ensaios mecânicos ganharam mais espaço na indústria. Eles podem ser divididos em dois grandes grupos, os ensaios destrutivos e os ensaios não destrutivos.

Os ensaios destrutivos são denominados assim por, em certos casos, romperem o material, ou deixarem marcas, como punções que se tornam concentradoras de tensão, ou seja, não são adequados para serem realizados em materiais que estão em operação. Ensaio de tração, dureza, microdureza e Charpy são exemplos de ensaios mecânicos destrutivos.

Já os ensaios não destrutivos recebem esse nome por não causarem uma influência posterior no material, ou seja, não causam danos algum no material ensaiado, podendo ser possível sua utilização em materiais em operação, o que é uma grande vantagem. Alguns exemplos são o ensaio visual, líquidos penetrantes, ultrassom e ensaio de partículas magnéticas (SEDUC, 2012; CALLISTER, 2013).

3.2.1 Ensaio de tração

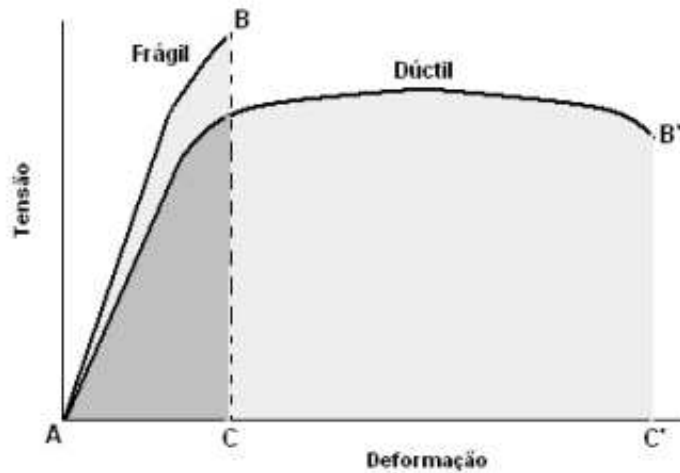
Em muitas operações é comum o material ser submetido a um esforço de tração, muito observado na ancoragem de prédios e pontes, ou seja, é necessário que o material suporte essa solicitação mecânica constantemente, sem falhar. Portanto, são realizados ensaios de tração para verificar o comportamento do material nessas condições.

O ensaio consiste em aplicar um esforço uniaxial no material fazendo com que ele tenha um alongamento, podendo chegar até a ruptura. Dessa forma, é possível verificar o regime elástico, ou seja, uma faixa de tensão em que o material irá sofrer uma deformação, mas, após cessar o esforço, irá ocorrer uma recuperação completa, chamada de recuperação elástica e, além disso, também verificar o regime plástico, onde, em uma faixa de tensões, o material irá sofrer uma deformação permanente, podendo chegar até a ruptura (CALLISTER, 2013).

Dessa forma, ele pode ser utilizado para avaliar diversas propriedades mecânicas dos materiais de grande importância em projetos de máquinas e equipamentos mecânicos, é também bastante utilizado como teste para controle de especificações da matéria prima fornecida. Sua ampla utilização na indústria de componentes mecânicos deve-se à vantagem de fornecer dados quantitativos das características mecânicas dos materiais, como limite de

resistência à tração, limite de escoamento, módulo de elasticidade, módulo de resiliência, módulo de tenacidade, ductilidade, coeficiente de encruamento e coeficiente de resistência (LOPES, 2011).

Figura 2 — Curvas tensão x deformação para um material (área sombreada sob a curva do regime elástico) frágil e um material dúctil (limite convencional de 0,2%)

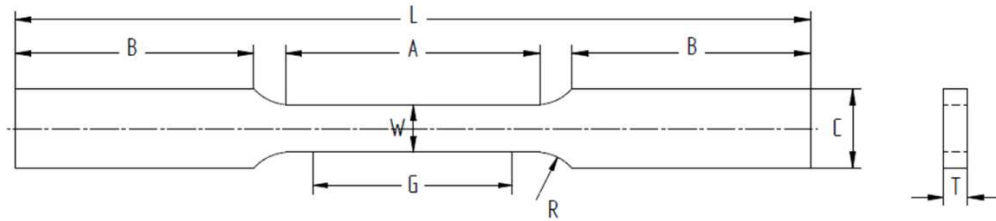


Fonte: (CERMAT/UFSC, 2015).

Na Figura 2, pode-se verificar o comportamento de diferentes materiais durante o ensaio, sendo possível descobrir suas características. Materiais que são frágeis possuem uma região plástica muito pequena, ou seja, a partir do momento em que o material ultrapassa a zona elástica, ocorre a ruptura. Já os materiais dúcteis têm como característica uma zona plástica maior, dessa forma, suportam um nível de deformação bem superior em relação ao material frágil. Além disso, calculando a área embaixo da curva, é possível obter a tenacidade do material. Portanto, o ensaio de tração é um dos mais completos quando se trata de descobrir propriedades dos materiais.

A Figura 3 e a Tabela 4 apresentam as características geométricas do corpo de prova para o ensaio de tração utilizado no presente trabalho.

Figura 3 — Representação do corpo de prova de tração



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 4 — Dimensões dos corpos de prova de tração

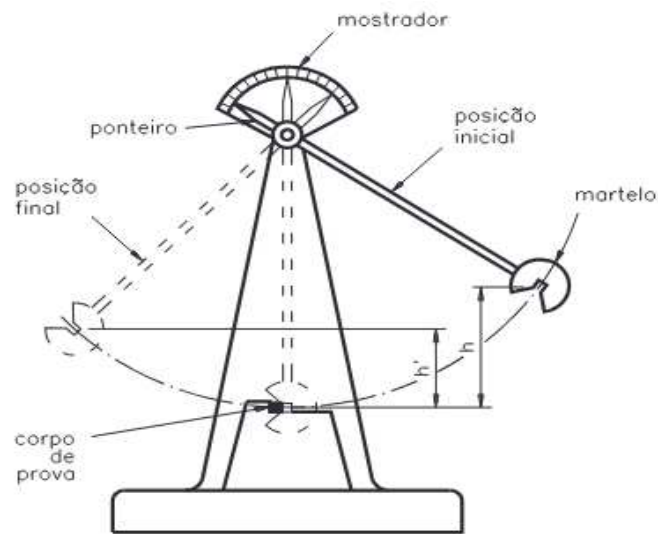
Descrição	
G	Comprimento inicial
W	Largura
T	Espessura
R	Raio de concordância
L	Comprimento total
A	Comprimento paralelo
B	Comprimento da região de engate
C	Largura da região de engate

Fonte: ASTM E8M.

3.2.2 Ensaio Charpy

O ensaio de impacto, também conhecido como ensaio Charpy, surgiu com a necessidade de se ter uma noção da capacidade dos materiais suportarem um esforço dinâmico. Em muitas aplicações, os materiais estão sujeitos a impactos com certa velocidade de componentes externos, há uma baixa temperatura ou, até mesmo, a operar com a presença de trincas ou entalhes (SCHAEFFER, 2016). Dessa forma, o ensaio Charpy consiste em aplicar uma carga, utilizando um martelo que pode ter diferentes forças e com um movimento pendular (Figura 4), ou seja, força em conjunto com velocidade torna-se em energia.

Figura 4 — Representação máquina de ensaio Charpy



Fonte: SCHAEFFER, 2016.

Portanto, o ensaio busca obter a quantidade de energia que aquele determinado material consegue absorver. O pêndulo (martelo) é liberado da sua posição inicial com uma certa energia potencial gravitacional, dada pela Equação 1 (HALLIDAY; RESNICK, 1992).

$$U \equiv mgh \quad (\text{Equação 1})$$

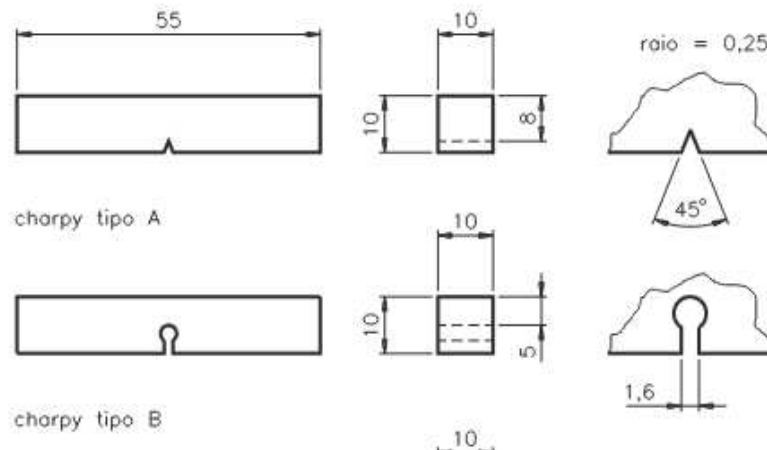
De acordo com os fenômenos físicos, levando em conta a conservação de energia, a energia potencial gravitacional irá se transformar em energia cinética ao iniciar o movimento e, no fim do ciclo de movimento, iria retornar com a mesma quantidade de energia gravitacional. A Equação 2 (HALLIDAY; RESNICK, 1992) afirma que a variação de energia mecânica total é igual a 0.

$$\Delta E = 0 \quad (\text{Equação 2})$$

Porém, como não se trata de um sistema perfeito, sempre existem perdas por atrito que devem ser consideradas no ensaio. De acordo com o procedimento do ensaio Charpy elaborado pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS), “as perdas por atrito e resistência do ar não devem exceder 0,4% do fundo de escala que está sendo usado e não devem mudar em mais de 10% do percentual das perdas medidas anteriormente na máquina”. Dessa forma, após a realização do ensaio, a energia absorvida pelo material é dada pela variação da energia mecânica do movimento, pois irá ocorrer uma perda de energia do pêndulo quando ele colide com o corpo de prova.

É necessário ressaltar que os corpos de prova para este ensaio precisam possuir um entalhe, ou seja, um concentrador de tensão que irá contribuir com a fratura do material. Os tipos de entalhe variam de acordo com a ductilidade do material podendo ser mais ou menos severos a depender da necessidade. Na Figura 5, mostram-se exemplos de entalhes.

Figura 5 — Tipos de entalhe



Fonte: SCHAEFFER, 2016

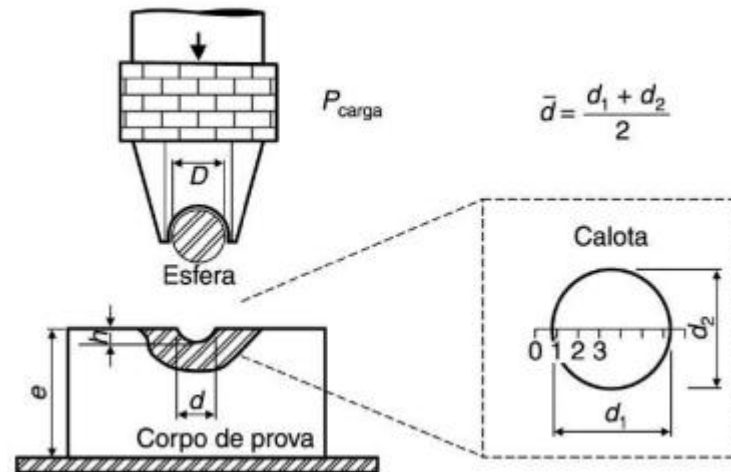
3.2.3 Ensaio de dureza

No contexto da metalurgia, a dureza de um material pode ser descrita como a resistência à deformação plástica. Antigamente a dureza dos materiais era medida por sua capacidade de ser riscado por certos minérios, dessa forma foi criada a escala MOHS. Porém, essa escala não tornava possível medições muito precisas, pois muitos metais se encontravam na mesma faixa de dureza, mesmo com características totalmente diferentes. Portanto, surgiu a necessidade da criação de novos ensaios para a determinação da dureza dos metais. Os ensaios de dureza, na classificação quanto a penetração, podem ser divididos em 3 principais tipos: os ensaios de dureza Brinell, dureza Rockwell e dureza Vickers.

No caso da dureza Brinell, o ensaio (Figura 6) consiste em imprimir uma carga F , utilizando uma esfera de carboneto de tungstênio (mais comum) ou de aço temperado, com diâmetro D , sobre a superfície plana do material, durante um certo tempo t , formando uma calota esférica de diâmetro d . O valor da dureza é calculado com base em uma relação matemática entre a carga aplicada F e a área da calota esférica impressa no material ensaiado (A_c), conforme a Equação 3. (ETEC Jorge Street, 2020).

$$HB = F/A_c \quad (\text{Equação 3})$$

Figura 6 — Representação esquemática do ensaio de dureza Brinell

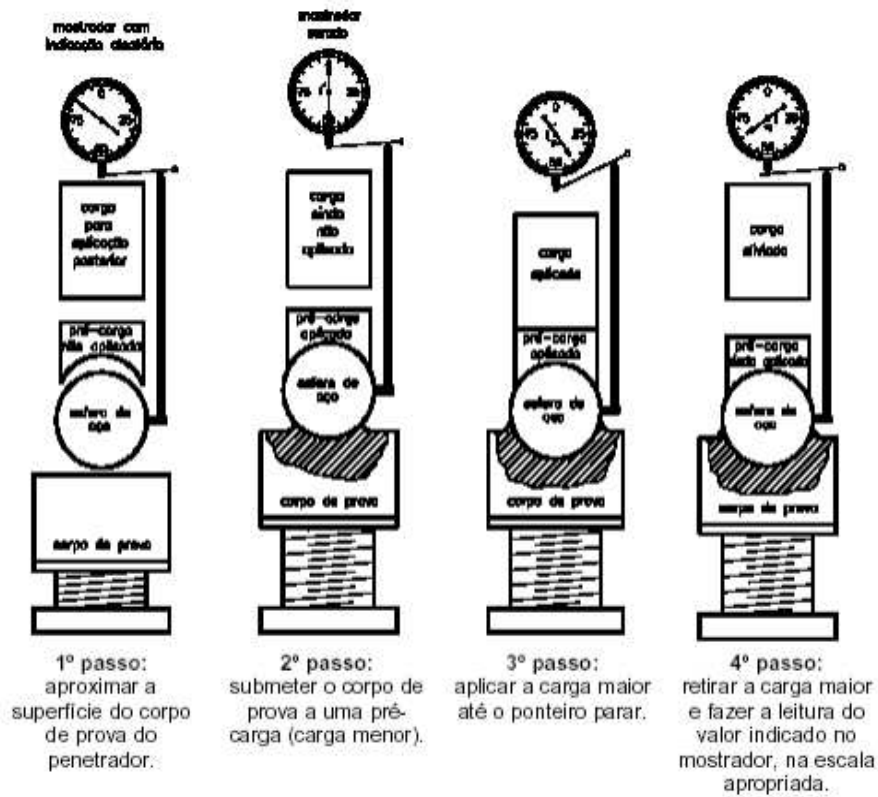


Fonte: ETEC Jorge Street (2020).

Já a dureza Rockwell (Figura 7) é utilizada em larga escala e sem muitas restrições. Neste ensaio, a carga é aplicada por etapas, em um primeiro momento é aplicada uma pré-carga, com o intuito de promover um contato firme entre o penetrador e o material ensaiado, em seguida é aplicada a carga máxima. Os penetradores podem ser de dois tipos, uma esfera de aço temperado ou um cone de diamante. A máquina padrão mede a dureza Rockwell normal, utilizada para usos gerais de medição de dureza, existe uma outra máquina que mede a dureza Rockwell superficial, utilizada para casos específicos como avaliação de dureza em folhas finas ou lâminas, ou camadas superficiais de materiais.

Existe uma escala para cada um desses dois tipos de ensaio, baseada na carga máxima que pode ser aplicada e na faixa de dureza que pode ser empregada, dessa forma, surge uma nomenclatura nos ensaios de dureza que é muito encontrada no âmbito metalúrgico, a chamada Rockwell C ou HRC (do inglês *Hardness Rockwell C*), sendo C a escala que é mais comum quando se trata de aços em geral. Porém, uma limitação desse ensaio é que suas escalas não apresentam uma continuidade, portanto, caso um material se encontre no limite de uma escala e no início de outra, não podem ser comparados entre si.

Figura 7 — Representação esquemática do ensaio de dureza Rockwell



Fonte: JORGESTREET (Ensaio de Dureza – Dureza Rockwell).

A dureza Vickers, ilustrado na Figura 8, foi a última a ser desenvolvida e busca resolver as limitações dos demais ensaios, dessa forma, podem ser aplicado para praticamente todos os materiais. O ensaio se baseia na resistência que o material apresenta a penetração do indentador, uma pirâmide de diamante de base quadrada com o ângulo das faces de 136° . O valor da dureza é obtido de forma semelhante ao do ensaio Brinell, uma relação entre a força aplicada e a área de impressão deixada no corpo ensaiado, de acordo com a Equação 4.

$$HV = F/A \quad (\text{Equação 4})$$

A área pode ser calculada a partir das diagonais, conforme a Equação 5, onde d pode ser obtido pela Equação 6.

$$A = (d^2 / 2) * \text{sen}(136^\circ/2) \quad (\text{Equação 5})$$

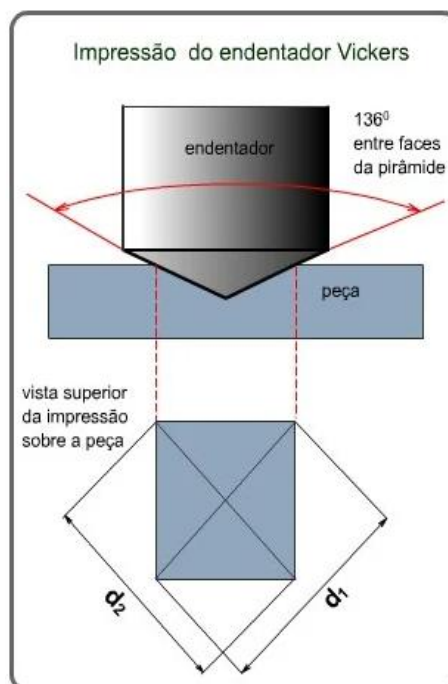
$$d = (d1 + d2)/2 \quad (\text{Equação 6})$$

Assim, pode-se calcular a dureza Vickers utilizando a Equação 7.

$$HV = (1,8544 * F)/d^2 \quad (\text{Equação 7})$$

O tempo de aplicação da carga varia de 10 a 15 segundo e o resultado obtido no ensaio pode ser representado da seguinte forma: 145 HV 10, sendo a numeração 145 referente ao valor da dureza Vickers e 10 referente à carga aplicada (10 kgf). Além disso, o espaçamento entre as impressões deve ser de 2,5x o valor da diagonal e a distância das bordas também deve ter esse mesmo valor.

Figura 8 — Representação esquemática do ensaio de dureza Vickers



Fonte: Lopes (2011).

3.2.4 Ensaio de microdureza

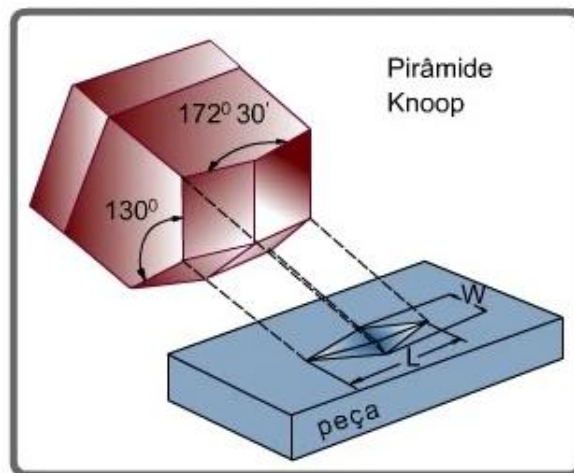
Após um tempo, surgiu a necessidade de medir durezas de pequenas áreas do material, podendo ser para verificação de um gradiente de dureza em uma região que sofreu carbonetação ou, até mesmo, de grãos para avaliar os microconstituintes ou fases presentes. A impressão causada na amostra é de escala microscópica, com faixa de 1 a 200 gf (ABNT, 2019). Dessa forma, o ensaio pode ser dividido em duas formas: a microdureza Vickers e a microdureza Knoop (LOPES, 2011).

O ensaio Knoop (Figura 9) promove uma impressão em forma de pirâmide, com uma relação entre as diagonais de 7:1 e a profundidade de indentação que é cerca de 1/30 do

comprimento. O valor de dureza é calculado a partir da Equação 8, onde F é a carga aplicada, C é uma constante e L é o comprimento da maior diagonal.

$$KNH = F/C * L^2 \quad (\text{Equação 8})$$

Figura 9 — Representação esquemática do ensaio de microdureza knoop



Fonte: CIMM.

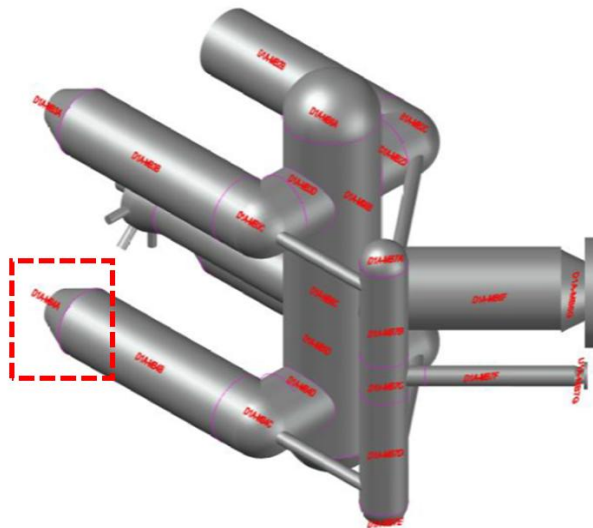
O ensaio de microdureza Vickers é bem semelhante ao da dureza padrão, a principal diferença é somente o valor da carga aplicada, sendo utilizada a mesma fórmula para o cálculo de dureza. As vantagens em relação ao teste Knoop são uma menor sensibilidade às condições da superfície e mais sensível.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

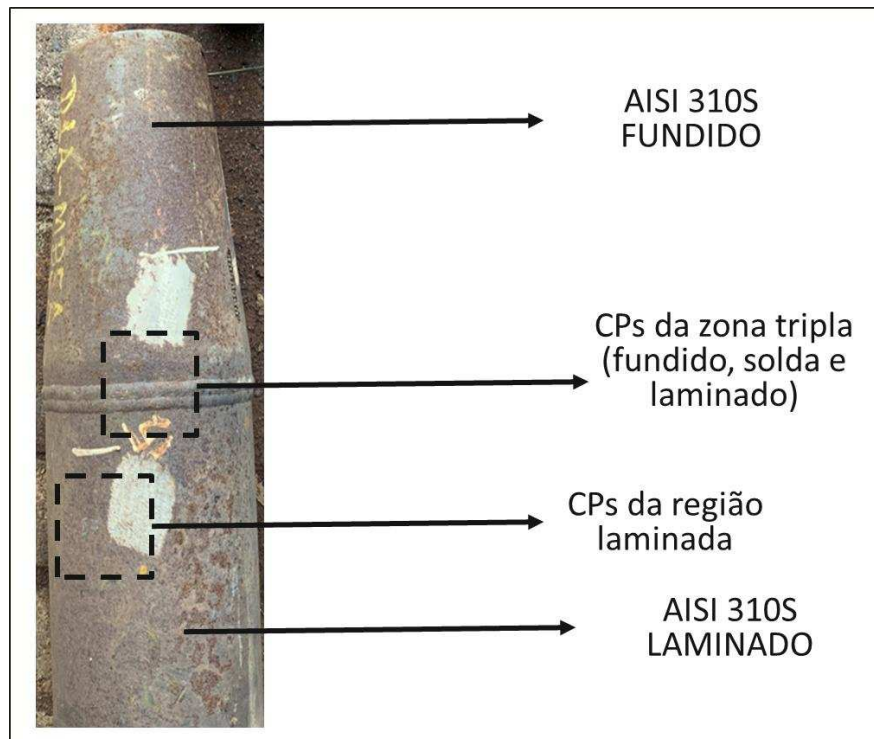
4.1 Material de estudo

Para avaliar a influência das condições operacionais em alta temperatura na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 310S, as amostras estudadas neste trabalho foram retiradas de uma chapa fabricada com este aço e, também, de uma das lanças de um *flare* que operou durante um longo período em uma plataforma de petróleo *offshore* localizada na região do pré-sal brasileiro. Na Figura 10, apresenta-se uma representação da ponta do *flare* estudado, indicando a lança selecionada para análise no presente trabalho. Na Figura 11, está representada a lança utilizada no trabalho e destacado na imagem o local de retirada dos corpos de prova utilizado nos ensaios.

Figura 10 — Perspectiva da ponta do *flare* indicando a lança estudada no presente trabalho



Fonte: Relatório de Projeto (LPTS).

Figura 11 — Lança retira do *flare*

Na Tabela 5, é informada a composição química da chapa de AISI 310S, bem como a composição química da ponta cônica e do tubo conformado do *flare*. O carbono não está presente pois o aparelho utilizado não captava.

Tabela 5 — Composição química do metal base AISI 310S e da lança do *flare*

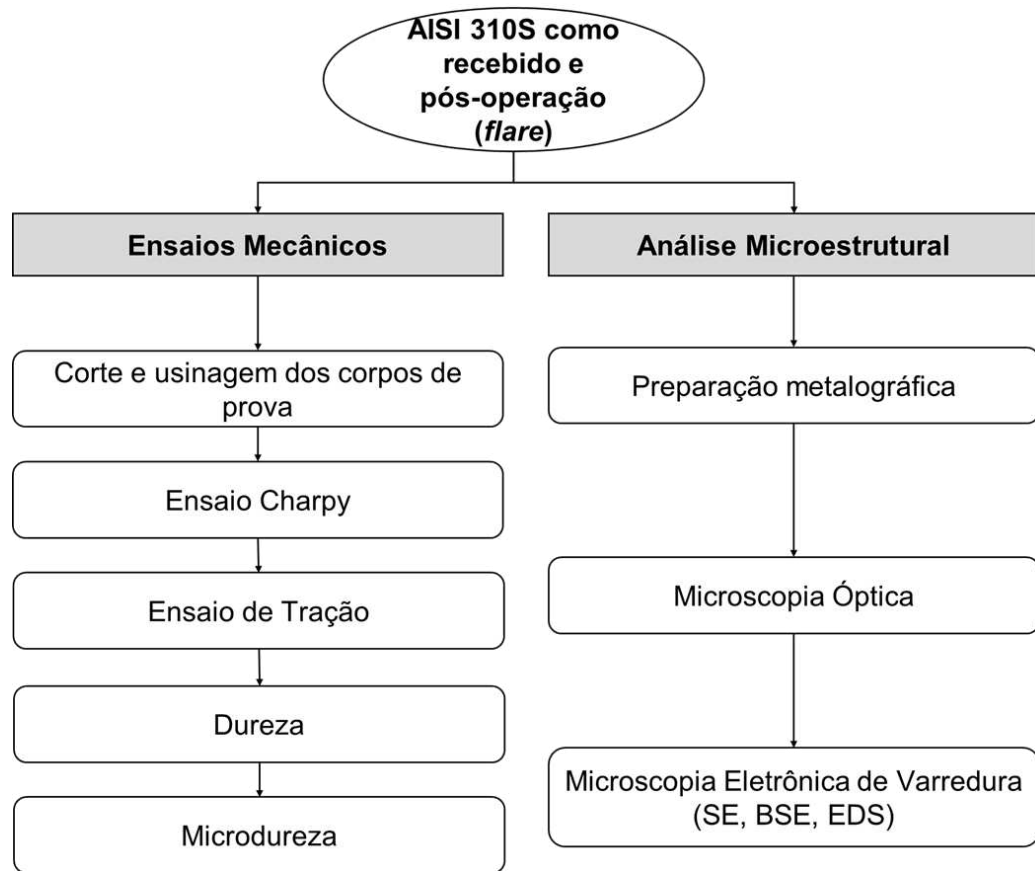
Material	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Nb	Al	Si	Ti	P	C
Chapa	52,36	28,87	19,48	1,34	0,06	0,01	0,01	0,76	0,01	0,03	0,07
Ponta cônica fundida	52,24	25,14	21,25	0,63	0,07	0,004	-	-	0,04	-	-
Tubo conformado	53	24,8	19,6	1,38	0,36	0,006	-	-	0,04	-	-

Fonte: elaborada pelo autor.

4.2 Métodos

Neste tópico, serão descritas as etapas da metodologia do presente trabalho. As análises foram subdivididas em duas rotas: ensaios mecânicos e análise microestrutural. A Figura 12 apresenta um fluxograma das etapas, que contém a especificação dos ensaios realizados e das técnicas utilizadas.

Figura 12 — Fluxograma de etapas da metodologia



Fonte: elaborada pelo autor.

Os ensaios mecânicos, a preparação metalográfica e a caracterização macroestrutural e microestrutural foram realizados no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará (UFC). Além disso, algumas análises utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura também foram realizadas na Central Analítica da UFC.

4.2.1 Corte dos materiais

O aço AISI 310S como recebido foi obtido na forma de chapa grande, com 10 mm de espessura. A chapa grande foi seccionada em chapas menores pelo processo de corte à plasma. Em seguida, para produção dos corpos de prova, foi utilizada uma cortadeira metalográfica com um disco abrasivo. Por sua vez, a ponta da lança do *flare* foi separada do restante da estrutura do *flare* com uma esmerilhadeira. Em seguida, a ponta da lança foi cortada usando uma serra fita automática, conforme mostrado na Figura 13a. Também na serra fita grande, as duas partes indicadas na Figura 13b, foram separadas ao meio, o que resultou em 4 partes.

Figura 13 — (a) corte da lança do *flare* na serra fita (b) lança após o corte



Fonte: elaborado pelo autor.

É válido ressaltar que estas partes do *flare* possuem uma solda realizada durante a fabricação deste equipamento, para unir uma ponta cônica, que é um material fundido, ao tubo da lança, o qual foi laminado à quente. Nos resultados das análises microscópicas, a diferença microestrutural destas regiões, dos dois tipos de metal base e da solda, são evidenciadas.

4.2.2 Ensaios mecânicos

Para avaliar as propriedades mecânicas do aço AISI 310S como recebido e pós- operação em alta temperatura e em atmosfera carbonetante oxidante/reutora (lança do *flare*), foram realizados diversos ensaios mecânicos, tais como: ensaio de tração, ensaio Charpy, ensaio de dureza e ensaio de microdureza. A seguir, serão apresentadas a metodologia de cada ensaio, as normas seguidas e um detalhamento da preparação de corpos de prova.

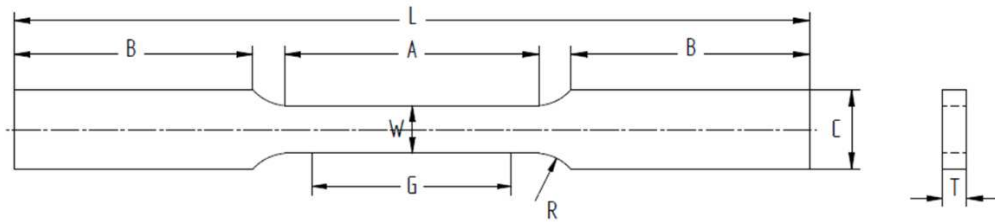
4.2.2.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi feito de acordo com a norma ASTM E8M. Foram ensaiados os seguintes tipos de corpos de prova: (a) AISI 310S na condição como recebido, (b) Corpos de prova retirados do *flare*. Os materiais foram cortados utilizando tanto a serra fita quanto a cortadeira metalográfica para os cortes mais precisos.

Após o corte dos materiais, eles foram usinados para o formato e as dimensões desejadas, como mostrado na Figura 14 e na Tabela 6. Os CPs de tração da zona tripla (fundido, solda e laminado) passaram por uma etapa adicional antes de ficarem com as dimensões ideais,

eles foram lixados utilizando as lixas de granulometria #600 e #1200, polidos com alumina e realizado um ataque eletrolítico com Ácido oxálico 3,5V durante 30s para revelar a região da solda, em seguida, foi marcado o centro da solda. Após isso, as peças retornaram ao centro de usinagem para ajustes nas dimensões com a solda centralizada.

Figura 14 — Representação do corpo de prova de tração



Fonte: ASTM E8M.

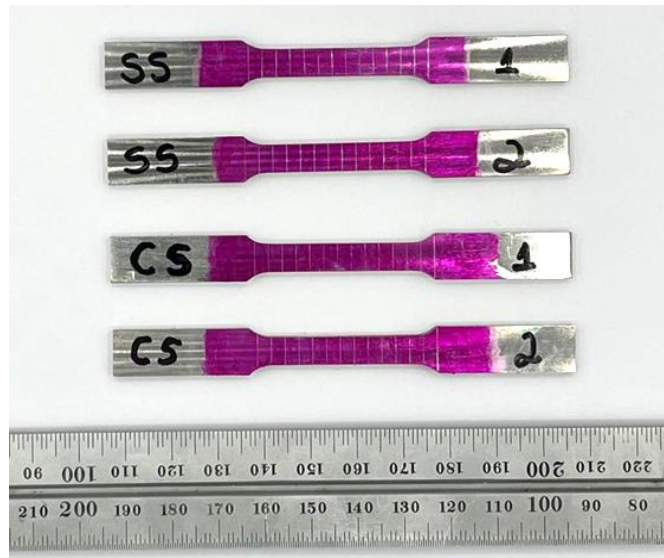
Tabela 6 — Dimensões dos corpos de prova de tração

Descrição	Dimensões (mm)
Comprimento Inicial (G)	25
Largura (W)	6
Espessura (T)	3
Raio de concordância (R)	6
Comprimento total (L)	100
Comprimento paralelo(A)	32
Comprimento da região de engate (B)	30
Largura da região de engate (C)	10

Fonte: Norma ASTM E8M.

Após usinados, o comprimento inicial dos corpos de prova foi pintado com uma tinta rosa e foram feitas marcações em todo seu comprimento com uma distância de 3 mm entre elas, posteriormente foram usadas para medir o alongamento total do CP de acordo com a norma ISO 6892-1:2009(E), vale ressaltar que o L_0 utilizado foi 24 mm. A Figura 15 apresenta os corpos de prova após toda a preparação.

Figura 15 — Corpos de prova de tração após preparação



Fonte: elaborado pelo autor.

As amostras foram tracionadas até a ruptura na máquina de tração MTS, utilizando um extensômetro para determinar o limite de escoamento, como mostrado na Figura 16. Após essa etapa, foi utilizado o estereomicroscópio para, com o auxílio das marcações feitas anteriormente, medir o alongamento de cada corpo de prova.

Figura 16 — Máquina de tração MTS Landmark



Fonte: elaborado pelo autor.

4.2.2.3 Dureza

Amostras do material como recebido e da zona tripla retirada do *flare* foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers, utilizando 1 kgf. Em cada amostra foram realizadas 10 indentações, no material da zona tripla foram feitas 3 indentações na região laminada, 3 na região fundida e 4 na região da solda, 2 na parte superior e 2 na parte inferior. No material como

recebido, foram realizadas 5 indentações em cada extremidade da peça. A Figura 17 apresenta a máquina de dureza Zwick/Roell utilizada para realizar os ensaios de dureza nas amostras.

Figura 17 — Máquina de dureza modelo ZHU250CL



Fonte: elaborado pelo autor.

4.2.2.4 Microdureza

Além da dureza normal, as amostras do material como recebido e da zona tripla foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, utilizando 10 gf, na máquina apresentada na Figura 18. No material como recebido, foi realizado um mapa de microdureza no centro da peça, com 25 indentações distando 30 microns entre elas.

No material da zona tripla, inicialmente, foi realizado um vetor no centro da amostra pegando as 3 regiões (laminado, fundido e metal base). Após essa etapa, foi realizado um *line scan* do topo da solda ao centro e, por conta da distinção de dureza entre estas regiões, optou-se por realizar um mapa de microdureza que as abrangesse. O mapa de microdureza possui cerca de 2 mm de comprimento, sendo 15 microns a distância entre indentações; a distância da borda da peça para o início do mapa é de 16 microns e foram feitas 1197 indentações.

Figura 18 — Máquina de microdureza modelo LM-110AT

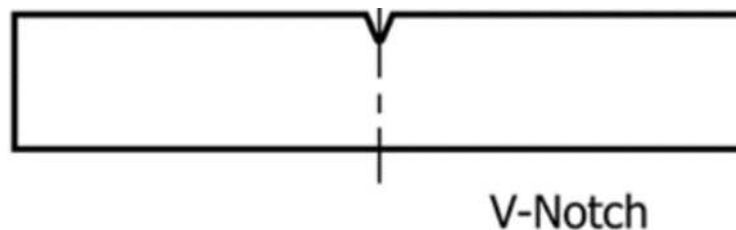


Fonte: elaborado pelo autor.

4.2.2.5 Ensaio Charpy

Os corpos de prova Charpy foram retirados do material como recebido, zona tripla e região laminada do *flare*. Os cortes foram feitos na serra média e na cortadeira metalográfica, com cerca de 70 mm de comprimento e 20 de largura. Após essa etapa, os CPs foram encaminhados para o centro de usinagem, onde foram planificados e ajustados para as dimensões corretas, de acordo com a Figura 19 e a Tabela 7. Para as peças com solda, antes do ajuste de tamanho, elas foram lixadas com as lixas de #600 e #1200, polidas com alumina e atacadas para revelar o centro da solda, em seguida voltaram para o centro de usinagem e foram trabalhadas para se obter as dimensões corretas com a solda centralizada. Vale ressaltar que os corpos de prova utilizados no ensaio são reduzidos.

Figura 19 — Representação dos corpos de prova de Charpy



Fonte: ASTM E23-18.

Tabela 7 — Dimensões dos corpos de prova de Charpy

Descrição	Dimensões (mm)
Comprimento (L)	55
Largura (W)	10
Espessura (T)	3

Fonte: ASTM E23-18.

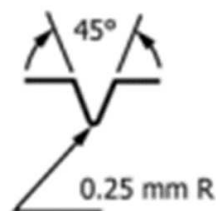
Após a etapa de usinagem, os corpos de prova foram entalhados. O entalhe foi feito utilizando uma brochadeira, como mostrado na Figura 20, respeitando as especificações da norma ASTM E23-18; ou seja, um entalhe em “V” de 45°, como mostrado na Figura 21, feito no centro da amostra. Após o processo de entalhe, as amostras foram macrografadas e estão sendo apresentadas na Figura 22.

Figura 20 — Máquina de corte L71-UV



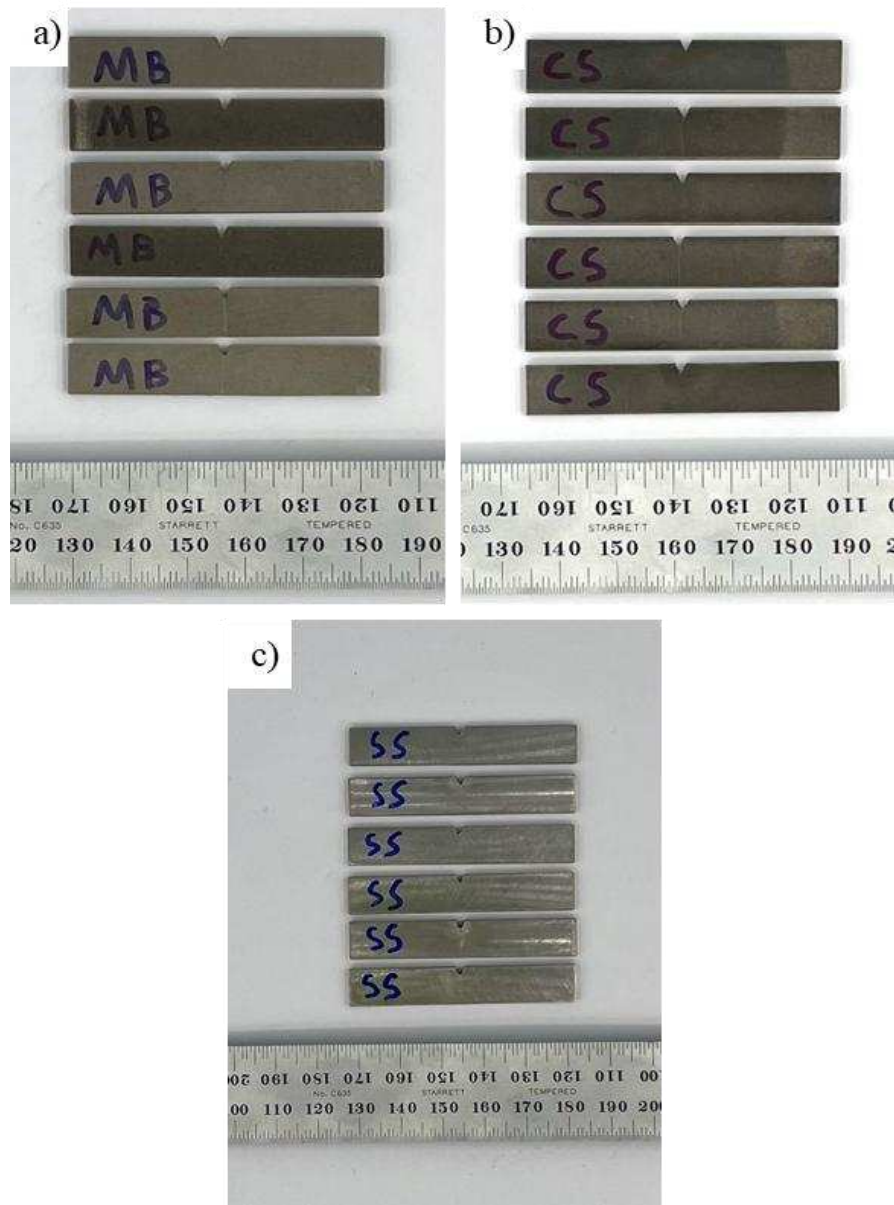
Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 21 — Modelo de entalhe



Fonte: ASTM E23-18.

Figura 22 — Corpos de prova para ensaio Charpy: (a) material como recebido, (b) zona tripla e (c) região laminada.



Fonte: elaborado pelo autor.

A etapa subsequente foi a realização dos ensaios com a máquina TIME JB-W750L, representada na Figura 23. O pêndulo usado foi o de 300 J e os resultados de energia absorvida foram obtidos através de um programa próprio da máquina. Também foi utilizado a medição analógica do equipamento para conferir os resultados.

Figura 23 — Máquina de ensaio Charpy TIME JB-W750L



Fonte: elaborado pelo autor.

4.2.3 Análise Microestrutural

4.2.3.1 Microscopia Óptica

As amostras referentes ao material como recebido e da zona tripla foram preparadas para análise microestrutural. Elas foram lixadas até a lixa de granulometria #5000 e, em seguida, polidas até a pasta de $\frac{1}{4}$ de micron. Após essa etapa, as amostras foram atacadas com Ácido oxálico 3,5V 30s para revelar a microestrutura e, em seguida, micrografadas no microscópio óptico apresentado na Figura 24. Além disso, após o ensaio de microdureza, foi realizada uma nova análise por microscopia óptica para evidenciar as indentações e verificar quais regiões do material elas atingiram.

Figura 24 — Microscópio Óptico ZEISS



Fonte: elaborado pelo autor.

4.2.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

As amostras referentes ao metal base como recebido, da zona tripla e da região de fratura do corpo de prova de tração passaram pelas mesmas etapas de preparação das amostras para microscopia ótica, com o acréscimo de uma etapa adicional, que foi o polimento com sílica coloidal de granulometria de 0,03 microns, para remoção da camada deformada subsuperficial. Após a etapa de preparação, as amostras foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) e foi realizada análise por meio de Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X, (EDS), com o intuito de obter informações acerca da composição química de certas regiões dos materiais estudados no presente trabalho.

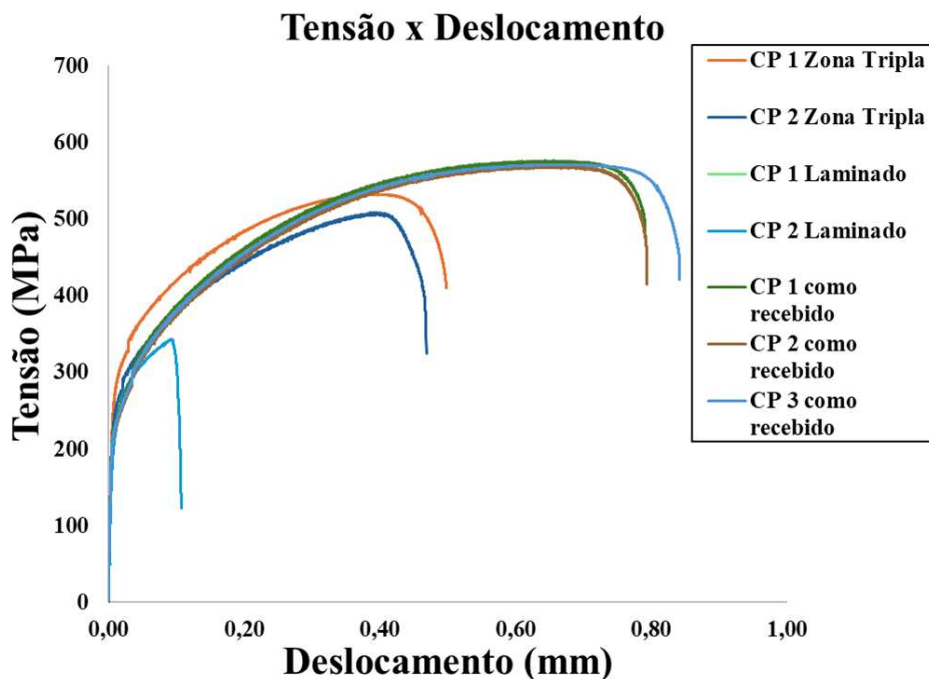
5 RESULTADOS

5.1 Ensaios Mecânicos

5.1.1 Ensaio de tração

A Figura 25 apresenta as curvas de tensão x deslocamento do atuador, exemplificando os valores da Tabela 8. É possível perceber que as curvas referentes ao material como recebido são bem mais alongadas que as demais, ou seja, esse material suportou uma deformação maior que as demais. Logo em seguida, temos as curvas referentes aos materiais da zona tripla e depois aos laminados que passaram por um período de operação em alta temperatura. Dessa forma, é nítido o impacto desse serviço nas propriedades do material.

Figura 25 — Gráfico Tensão *versus* Deslocamento dos corpos de prova ensaiados



Fonte: elaborado pelo autor.

A Tabela 8 mostra os resultados dos ensaios de tração, no qual é possível perceber uma diferença considerável nos alongamentos entre os 3 tipos de amostra, o material como recebido, o material retirado da zona tripla do *flare*, unindo as 3 regiões e o material retirado da região do tubo laminado. A amostra laminada apresentou o menor alongamento entre as 3, seguida da amostra da zona tripla e do material como recebido. Portanto, é possível afirmar que durante o período de operação em alta temperatura, o material foi se tornando menos dúctil.

Dessa forma, o material não suporta mais o mesmo nível de deformação, sendo necessário cuidados adicionais em reparos ou manutenção do equipamento, pois as características presentes no início da operação já não são mais as mesmas, ou seja, a chance de o material fraturar com esforços menores é bem mais alta.

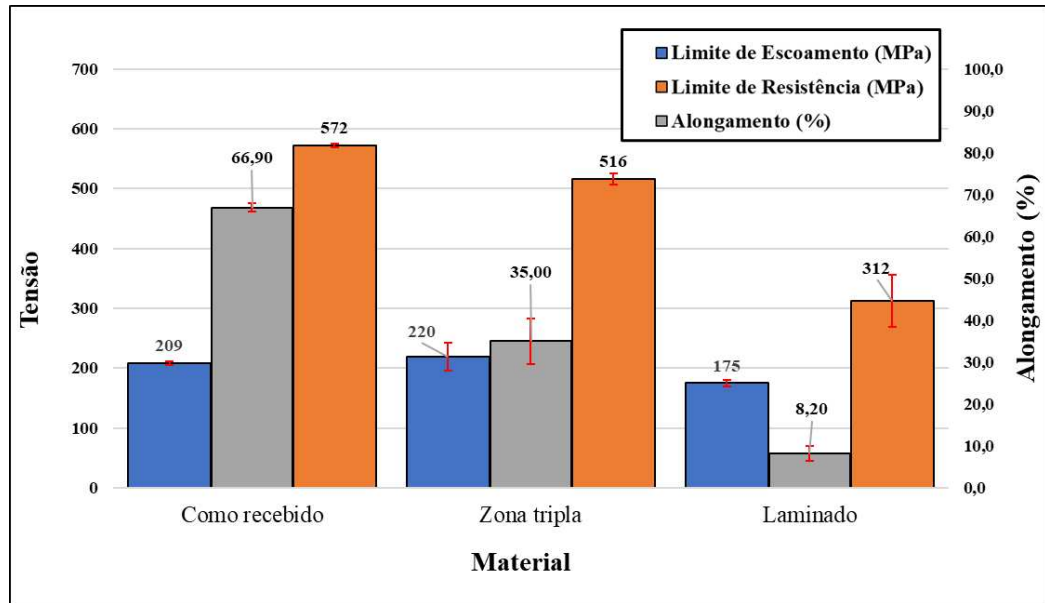
Tabela 8 — Propriedades obtidas nos ensaios de tração

Tipo de CP	Nº do CP	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Alongamento médio (%)
Zona tripla	CP 1	236	523	31,2	35 ± 5,4
	CP 2	203	509	38,9	
Laminado	CP 1	179	281	7	8,2 ± 1,8
	CP 2	171	343	9,5	
Como recebido	CP 1	212	576	65,8	66,9 ± 1,1
	CP 2	206	570	67	
	CP 3	208	571	67,9	

Fonte: elaborado pelo autor.

A Figura 26 aborda resultados como, tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento, em que é possível perceber valores semelhantes entre a região da zona tripla e da chapa de AISI 310S como recebido. Os valores da região laminada foram bem inferiores aos demais.

Figura 26 — Resultado dos ensaios de tração

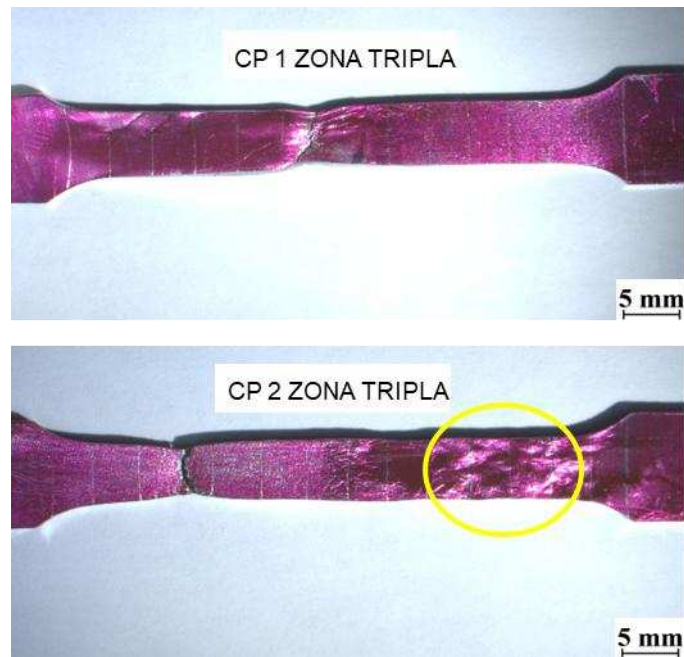


Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 27, estão apresentados os corpos de prova da zona tripla após a ruptura, ao analisar a imagem fica claro que há diferentes zonas de deformação plástica no material, indicando que o alongamento não ocorreu de maneira uniforme. Esse comportamento foi atribuído à condição do corpo de prova testada, no caso, contendo diferentes partes, sendo de um lado um tubo conformado, do outro uma peça fabricada pelo processo de fundição, e ao centro uma solda circunferencial de união. Além disso, as marcações na peça e os números/escalas na imagem serviram para auxiliar o dimensionamento da deformação desse material.

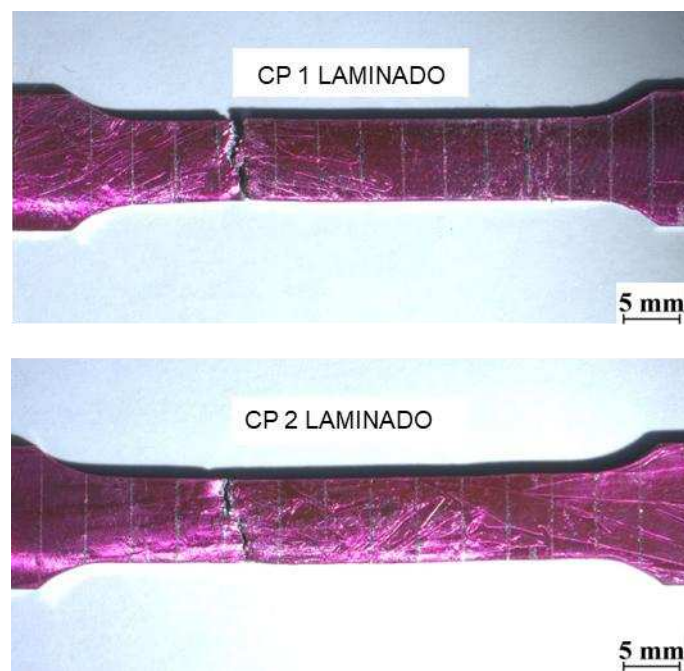
Na Figura 28, são mostrados os corpos de prova laminado, nesse caso, é perceptível que o material não apresenta diferenças visíveis em sua extensão, como zonas mais deformadas, como na imagem dos materiais da zona tripla. Portanto, espera-se que a deformação tenha sido uniforme por todo o material, o que também pode ter contribuído para um menor alongamento desse tipo de material em relação aos demais.

Figura 27 — Corpos de prova da zona tripla após ruptura



Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 28 — Corpos de prova laminado após ruptura

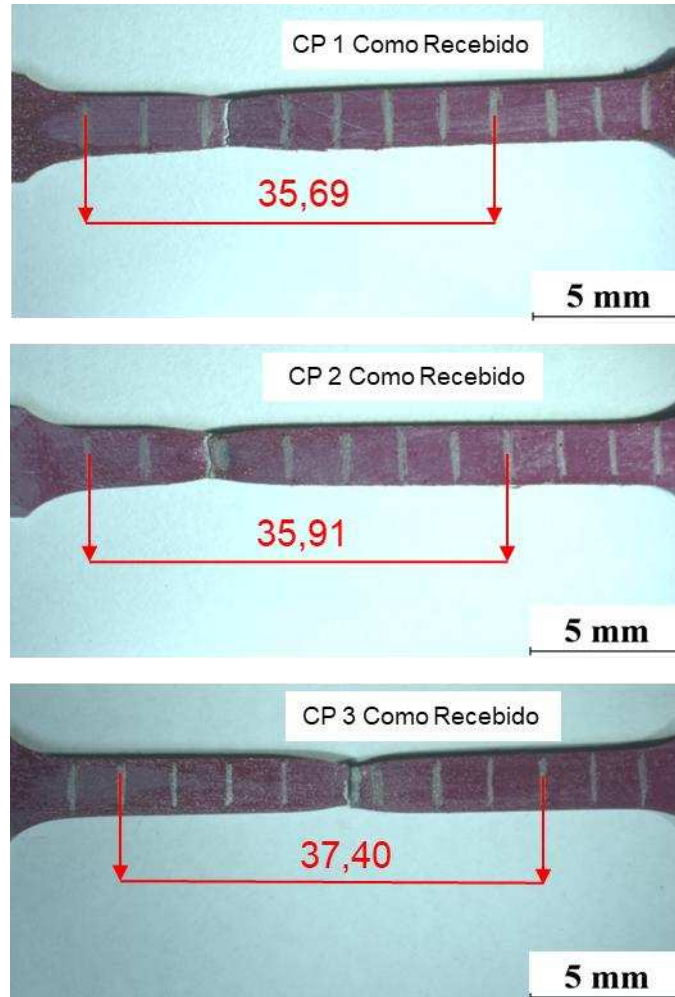


Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 29, apresentam-se os corpos de prova como recebido, ou seja, que não passaram por nenhum tipo de alteração metalúrgica devido às condições de serviço. É válido ressaltar que também não é possível visualizar zonas com deformações significativamente

distintas das demais, como no caso dos materiais da zona tripla, o que sugere uma deformação praticamente uniforme.

Figura 29 — Corpos de prova como recebido após ruptura



Fonte: elaborado pelo autor.

5.1.2 Ensaio Charpy

A Tabela 9 apresenta o resultado dos ensaios de impacto obtidos diretamente pelo software do equipamento, para o material como recebido. De acordo com o catálogo da Metal Zenith, o valor de referência para resistência ao impacto desse aço seria de 40 J para o ensaio realizado a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Vale ressaltar que os corpos de prova utilizados nesse trabalho são de tamanho reduzido

Ao analisar os resultados, é possível perceber que nem todos os corpos de prova fraturaram. Dos 5 CPs testados, 2 não sofreram fratura, mesmo não excedendo o limite da máquina (300 J). Apesar disso, os valores obtidos foram incluídos no cálculo da média desses

corpos de prova, pois não excedem 80% do valor máximo da máquina. Os valores em vermelho nas tabelas foram excluídos do cálculo da média, pois apresentaram valores muito diferentes dos demais.

Quando comparados entre si, foram obtidos valores bem semelhantes tanto de energia absorvida quanto de tenacidade, porém, como esperado, quando comparados com a Tabela 10 e Tabela 11, a média de ambos os parâmetros foi significativamente superior.

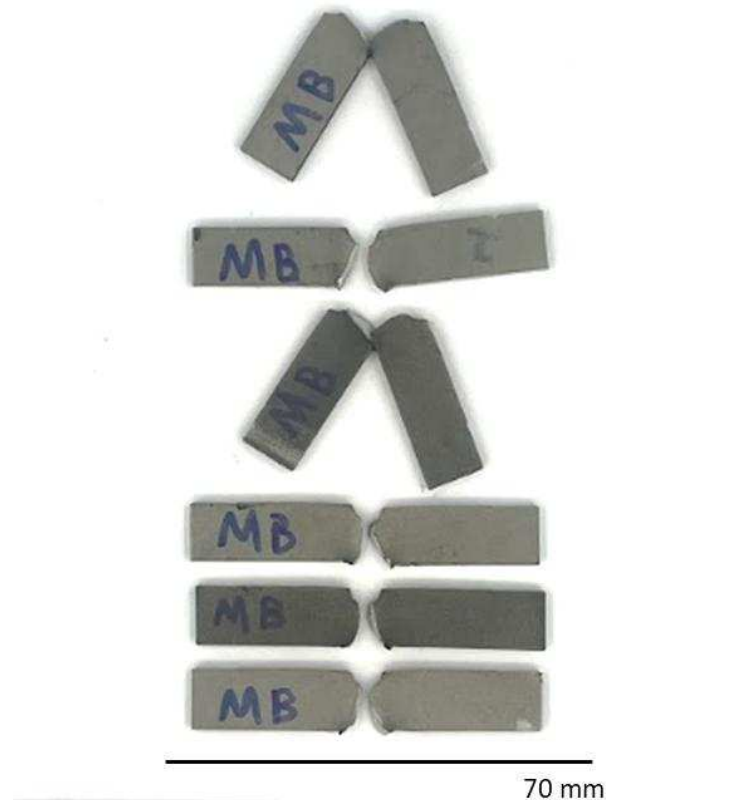
Tabela 9 — Resultados dos ensaios Charpy para os corpos de prova do material como recebido

Tipo de CP	Nº do CP	Condição pós-ensaio	Energia absorvida (J)
Como recebido	CP 1	<i>Não fraturou</i>	40,7
	CP 2	Fraturou	39,8
	CP 3	Não fraturou	40,5
	CP 4	Fraturou	32,7
	CP 5	Fraturou	40,7
Média			40 ± 0,5
Valor de Referência*			40

Fonte: elaborada pelo autor. *Metal Zenith.

Os corpos de prova do material solubilizado estão representados na Figura 30, ao analisar a imagem é possível perceber os 2 que não fraturam. Os demais não apresentaram diferenças significativas em relação uns aos outros.

Figura 30 — Corpos de prova do material como recebido fraturados



Fonte: elaborada pelo autor.

Na Tabela 10, estão apresentados os dados do ensaio de impacto para o material da zona tripla. Esse material apresentou valores inferiores aos do material como recebido, da Tabela 9, porém teve valores superiores aos da Tabela 11, como é perceptível analisando as médias dos resultados. Todos os materiais sofreram fratura, porém uma medição ficou comprometida devido ao erro do software utilizado, sendo feita somente a medição analógica do resultado.

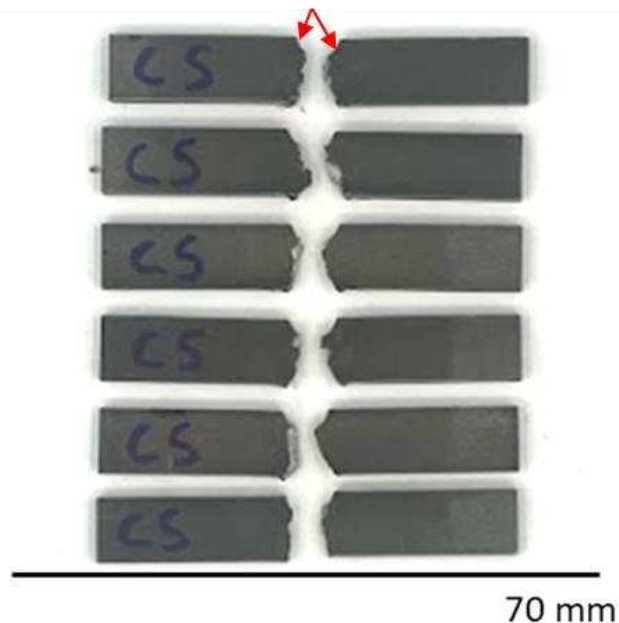
Tabela 10 — Resultados dos ensaios Charpy dos corpos de prova da zona tripla

Tipo de CP	Nº do CP	Condição pós-ensaio	Energia absorvida (J)
Zona tripla	CP 1	Fraturou	26,9
	CP 2	Fraturou	25,3
	CP 3	Fraturou	24,4
	CP 4	Fraturou	23,8
	CP 5	Fraturou	6,1
Média			24 ± 0,7
Valor de Referência*			40

Fonte: elaborada pelo autor. *Metal Zenith.

Na Figura 31, estão as imagens dos corpos de prova referentes à Tabela 10, na imagem, é possível perceber que todos os materiais fraturaram e não apresentam diferenças significativas em seu formato. A região do entalhe está especificada pelas setas vermelhas na imagem.

Figura 31 — Corpos de prova da zoa tripla fraturados



Fonte: elaborada pelo autor.

Finalizando os resultados do ensaio Charpy, os dados dos ensaios para os corpos de prova laminado estão representados na Tabela 11. Esse material apresentou os menores valores de energia absorvida e tenacidade em relação aos 3. Todos os corpos de prova sofreram fratura

sem nenhuma dificuldade e a média dos seus valores deu cerca de 3,5x menor do que ao material solubilizado que obteve os melhores resultados.

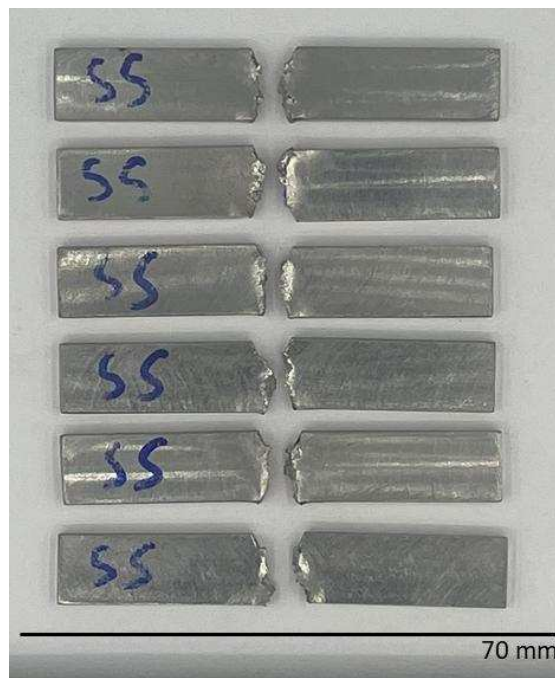
Tabela 11 — Resultados dos ensaios Charpy dos corpos de prova laminado

Tipo de CP	Nº do CP	Condição pós-ensaio	Energia absorvida (J)
Sem solda (Laminado)	CP 1	Fraturou	10,5
	CP 2	Fraturou	13,8
	CP 3	Fraturou	6,4
	CP 4	Fraturou	11,7
	CP 5	Fraturou	11,7
Média			12 ± 0,7
Valor de Referência*			40

Fonte: elaborada pelo autor. *Metal Zenith.

Na Figura 32, estão os corpos de prova da região laminada do *flare*, assim como na Figura 31, todos os materiais sofreram fratura e estão bem semelhantes.

Figura 32 — Corpos de prova laminados fraturados



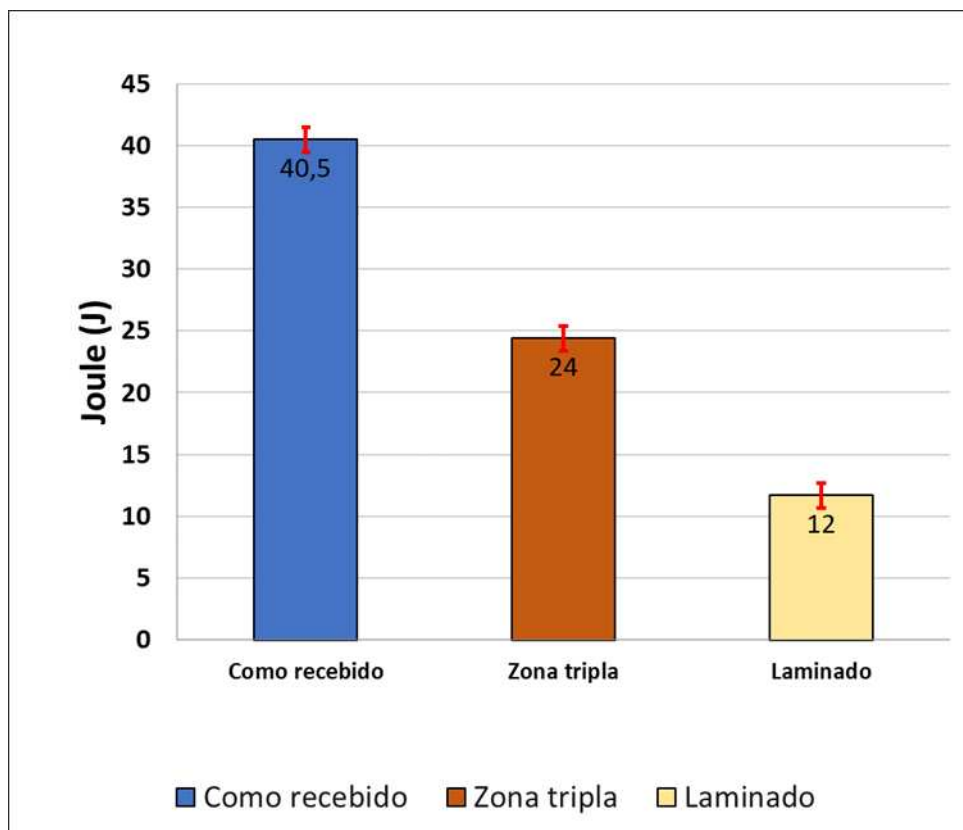
Fonte: elaborada pelo autor.

Na Figura 33, são apresentados um compilado dos dados das Tabela 9, 10 e 11. Dessa forma, fica evidente que o material que não passou por nenhum tipo de operação se

mostrou com propriedades bem superiores às demais e, além disso, não teve um desvio padrão alto.

Os demais materiais que passaram por um longo período de operação apresentaram desvios-padrão maiores, principalmente o material da zona tripla, o que induz ao pensamento de que esse período de operação causou mudanças no material que são deletérias, pois afetam negativamente suas propriedades e, por conta desse aumento do desvio padrão, as mudanças não são uniformes.

Figura 33 — Gráfico Comparação entre os valores de energia absorvida dos corpos de prova ensaiados

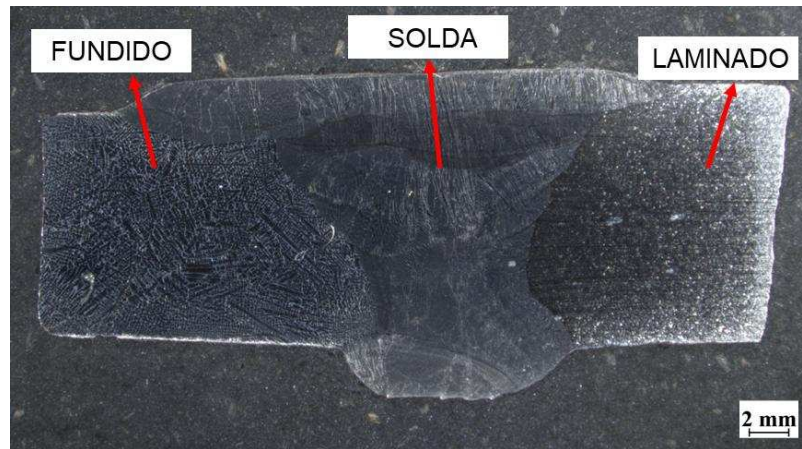


Fonte: elaborado pelo autor.

5.1.3 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi feito em uma amostra retirada do *flare* que possui as 3 regiões distintas do material, o laminado, o fundido e a solda de união, ou seja, uma amostra da zona tripla, como representado na Figura 34. É possível perceber uma clara diferença entre as zonas, mesmo observando somente a macrografia.

Figura 34 — Macrografia de um corpo de prova retirado da zona tripla do *flare* indicando as regiões do metal base laminado, solda e do metal base fundido



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Tabela 12, estão representados os valores de dureza de cada região, a zona laminada apresentou os maiores valores e um desvio padrão mediano, já a região fundida, apesar de registrar valores próximos ao da parte laminada, mostrou um desvio padrão bem superior, dando uma ideia de não uniformidade na microestrutura, a região com solda obteve os menores valores, mas com o menor desvio padrão. O valor de dureza obtido nos ensaios com o material como recebido está no final da tabela, demonstrando ser inferior aos do material pós-operação.

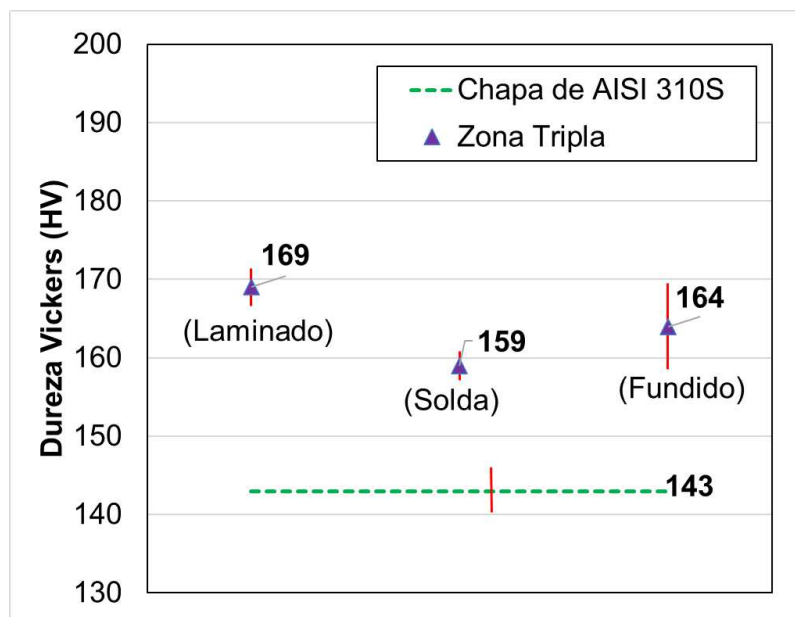
Tabela 12 — Resultados do ensaio de dureza em uma amostra da zona tripla

Indentação	Região	Dureza (HV)	Dureza média (HV)
1	MB Laminado	166,56	169,21 ± 2,92
2		172,34	
3		168,75	
4	Solda	159,43	158,24 ± 2,11
5		155,45	
6		157,82	
7		160,25	
8	MB Fundido	157,03	164 ± 6,76
9		164,41	
10		170,53	
Média do material como recebido			143,15 ± 3,12
Valor recomendado para o metal base			150

Fonte: elaborado pelo autor.

A Figura 35 compara a média dos resultados e, apesar de considerar os desvios padrões, os valores de dureza do material pós-operação ainda são superiores ao metal base solubilizado.

Figura 35 — Gráfico apresentando os valores de dureza Vickers obtidos

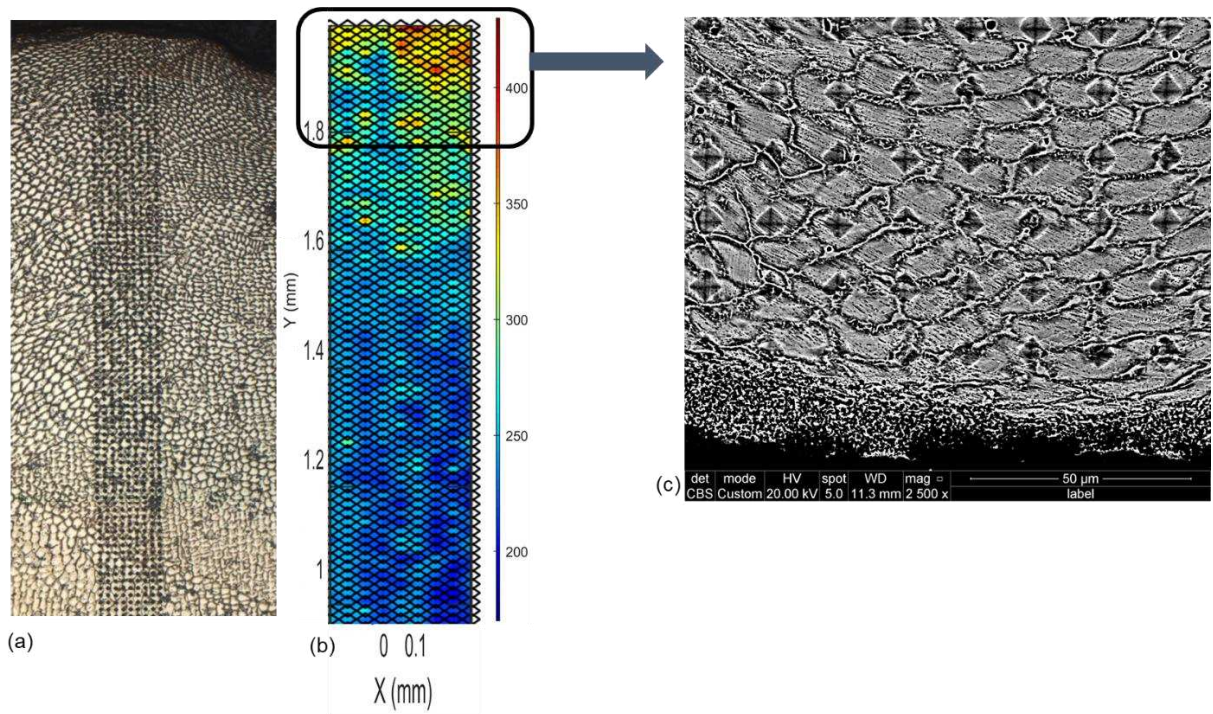


Fonte: elaborado pelo autor.

5.1.4 Ensaio de microdureza

Além do ensaio de dureza normal, foi realizado também o ensaio de microdureza, com o intuito de obter diferentes gradientes de dureza da borda ao centro do material. Na Figura 36, está representada a micrografia da amostra com as indentações de microdureza. Ao analisar a Figura 36a e b, é possível perceber que a região próxima à borda da amostra demonstrou uma dureza significativamente superior às demais regiões. Na Figura 36c, uma ampliação da borda da amostra, destaca-se a diferença microestrutural quando comparada com a região mais central da amostra, com contornos bem refinados e, em algumas regiões, como se os grãos estivessem se separando.

Figura 36 — (a) Micrografia da região do ensaio de microdureza em amostra da zona tripla, (b) mapa de microdureza e (c) microestrutura da área de maior dureza



Fonte: elaborado pelo autor.

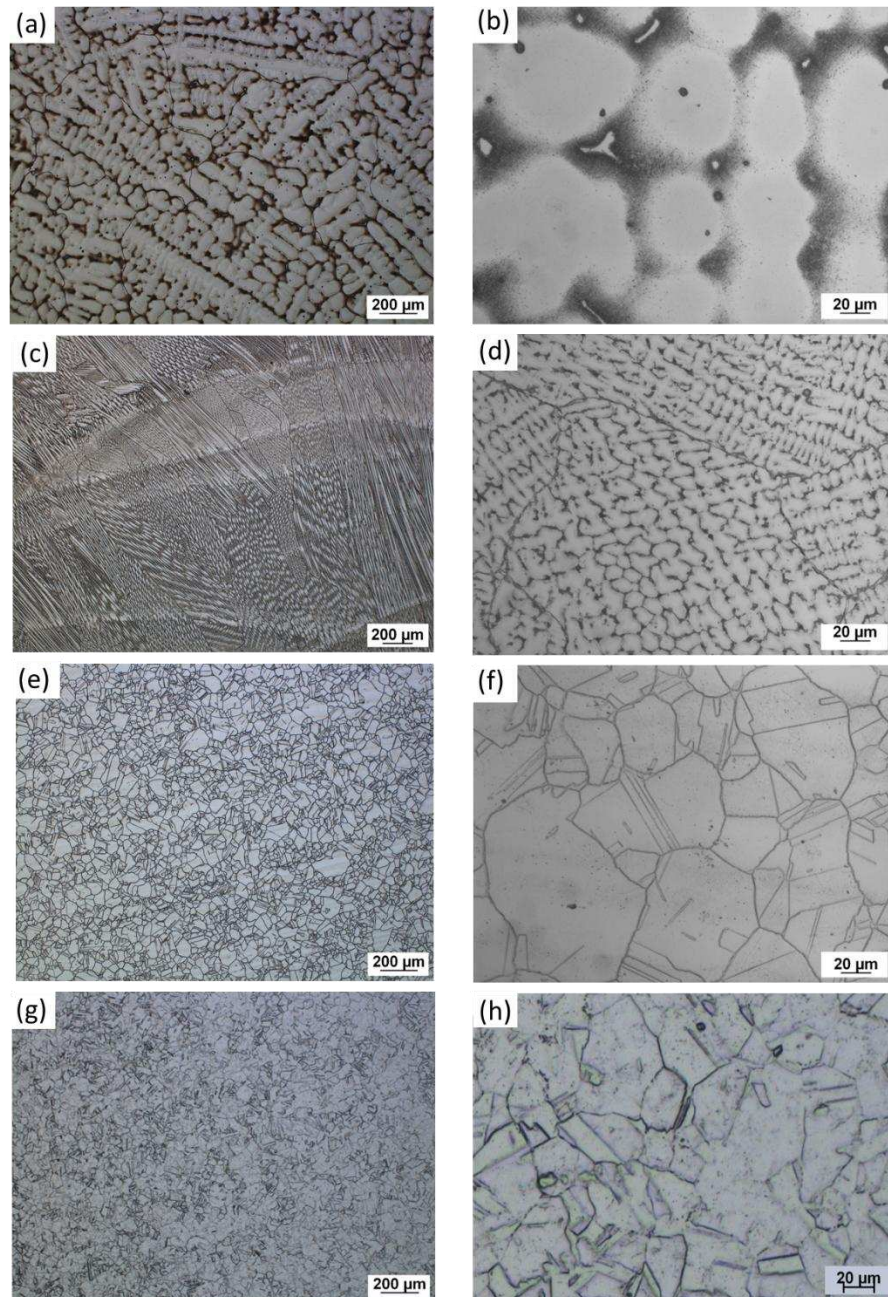
5.2 Análise Microestrutural

5.2.1 Microscopia óptica

A análise microestrutural complementa o entendimento do comportamento dos materiais obtidos pelos demais ensaios. Figura 37g e Figura 37h, apresenta-se as micrografias do material como recebido, na qual se destaca uma microestrutura clássica de aço inoxidável

austenítico, com matriz austenítica e presença de maclas observadas por toda a microestrutura do material.

Figura 37 — Micrografias da amostra da zona tripla e do material como recebido: (a) metal base fundido, (b) ampliação fundido, (c) solda, (d) ampliação solda, (e) região laminada, (f) ampliação laminado, (g) material como recebido e (h) ampliação do material como recebido.



Fonte: elaborado pelo autor.

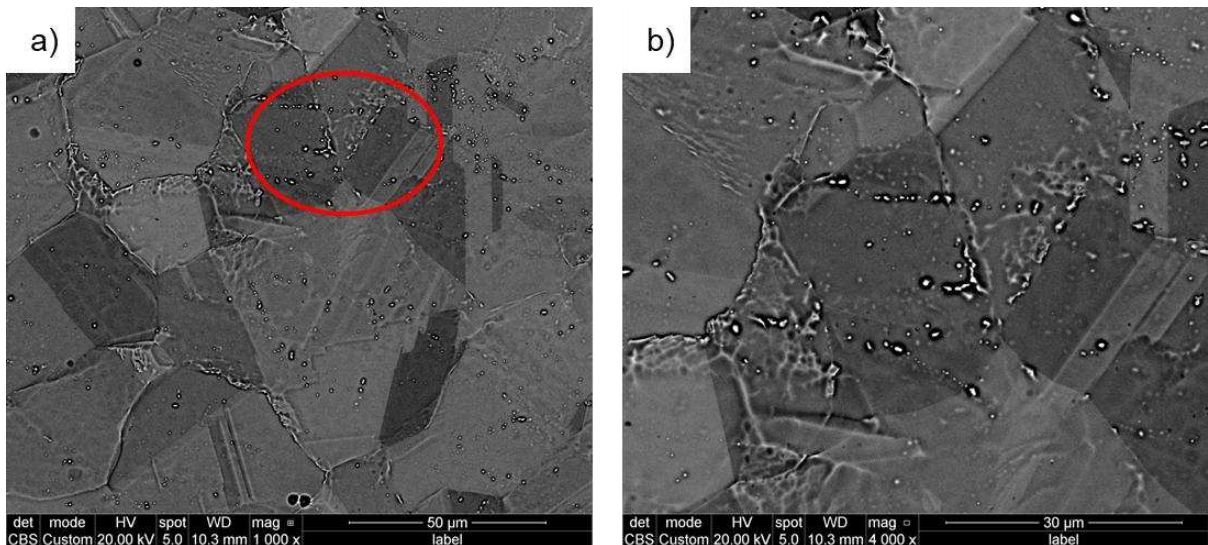
Ao analisar as demais imagens da Figura 37 ficam claras as mudanças de microestrutura. A Figura 37a e b, mostram a microestrutura referente a região fundida do material, ou seja, uma estrutura bruta de solidificação, com grandes contornos de grão e

dendritas nos contornos. Já a Figura 37c e d, mostram a região da solda, uma estrutura mais refinada quando comparada com a região fundida, mas também conta com grãos bem alongados em sua composição, com uma grande quantidade de dendritas. A região laminada (Figura 37e e f) é a mais refinada das 3, a estrutura conta com a presença de maclas assim como o material como recebido.

5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A Figura 38 apresenta uma imagem do material como recebido, desta vez obtida no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). É possível perceber que existem certos precipitados espalhados por todo o material, alguns foram circulos para melhor observação. Na Figura 38b, com uma magnificação 4x maior da região em destaque, nota-se que eles não estão necessariamente nos contornos, alguns cruzam os grãos, dando indícios de uma formação em um grão anterior ao presente no estado atual da amostra, sinal de uma recristalização durante o processo de fabricação.

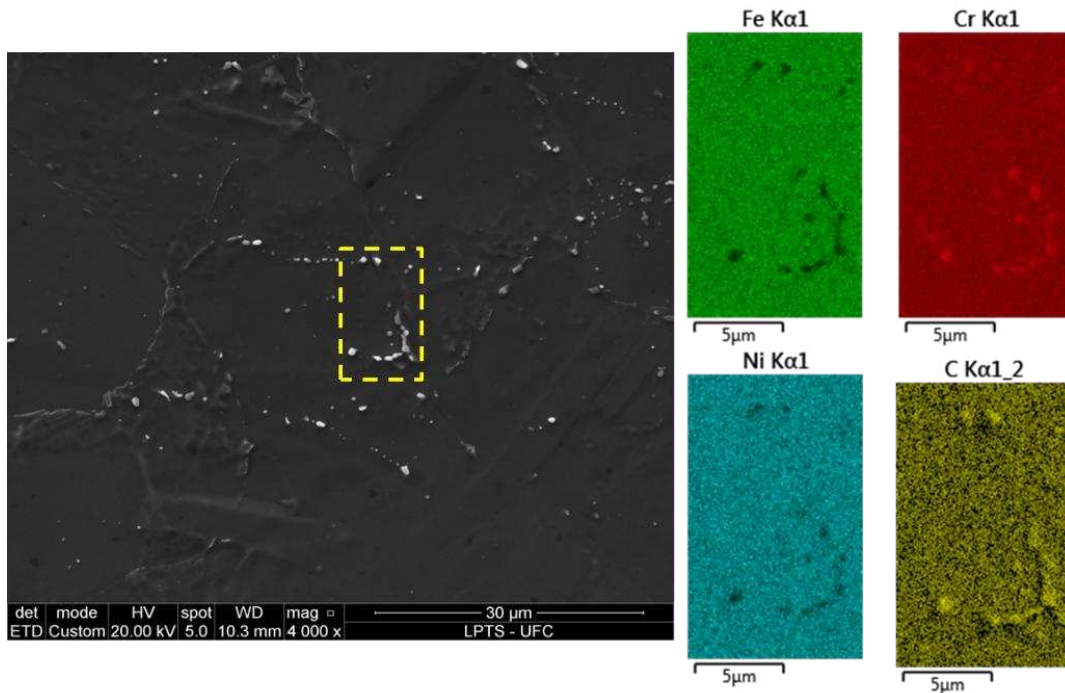
Figura 38 — (a) Micrografia do material como recebido com a presença de precipitados, (b) ampliação



Fonte: elaborado pelo autor.

Já na Figura 39, tem-se um resultado de EDS de um aglomerado de precipitados, no qual, analisando as imagens referentes aos elementos químicos, é possível perceber a predominância de elementos como cromo e carbono, indicando serem carbonetos de cromo.

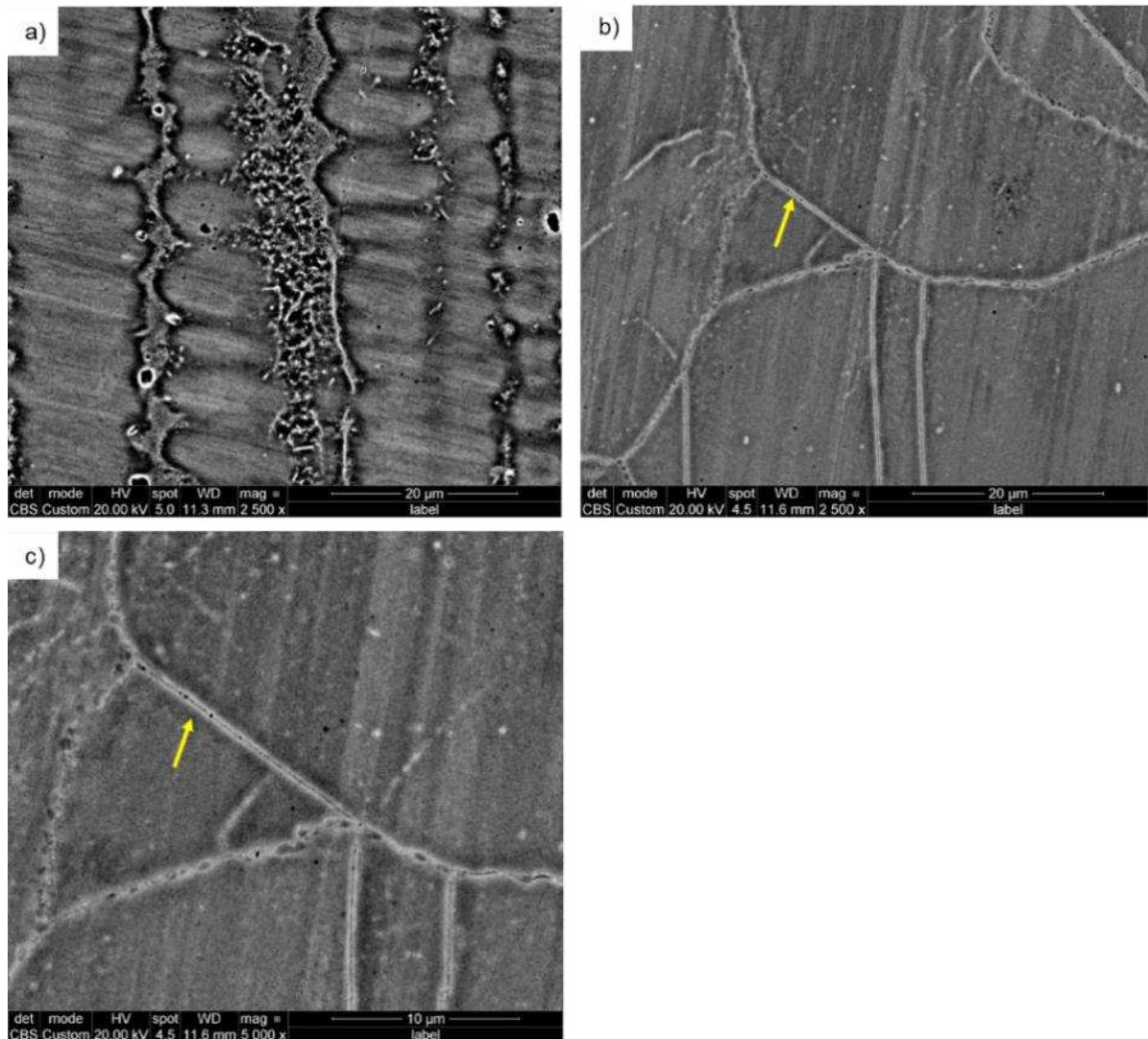
Figura 39 — Resultado de EDS do contorno de grão do material como recebido



Fonte: elaborado pelo autor.

Além disso, ao analisar a amostra da zona tripla no MEV, a mesma utilizada nos ensaios de dureza e microdureza, ficaram ainda mais claras as mudanças microestruturais. A Figura 40 traz alguns trechos referentes a zona da solda e da zona laminada. Na Figura 40a, nota-se a região da solda, confirmando o que foi observado na Figura 37(c e d). Já na Figura 40b, tem-se a região laminada trazendo as mesmas características apresentadas na Figura 37e e f, agora com a visualização dos finos precipitados nos contornos, destacados pelas setas e ampliados na Figura 40c.

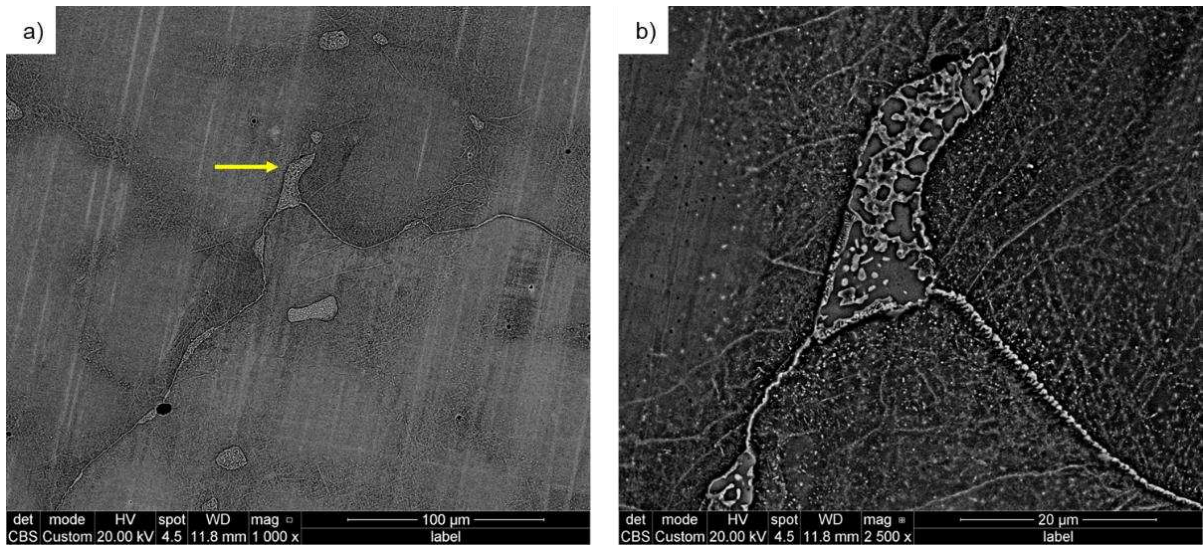
Figura 40 — Ampliação das micrografias da (a) região da solda, (b) região laminada e (c) aumento da imagem (b)



Fonte: elaborado pelo autor.

Já a região fundida, com a ampliação das imagens, confirmou diversas suspeitas acerca do estado microestrutural do material após o período de operação. Na Figura 41a, tem-se uma micrografia da parte fundida, captando o contorno entre 2 grãos, e, na Figura 41b, uma ampliação do que aparenta ser um aglomerado de carbonetos de cromo e fase sigma.

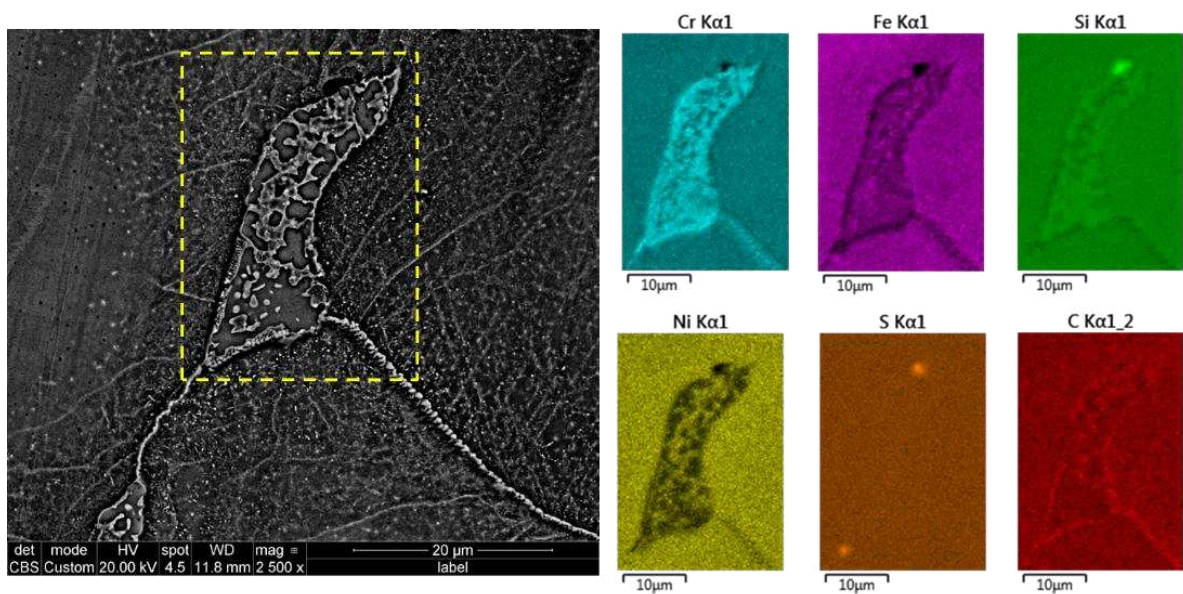
Figura 41 — Micrografias da região fundida (a) interface entre os grãos, (b) ampliação da zona de interesse



Fonte: elaborado pelo autor.

Para comprovar se a região ampliada realmente apresentava tais fases, foi realizado um EDS, representado na Figura 42. Ao analisar o resultado é possível inferir que as regiões com intensa presença de cromo e baixa presença de níquel e ferro, são referentes a precipitação de fase sigma e, além disso, regiões onde o carbono e o cromo são mais intensos podem ser os carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6). Um fator que contribui para a formação da fase sigma é a presença de ferrita delta no fundido.

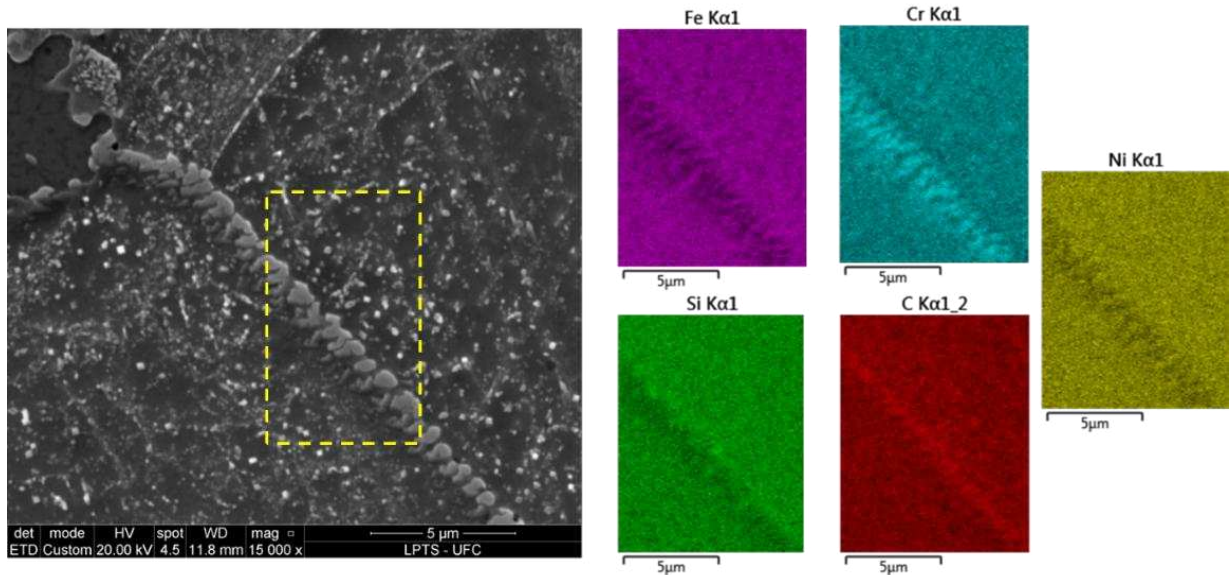
Figura 42 — Resultado de EDS da região com fase sigma



Fonte: elaborado pelo autor.

Desse modo, com o intuito de confirmar com total certeza a presença de Cr_{23}C_6 , foi realizado um EDS de outra região da Figura 42, a qual está representada na Figura 43. Dessa forma, por meio da imagem, fica nítida a intensa presença de cromo e carbono na região em destaque, confirmando que o material pós-operação formou essas fases deletérias.

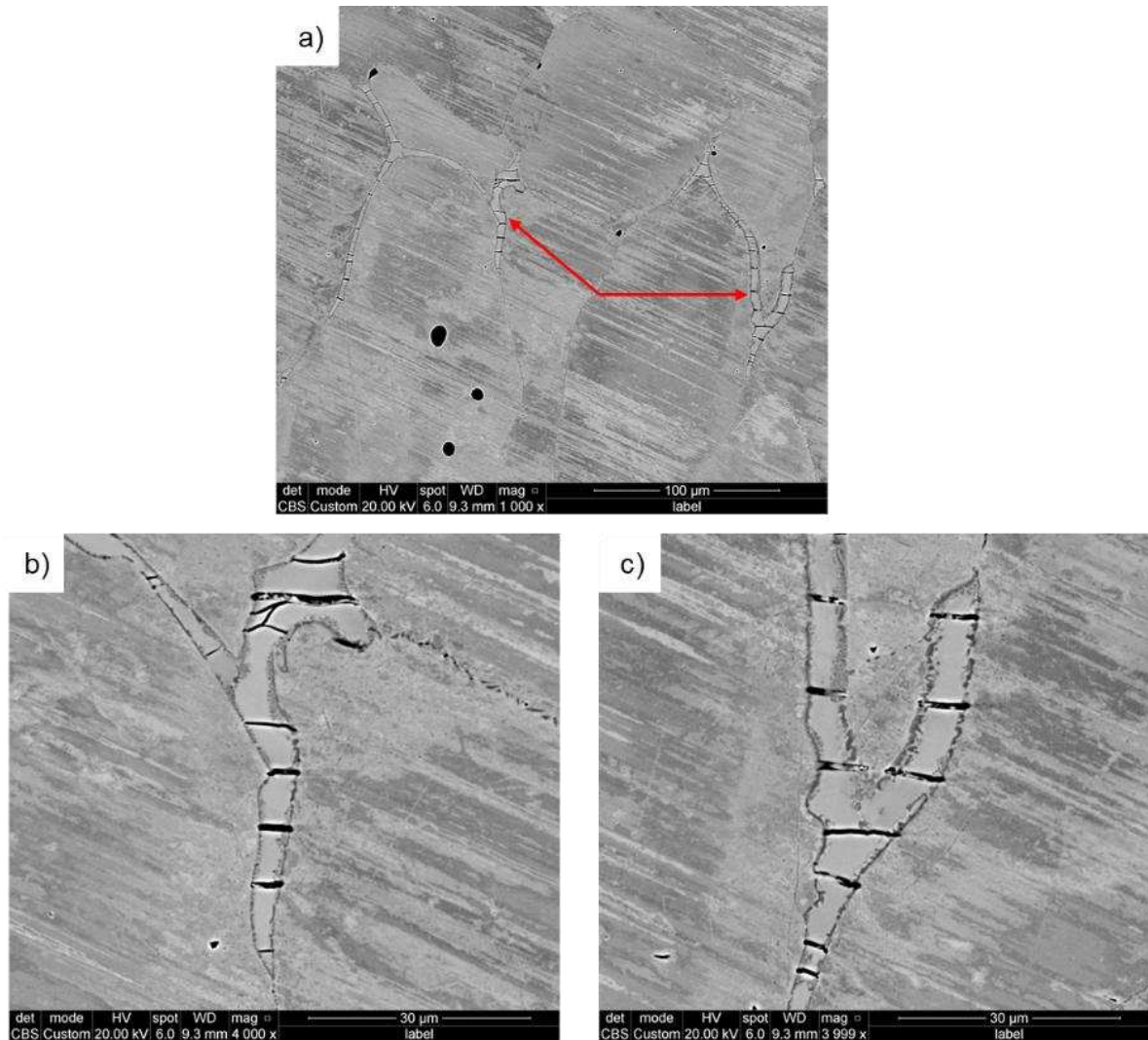
Figura 43 — Resultado de EDS da região com Cr_{23}C_6



Fonte: elaborado pelo autor.

Além disso, buscando identificar os motivos da fratura e compreender como a presença de fases deletérias afetam o comportamento mecânico do material durante alguns ensaios, também foram feitas análises na região próxima da fratura do corpo de prova zona tripla utilizado no ensaio de tração. A Figura 44 apresenta imagens indicando que a presença de fase sigma se estende por toda a extensão do material. A Figura 44a apresenta uma micrografia mais ampla, mostrando a fase presente nos contornos de grão, e as Figura 44b e c apresentam uma ampliação dessas regiões, destacadas pelas setas em vermelho.

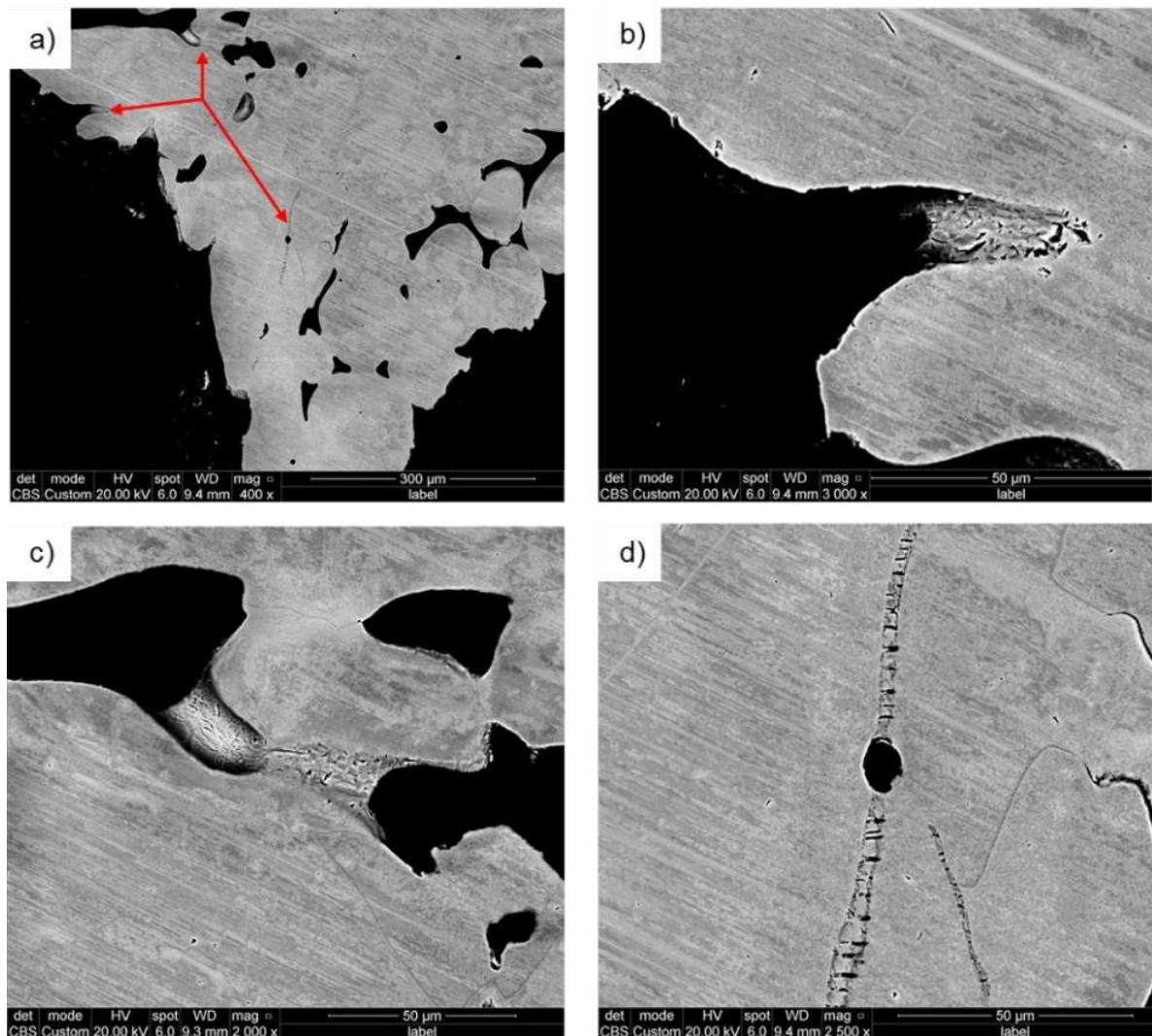
Figura 44 — (a) Indícios da presença de fase sigma no cp de tração retirado da parte fundida, (b) e (c) ampliações



Fonte: elaborado pelo autor.

Dessa forma, na região bem próxima da fratura, também existem indícios de fase sigma. Na Figura 45a foi utilizada uma imagem mais ampla de uma região fraturada e nas Figura 45b, c e d, ampliações das regiões indicadas pelas setas. Além disso, é possível visualizar que a amostra apresenta diversos vazios em sua extensão, provavelmente por conta do seu modo de fabricação.

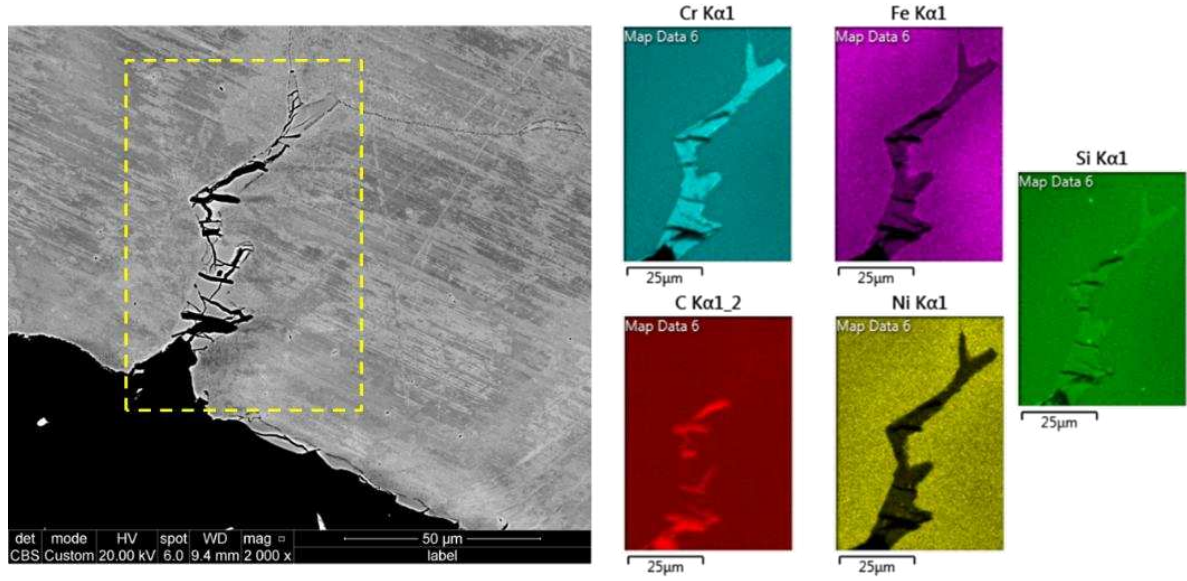
Figura 45 — (a) Indícios da presença de fase sigma na região de fratura do cp de tração, (b), (c) e (d) ampliações



Fonte: elaborado pelo autor.

Portanto, para confirmar que realmente se trata da presença dessa fase no material fraturado, foi realizado um EDS de um particulado com as mesmas características morfológicas que foram apresentadas nas Figuras 44 e 45. O resultado desse EDS está representado na Figura 46 abaixo e, pela intensa presença de cromo, realmente trata-se da fase sigma. Ademais, existe uma forte presença de carbono em algumas regiões, indicando também a presença de Cr_{23}C_6 .

Figura 46 — Resultado de EDS da região próxima da fratura



Fonte: elaborado pelo autor.

6 DISCUSSÃO

A análise dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos e microestruturais permite compreender, de forma integrada, as transformações de fases sofridas pelo aço inoxidável austenítico AISI 310S após seu longo período de operação em alta temperatura. Os dados obtidos experimentalmente evidenciam modificações significativas, tanto nas propriedades mecânicas quanto na microestrutura do material, associadas a fenômenos metalúrgicos característicos de aços inoxidáveis austeníticos submetidos a atmosferas oxidantes e carbonetantes.

6.1. Ensaios de tração

Os resultados do ensaio de tração demonstraram redução expressiva no alongamento das amostras provenientes do *flare* em comparação com o material como recebido, que representa o estado inicial do aço AISI 310S. O alongamento médio do material solubilizado foi de aproximadamente 66,9%, enquanto a região da zona tripla do *flare* apresentou 35% e a região laminada 8,2%, conforme a Tabela 8. Essa queda acentuada na ductilidade está diretamente relacionada às transformações microestruturais decorrentes da exposição prolongada a alta temperatura, como a precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) e da fase sigma (σ), ambas responsáveis por endurecimento localizado e perda de tenacidade. As Figuras 44 e 45 indicam a presença de vazios na amostra devido ao processo de fabricação, podendo atuarem como concentradores de tensão e, além disso, fase sigma em toda a extensão do material utilizado no ensaio de tração, a Figura 46 confirma com o EDS que essa fase realmente está presente. Ademais, a Figura 26 traz dados afirmando que o material como recebido obteve uma tensão máxima superior à dos dois tipos de corpo de prova retirados do *flare*. Dessa forma, comprovando sua maior ductilidade.

Durante o serviço, o material esteve submetido a atmosferas oxidantes e redutoras, típicas do seu tipo de operação. Esse tipo de ambiente favorece a difusão do cromo e do carbono, promovendo a precipitação de fases ricas em cromo, que empobrecem a matriz austenítica nas regiões adjacentes (PADILHA; RIOS, 2002; PARDAL *et al.*, 2009). O aumento de dureza localizado nos contornos de grão gera regiões de concentração de tensões, o que explica a ruptura prematura observada em algumas amostras. Além disso, a longa exposição a alta temperatura favorece a nucleação da fase sigma, que pode ser nucleadas de três formas distintas. De acordo com Hsieh e Wu (2012): seja, direto da ferrita delta ou por meio da interface entre a ferrita delta e a austenita ou nucleando diretamente da austenita. A última hipótese, apesar de

ser a mais dispendiosa por necessitar de um longo período em alta temperatura, é a mais provável que ocorra, pois as condições operacionais do *flare* cumprem perfeitamente os requisitos para isso acontecer.

O comportamento não uniforme da deformação observado nos corpos de prova da zona tripla (Figura 27) confirma a influência da heterogeneidade microestrutural sobre a resposta mecânica. Essa condição amostral reúne três regiões distintas: laminado, fundido e a solda de união, cada qual com uma capacidade de deformação diferente. O lado fundido, devido à sua estrutura bruta de solidificação com grãos grosseiros e a presença de grandes dendritas resultou em uma maior ductilidade, alongando pronunciadamente comparado às demais regiões. Já o lado laminado, apresentou uma microestrutura significativamente mais refinada, com tamanho médio estimado em cerca de 50 μm , contendo ainda contornos de macla, o que reduz ainda mais o caminho livre médio para o movimento de discordâncias. A região da solda conta com propriedades diferentes, por conta do aquecimento localizado e um subsequente resfriado que pode causar microsegregações na estrutura, além do tamanho de grão intermediário quando comparado as outras regiões. Essa heterogeneidade explica a distribuição desigual das deformações e o maior alongamento em comparação ao material laminado retirado do *flare*.

Esses resultados estão em consonância com os estudos de Pardal *et al.* (2011) e Bahrami *et al.* (2017), que relataram comportamento semelhante em componentes de AISI 310S submetidos a longos períodos de operação em altas temperaturas, onde a precipitação de fase σ foi o principal mecanismo responsável pela fragilização e redução da ductilidade.

6.2. Ensaio Charpy

Os resultados apresentados na Tabela 9, 10 e 11 mostram uma clara tendência de redução progressiva da energia absorvida em função do tempo de exposição e da condição metalúrgica das amostras. O material como recebido apresentou uma energia média absorvida de 40,1 J caracterizando um comportamento típico de materiais dúcteis e considerável capacidade de deformação antes da ruptura, além de que na Figura 30 é possível visualizar que nem todos os corpos de prova fraturaram no ensaio corroborando a ideia de que o material nas suas condições iniciais é extremamente dúctil e tenaz, vale ressaltar que os corpos de prova são de tamanho reduzido,. Por outro lado, o material proveniente da região laminada do *flare* apresentou valores médios de apenas 11,1 J o que representa uma redução de aproximadamente 72% na energia absorvida. A região da zona tripla exibiu valores intermediários, com energia média absorvida de 24,4 J.

A diferença acentuada entre o material como recebido e os materiais expostos ao serviço pode ser explicada pela degradação microestrutural induzida pela operação prolongada em altas temperaturas (entre 500 e 900 °C) (YOUSEFI; FARGHADIN; FARZADI, 2015). Nessa faixa, o aço inoxidável austenítico AISI 310S sofre precipitação da fase sigma (σ) e de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6), principalmente nos contornos de grão. Esses precipitados são conhecidos por aumentar a dureza e reduzir drasticamente a ductilidade e a tenacidade do material (HSIEH; WU, 2012; PARDAL *et al.*, 2009). A fase sigma, em particular, é uma fase intermetálica rica em Cr e Fe, notadamente dura e frágil, ou seja, as regiões endurecidas por ela, somadas a uma matriz macia como a austenita, podem atuar como concentradoras de tensões. A presença de fases duras e incoerentes impedem o movimento de discordâncias e reduz o número de mecanismos de absorção de energia disponíveis. Assim, a maior parte da energia do impacto é dissipada na formação e propagação de trincas, em vez de ser absorvida pela deformação, resultando em fraturas abruptas e superfícies de clivagem. Esse tipo de comportamento foi amplamente descrito em estudos anteriores com ligas AISI 310S e 310H degradadas (PARDAL *et al.*, 2011; KAEWKUMSAI *et al.*, 2013).

Outro fator relevante é o possível efeito do gradiente térmico existente entre as partes internas e externas da lança, decorrente do contato com gases quentes devido ao alívio de pressão do sistema e ao ambiente oxidante no interior da lança, por conta do descarte desses gases, além do resfriamento convectivo no exterior. Essa diferença favorece tensões térmicas internas que podem servir como amplificadoras de fragilização, principalmente nas interfaces entre a solda e os metais de base, conforme também observado por Yousefi *et al.* (2015) em *flares* com falhas associadas a trincas em regiões soldadas de AISI 310.

Portanto, os baixos valores de energia absorvida obtidos nas amostras pós-operação são compatíveis com a presença de regiões endurecidas pela fase sigma e empobrecidas em cromo, o que evidencia a degradação do material durante essa aplicação. Além disso, o fato de os corpos de prova laminados apresentarem valores inferiores em relação aos com solda, indica que a solda, por ter passado por um processo de aquecimento adicional e uma heterogeneidade microestrutural, além de grãos maiores em relação a parte conformada, conseguiu absorver mais energia, sendo mais tenaz.

6.3. Ensaio de dureza e microdureza

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza Vickers e microdureza fornecem informações complementares aos ensaios de tração e Charpy, permitindo compreender de forma mais detalhada o comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 310S após o serviço em alta temperatura. Tais ensaios são particularmente úteis para identificar alterações localizadas na matriz austenítica, associadas à precipitação de fases secundárias e ao endurecimento térmico típico de ligas expostas a longos períodos de operação em uma atmosfera carbonetante/oxidante.

A partir dos dados apresentados na Tabela 12, observa-se que o material como recebido, apresentou dureza média de aproximadamente 143 HV, por outro lado, a amostra retirada da zona tripla do *flare*, após exposição prolongada em serviço, apresentou um aumento significativo de dureza. A região laminada apresentou média de 169 HV, a região fundida cerca de 164 HV e a zona de solda aproximadamente 158 HV. Embora a diferença entre as regiões não seja extremamente elevada, a tendência de aumento da dureza em relação ao material solubilizado é clara, representando um acréscimo de cerca de 18 a 20%. Essa elevação está associada a fenômenos de endurecimento por precipitação e transformação microestrutural.

A Figura 40 apresenta duas imagens mostrando a microestrutura da região laminada, onde é possível perceber uma estrutura com grãos refinados e a presença de finos precipitados nos contornos de grão, fatores que, unidos, contribuem para esse valor de dureza superior dessa região. Por conseguinte, a Figura 41 representa a microestrutura da região fundida, na qual é possível perceber grãos grosseiros quando comparados com as outras regiões, fator que, isolado, seria motivo para diminuição da dureza (CALLISTER, 2013). Porém, como mostrado nessa figura, essa região conta com diversos precipitados que foram confirmados na Figura 42 e na Figura 43 como fase sigma e carbonetos de cromo, possivelmente decorrentes da exposição do aço a altas temperaturas, estado crítico para a formação de tais fases. (PADILHA; RIOS, 2002; PARDAL *et al.*, 2009).

A Figura 35 ilustra claramente a diferença entre as condições analisadas, demonstrando que mesmo considerando os desvios padrão, o material exposto em serviço apresenta valores de dureza consistentemente superior ao do material solubilizado. Essa elevação confirma o processo de endurecimento térmico e está em linha com resultados reportados por Bahrami *et al.* (2017) e Yousefi *et al.* (2015), que observaram comportamento análogo em componentes de AISI 310S utilizados em ambientes de alta temperatura, com aumento de dureza e perda de ductilidade após longos períodos de operação.

A análise de microdureza, por sua vez, forneceu uma visão mais localizada das variações internas da dureza do material. O mapa de microdureza apresentado na Figura 36b revelou um gradiente de dureza da borda interna para o centro da amostra, com valores mais elevados próximos à superfície exposta aos gases. Essa variação é resultado direto das condições de operação do *flare*, em que as superfícies externa e interna estão em contato com os gases descartados, como hidrocarbonetos, gerando uma espécie de cementação no material devido à alta concentração de carbono na superfície e ao longo período em alta temperatura. A formação de uma camada endurecida na superfície é um fenômeno recorrente em aços austeníticos submetidos a atmosferas oxidantes/carbonetantes (KAEWKUMSAI *et al.*, 2013).

A ampliação da borda da amostra na Figura 36c confirma a presença de regiões microestruturalmente distintas, indicando que a microdureza elevada está associada à precipitação de fases secundárias, como a formação de carbonetos de cromo devido ao aumento da concentração de carbono no material. Tais regiões endurecidas são potenciais concentradoras de tensões, atuando como pontos de iniciação de trincas sob solicitações mecânicas ou térmicas, a própria Figura 36c indica um destacamento nos contornos de grão, provavelmente por conta de uma intensa precipitação naquelas regiões, o que explica a menor tenacidade e o comportamento frágil observado nos ensaios Charpy. Portanto, o aumento da dureza não pode ser interpretado como melhoria das propriedades mecânicas, mas sim como evidência de degradação metalúrgica.

Em síntese, os resultados dos ensaios de dureza e microdureza demonstram que a exposição prolongada a alta temperatura promoveu um endurecimento heterogêneo do aço AISI 310S utilizado no *flare*, evidenciado por valores médios mais elevados e pela presença de regiões localmente endurecidas próximas à superfície. Tais modificações estão associadas à precipitação de fases secundárias e à carbonetação, fenômenos que, embora aumentem a resistência localizada, reduzem a integridade estrutural do componente e elevam o risco de falhas em serviço. Dessa forma, os ensaios de dureza e microdureza foram fundamentais para caracterizar a degradação progressiva do material e confirmar as evidências obtidas nos demais testes mecânicos e microestruturais.

6.4. Análise Microestrutural

A caracterização microestrutural forneceu evidências essenciais para comprovar o comportamento dos materiais durante os ensaios mecânicos. O material como recebido, apresentado na Figura 37g e h, demonstrou uma microestrutura típica de um aço inoxidável

austenítico, com grãos equiaxiais e presença de maclas. A Figura 38, obtida por análise de MEV em uma maior magnificação, confirma as indicações feitas e permite visualizar finos precipitados ao longo dos grãos, provavelmente formados durante o processamento do material. Porém, por serem muito pequenos, não exerceram influência significativa nas propriedades do material. Dessa forma, sendo condizente com o seu comportamento dúctil nos ensaios de tração, e tenaz no ensaio Charpy.

Por outro lado, a amostra do material da zona tripla retirado do *flare* apresentou microestruturas diferenciadas conforme a região analisada. A Figura 37(a e b) apresenta a parte fundida, com grãos bem maiores que os demais por conta do bruto processo de solidificação. A Figura 41 com uma magnificação bem mais elevada, evidencia a presença de precipitados de $(Cr_{23}C_6)$ e da fase sigma (σ) nessa região, sendo os principais responsáveis pelo aumento de dureza em relação ao material como recebido, como visto na tabela 12, por tratarem-se de fases duras. Essas fases são confirmadas pelo EDS da Figura 42 e Figura 43. Além disso, o maior tamanho de grão dessa região contribuiu para um melhor desempenho em relação a ductilidade do material no ensaio de tração, pois as discordâncias movem-se ao longo do grão, demorando para encontrar resistência, como os contornos de grão, a Figura 27 destaca como essa região sofreu uma maior deformação em relação a região conformada do mesmo cp.

Ademais, as Figura 37c Figura 37e mostram as microestruturas da região com solda e da região laminada, onde, respectivamente, tem-se uma estrutura bruta de solidificação com grão largos e a presença de dendritas e. na Figura 37e, grãos mais refinados, com a presença de maclas. A Figura 40, tirada no MEV, demonstra essas mesmas características, com a adição de finos precipitados nos contornos de grão da região laminada. Assim, essas regiões apresentaram valores de dureza superiores e piora nas demais propriedades mecânicas observadas nos ensaios.

Portanto, essas observações condizem com o comportamento mecânico do material e com os mecanismos de degradação descritos na literatura. A formação da fase sigma e de carbonetos de cromo é favorecida por longos períodos de exposição entre 600 e 900 °C, especialmente em ligas de alto teor de Cr e Ni, como o AISI 310S (PADILHA; RIOS, 2002; HSIEH; WU, 2012). Tais precipitados reduzem a tenacidade, aumentam a dureza e tornam o material suscetível à fratura, exatamente como observado nos ensaios realizados.

Além disso, devido às diferenças marcantes na microestrutura da amostra retirada do *flare*, decorrentes de seus processos de fabricação e do tempo de exposição ao ambiente degradante, as regiões dessa peça comportam-se de maneira distinta durante as solicitações mecânicas. Assim, demonstrando que o comportamento global do componente resulta da soma

dessas heterogeneidades. Em condições de operação prolongada, essas regiões sofrem degradações em ritmos distintos, gerando tensões internas adicionais e podendo acelerar o processo de falha.

7 CONCLUSÃO

Portanto, com base nos ensaios mecânicos realizados e nas características da microestrutura observada, em partes de um queimador (*flare*) fabricado em aço inoxidável austenítico AISI 310S, contendo diferentes partes produzidas por diferentes processos de fabricação (tubo conformado, solda de união e cone fundido), foi possível estabelecer as seguintes conclusões:

- Os ensaios de tração revelaram uma diminuição significativa da ductilidade do material, demonstrada pela redução do alongamento percentual dos corpos de prova do material envelhecido (*flare*). Além disso, o limite de resistência também decaiu entre a amostra do material como recebido e a região laminada do *flare*. Essa redução relacionou-se diretamente à precipitação de fases secundárias, como carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) e fase sigma.
- Os ensaios Charpy também evidenciaram a degradação do material. O metal base como recebido apresentou valores bem superiores de tenacidade e energia absorvida do que os materiais do *flare*. A parte laminada apresentou os menores valores dentre as amostras do material como recebido, zona tripla e região laminada, indicando uma possível fragilização superior dessa área, apesar de todo o componente sofrer com a formação de fases duras, incoerentes com a matriz austenítica, que acabam atuando como concentradoras de tensão.
- De acordo com os ensaios de dureza, o material pós-operação é mais duro e o ensaio de microdureza revelou que a superfície do material retirado do *flare* se tornou muito endurecida, fatos atribuídos ao processo de carbonetação sofrido devido à atmosfera e à temperatura de operação do *flare*, como uma difusão.
- As análises microestruturais permitiram identificar distinções claras entre o material como recebido e o material retirado da zona tripla, além de revelar grãos equiaxiais no estado como recebido e uma microestrutura degradada na amostra operada. Tais distinções corroboram com os resultados obtidos nos demais ensaios, como o aumento de dureza no material pós-operação e a diminuição da ductilidade e tenacidade.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Diante dos pontos abordados acima, entende-se que, apesar do aço inoxidável austenítico AISI 310S ser um ótimo candidato para esse tipo de aplicação, ele ainda irá sofrer com diversos problemas por conta do longo período em alta temperatura e a atmosfera carbonetante/ oxidante. As transformações microestruturais observadas, especialmente a precipitação de fase sigma e carbonetos, reduzem substancialmente a sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade. Tais alterações podem comprometer a integridade estrutural do componente e diminuir sua vida útil, indicando que inspeções periódicas, monitoramento microestrutural e estratégias de mitigação podem ser necessárias para garantir a segurança e confiabilidade dessas estruturas em operação.

REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR ISO 6507-1:2019 – Materiais metálicos — Ensaio de dureza Vickers — Parte 1: Método de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2019.
- AISI 310S: Aço inoxidável austenítico para altas temperaturas, composição química, propriedades Mecânicas. Disponível em: <<https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/biblioteca/AISI-310S-A%C3%A7o-inoxid%C3%A1vel-austen%C3%ADtico-para-altas-temperaturas.pdf>>. Acesso em: 3 abr. 2025.
- ASTM International. ASTM A240/A240M: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. West Conshohocken (PA): ASTM International; 2021.
- ASTM INTERNATIONAL. ASTM E10-07a: Standard test method for Brinell hardness of metallic materials. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2007.
- ASTM INTERNATIONAL. ASTM E23/E23M: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. West Conshohocken, PA: ASTM International
- ASTM INTERNATIONAL. ASTM E8/E8M: Standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- BAHRAMI, A.; ASHRAFI, A.; RAFIAEI, S. M.; MEHR, M. Y. Sigma phase-induced failure of AISI 310 stainless steel radiant tubes. **Engineering Failure Analysis**, vol. 82, p. 56-63, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.08.027>
- CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução. Rio de Janeiro: LTC, 2013.
- CARBÓ, H. M. Aços inoxidáveis: aplicações e especificações. 2008. Disponível em: <http://servidor.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Semin%C3%A1rios%20Inox/Catalogo%20aplicac%C3%B5es%20especificas.pdf>. Acesso em: 09 jan 2025.
- CEFET RJ. Ensaio de Dureza. Disponível em: <https://www.cefetj.br/attachments/article/2928/Ensaio_de_Dureza.pdf>. Acesso em: 12 nov. 2025.
- CERMAT – Centro de Capacitação e Reciclagem em Metrologia e Ensaio Tecnológicos / UFSC – Universidade Federal de Santa Catarina. Apostila do Laboratório de Propriedades Mecânicas (ensaio de tração, impacto, dureza etc.). Florianópolis: CERMAT/UFSC, 2015. Disponível em: <https://cermat.ufsc.br/wp-content/uploads/2015/03/APOSTILA-DO-LABORATORIO-DE-PROPRIEDADES-MEC-160315.pdf>. Acesso em: 13 Mar. 2025
- CIMM. Teste da Microdureza: medição, controle e ensaios. Disponível em: https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6560-teste-da-microdureza. Acesso em: 10 fev. 2025.
- Ciro de Toledo Piza Tebecherani. Disponível em: <http://www2.pelotas.ifsul.edu.br/~adccg/lib/exe/fetch.php?media=artigo_para_pipesystem_sobre_inox1.pdf>. Acesso em 01 de jul.2025

Corrosion Engineering. Mars G. Fontana and Norbert D. Greene. Ed. McGrawHill Book Company.

ELSHAWESH, F.; ELHOUD, A.; ALAGDAL, IBTESSAM. Failure avoidance: Creep failure of type 310 austenitic stainless steel bolts. *Materials performance*, vol. 41, pp. 56-58, 2002.

FONTANA, M. G. *Corrosion Engineering*. New York: Mcgraw-Hill, 1988.

HSIEH, CHIH-CHUN, WU, WEITE. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. **International Scholarly Research Notices**, 2012, 732471, 16 pages, 2012.

HU, G.; WANG, P.; LI, D.; LI, Y. High-temperature Tensile Behavior in Coarse-grained and Fine-grained Nb-containing 25Cr-20Ni Austenitic Stainless Steel[J]. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, vol. 33, no. 11, pp. 1455-1465, 2020.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 6892-1:2009(E): Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature. Geneva: ISO, 2009.

JELANI, A.; BUTT, M. M.; RAUF, O. U. Failure analysis of a furnace tube support. **Engineering Failure Analysis**, v. 157, 2024.

JORGESTREET. Ensaio de Dureza – Dureza Rockwell. Apostila técnica. Disponível em: https://www.jorgestreet.com.br/offline/2BN/2BN_MATERIAL_ETM_NERIS2_Ensaio%20de%20Dureza-Dureza%20Rockwell.pdf. Acesso em: 12 nov. 2025

JORGESTREET. *Material Tecnológico – Ensaios de materiais (inclui Dureza Rockwell)*. [S.l.]: JorgeStreet Pedagógico, 2020. Disponível em: https://jorgestreet.com.br/pedagogico/offline2020/junho/2BN/2BN_MATERIAL_ETM_NERIS.pdf. Acesso em: 12 nov. 2025.

KAEWKUMSAI, S.; KHONRAENG, W.; SATHIRACHINDA, N. High temperature failure of natural gas feed burner pipe. **Engineering Failure Analysis**, vol. 27, 2013, pp. 74-83.

LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken: John Wiley & Sons, 2005.

LOPES, Jorge Teófilo de Barros. Estrutura e propriedades dos materiais. Disponível em: <http://jorgeteofilos.files.wordpress.com/2011/08/epm-apostila-cap3adtulo09-propriedades.pdf>. Acesso em 04 fev. 2025.

MARIA, S. Ensaios Mecânicos e Análises de Falhas. Disponível em: https://www.ufsm.br/app/uploads/sites/413/2018/11/15_ensaios_mecanicos_analises_falhas.pdf. Acesso em: 25 jan. 2025.

METAL ZENITH. Propriedades do aço inoxidável 310S e principais aplicações. Disponível em: <https://metalzenith.com/pt/blogs/steel-properties/310s-stainless-steel-properties-and-key-applications>. Acesso em: 22 mar. 2025.

NIKLAS, A.; ROUCO, M.; GARCIA, D.; SANTOS, F.; SANZ, Á. Failure analysis of an AISI 310 stainless steel beam reinforcement fracture during service in a rolling beam furnace. **Engineering Failure Analysis**, v. 161, 2024.

- PADILHA, A.F.; RIOS, P.R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. *ISIJ International*, vol. 42, no. 4, pp.325–337, 2002.
- PARDAL, J.M.; CARVALHO, S.S.; BARBOSA, C.; MONTENEGRO, T.R.; TAVARES, S.S.M. Failure analysis of AISI 310S plate in an inert gas generator used in off-shore oil platform. **Engineering Failure Analysis**, vol. 18, no. 6, pp. 1435-1444, 2011.
- REED, R. C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge University Press, 2006.
- RESNICK, R.; HALLIDAY, D.; KRANE, K. S. *Physics*. Vol. 1 / Robert Resnick, David Halliday, Kenneth S. Krane. New York; Chichester: Wiley, 1992.
- SCHAEFFER, Claudio Marques. *Ensaio de Materiais: Apostila Principal*. Lages (SC): Instituto Federal de Santa Catarina – IFSC, [2016]. Disponível em: [https://docente.ifsc.edu.br/claudio.schaeffer/material/2_Mecatrônica/Materiais_2_Meca_3/Ensaio%20de%20Materiais_\(Apostila_Principal\)/ensa16.pdf](https://docente.ifsc.edu.br/claudio.schaeffer/material/2_Mecatrônica/Materiais_2_Meca_3/Ensaio%20de%20Materiais_(Apostila_Principal)/ensa16.pdf). Acesso em 10 maio 2025.
- SECRETARIA DA EDUCAÇÃO DO ESTADO DO CEARÁ – SEDUC-CE. *Fabricação Mecânica: Ensaios Mecânicos e Não-Destrutivos*. [S.l.], 2012. Disponível em: https://www.seduc.ce.gov.br/content/uploads/sites/37/2012/08/fabricacao_mecanica_ensaios_mecanicos_e_nao_destrutivos.pdf. Acesso em 20 maio 2025.
- TAVARES, S.; MOURA, V.; COSTA, V.; FERREIRA, M.; PARDAL, J. Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600–800 °C. *Materials Characterization*, vol. 60, pp. 573-578, 2009.
- YOUSEFI M.; FARGHADIN, M.H.; FARZADI A. Investigate the causes of cracks in welded 310 stainless steel used in the *flare* tip. **Engineering Failure Analysis**, vol 53, pp. 138-147, 2015.