



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
CAMPUS JOINVILLE  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS MECÂNICAS

Vítor Freire Bandeira

**Caracterização de placas de aço inoxidável AISI 316L corrugadas e soldadas a laser**

Joinville  
2021

Vítor Freire Bandeira

**Caracterização de placas de aço inoxidável AISI 316L corrugadas e soldadas a laser**

Dissertação de mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas.  
Orientador: Prof. Alexandre Mikowski, Dr.

Joinville  
2021

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Bandeira, Vítor Freire

Caracterização de placas de aço inoxidável AISI 316L  
corrugadas e soldadas a laser / Vítor Freire Bandeira ;  
orientador, Alexandre Mikowski, 2021.

102 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa  
Catarina, Campus Joinville, Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia e Ciências Mecânicas, Joinville, 2021.

Inclui referências.

1. Engenharia e Ciências Mecânicas. 2. Aço AISI 316L. 3.  
Solda a Laser. 4. Tratamento Térmico. 5. Trocador de  
Calor. I. Mikowski, Alexandre. II. Universidade Federal de  
Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e  
Ciências Mecânicas. III. Título.

Vítor Freire Bandeira

**Caracterização de placas de aço inoxidável AISI 316L corrugadas e soldadas a laser**

O presente trabalho em nível de mestrado foi avaliado e aprovado por banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Prof. Claudimir Antonio Carminatti, Dr.  
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Kleber Vieira de Paiva, Dr.  
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Paulo César Soares Jr, Dr.  
Universidade Federal de Santa Catarina

Certificamos que esta é a **versão original e final** do trabalho de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas.

---

Prof. Rafael de Camargo Catapan, Dr.  
Coordenação do Programa de  
Pós-Graduação

---

Prof. Alexandre Mikowski, Dr.  
Orientador

Joinville, 2021.

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente, aos meus pais, Grace e Carlos, e a minha avó Otília, agradeço pelo amor incondicional, amparo e ensinamentos. A minha irmã, Raquel, pelas palavras certas nos momentos mais difíceis.

Agradeço ao professor orientador Dr. Alexandre Mikowski, pela paciência, compreensão e oportunidade de trabalhar em parceria, compartilhando conhecimentos e vivências.

Estendo o agradecimento a todos os professores que me orientaram e contribuíram para minha formação acadêmica, em especial aos membros da banca examinadora deste trabalho.

Ao LabMAD (Laboratório de Modelagem e Análise de Dados) da UFSC campus Joinville, bem como aos colegas de laboratório, pelo espaço de debates e suporte.

Ao T2F (Termal Fluid Flow Group) da UFSC campus Joinville, pelos materiais e recursos financeiros que possibilitaram executar os ensaios de metalografia, microscopia eletrônica de varredura, microdureza Vickers e ensaios de tração. Em especial, ao professor Dr. Kleber Vieira de Paiva, pela oportunidade de fazer parte da equipe de pesquisa.

Ao LaCEM (Laboratório de Caracterização e Ensaio de Materiais) da PUCPR campus Curitiba, assim como ao professor Dr. Paulo César Soares Jr pela disponibilização do tempo e equipamento de microscopia eletrônica de varredura para os ensaios nas indentações.

Ao professor Dr. Gelson Biscaia de Souza pela realização do ensaio de indentação instrumentada no C-LABMU (Complexo de Laboratórios Multiusuários) na UEPG campus Ponta Grossa.

Pelo auxílio na realização da microscopia confocal, agradeço ao professor Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz da UTFPR campus Ponta Grossa.

A Ivonete Ostrovski pelas argumentações e auxílio com os ensaios, em especial com o ensaio de névoa salina.

À empresa Tecnotempera e ao engenheiro Luciano Lobo, pelo auxílio no processo de tomada de decisão e execução do tratamento térmico efetuado neste trabalho.

Por fim, agradeço aos meus amigos pelo companheirismo e incentivo constantes.

## RESUMO

Este trabalho trata da caracterização de corpos de prova retirados de uma estrutura interna soldada a laser de um trocador de calor casco-placa (*Plate and Shell Heat Exchanger* - PSHE) e propõe um tratamento térmico para alívio de tensões residuais (decorrentes dos processos de laminação e soldagem), cuja duração é de uma hora a 455 °C em forno mufla. O material do qual são fabricadas as placas é um aço inoxidável austenítico de baixo teor de carbono (AISI 316L). Por meio de técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, pontos de concentração de tensão, decorrentes do processo de capilaridade da zona fundida, foram observados na região de junta da solda. Após o processo de tratamento térmico, ocorreu a formação de carbeto de cromo, em pequena quantidade, principalmente na região de interface e metal solda. Na matriz austenítica do material base, houve redução nas marcas de laminação, além de maior definição dos contornos de grãos. Além do mais, após o processo térmico para alívio de tensões, verificou-se que há aumento no valor médio da dureza Vickers (de 186 GPa para 1,94 GPa) e na dureza média obtida por nanoindentação instrumentada (de 2,10 GPa para 2,42 GPa). Ainda, a média do módulo de elasticidade do material passou de 184,81 GPa para 199,17 GPa após o tratamento térmico. Alterações nas impressões obtidas pelo ensaio de risco, como desprendimento de material ao redor das trilhas, indicam um decréscimo na ductilidade do material após o tratamento, bem como um acréscimo na resistência à deformação plástica. Caracterizou-se também a estrutura soldada por meio de ensaios mecânicos de tração não convencionais antes e após o processo de tratamento térmico, obtendo um comportamento de maior resistência às solicitações mecânicas. Cabe ressaltar que novas geometrias de corpos de prova foram propostas para realização dos ensaios mecânicos de tração. O limite de resistência à tração da condição “como recebida”, em que a linha do cordão de solda é perpendicular ao sentido de tração longitudinal, foi validado, confirmando a efetividade do ensaio proposto. Finalmente, por meio destas análises comparativas, entendeu-se que o tratamento térmico para alívio de tensões pode viabilizar melhorias no comportamento mecânico da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L.

**Palavras-chave:** Aço AISI 316L. Solda a Laser. Tratamento Térmico. Trocador de Calor.

## ABSTRACT

This work addresses the characterization of specimens taken from an internal structure welded by laser of a shell-plate heat exchanger (*Plate and Shell Heat Exchanger* - PSHE) and proposes a thermal treatment to relieve residual stresses (due to the lamination and welding processes), whose duration is one hour at 455 °C in a muffle furnace. The material from which the plates are manufactured is a low carbon austenitic stainless steel (AISI 316L). Through optical and scanning electron microscopy techniques, stress concentration points, resulting from the capillary process of the molten zone, were observed in the weld joint region. After the heat treatment process, a small amount of chromium carbides was formed, mainly in the interface and weld metal region. In the austenitic matrix of the base material, there was a reduction in the rolling marks, in addition to a greater definition of grain boundaries. Furthermore, after the thermal process for stress relief, it was found that there is an increase in the mean value of Vickers hardness (from 186 GPa to 1.94 GPa) and in the mean hardness obtained by instrumented nanoindentation (from 2.10 GPa to 2.42 GPa). Also, the mean modulus of elasticity of the material went from 184.81 GPa to 199.17 GPa after heat treatment. Changes in the impressions obtained by the scratch test, such as material detachment around the tracks, indicate a decrease in the ductility of the material after treatment, as well as an increase in the resistance to plastic deformation. The welded structure was also characterized through non-conventional mechanical tensile tests before and after the heat treatment process, obtaining a behavior of greater resistance to mechanical stresses. It is noteworthy that new geometries of specimens were proposed to carry out the mechanical tensile tests. The tensile strength limit of the "as-received" condition, in which the weld bead line is perpendicular to the longitudinal tensile direction, was validated, confirming the effectiveness of the proposed test. Finally, through these comparative analyses, it was understood that the heat treatment for stress relief can enable improvements in the mechanical behavior of the structure of corrugated and laser welded plates of AISI 316L steel.

**Keywords:** Stainless Steel AISI 316L. Laser Weld. Heat Treatment. Heat Exchanger.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Trocador de Calor PSHE. . . . .	20
Figura 2 – Placas Corrugadas Soldadas de Aço Inoxidável 316L. . . . .	21
Figura 3 – Exemplos de possíveis corrugações estampadas em placas de aço. . . . .	21
Figura 4 – Técnica <i>keyhole</i> . . . . .	23
Figura 5 – Estrutura de Placas Corrugadas de Aço Inoxidável 316L. . . . .	34
Figura 6 – Processamento da Estrutura. . . . .	35
Figura 7 – CP-c1, Amostra Após Ensaio de Espectroscopia de Emissão Óptica. . . . .	37
Figura 8 – Corpo de prova para teste de névoa salina, CP-c4. . . . .	39
Figura 9 – Estrutura de placa corrugada e soldada a laser antes do tratamento térmico. . . . .	40
Figura 10 – Gráfico Programado de Registros para o Tratamento Térmico. . . . .	40
Figura 11 – Amostras embutidas para análises de microscopia. . . . .	42
Figura 12 – Indentações do Ensaio de Microdureza Vickers. . . . .	44
Figura 13 – Curva representativa de um ensaio de nanoindentação. . . . .	45
Figura 14 – Panorama e pontos referenciais utilizados na técnica de nanoindentação com ponta cônica em aço AISI 316L como recebido (CP-a). . . . .	46
Figura 15 – Panorama e pontos referenciais de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica em AISI 316L como recebido (CP-a). . . . .	47
Figura 16 – Corpos de prova cortados para o ensaio mecânico de tração. . . . .	48
Figura 17 – CP-c1, CP-c2 e CP-c3 conformados para o ensaio mecânico de tração. . . . .	49
Figura 18 – Condição inicial do CP-c2 na máquina para o ensaio mecânico de tração. . . . .	50
Figura 19 – Difratograma do CP-c1. . . . .	53
Figura 20 – Comparativo região de placa do CP-c4 para diferentes tempos de exposição ao ensaio de névoa salina - foco na região da placa corrugada. . . . .	54
Figura 21 – Comparativo região de solda do CP-c4 para diferentes tempos de exposição ao ensaio de névoa salina - foco na região do cordão de solda. . . . .	55
Figura 22 – Corte transversal do cordão de solda do PSHE, magnitude 100 $\mu\text{m}$ . . . . .	56
Figura 23 – Cortes transversais do cordão de solda do PSHE. Em (a) 20 $\mu\text{m}$ e em (b) 10 $\mu\text{m}$ . . . . .	57
Figura 24 – Dimensionamento de porosidade. Em (a) comprimento e em (b) altura. . . . .	58
Figura 25 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região de interface metal-solda. Em (a) magnificação 1k e em (b) magnificação 3k. . . . .	59
Figura 26 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da região de interface metal-solda com magnificação 1k e foco na região central. . . . .	60

Figura 27 – Estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser após tratamento térmico. . . . .	61
Figura 28 – Gráfico de Registros para o Tratamento Térmico. . . . .	62
Figura 29 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região do metal base. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente. . . . .	63
Figura 30 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região do metal de solda e topo de solda. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido, região do metal de solda e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, região do metal de solda (c) CP-a de AISI 316L como recebido, região de topo de solda e em (d) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, região de topo de solda. . . . .	65
Figura 31 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região de interface. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente. . . . .	66
Figura 32 – Perfil de Dureza Vickers. . . . .	67
Figura 33 – Dureza Vickers por região de estudo: solda, interface e metal base. TT = Tratado Termicamente. . . . .	69
Figura 34 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (20 $\mu$ m) das nanoindentações conforme regiões de estudo nos corpos de prova CP-a e CP-b. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente. . . . .	70
Figura 35 – Comparativo entre os valores de dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr para a condição “como recebido” do aço 316L em (a) e para a condição “tratado termicamente” (TT) em (b). . . . .	72
Figura 36 – Dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr por região de estudo: solda, interface e metal base. . . . .	73
Figura 37 – Comparativo entre os valores de módulo de elasticidade para a condição “como recebido” do aço 316L em (a) e para a condição “tratado termicamente” (TT) em (b). . . . .	75
Figura 38 – Módulo de elasticidade por região de estudo. . . . .	75
Figura 39 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica. Em (a) os 3 riscos no CP-a de AISI 316L como recebido, em (b) os riscos na região de metal base do CP-a, em (c) os riscos na região de interface metal-solda do CP-a e em (d) os riscos na região solda do CP-a. . . . .	77
Figura 40 – Trilhas obtidas por microscopia óptica confocal de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente. . . . .	78

Figura 41 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura de riscos na região da solda produzidos por nanoindentação por ponta cônica. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido, em (b) ampliação de um risco do CP-a de AISI 316L como recebido, em (c) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, em (d) ampliação de um risco do CP-b de AISI 316L tratado termicamente. . . . .	80
Figura 42 – Ensaio de tração para a estrutura de placa corrugada soldada nas condições: como recebido e tratado termicamente. . . . .	82
Figura 43 – Imagens obtidas da vídeo análise do ensaio mecânico de tração não convencional para o CP-c2. . . . .	83
Figura 44 – Análise da rigidez mecânica para o CP-c2. . . . .	84
Figura 45 – CP-c2 após ensaio de tração não convencional, com detalhe na região de fratura. . . . .	86
Figura 46 – Resultados pré-seleção da RSL. . . . .	99
Figura 47 – Resultados selecionados ao final da RSL. . . . .	100
Figura 48 – Comparação dos resultados pré-seleção da RSL. . . . .	100
Figura 49 – Comparação dos resultados selecionados ao final da RSL. . . . .	101

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química Diretriz do Aço AISI 316L. . . . .	25
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do Aço AISI 316L. . . . .	25
Tabela 3 – Resultados DRX dos aços S31603 e S30400 nas condições: não soldado ( <i>as-received</i> , AR) e na condição soldado a laser ( <i>laser welded</i> , LW). . . . .	28
Tabela 4 – Testes de DRX na região plana e nos picos de ondulação de placas corrugadas 316L. . . . .	29
Tabela 5 – Corpos de prova para cada técnica de caracterização realizada. . .	36
Tabela 6 – Cálculo da Composição Química - CP-c1. . . . .	51
Tabela 7 – Resultado da Composição Química - CP-c1. . . . .	52
Tabela 8 – Comparativo de Resultados DRX. . . . .	53
Tabela 9 – Constantes da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico. . . . .	62
Tabela 10 – Composição química - percentuais (%) em peso de elementos químicos estimados pela Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia (EDS). CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente. . . . .	64
Tabela 11 – Composição química - percentuais (%) em peso de elementos químicos estimados pela Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia (EDS) em comparação com a Espectrometria de Emissão Óptica (OES) e com Norma ASTM. Em que CP = corpo de prova; CR = como recebido; TT = tratado termicamente. . . . .	66
Tabela 12 – Estatística Descritiva para HV [kgf.mm <sup>-2</sup> ] - Tamanho da Amostra, N = 30. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação. . . . .	68
Tabela 13 – Estatística Descritiva para H [GPa] - Tamanho da Amostra, N = 149. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação. . . . .	71
Tabela 14 – Comparativo Dureza por Indentação Instrumentada pelo Método de Oliver-Pharr (H) e Dureza Vickers (HV). . . . .	73
Tabela 15 – Estatística Descritiva para E [GPa] - Tamanho da Amostra, N = 149. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação. . . . .	74
Tabela 16 – Estatística descritiva para o Ensaio Mecânico de Tração. Fmín. = Força mínima; Fmáx. = Força máxima; W = Trabalho total. . . . .	81
Tabela 17 – Estimativa de fadiga baseada no limite de resistência à tração. LRT = Limite de Resistência à Tração; LRF = Limite de Resistência à Fadiga. . . . .	87

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSE	<i>Back Scattering Electrons</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
C-LABMU	Complexo de Laboratórios Multiusuários
CV	Coeficiente de Variação
DRX	Difração de Raios X
EDS	Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
LPW	<i>Laser Penetration Welding</i>
LRF	Limite de Resistência à Fadiga
LRT	Limite de Resistência à Tração
LSP	<i>Laser Shot Peening</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Nd:YAG	<i>Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet</i>
NGLW	<i>Narrow Gap Laser Welds</i>
OES	<i>Optical Emission Spectroscopy</i>
PHE	<i>Plate Heat Exchanger</i>
PSHE	<i>Plate and Shell Heat Exchange</i>
RSL	Revisão Sistemática da Literatura
SCC	<i>Stress Corrosion Cracking</i>
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
SLM	<i>Selective Laser Melting</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
UNS	<i>Unified Numbering System</i>

## LISTA DE SÍMBOLOS

$C$	Graus Celsius
$k$	Fator de Abrangência
$z$	Desvio Padrão
$n$	Tamanho do Conjunto de Dados
$i$	Posição no Conjunto de Dados
$x_i$	Valor na Posição $i$ do Conjunto de Dados
$\bar{x}$	Média Aritmética da Amostra
$P$	Carga de Ensaio de Dureza
$N$	Newtons
$d$	Média das Diagonais da Impressão com Ponta Vickers
$HV$	Dureza Vickers
$H$	Dureza por Indentação Instrumentada
$P_{max}$	Carga Máxima Aplicada em Ensaio de Dureza
$A_c$	Área de Contato Projetada
$h_c$	Profundidade de Contato
$h_{max}$	Deslocamento Máximo da Superfície do Material em Ensaio Dureza
$S$	Rigidez Elástica do Material
$E$	Módulo de Elasticidade do Material
$\nu$	Coeficiente de Poisson do Material
$\nu_i$	Coeficiente de Poisson do Indentador Berkovich
$E_r$	Módulo de Elasticidade Reduzido
$E_i$	Módulo de Elasticidade do Indentador
$\pi$	Número pi
$S_{max}$	Rigidez Elástica Máxima
$\beta_i$	Constante da Geometria do Indentador Berkovich
$a$	Metade da Largura da Geometria Elíptica
$c$	Metade do Comprimento da Geometria Elíptica
$K_t$	Fator Teórico de Concentração de Tensão para Cavidade Elíptica
$a_1$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Aquecimento
$a_2$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Aquecimento
$a_3$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Aquecimento
$b_1$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Manutenção
$c_1$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Resfriamento

$c_2$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Resfriamento
$c_3$	Constante da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico - Resfriamento
m	Metro
kgf.mm <sup>-2</sup>	Unidade de Medida de Pressão
Pa	Pascal

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>16</b>
1.1	OBJETIVOS	18
<b>1.1.1</b>	<b>Objetivo Geral</b>	<b>18</b>
<b>1.1.2</b>	<b>Objetivos Específicos</b>	<b>18</b>
<b>1.1.3</b>	<b>Organização da Dissertação e Metodologia de Pesquisa</b>	<b>19</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>20</b>
2.1	ESTRUTURA DE PLACAS CORRUGADAS	20
2.2	PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER DE AÇO INOXIDÁVEL	22
2.3	AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L	24
2.4	ESTADO DA ARTE	26
<b>2.4.1</b>	<b>Placas Corrugadas para Troca de Calor</b>	<b>27</b>
<b>2.4.2</b>	<b>Processos Corrosivos</b>	<b>27</b>
<b>2.4.3</b>	<b>Avaliação da Tensão Residual</b>	<b>30</b>
<b>2.4.4</b>	<b>Processo de Soldagem a Laser em Aços Inoxidáveis</b>	<b>31</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>34</b>
3.1	ESTRUTURA DE PLACAS CORRUGADAS E SOLDADAS A LASER	34
3.2	PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA	35
3.3	ENSAIO DE ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA	36
3.4	ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X	37
3.5	ENSAIO DE CORROSÃO	38
3.6	TRATAMENTO TÉRMICO	39
3.7	TÉCNICAS DE MICROSCOPIA	41
3.8	ESPECTROSCOPIA DE RAIOS X POR DISPERSÃO DE ENERGIA	41
3.9	ENSAIOS MECÂNICOS DE PENETRAÇÃO	42
<b>3.9.1</b>	<b>Microdureza Vickers</b>	<b>43</b>
<b>3.9.2</b>	<b>Nanoindentação</b>	<b>43</b>
<b>3.9.3</b>	<b>Risco</b>	<b>46</b>
3.10	ENSAIO MECÂNICO DE TRAÇÃO NÃO CONVENCIONAL	47
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>51</b>
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 316L	51
4.2	ESPECTRO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X DO AÇO AISI 316L	52
4.3	RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO AISI 316L	54
4.4	EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM	56
4.5	EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DA PLACA CORRUGADA E SOLDADA A LASER DE AÇO AISI 316L	59
<b>4.5.1</b>	<b>Morfologia da Superfície</b>	<b>62</b>
<b>4.5.2</b>	<b>Dureza Vickers</b>	<b>67</b>

<b>4.5.3</b>	<b>Propriedades Mecânicas Obtidas por Nanoindentação . . . . .</b>	<b>69</b>
4.5.3.1	Dureza por Indentação Instrumentada Conforme Método de Oliver-Pharr . . . . .	71
4.5.3.2	Módulo de Elasticidade . . . . .	74
<b>4.5.4</b>	<b>Resistência ao Risco . . . . .</b>	<b>76</b>
<b>4.5.5</b>	<b>Resistência à Tração . . . . .</b>	<b>81</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES . . . . .</b>	<b>88</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>90</b>
	<b>APÊNDICE A – APÊNDICE A - REVISÃO SISTEMÁTICA DA LITERATURA . . . . .</b>	<b>99</b>

## 1 INTRODUÇÃO

No campo da ciência dos materiais, estuda-se a estrutura interna, propriedades, comportamento e processamento de materiais com o objetivo de obter dados relevantes ao seu emprego geral ou à sua conversão em produtos acabados (CALLISTER; RETHWISCH, 2002). O material estudado ao longo deste trabalho é o aço inoxidável AISI 316L que é empregado em uma estrutura soldada a laser, a qual compõe a parte interna de um trocador de calor.

O material do qual são fabricadas as placas do trocador é um aço inoxidável austenítico de baixo teor de carbono (AISI 316L). Caracterizado por uma elevada tenacidade e altos valores de fluência e tensão de ruptura para temperaturas elevadas, esse material encontra uma ampla gama de aplicações na área industrial, em especial nos setores automotivo e marítimo. Os processos de fabricação aos quais o material é submetido interferem nas propriedades finais do equipamento, portanto faz-se necessário investigar e caracterizar essas alterações (SCHAEFFER, 1999).

Trocadores de calor são equipamentos responsáveis por realizar a transferência de energia térmica entre dois ou mais meios. Normalmente, esses equipamentos são classificados em função da configuração do escoamento e do tipo de construção (BERGMAN *et al.*, 2014, p. 452). Dentre os distintos tipos de trocadores de calor, estão os trocadores de placas corrugadas que são largamente utilizados em diferentes aplicações e campos da engenharia. Isto se deve ao fato de serem trocadores muito versáteis, de fácil instalação e manutenção. Um exemplo deste tipo de trocador de calor é o *Plate and Shell Heat Exchange* (PSHE) - trocador casco-placa (ARSENYEVA *et al.*, 2016).

O trocador PSHE apresenta, em seu núcleo, um conjunto de placas totalmente soldado. Após processos de estampagem e corte, as placas são unidas por um processo de soldagem a laser. Este núcleo é, então, instalado no interior de uma estrutura de casco (um vaso de pressão). Os espaços entre as placas funcionam como canais de circulação para um fluido que realizará a troca de calor com outro fluido passando pelo casco. Por se tratar de uma estrutura que dispensa gaxetas, este trocador resiste a maiores pressões de trabalho do que trocadores de calor não totalmente soldados. Conforme fabricantes, estas tensões podem chegar a 200 Bar (20 MPa) e as temperaturas de trabalho podem variar de  $-196^{\circ}\text{C}$  a  $+600^{\circ}\text{C}$  (VAHTERUS, 2020). Apesar de a estrutura ter sido projetada para resistir a estas condições de trabalho, falhas são observadas nas juntas soldadas antes do período previsto de vida útil para este componente (BANDEIRA *et al.*, 2020).

No estudo de Revisão Sistemática da Literatura realizado em Bandeira *et al.* (2020), constatou-se que os principais modos de falha relacionados a trocadores de calor de placas são decorrentes de processos corrosivos ou concentração de tensões.

Em especial, procura-se entender se o trocador PSHE avaliado neste trabalho irá sofrer com fragilização por corrosão sob tensão.

Conforme Costa e Mei (2010, p. 437), a combinação entre tensões de trabalho tratativas (ou residuais) e ambientes corrosivos, bem como variações de temperatura, podem acarretar um tipo de corrosão acelerada que leva a trincas e fragilização do material. Este fenômeno é conhecido por corrosão sob tensão - *Stress Corrosion Cracking* (SCC).

Dentre as variáveis que influenciam no fenômeno de corrosão sob tensão para aços inoxidáveis austeníticos, conforme Costa e Mei (2010, p. 437), estão: composição química da liga, temperatura, nível de tensões, concentração de cloretos, condição superficial, pH e teor de oxigênio no meio. Portanto, dentre os principais meios de controle ou proteção para este tipo de corrosão, recomenda-se reduzir concentradores de tensões no equipamento, aplicar tratamentos térmicos para alívio de tensões (considerando que não devem ocorrer alterações metalúrgicas como, por exemplo, sensitização), e evitar processos que produzam tensões residuais compressivas na superfície das peças (COSTA; MEI, 2010, p. 438).

O trabalho propõe um tratamento térmico para alívio de tensões como meio de controle do modo de falha de corrosão sob tensão. Em virtude da presença de agentes corrosivos no fluido de trabalho do trocador em questão, tem-se especial preocupação para que não ocorra o processo de sensitização no material.

O termo caracterização, quando usado na ciência dos materiais, refere-se ao processo generalista pelo qual a estrutura e as propriedades de um material são sondadas e medidas. Isto dito, deve-se considerar que, durante um processo de seleção de materiais para aplicabilidade em determinado equipamento, além das propriedades características do material, deve-se considerar o comportamento do material durante o processamento e uso do mesmo (VAN VLACK, 1970, p. 1). Técnicas de microscopia, espectroscopia, espectrometria, difração de Raios X, ensaio de mecânico de tração, ensaio de mecânico de penetração são algumas das técnicas de caracterização utilizadas ao longo deste trabalho com este intuito. Entretanto o trabalho pretende apresentar, além das técnicas convencionais, um ensaio mecânico de tração não convencional com a intenção de obter informações relativas ao material e como este reage aos esforços presentes na estrutura do trocador PSHE durante sua operação.

Ainda, considerando o meio de operação, deve-se ressaltar que os fluidos que realizam a troca de calor entre si, assim como o ambiente externo, apresentam agentes corrosivos que influenciam os modos de falha observados no trocador PSHE. Por esse motivo, investiga-se a resistência à corrosão do cordão de solda a laser da estrutura de placas soldadas do trocador de calor PSHE.

Conforme Garcia *et al.* (2000, p. 5), há duas finalidades para o emprego de ensaios de materiais, sendo estas: permitir a obtenção de informações de controle

do produto ou equipamento, e desenvolver novas informações sobre o produto, isto é, novos processos e tratamentos. Nesse sentido, este trabalho busca caracterizar corpos de prova obtidos de uma estrutura interna de placas corrugadas e soldadas a laser que são aplicadas em trocador de calor de placas.

Diferentemente de outros estudos, este trabalho se ateve a obter dados relativos às tensões trativas aplicadas sobre o cordão de solda da placa corrugada soldada a laser, e a avaliar as placas em conjunto, como uma estrutura. Isso é realizado por meio de ensaios não convencionais - como o ensaio de tração aqui proposto.

Por fim, busca-se obter conclusões pertinentes à aplicabilidade do comportamento mecânico da estrutura, considerando que essas estruturas são aplicadas em ambientes com altas pressões de trabalho e exposição a agentes corrosivos, como a água do mar.

## 1.1 OBJETIVOS

Esta seção descreve o tema estudado e delimita qual será o escopo deste trabalho.

### 1.1.1 Objetivo Geral

Verificar a influência do tratamento térmico na caracterização de placas de aço AISI 316L corrugadas por estampagem e soldadas a laser de um trocador de calor casco-placa.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

1. Aplicar a metodologia de Revisão Sistemática da Literatura (RSL), apresentando análises e avanços científicos na área de comportamento mecânico de placas corrugadas de trocador de calor soldadas a laser, com o intuito de proporcionar a análise de dados e discussão de resultados;
2. Caracterizar quimicamente (composição química) e fisicamente (identificação das fases da estrutura cristalina) placas corrugadas de aço 316L;
3. Verificar a resistência à corrosão da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço 316L;
4. Verificar se há alterações nas propriedades do material ao se realizar tratamento térmico para alívio de tensões em estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço 316L;
5. Caracterizar mecanicamente por ensaios mecânicos de penetração (microdureza Vickers e nanoindentação) as propriedades mecânicas dureza e módulo de elas-

tidade da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço 316L (metal base, interface e região da solda);

6. Avaliar qualitativamente a resistência ao risco por nanoindentação da região de interface entre o metal base e solda da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço 316L;
7. Utilizar técnicas de microscopias (óptica, confocal e eletrônica de varredura) para avaliar a metalografia, defeitos na região da solda, impressões residuais deixadas pelos indentadores, ou seja, indentações e risco;
8. Caracterizar mecanicamente por ensaio mecânico de tração a resistência mecânica de juntas não convencional da estrutura de placas corrugadas soldadas a laser de aço 316L.

### **1.1.3 Organização da Dissertação e Metodologia de Pesquisa**

Trata-se este trabalho de uma pesquisa experimental predominantemente quantitativa. Conforme Appolinário (2007, p. 146), esta é uma pesquisa aplicada, isto é, com a intenção de “resolver problemas ou necessidades concretas e imediatas”. Por esse motivo, essa investigação foi estruturada de forma a apresentar, primeiramente na seção 2, o objeto de estudo (modelo de estrutura interna de um PSHE) e os processos construtivos ao qual esta estrutura foi submetida. Buscando-se obter uma visão geral do campo de estudo, uma revisão sistemática da literatura foi realizada na seção 2.4.

Em seguida, apresenta-se, em materiais e métodos, a metodologia de pesquisa empregada. A seção 3 contempla a fabricação dos corpos de prova e os procedimentos experimentais para as técnicas de caracterização utilizadas neste trabalho. Cabe mencionar que, durante esta etapa, dois materiais distintos serão estudados; são estes: o material da região de metal base da estrutura corrugada; e a região de união entre placas desta estrutura, ou seja, a região soldada a laser. Diferentes técnicas são empregadas para cada caso devido, fundamentalmente, a características geométricas das regiões estudadas.

A etapa de resultados e discussão apresentada na seção 4 segue com a caracterização química, morfológica e mecânica dos materiais avaliados.

A seção 5 reporta-se ao apanhado dos resultados e debates apontados.

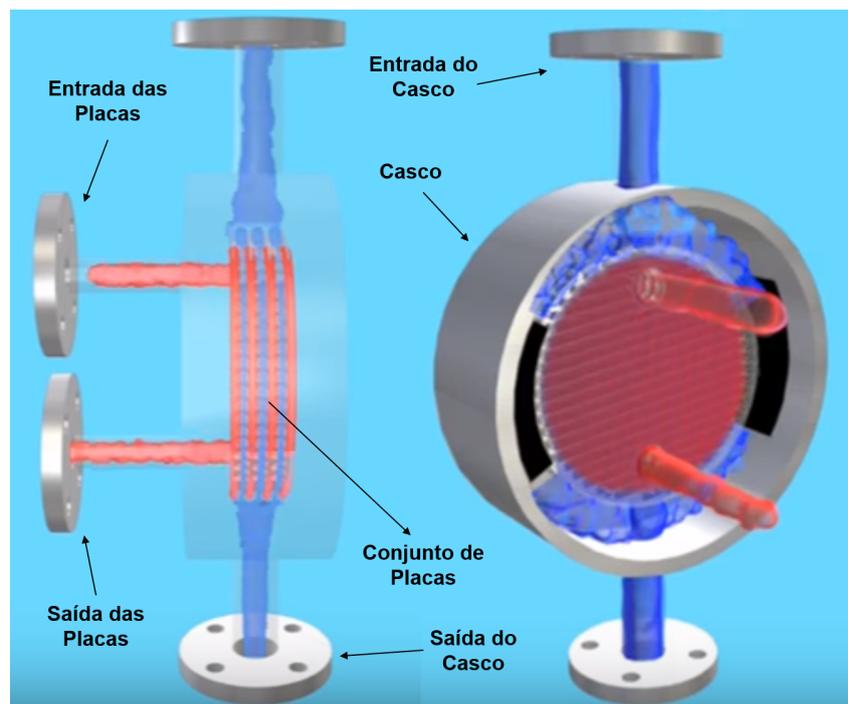
## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção, trata-se da estrutura de placas corrugadas e soldadas do trocador de calor PSHE. O material e os processos sofridos pela estrutura durante sua fabricação são descritos, dando enfoque ao processo de soldagem a laser. Por fim, o campo de estudo é mapeado, isto é, foi realizada uma pesquisa com a intenção de se obter uma visão geral dos principais autores e projetos de estudos desenvolvidos na área.

### 2.1 ESTRUTURA DE PLACAS CORRUGADAS

Um trocador de calor PSHE é apresentado na Figura 1. A estrutura de placas corrugadas é constituída por várias placas soldadas, cujo número é definido conforme a aplicação, isto é, de acordo com a necessidade de área para troca de calor.

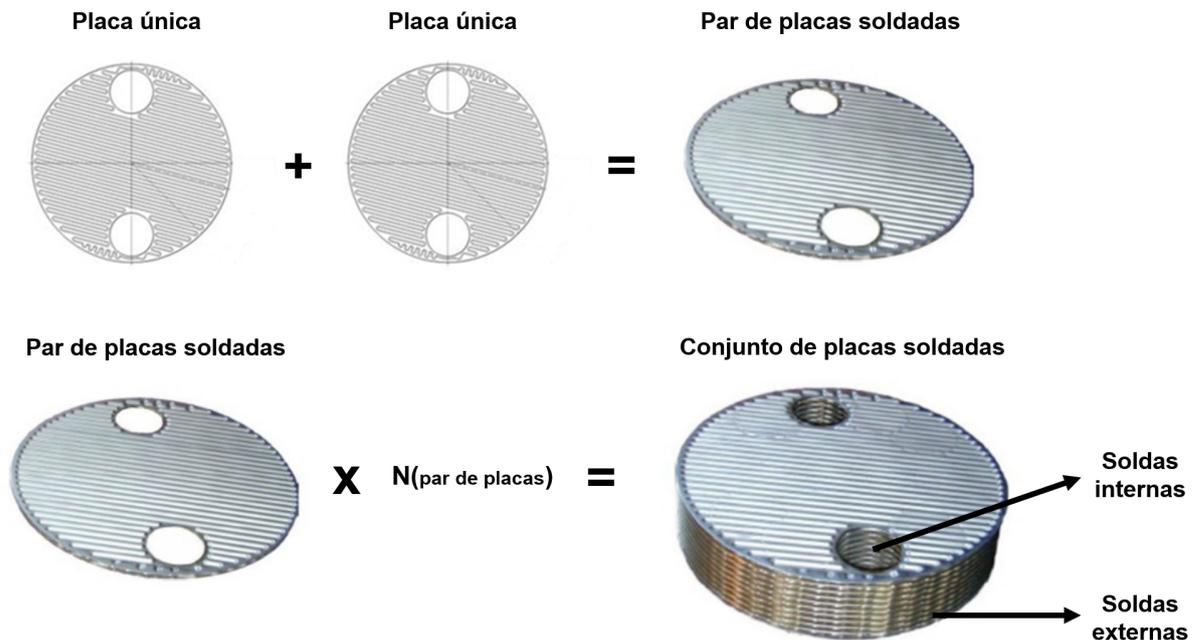
Figura 1 – Trocador de Calor PSHE.



Fonte: Autor (2019).

Um pacote dessas placas e como é realizada a sua fabricação podem ser observados na Figura 2. Este trabalho se ateve a analisar uma seção de duas placas soldadas - representativa deste tipo de estrutura com várias placas corrugadas. Os principais pontos de interesse da avaliação realizada neste trabalho são a resistência estrutural de uma placa corrugada e o resultado do processo de união aplicado às placas; isto posto, a extrapolação dessas informações para mensurar ou qualificar pacotes de placas para trocadores de distintos tamanhos é possível.

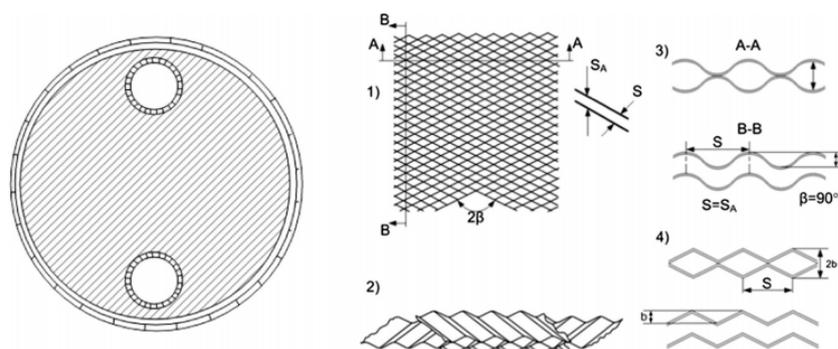
Figura 2 – Placas Corrugadas Soldadas de Aço Inoxidável 316L.



Fonte: Autor (2019).

Para a fabricação das placas corrugadas, faz-se uso de chapas (laminados planos) submetidas a um processo de estampagem. Distintas formas de corrugação são utilizadas para ampliar a área de transferência em trocadores de calor; algumas dessas corrugações são apresentadas na Figura 3.

Figura 3 – Exemplos de possíveis corrugações estampadas em placas de aço.



Fonte: Arsenyeva *et al.* (2016).

Deve-se ressaltar, para consideração futura, que há fatores metalúrgicos intrinsecamente relacionados à conformação mecânica de metais, sendo estes: temperatura de trabalho, velocidade de deformação, composição química, microestrutura do material e formabilidade.

A formabilidade é um termo empregado de forma usual por profissionais da área de conformação para denominar a capacidade de o material sofrer deformação

plástica sem que ocorram trincas ou fraturas. Essa característica é essencial para o processo de fabricação de placas corrugadas sem defeitos advindos do processo de estampagem.

Segundo Schaeffer (1999, p. 123), praticamente todas as chapas são fabricadas através de processos de laminação. Estas são, então, classificadas conforme parâmetros como: espessura, material, temperatura de laminação, acabamento de superfície, dentre outros. Consideram-se chapas finas aquelas com espessura inferior a 3 mm, como é o caso da chapa de aço 316L, utilizada para fabricar o par de placas soldadas - objeto de estudo deste trabalho.

Em procedimentos de conformação de chapas, o material está sujeito somente a alterações de forma, ou seja, o processo envolve deformação generalizada. Em geral, a razão entre a área de seção transversal e o volume da chapa é muito alta.

Durante o processo de conformação mecânica das chapas, materiais podem responder com dois comportamentos distintos na fase de transição entre a deformação elástica e a deformação plástica. Um comportamento é dado por materiais que apresentam limites de escoamento inferior e superior na fase de transição das deformações. O outro comportamento é o ideal para um processo de estampagem e é caracterizado por uma transição em que não se atinja determinado limite de escoamento (normalmente, utiliza-se o limite de escoamento convencional - 0,2% de deformação plástica).

O equacionamento matemático utilizado para descrever a curva de escoamento das chapas metálicas durante o processo de estampagem leva em consideração o grau ou coeficiente de encruamento do material, porém não considera a influência da temperatura, pois em geral os processos de estampagem são realizados à temperatura ambiente (SCHAEFFER, 1999, p. 126).

## 2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER DE AÇO INOXIDÁVEL

O processo de soldagem a laser é um processo de soldagem de alta intensidade com fonte de calor focada, o qual é caracterizado por fornecer um alto valor de energia em tempos reduzidos por meio de uma pequena área. Nele, a baixa divergência do feixe de laser permite focar em áreas de soldagem extremamente precisas, o que resulta em densidades de potência maiores que  $10 \text{ kW/mm}^2$ . Normalmente, o feixe de uma fonte de soldagem a laser pode apresentar entre 1 mm e 10 mm (SINGH, 2012).

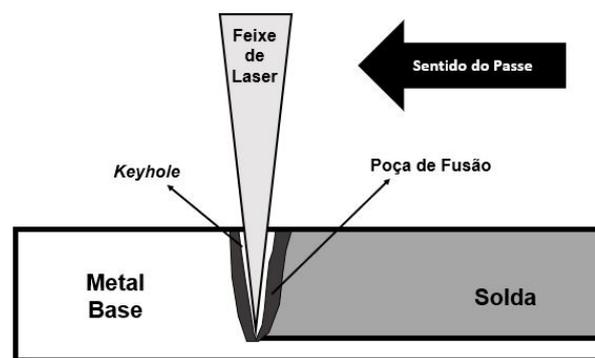
Conforme Modenesi *et al.* (2009), os dois tipos de equipamentos para soldagem a laser são: o de  $\text{CO}_2$  e o *Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet* (Nd:YAG). A radiação eletromagnética emitida por ambos os equipamentos está entre as faixas do ultravioleta e infravermelho.

Em geral, esta técnica de soldagem pode ser utilizada em peças complexas; em juntas constituídas por partes de diferentes espessuras e materiais distintos ou similares; e em processos de alta velocidade. O feixe concentrado de alta intensidade é

capaz de fundir o material da junta no ponto de incidência causando um furo - *keyhole*.

A técnica *keyhole* é a mais utilizada com o processo de soldagem a laser por ser um processo de fabricação muito eficiente. Esta pode ser compreendida com o auxílio da Figura 4. O calor é conduzido em forma radial para fora, o que gera uma região fundida que cerca o vapor. Quando o feixe de laser se move sobre a peça, o metal fundido preenche o espaço a montante do furo e se solidifica, constituindo a solda (MODENESI *et al.*, 2009, p. 310-311). Esta técnica operatória permite altíssimas velocidades de soldagem e exige alta precisão no controle das variáveis operacionais do processo.

Figura 4 – Técnica *keyhole*.



Fonte: Adaptado de Modenesi *et al.* (2009, p. 311).

O aço 316L é um aço inoxidável austenítico de baixo carbono - menos que 0,03%. Esse nível é essencial para que, durante o processo de soldagem, seja reduzida a precipitação de carbeto. Em estruturas cem por cento austeníticas, as microestruturas decorrentes do processo de soldagem de metais similares devem conter uma porcentagem de ferrita para que seja reduzida a suscetibilidade à formação de trincas.

A resistência à corrosão do aço em questão depende da adição de vários elementos de liga, em especial a adição de cromo. Quando se aquece o material a um intervalo de temperatura entre 425 °C e 870 °C, chamado de intervalo de sensitização, uma porcentagem de cromo pode se combinar com carbonos disponíveis na solução e formar um precipitado rico em carbeto de cromo (SINGH, 2012, p. 193). Desta forma, reduz-se a quantidade de cromo no aço; o que reduz a resistência à corrosão do material. Este processo é chamado de sensitização.

Conforme Singh (2012), uma estreita faixa do metal, na zona termicamente afetada, é sempre aquecida ao intervalo de sensitização. Aços que sofrem o fenômeno descrito são facilmente atacados quimicamente em ambientes ácidos. Assim, sob certas circunstâncias, soldas austeníticas estão sujeitas à corrosão intergranular.

### 2.3 AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L

Os aços inoxidáveis são ligas formadas, basicamente, por ferro e cromo; além de níquel, molibdênio e outros elementos de menor percentual. Para ser classificada como aço inoxidável, a liga deve conter no mínimo 12% de cromo. Esse elemento é responsável pela formação de uma camada superficial protetora uniforme de óxido de cromo, sempre que a superfície da peça é exposta ao oxigênio; fato que compele ao material maior resistência a processos corrosivos.

Com relação a metalurgia de aços inoxidáveis, atenta-se, no sistema ferro-cromo, para a formação da fase sigma ( $\sigma$ ). Essa fase é importante para o comportamento mecânico e para a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, pois se caracteriza por ser frágil e dura, fato que afeta a tenacidade e ductilidade do aço inoxidável. Outro ponto importante em relação a esse composto intermetálico é que ele reduz a quantidade de cromo em regiões adjacentes, o que pode comprometer a resistência à corrosão do material (COSTA; MEI, 2010, p. 410).

Uma observação deve ser feita quanto à presença de níquel na composição química desses aços e sua influência no processo de formação do material. Deve-se notar que o níquel é um elemento estabilizador da fase austenítica. Esse elemento atua aumentando o campo de austenita e, desta forma, praticamente elimina a ferrita de ligas ferro-cromo-carbono. Isto quer dizer que, se o teor de carbono estiver abaixo de 0,03%, os carbonetos não se formam e o aço é constituído de austenita à temperatura ambiente (ASKELAND; PHULÉ, 2008, p. 405).

Analisando o sistema Fe-Cr-Ni, para os aços austeníticos mais comuns, a cinética de precipitação da fase sigma é bastante lenta. Assim, conforme Costa e Mei (2010, p. 420), a precipitação de carbonetos é considerada mais importante. Para evitar essa precipitação, pode-se reduzir o teor de carbono presente no aço inoxidável ou adicionar elementos com maior afinidade pelo carbono do que o cromo.

O aço inoxidável 316L é um aço austenítico de estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC). Essa classe de aços inoxidáveis possui excelente ductilidade, conformabilidade e resistência à corrosão.

A resistência do material é obtida pelo endurecimento por solução sólida, podendo, ainda, ser trabalhado a frio para aumentar a resistência mecânica. Neste caso, entretanto, pode-se perder essa resistência mecânica, em procedimentos que envolvam aquecimento do material, como, por exemplo, um processo de soldagem (COSTA; MEI, 2010, p. 421). Vale comentar que o efeito do processo de encruamento em aços inoxidáveis austeníticos é mais intenso do que nos aços inoxidáveis ferríticos.

De acordo com o manual técnico da fabricante Kloeckner Metals (2018), o aço 316L é empregado, normalmente, em peças de válvulas, bombas, tanques, evaporadores e agitadores, equipamentos têxteis, condensadores, trocadores de calor, peças expostas à atmosfera marítima, tanques soldados para estocagem de produtos quím-

micos e orgânicos, e revestimento para fornos de calcinação. Observa-se que esse material é vastamente empregado nas indústrias naval e química, devido à excelente resistência à corrosão e à boa soldabilidade.

A Tabela 1 mostra a composição química do AISI Aço 316L. Deve-se esclarecer que os valores de referência apresentados na tabela são relativos a percentuais máximos, com exceção dos casos em que um intervalo específico é indicado.

Tabela 1 – Composição Química Diretriz do Aço AISI 316L.

C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ni [%]
0,030	0,75	2,00	0,045	0,030	16,0-18,0	2,00-3,00	10,0-14,0

Fonte: Adaptado de ASTM A1098/A1098M-16 (2016, p. 3).

As propriedades mecânicas do aço 316L, de maior relevância para este trabalho, são apresentadas na Tabela 2. Esses valores correspondem ao padrão de requisitos de teste mecânico estabelecidos pela norma ASTM A1098/A1098M-16 (2016) referente a ligas de aço austenítico para tubos trocadores de calor com superfície texturizada.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do Aço AISI 316L.

Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]	Deformação [%]	Dureza Brinell [HBW]
485	170	40	217

Fonte: Adaptado de ASTM A1098/A1098M-16 (2016, p. 5).

Processos de fabricação, como a estampagem (comentada anteriormente) podem induzir tensões residuais ao material e isso pode aumentar as chances de corrosão sob tensão (*stress corrosion cracking* - SCC) (SINGH, 2012, p. 196). Desta forma, para um equipamento soldado, as tensões residuais de tração podem ter efeito negativo na resistência à fadiga e corrosão sob tensão. Medidas podem ser tomadas com o intuito de aliviar essas tensões internas.

Neste trabalho, o tratamento térmico para alívio de tensões a baixas temperaturas foi selecionado por se tratar de uma das técnicas mais difundidas na indústria. Entretanto os valores de tempo e temperatura para o tratamento variam de acordo com o material e características geométricas da peça a ser tratada.

Ainda, para considerar o tratamento térmico como uma solução para evitar falhas por corrosão sob tensão, este processo não deve prejudicar outras propriedades essenciais à aplicabilidade do material. Portanto deve-se ponderar que, conforme Singh (2012, p. 201), um aço inoxidável austenítico como o 316L é suscetível à deposição de carbeto de cromo nos contornos de grão do material, quando aquecido a

temperaturas na faixa de 425 °C a 870 °C - intervalo de sensitização. Esse fenômeno pode apresentar efeito negativo quanto às propriedades anticorrosivas do aço.

Uma revisão da literatura para verificar os parâmetros de temperatura e tempo, mais utilizados para o aço em questão, foi realizada, e assim propor a metodologia de tratamento térmico.

Encontra-se na literatura que, para alívio de tensão parcial, isto é, para minimizar distorções por usinagem em conjuntos soldados de aço 316, faz-se uso de um tratamento na faixa de 425 °C a 595 °C (VILLARES METALS, 2003). Para peças soldadas de aço 316L (com consumível de solda correspondente ao metal de base de liga mais baixa), a faixa de temperatura para o tratamento varia de 500 °C a 600 °C (KOBELCO WELDING, 2018). De acordo com a North American Stainless (2018), o alívio de tensões para o aço 316L, levando em conta as observações quanto a modificações de propriedades químicas, deve ser realizado por uma hora na faixa de 850 – 1100 °F, isto é, 455 – 593 °C.

## 2.4 ESTADO DA ARTE

Uma Revisão Sistemática da Literatura (RSL) ou, em inglês, *Systematic Literature Review*, é definida por (HIGGINS *et al.*, 2019) como um método padronizado de busca, cujo intuito é responder a determinadas questões da pesquisa, por meio de critérios de elegibilidade predefinidos. Esse levantamento de dados é apresentado no APÊNDICE A - Revisão Sistemática da Literatura.

Considerando o número de pesquisas e periódicos avaliados, percebe-se que, apesar de outros autores terem realizado trabalhos de caracterização mecânica semelhantes, para o aço 316L, nenhum trabalho avaliado se ateve a obter dados relativos às tensões trativas na placa corrugada; ou a avaliar a estrutura como um todo por meio de ensaios não convencionais - como o ensaio de tração proposto neste trabalho.

À vista disso, este trabalho pretende contribuir no esclarecimento de hiatos observados no campo de estudo. Isto é realizado por meio de caracterizações mecânicas para o aço 316L, particularmente empregado em um par de placas de um trocador de calor PSHE. Diferentemente de estudos anteriores, o trabalho pondera estatisticamente alterações morfológicas e de propriedades mecânicas por meio de ensaios de corrosão e tratamento térmico.

Algumas das pesquisas selecionadas ao final da RSL não se detiveram a trabalhar com o aço 316L, entretanto foram consideradas nesta etapa de revisão, pois abrangem metodologias de análise de interesse a futuras discussões realizadas neste trabalho. As seções a seguir elucidam as principais discussões e resultados observados na RSL.

### 2.4.1 Placas Corrugadas para Troca de Calor

Elmaaty *et al.* (2017) trata da aplicação de placas corrugadas para troca de calor e, assim como os trabalhos de Bhupal Kumar *et al.* (2018), Han *et al.* (2010) e Arsenyeva *et al.* (2016), avalia a performance de trocadores de calor de acordo com determinado tipo de corrugação.

Uma alternativa a estampagem convencional é estudada em Jin (2020), para tal, propriedades mecânicas são avaliadas e uma simulação para estudar o comportamento da estrutura é realizada.

Para efeito comparativo, os demais artigos desta revisão não se atêm a estudar o processo de transferência de calor, porém focam em avaliar estruturas de placas soldadas.

### 2.4.2 Processos Corrosivos

Aços inoxidáveis formam um óxido inerte em sua superfície para proteger o metal interno de oxidação e corrosão em meio corrosivo. Esse é o material mais empregado em placas soldadas de trocadores de calor, assim avaliar a resistência a corrosão em regiões afetadas por processos de soldagem é fundamental para compreender os mecanismos de falha nesse tipo de equipamento.

Autores como Wassilkowska *et al.* (2016), Fan *et al.* (2019) e Kwok *et al.* (2006) realizaram estudos sobre processos corrosivos agindo em placas de trocadores de calor.

Wassilkowska *et al.* (2016) investigam a microestrutura de placas de trocadores de calor de aço 316 e 316L que apresentaram falhas prematuramente por meio de metalografia e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Verificou-se que placas corroídas prematuramente tinham impurezas superficiais contendo cloretos.

Kwok *et al.* (2006) investigaram os processos de corrosão por pite e galvânica em aço inoxidável soldado a laser. Para tal, corpos de prova soldados de aço inoxidáveis austeníticos (S30400 e S31603), duplex (S31803) e super duplex (S32760) foram fabricados por soldagem por penetração a laser, *Laser Penetration Welding* (LPW), com um laser CW Nd:YAG em atmosfera de argônio.

A microestrutura e as fases presentes na zona termicamente afetada dos corpos-de-prova soldados a laser foram analisadas por microscopia óptica e Difração de Raios X (DRX), respectivamente. O resultado desta técnica, apresentado na Tabela 3, mostrou que as fases presentes no metal de solda dependiam da composição do metal base. Enquanto a solda a laser para o aço S31603 - correspondente ao aço AISI 316L na designação *Unified Numbering System* (UNS) - manteve a estrutura austenítica original, a solda a laser de S30400 (aço AISI 304) continha austenita como a fase principal e  $\delta$ -ferrita como a fase secundária.

Tabela 3 – Resultados DRX dos aços S31603 e S30400 nas condições: não soldado (*as-received*, AR) e na condição soldado a laser (*laser welded*, LW).

S31603 não soldado		S31603 soldado a laser	
Plano	2 $\Theta$	Plano	2 $\Theta$
$\gamma(111)$	43,1 $^{\circ}$	$\gamma(111)$	43,2 $^{\circ}$
$\gamma(200)$	50,2 $^{\circ}$	$\gamma(200)$	50,5 $^{\circ}$
$\gamma(220)$	74,2 $^{\circ}$	$\gamma(220)$	74,2 $^{\circ}$

S30400 não soldado		S30400 soldado a laser	
Plano	2 $\Theta$	Plano	2 $\Theta$
$\gamma(111)$	43,1 $^{\circ}$	$\gamma(111)$	43,2 $^{\circ}$
-	-	$\delta(110)$	44,1 $^{\circ}$
$\gamma(220)$	50,5 $^{\circ}$	$\gamma(220)$	74,2 $^{\circ}$
$\gamma(220)$	74,2 $^{\circ}$	$\gamma(220)$	74,2 $^{\circ}$

Fonte: Adaptado de Kwok *et al.* (2006).

O comportamento da corrosão por pite e corrosão galvânica dos aços inoxidáveis, nas condições soldada a laser e não soldada, foi estudado em solução de NaCl 3,5% a 23 °C por meio de medições eletroquímicas. Kwok *et al.* (2006) observaram que todas as soldas a laser para aços inoxidáveis exibiram passividade na solução de NaCl, porém a resistência à corrosão por pite se deteriorou. Isto foi atribuído à micro-segregação nas regiões soldadas para o aço S31603 e à presença de  $\delta$ -ferrita para o S30400.

A dureza na região de solda foi determinada por meio de um microdurômetro com ponteira Vickers. A carga aplicada foi de 200g e o tempo de carregamento foi de 15s. A microdureza das soldas a laser para todos os aços inoxidáveis em geral aumenta, segundo Kwok *et al.* (2006), isto se deve possivelmente ao aumento da fração volumétrica de ferrita ou devido ao refinamento dos grãos.

Em estudo realizado por Duan *et al.* (2020), investigou-se o comportamento da corrosão por pite em aço 316L forjado e em 316L fabricado por soldagem a laser seletiva - *Selective Laser Melting* (SLM). Os resultados experimentais mostram que o material 316L fabricado por SLM exhibe maior sensibilidade à corrosão por pite em soluções extremamente agressivas, enquanto a amostra do aço forjado é mais vulnerável a pite em condições de baixa agressividade.

Yan *et al.* (2019) realizaram um estudo comparativo entre a soldagem a laser Nd:YAG e Slab CO<sub>2</sub> em amostras de aço 316L. Os resultados para uma mesma energia de soldagem demonstraram que a soldagem a laser Nd:YAG resulta em uma maior dimensão da região de solda e zona afetada pelo calor. Além disso, mais ferrita e carboneto precipitam na zona afetada pelo calor do laser Nd:YAG. Fato que contribui para que a resistência à corrosão de toda a junta soldada seja pior.

Tabela 4 – Testes de DRX na região plana e nos picos de ondulação de placas corrugadas 316L.

Picos de Ondulação			Região Plana		
Fase	Plano	2 $\Theta$	Fase	Plano	2 $\Theta$
Austenita	(111)	43 $^{\circ}$	Austenita	(111)	43 $^{\circ}$
Martensita	(110)	44 $^{\circ}$	-	-	-
Austenita	(200)	51 $^{\circ}$	Austenita	(200)	51 $^{\circ}$
Martensita	(200)	64 $^{\circ}$	-	-	-
Austenita	(220)	74 $^{\circ}$	Austenita	(220)	74 $^{\circ}$
Martensita	(211)	81 $^{\circ}$	-	-	-
Austenita	(311)	91 $^{\circ}$	Austenita	(311)	91 $^{\circ}$
Austenita	(222)	96 $^{\circ}$	-	-	-

Fonte: Adaptado de Fan *et al.* (2019).

A piora na resistência à corrosão, devido ao processo de soldagem a laser do aço 316L, foi demonstrada em diversos outros trabalhos. Entretanto, de acordo com Liu *et al.* (2019), tecnologias de modificação de superfície têm resultado em melhores propriedades de resistência à corrosão e propriedades mecânicas em diversos materiais, incluindo a técnica *Laser Shot Peening* (LSP) investigada em Liu *et al.* (2019). A pesquisa demonstrou que LSP pode melhorar a resistência à corrosão de soldas, induzir o refinamento de grão, aumentar a microdureza e gerar tensões compressivas no material.

Fan *et al.* (2019) fazem uma abrangente análise de falhas em vazamentos internos de placas 316L em um trocador de calor de placas, *Plate Heat Exchanger* (PHE), operado em uma usina de cogeração. Conforme os autores, placas de aço inoxidável austenítico corrugado são componentes-chave em PHE e estão sujeitas a vários mecanismos de degradação devido à exposição a condições ambientais adversas. Todos os vazamentos em placas que falharam foram perfurações com formato parabólico, e Cl<sup>-</sup> foi observado em produtos de corrosão.

O processo de investigação para identificar a causa das perfurações consistiu de um exame macro das placas com defeito; de uma análise da qualidade do material das placas, incluindo uma caracterização química, dimensional, dureza, microestrutura e DRX; do micro-exame das perfurações usando microscopia eletrônica de varredura, ou *Scanning Electron Microscopy* (SEM), e Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS); por fim, os autores examinam condições de operação como qualidade da água, incluindo condutividade elétrica, pH e teor de Cl.

Fan *et al.* (2019) retiraram amostras da área plana da placa e dos picos da ondulação da placa corrugada, onde se encontram falhas, para comparar por meio de DRX. O resultado da técnica de análise pode ser observado na Tabela 4.

A partir desses resultados, pode-se afirmar que a fase martensita está presente

nas áreas de picos de ondulação. Conforme Fan *et al.* (2019), essa microestrutura é comprovadamente danosa a resistência a corrosão do aço 316L. Ainda, esse artigo afirma que a martensita provavelmente foi induzida pela deformação aplicada ao material durante o processo de fabricação das placas corrugadas, causando efeitos negativos na estabilidade da fase austenítica e resistência a corrosão do material.

Tanto a corrosão sob tensão quanto a corrosão intergranular, que são caracterizadas por trincas, são eliminadas da lista de possíveis motivos de vazamento interno, uma vez que nenhuma trinca transgranular ou intergranular foi observada em torno da posição de vazamento. Fan *et al.* (2019) concluem que corrosão por pite, corrosão em fendas e atrito funcionam sinergicamente durante a formação de perfurações.

As placas de 316L com falhas apresentaram uma dureza muito elevada. No entanto, conforme Fan *et al.* (2019), alta dureza não implica um alto nível de tensão residual. A dureza muito alta neste trabalho foi induzida por um efeito de encruamento ao invés da presença de tensão residual.

A tensão residual resulta não apenas em mudanças na dureza, mas também em mudanças nas posições ( $2\theta$ ) dos picos de DRX, de acordo com Fan *et al.* (2019). Fato que não se confirma - ver Tabela 4. Com esta e outras considerações, os autores concluem que baixa qualidade do aço 316L não foi o fator crítico para a falha de perfuração das placas. Mais trabalhos se propuseram a avaliar a formação e os efeitos das tensões residuais em placas 316L soldadas a laser. Esses são apresentadas no tópico seguinte.

### **2.4.3 Avaliação da Tensão Residual**

O trabalho realizado por Simson *et al.* (2017) busca compreender a formação e o efeito de tensões residuais em amostras obtidas por soldagem a laser seletiva (SLM) de aço inoxidável austenítico AISI 316L. A investigação da tensão residual é realizada por meio de DRX. Outras pesquisas se ocuparam em modelar computacionalmente o problema da tensão residual na junta soldada, como por exemplo, Elmesalamy *et al.* (2016) e Elmesalamy *et al.* (2014).

Elmesalamy *et al.* (2016) descrevem uma investigação sobre as tensões residuais em soldas a laser autógenas de alta potência e soldas a laser de gap estreito, *Narrow Gap Laser Welds* (NGLW), em placas de aço 316L de grau AISI de 10 mm de espessura.

As influências da potência do laser, da velocidade de soldagem e do intervalo de tempo entre a soldagem na tensão residual foram analisadas. Para o processo NGLW, a modelagem de elementos finitos foi empregada para entender a influência da história térmica na tensão residual.

Os resultados para a técnica NGLW mostram que a potência do laser tem um efeito significativo sobre o valor de pico da tensão residual, enquanto a velocidade de

soldagem tem uma influência mais significativa na largura das regiões que apresentam tensões de tração. Esse tipo de tensão residual é particularmente preocupante, porque pode contribuir para o desenvolvimento de trincas por fadiga na estrutura, mesmo sob carga cíclica compressiva.

Em outro trabalho, Elmesalamy *et al.* (2014) comparam os resultados deste processo de soldagem a laser com os resultados de um processo de soldagem por arco de gás tungstênio - *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW). Resultados preliminares sugerem que as tensões residuais de tração longitudinal em juntas NGLW são 30 e 40% menores do que aquelas para soldas GTAW.

#### **2.4.4 Processo de Soldagem a Laser em Aços Inoxidáveis**

Não foi possível obter informações sobre os parâmetros operacionais do processo a laser empregado nas regiões soldadas do par de placas do PSHE analisado neste trabalho. Entretanto estudos como o de Coelho *et al.* (2013) podem ajudar a apontar causas para as falhas observadas nos cordões de solda deste trocador de calor.

O trabalho desenvolvido por Coelho *et al.* (2013) investigou os melhores ajustes de parâmetros em soldagens de aço inoxidável AISI 316 utilizando um laser de alta potência Yb: fibra. As observações se baseiam em resultados de microdureza e nos ensaios de corrosão eletrolítica das soldas, com o auxílio da macrografia do cordão de solda. Os autores observaram uma maior incidência de porosidades nos cordões em que não houve penetração total, pois os gases gerados no processo, após a formação do *keyhole*, ficaram retidos devido à solidificação rápida dos leitos de solda. Por fim, conclui-se que a escolha adequada dos parâmetros operacionais é fundamental para a garantia da qualidade dos cordões de solda.

Outro artigo se preocupa em estudar a formação dessas porosidades devido à técnica de soldagem *keyhole*. Para tal, Xu *et al.* (2018) caracterizam quantitativa e qualitativamente as porosidades de amostras soldadas, utilizando microscopia e processamento de imagem.

As técnicas de soldagem a laser por condução e *keyhole* são estudadas e comparadas para o Ti6Al4V e SS 316L em Chowdhury *et al.* (2020).

Liao e Yu (2007) realizam um estudo sobre o efeito da energia de soldagem a laser e o ângulo de incidência do feixe em uma placa fina de aço inoxidável, constatando que ambos influenciam no formato e tamanho do cordão de solda. Similar ao trabalho de Ventrella *et al.* (2010) que estudou a influência da energia do pulso no processo de soldagem laser Nd:YAG, em solda de lâminas finas (100  $\mu\text{m}$ ) de aço inoxidável austenítico AISI 316L. Neste último trabalho, as soldas feitas com proteção gasosa de argônio foram analisadas por imagens macrográficas das secções transversais das juntas e por ensaios de microdureza Vickers e ensaios de tração.

O perfil de microdureza Vickers para o aço 316L mostrou-se praticamente uniforme entre o metal de solda, zona termicamente afetada e metal base, em função da energia de pulso. Ainda, neste caso, devido ao refino da microestrutura da zona de fusão, induzido pelo resfriamento rápido e pela presença de inclusões na zona termicamente afetada, observou-se um aumento na microdureza do metal de solda e da zona afetada pelo calor em relação ao metal base. O trabalho também mostrou que o processo de soldagem é muito sensível à presença de gap entre as lâminas da junta, considerando que o gap dificulta a transferência de calor entre as mesmas.

Os trabalhos de Rong *et al.* (2017), Esfahani *et al.* (2014) e Pakmanesh e Shamanian (2017) também relacionam parâmetros de soldagem a laser de amostras de 316L com modificações às propriedades mecânicas do cordão de solda, por meio de ensaios de caracterização convencionais. Assim como os trabalhos comparativos de Nikhil Kumar *et al.* (2017) e Soltani e Tayebi (2018).

Nikhil Kumar *et al.* (2017) realizaram análises microestruturais, de dureza e comportamento de tração de soldas AISI 304 e AISI 316 para entender o comportamento metalúrgico e mecânico das regiões soldadas a laser pulsado Nd:YAG. O trabalho verificou que a microdureza média da região de solda AISI 304 é maior do que a do metal base. Entretanto, para o aço 316, há uma variação significativa nos valores de dureza para o metal base e solda. Conforme os autores, a maior dureza dos metais de solda é resultante do refinamento do grão e da formação de  $\delta$ -ferrita na estrutura da solda. Conclui-se também, a partir das significativas variações do comportamento em tração das soldas, que as soldas com estrutura de grão fino, em conjunto com uma maior dureza, fornecem melhores propriedades de tração.

Muitos trabalhos se ocupam em otimizar parâmetros de soldagem a laser para aços inoxidáveis austeníticos, como é o caso de M. Pravin Kumar *et al.* (2020) e Jiang *et al.* (2016). Neste último trabalho, observa-se um comparativo entre uma simulação de elementos finitos e resultados experimentais, o qual demonstra que a precisão do modelo térmico tridimensional empregado satisfaz os requisitos de simulação. Com relação à aparência da solda, os autores realizaram experimentos de verificação da simulação e compararam com os perfis de três cordões de solda executados com parâmetros de processos aleatórios. Observam-se poucos defeitos no cordão das soldas de verificação, diferentemente do observado nas soldas de parâmetros aleatórios. Nesse caso, como foi destacado pelos autores, notam-se descontinuidades dimensionais e estruturais como: respingos (*Spatter*), perna insuficiente (*Undercut*), garganta insuficiente (*Collapse*), porosidades (*Porosity*) e *Root humping* - defeito decorrente de penetração pontual excessiva e caracterizado por pontos metálicos esféricos na raiz da solda.

Um estudo comparativo entre os processos de soldagem a laser Nd:YAG e Slab CO<sub>2</sub> para o aço 316L é efetuado em Yan *et al.* (2019). As caracterizações realizadas

por meio de microcopia óptica, eletrônica de varredura demonstraram que a soldagem a laser Nd:YAG apresentou maior dimensão na região de solda e maior zona termicamente afetada para uma mesma potência de soldagem. Os tamanhos de grão resultantes da soldagem Slab CO<sub>2</sub> são maiores do que os observados para o processo a laser Nd:YAG. Por fim, a resistência a corrosão para as duas técnicas foi avaliada por potencial eletroquímico e, devido ao maior percentual de ferrita e de carbeto precipitados na zona termicamente afetada, a resistência a corrosão para a junta soldada por laser Nd:YAG foi pior que para a junta obtida por Slab CO<sub>2</sub>.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

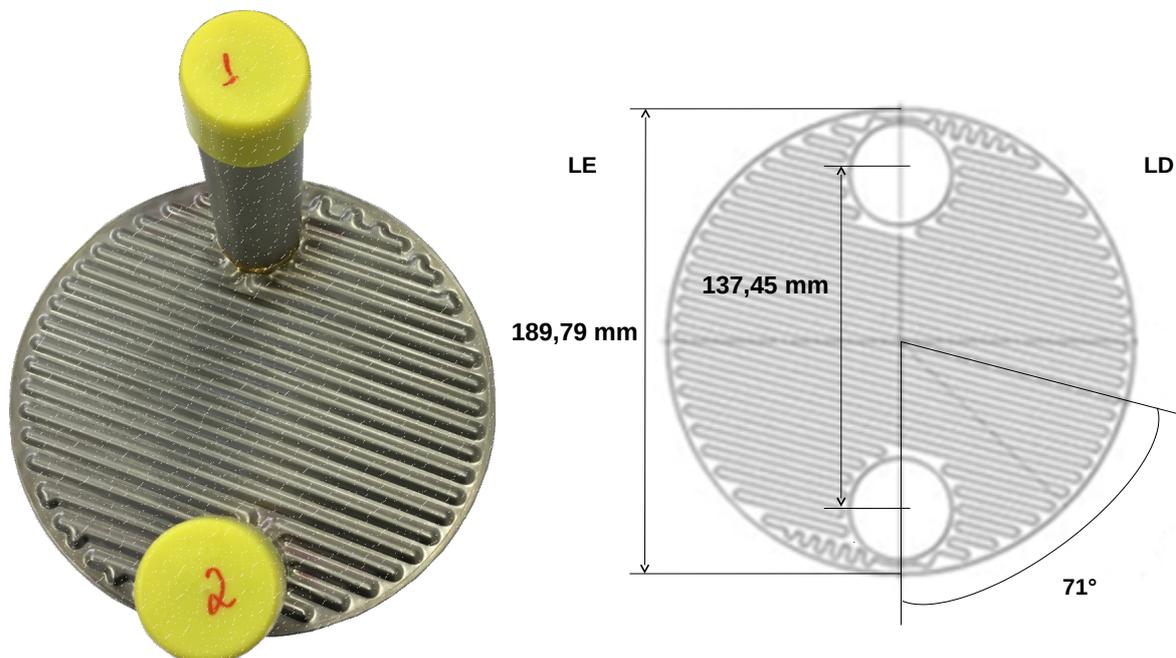
Esta seção se ocupa em descrever as técnicas de caracterização utilizadas para avaliar a estrutura de placas corrugadas de aço inoxidável 316L. Também aqui são apresentados os corpos de prova retirados do conjunto de placas para a aplicação de cada técnica.

Em geral, os ensaios foram realizados conforme normativas de uso comum na indústria, entretanto, como mencionado nos objetivos deste trabalho, propõe-se uma geometria não convencional dos corpos de prova para o ensaio de tração - apresentada ao final nesta seção.

#### 3.1 ESTRUTURA DE PLACAS CORRUGADAS E SOLDADAS A LASER

A estrutura avaliada neste trabalho pode ser observada na Figura 5, na qual as principais dimensões e ângulo do corrugamento são apresentados.

Figura 5 – Estrutura de Placas Corrugadas de Aço Inoxidável 316L.



Fonte: Autor (2019).

Para referências futuras, denomina-se lado direito (LD) e lado esquerdo (LE) conforme Figura 5. As tubulações soldadas aos canais internos são removidas por corte de jato d'água para evitar deformações ao objeto estudado.

Observam-se, na Figura 5, os pontos de entrada (1) e saída (2) do fluido que passará pela parte interna do conjunto de placas soldadas. A distância entre as posições centrais destes pontos é de 137,45 mm.

O ângulo de  $71^\circ$  parte do eixo referencial dado pelas posições centrais dos pontos (1) e (2) até o eixo paralelo às corrugações estampadas. Esse é o ângulo de corrugação e influencia diretamente nos coeficientes de transferência de calor e nos contatos internos entre placas soldadas.

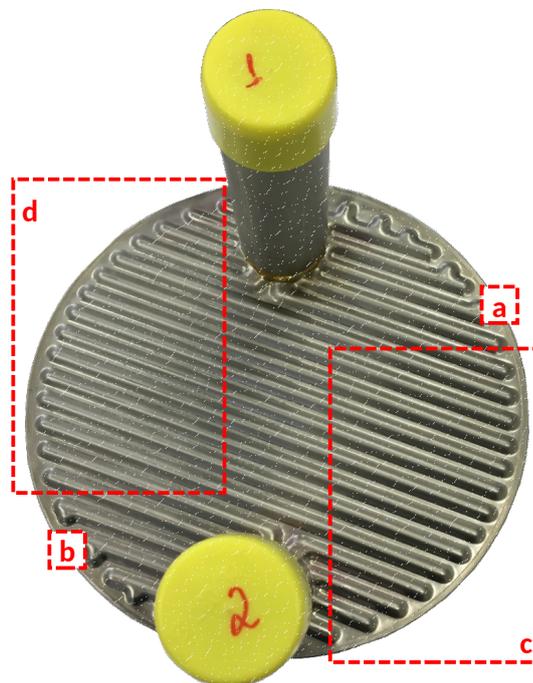
Um corte da seção entre as placas estudadas pode ser observado na Figura 3, sob a referência número “3”.

O diâmetro do conjunto soldado de duas placas é de 189,79 mm. Essa caracterização dimensional foi realizada por meio do equipamento Strato-Apex da Mitutoyo, o qual permite obter medições na ordem de  $1\mu\text{m}$ .

### 3.2 PROCESSAMENTO DOS CORPOS DE PROVA

A estrutura estudada é dividida em 9 corpos de prova ao longo deste trabalho. Para tal, cortes são feitos por jato d’água (Equipamento GF - AgieCharmilles). As regiões da estrutura de onde serão retirados os corpos de prova (CPs) são referenciadas na Figura 6.

Figura 6 – Processamento da Estrutura.



Fonte: Autor (2019).

Os corpos de prova são tabelados conforme a região da estrutura de onde foram retirados (posições representadas pelas letras “a”, “b”, “c” e “d”) e são numerados dentre os CPs da região.

Com o objetivo de caracterizar estruturalmente e morfológicamente os materiais, faz-se uso de Microscopia Óptica; Microscopia Eletrônica de Varredura, Ensaio de Espectrometria de Emissão Óptica, Difração de Raios X e Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia. Propriedades mecânicas são obtidas por ensaios mecânicos de penetração (Microdureza Vickers e Nanoindentação Instrumentada). Ainda, a estrutura soldada é caracterizada mecanicamente por meio de um ensaio mecânico de tração não convencional. A Tabela 5 referencia os corpos de prova utilizados neste trabalho e os relaciona com as técnicas de caracterização empregadas.

Tabela 5 – Corpos de prova para cada técnica de caracterização realizada.

<b>Técnica de Caracterização</b>	<b>Referência do Corpo de Prova</b>
Ensaio de Espectrometria de Emissão Óptica	CP-c1
Ensaio de Difração de Raios X	CP-c1
Ensaio de Corrosão	CP-c4
Microscopia Óptica	CP-a
Microscopia Eletrônica de Varredura	CP-a; CP-b
Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia	CP-a; CP-b
Microdureza Vickers	CP-a; CP-b
Nanoindentação Instrumentada	CP-a; CP-b
Ensaio Mecânico de Tração	CP-c1; CP-c2; CP-c3; CP-d1; CP-d2; CP-d3

Fonte: Autor (2021).

### 3.3 ENSAIO DE ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA

A Espectrometria de Emissão Óptica, *Optical Emission Spectroscopy* (OES), é um ensaio normatizado pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM), sendo que há regras específicas para testes em determinados materiais, como é o caso dos aços inoxidáveis - regidos pela norma ASTM E327-94 (1997). Entretanto deve-se ressaltar que as regras anteriormente comentadas não dispõem de informações precisas quanto à preparação do corpo de prova (SILVA; BOING, 2013).

Para realizar a análise química do material, o equipamento empregado foi o Espectrômetro Oxford Foundry-Master Pro - nº série: 44R0022.

A análise é realizada por meio da identificação do comprimento de onda emitido, característico de cada elemento. Para tal, três leituras são efetuadas, cada uma resultando em percentuais dos elementos presentes no corpo de prova. Esses resultados são avaliados estatisticamente.

Com os três dados de cada elemento obtidos pelas leituras, considera-se uma distribuição normal com probabilidade de abrangência de 95,45%, para um fator de abrangência ( $k$ ) igual a 2. Desta forma, o intervalo de confiança é calculado pela

multiplicação do desvio padrão ( $z$ ) com o fator de abrangência, conforme a Equação 1.

$$kz = 2 \frac{\sum_{i=3}^n (x_i - \bar{x})^2}{(n-1)} \quad (1)$$

onde  $x_i$  é o valor na posição  $i$  do conjunto de dados,  $\bar{x}$  é a média aritmética da amostra, e  $n$  é o tamanho da amostra.

Esta técnica não pode ser empregada na caracterização química de alguns corpos de prova retirados da estrutura de placas corrugadas, como por exemplo, para região do cordão de solda. Essa limitação deve-se à área superficial circunferencial do material da amostra, a qual deve ter, no mínimo, aproximadamente 10 mm de diâmetro (observar região de queima no corpo de prova CP-c1 na Figura 7).

Figura 7 – CP-c1, Amostra Após Ensaio de Espectroscopia de Emissão Óptica.



Fonte: Autor (2019).

### 3.4 ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X

A técnica de Difração de Raios X (DRX) foi utilizada para especificar a estrutura cristalina da amostra retirada da placa. O equipamento utilizado para este ensaio foi

um difratômetro de raios X, modelo Empyrean - Panalytical.

Normalmente, os ângulos de difração  $2\theta$  avaliados variam entre 30 e 100° como discutido para o aço 316L nos trabalhos de Kwok *et al.* (2006) e Fan *et al.* (2019). Porém, neste trabalho, a análise aborda maiores ângulos de reflexão devido à fonte utilizada.

Os ensaios foram realizados com fonte de Cromo (Cr - 2,289760 Å), tensão de 40 kV, corrente de 40 mA, varredura de 60 a 140° com incremento de 0,02° e tempo de contagem de 2,0 segundos. O corpo de prova é o mesmo utilizado na caracterização por Espectrometria de Emissão Óptica (CP-c1) apresentado na Figura 7.

As condições ambientais durante a medição foram de 21 °C e umidade relativa de 59%. A identificação das fases foi realizada por intermédio do software *HighScore Plus*.

### 3.5 ENSAIO DE CORROSÃO

Esta etapa do trabalho tem como objetivo corroborar a resistência química da estrutura soldada de aço inoxidável 316L em um ambiente de trabalho com agente corrosivo - água do mar. Para tal, faz-se uso da técnica de névoa salina (ou *salt-spray*).

O teste de névoa salina segue a norma ASTM B117-16 (2016) e o equipamento utilizado é uma câmara de corrosão EQUILAM (modelo SS 1000e CCT). O ensaio foi realizado para um ciclo total de 72 horas. As condições deste teste são dadas a seguir:

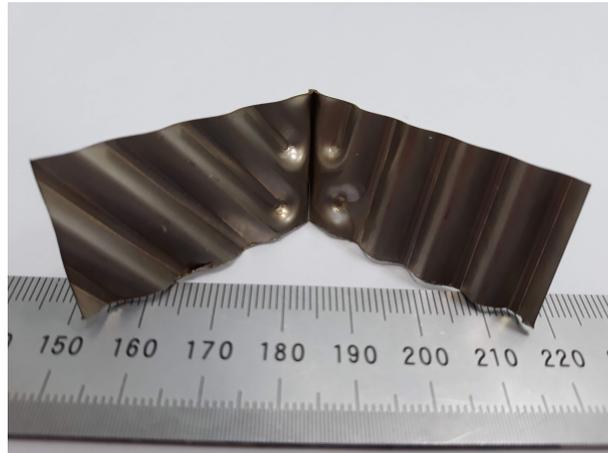
- Concentração da solução NaCl:  $50 \pm 5$  g/l;
- pH da solução: 6,5 a 7,2;
- Temperatura da câmara:  $35 \pm 2$  °C.

O padrão ASTM B117-16 não descreve o tipo de amostras, o tempo de exposição para determinada estrutura e a forma de interpretação dos resultados. Desta maneira, os resultados para este ensaio são dados de forma qualitativa.

O ensaio foi realizado com o corpo de prova CP-c4 contendo região de material base e região de cordão de solda - apresentado na Figura 8. Nota-se que o corpo de prova foi conformado (abertura) para aumentar a exposição da região interna da estrutura soldada.

Conforme ISSF (2008), existem outros testes mais indicados para avaliar o processo corrosivo em estruturas de aço inoxidável, como por exemplo: potencial crítico de pite ou medições de temperatura crítica de pite em solução de NaCl e FeCl<sub>3</sub>, respectivamente. Nesses ensaios, os parâmetros corrosivos são elevados até atingirem valores críticos e darem início à corrosão. Estes valores podem ser utilizados para medir a resistência à corrosão do material testado. Entretanto, o teste de névoa salina

Figura 8 – Corpo de prova para teste de névoa salina, CP-c4.



Fonte: Autor (2020).

é um teste de corrosão que apresenta vantagens por ser multi-material e de duração relativamente curta. Além disso, esse teste funciona como um bom indicador para o acabamento superficial da amostra estudada, tendo em vista que a rugosidade e molhabilidade do material influenciam consideravelmente no resultado final.

### 3.6 TRATAMENTO TÉRMICO

O conjunto de placas soldadas do trocador de calor PSHE, anteriormente aos processos de alívio de tensões e corte dos corpos de prova pós-tratamento, pode ser observado na Figura 9.

O tratamento térmico foi realizado pela empresa TecnoTempera (TECNOTÊM-PERA, 2017). As informações de temperatura e tempo do processo anteriormente levantadas foram discutidas com a empresa responsável e chegou-se a um consenso dos parâmetros. A temperatura empregada foi de 455 °C por uma hora em forno mufla.

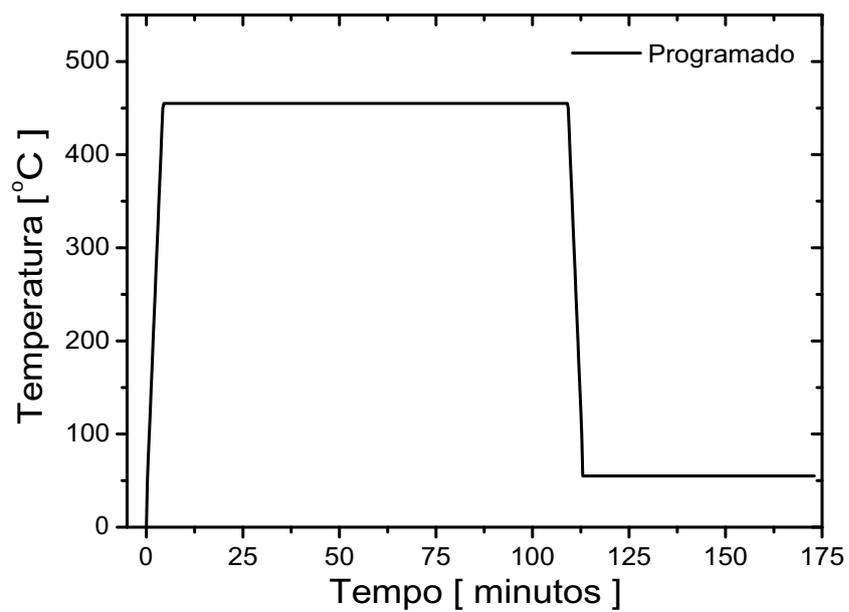
O gráfico descrevendo o processo térmico do forno mufla é exposto na Figura 10. Nele, apresenta-se a curva do processo “Programado” correspondente à temperatura inserida no controlador de potência do forno. Inicialmente, deve-se observar que o aquecimento gradual do forno até a temperatura de tratamento ocorre em aproximadamente uma hora e se mantém a 455 °C por mais uma hora até que decai rapidamente para uma temperatura de 55 °C, que é mantida durante o processo de resfriamento, o qual tem duração de uma hora com a peça dentro do forno.

Figura 9 – Estrutura de placa corrugada e soldada a laser antes do tratamento térmico.



Fonte: Autor (2019).

Figura 10 – Gráfico Programado de Registros para o Tratamento Térmico.



Fonte: Autor (2018).

### 3.7 TÉCNICAS DE MICROSCOPIA

A preparação dos corpos de prova para as análises metalográficas foi realizada por microscopia óptica, confocal e eletrônica de varredura. Deve-se destacar que as técnicas de caracterização por microscopia têm função auxiliar na execução e análise das demais técnicas de caracterização química, morfológica e mecânica realizadas em etapas subsequentes do trabalho, sendo assim, os demais equipamentos serão apresentados em detalhes, em momentos oportunos.

O corte da seção transversal do cordão de solda foi feito por jateamento d'água e, em seguida, a amostra foi embutida em baquelite, lixada e polida no pano com pasta diamantada. O CP-a pode ser observado na Figura 11a. A preparação do corpo de prova para micrografia foi realizada com um agente químico (Nital 3,5%), com o intuito de realçar os grãos do material. O teste seguiu a metodologia dada pela norma ASTM E3-11 (2017).

Para a caracterização por microscopia óptica, foi empregado um microscópio óptico ZEISS (modelo AXIO Imager.M2m - código CAR 002), nas seguintes condições: temperatura ambiente de 19,4 °C e umidade relativa de 65%.

O microscópio eletrônico de varredura da marca Tescan, modelo VEGA3 foi utilizado para obter imagens nos ensaios mecânicos de penetração (indentações e riscos).

Para a microscopia confocal, o equipamento empregado foi o MEV de bancada da marca PHENOMWORLD (modelo PHENOM Pro X) com o intuito de coletar dados para análise percentual de determinados elementos químicos pela técnica EDS.

Neste trabalho, também foi empregado um MEV/FEG da ZEISS (modelo SUPRA 55VP) para imagens de superfície e visualização de defeitos.

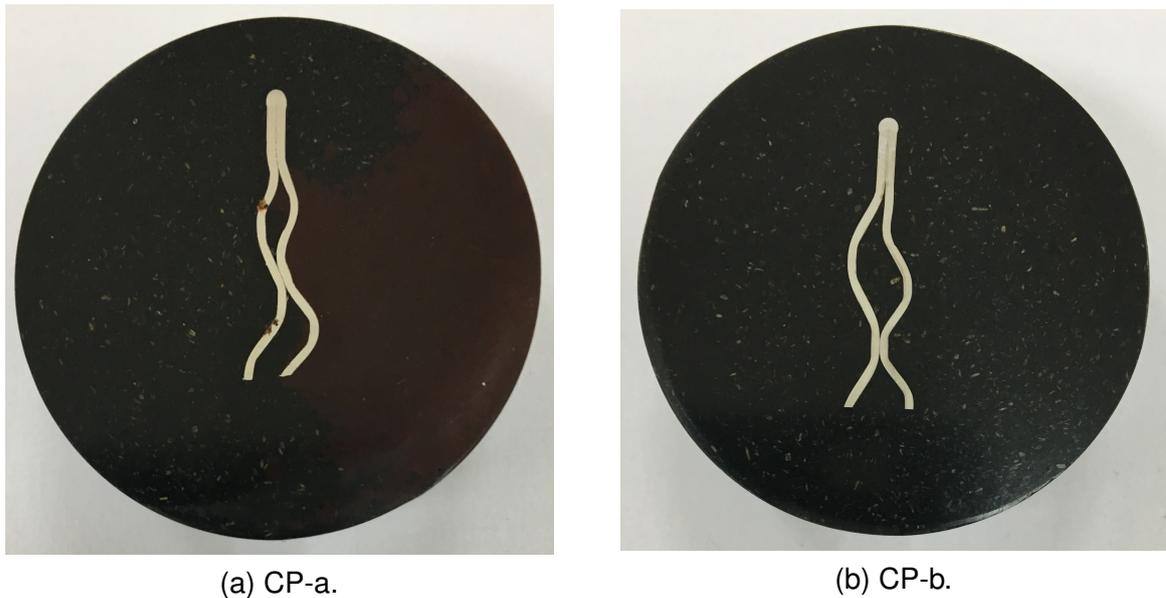
Da mesma forma, após o tratamento térmico, a estrutura é cortada para a fabricação de novos corpos de prova, semelhantes aos avaliados anteriormente ao tratamento. Assim, seguindo a metodologia apresentada para as técnicas de microscopia, preparou-se o CP-b, apresentado na Figura 11b.

### 3.8 ESPECTROSCOPIA DE RAIOS X POR DISPERSÃO DE ENERGIA

Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (*Energy dispersive X-ray spectroscopy* - EDS, abreviada como EDX ou XEDS) objetiva apresentar um mapeamento dos elementos contidos na amostra, proporcionando uma caracterização química das regiões estudadas.

Este ensaio é executado por meio de um equipamento EDS, isto é, um espectrômetro de raios X acoplado a um microscópio eletrônico de varredura. À medida que a fonte de elétrons é varrida pela superfície da amostra, raios X característicos são

Figura 11 – Amostras embutidas para análises de microscopia.



Fonte: Autor (2019).

emitidos e medidos; cada espectro de EDS registrado é mapeado para uma posição específica na amostra (RODRIGUES, 2016).

Os corpos de prova são os mesmos utilizados para as técnicas de análise por microscopia (CP-a e CP-b). O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico de Varredura de bancada marca PHENOMWORLD (modelo PHENOM Pro X). Os ensaios foram realizados com uma tensão de aceleração de 15 kV, temperatura ambiente igual a 25 °C e umidade relativa de 59%. As imagens são formadas por elétrons retroespalhados - *Back Scattering Electrons* (BSE).

É válido comentar que a qualidade dos resultados depende da intensidade do sinal e da limpeza do espectro. A intensidade do sinal depende fortemente de uma boa relação sinal-ruído. Por este motivo, o procedimento foi realizado com uma fita de carbono para a fixação entre os corpos de prova e o porta amostra do MEV, garantindo assim o contato.

Foram realizados 4 ensaios EDS. Dois para o CP-a, cuja condição do material é definida como “como recebido”; e dois para o CP-b, cuja condição é definida como “tratado termicamente”. Para efeitos comparativos, em ambos os casos foram efetuados um ensaio na região do cordão de solda do material e um ensaio na região do material base.

### 3.9 ENSAIOS MECÂNICOS DE PENETRAÇÃO

De forma geral, os ensaios apresentados a seguir consistem na impressão de uma marca na superfície do material por meio de uma pressão aplicada com um mar-

gador padronizado (GARCIA *et al.*, 2000, p. 65). Esse tipo de técnica de caracterização busca obter propriedades mecânicas como a dureza do material avaliado.

### 3.9.1 Microdureza Vickers

A formulação para se obter a dureza Vickers é dada pela Equação 2, na qual,  $P$  refere-se à carga, em Newtons (N), aplicada durante a realização do ensaio;  $d$  é a média das diagonais da impressão, em micrômetros ( $\mu\text{m}$ ), das duas diagonais observadas nas indentações com ponta Vickers; e 1,8544 é uma constante geométrica para a pirâmide do indentador, conforme DE SOUZA (1982).

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (2)$$

Esta técnica segue o método de ensaio dado pela ABNT NBR NM ISO 6507-1 (2008). O equipamento utilizado foi um microdurômetro da Wilson Instruments, modelo 402MVD - MEC 012. A carga de ensaio foi de 200 g, mantida por 30 s em carga máxima. A temperatura ambiente e a umidade do ensaio correspondem, respectivamente, a 21 °C e 59%. O corpo de prova utilizado foi o CP-a. A Figura 12 mostra parte das indentações realizadas.

Com o intuito de obter dois perfis de dureza no mesmo corpo de prova, foram efetuadas 15 indentações no “Lado Direito” e 15 no “Lado Esquerdo” - indicadas na Figura 12. Para cada perfil, o ponto inicial de referência das medições corresponde ao topo da solda seguindo até o metal base. As 7 primeiras indentações se localizam na região da solda. Em seguida, uma indentação corresponde à região de interface e, por fim, foram realizadas 7 indentações na região do metal base.

Posteriormente ao tratamento térmico, a mesma metodologia foi empregada ao CP-b. Desta forma, é possível estabelecer um paralelo entre os perfis de dureza antes e após o processo de tratamento térmico.

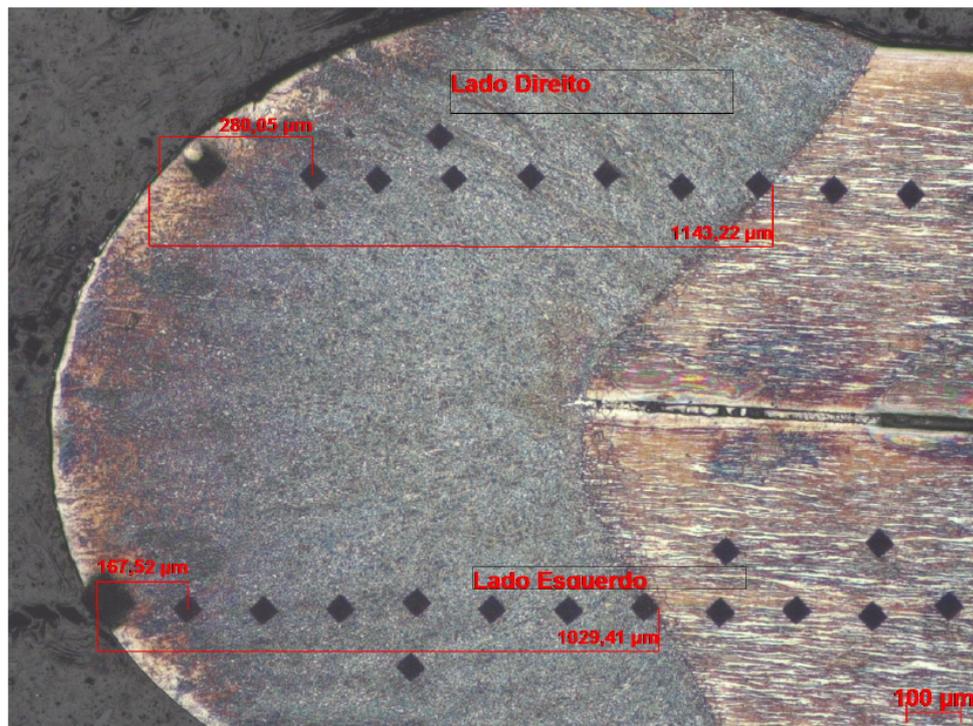
### 3.9.2 Nanoindentação

Por meio da técnica de indentação instrumentada, a dureza e o módulo de elasticidade são determinados em função da profundidade de contato entre a superfície do indentador e material, durante o ensaio mecânico de penetração. De forma análoga à dureza Vickers, a formulação matemática para obtenção da dureza ( $H$ ) pela técnica de caracterização é apresentada na Equação 3.

$$H = \frac{P_{max}}{A_c} = \frac{P_{max}}{24,56h_c^2} \quad (3)$$

Em que  $P_{max}$  é a carga máxima aplicada, gerando um deslocamento máximo da superfície estudada definido como  $h_{max}$ .

Figura 12 – Indentações do Ensaio de Microdureza Vickers.



Fonte: Autor (2020).

Deve-se destacar também a profundidade de contato ( $h_c$ ), a qual é definida na Equação 4, conforme Oliver e Pharr (1992).

$$h_c = h_{max} - 0,75 \frac{P_{max}}{S} \quad (4)$$

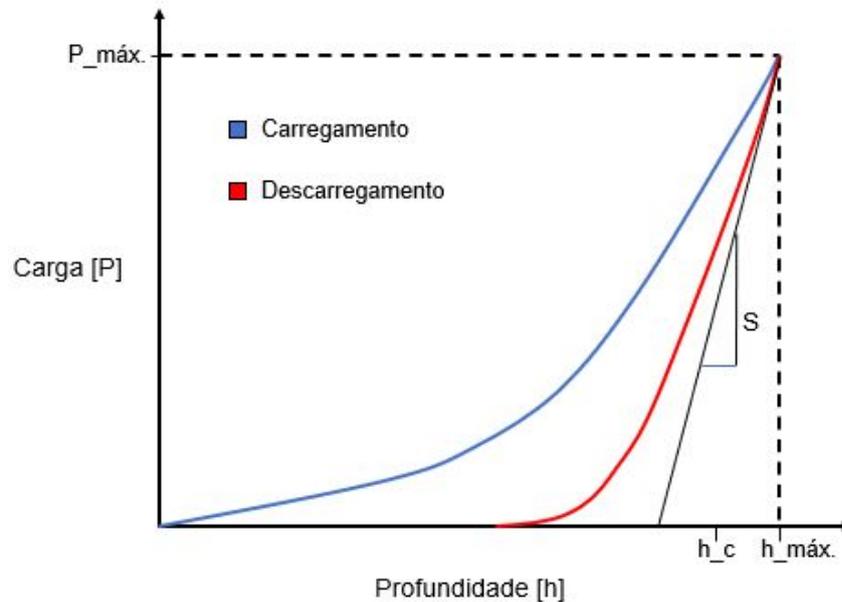
Em que  $S$  é a rigidez elástica do material e a constante 0,75 é relativa ao penetrador Berkovich que foi utilizado nestes ensaios de caracterização.

O método de Oliver-Pharr (1992) é utilizado para obter o módulo de elasticidade por meio da técnica de indentação instrumentada. A Figura 13 representa curvas características de carregamento e descarregamento obtidas em um ensaio de indentação instrumentada. De acordo com N'jock *et al.* (2015), o ponto mais alto da curva de carregamento é utilizado para calcular a dureza do material ensaiado; e a curva de descarregamento é usada para determinar o módulo de elasticidade.

Conforme Oliver e Pharr (1992), o módulo de elasticidade do material ( $E$ ) é definido, na Equação 5, em função do coeficiente de Poisson do material ( $\nu = 0,3$ ), do coeficiente de Poisson do indentador ( $\nu_i = 0,07$ ), do módulo de elasticidade reduzido ( $E_r$ , Equação 6) e do módulo de elasticidade do indentador ( $E_i = 1141$  GPa).

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (5)$$

Figura 13 – Curva representativa de um ensaio de nanoindentação.



Fonte: Adaptado de Oliver e Pharr (1992).

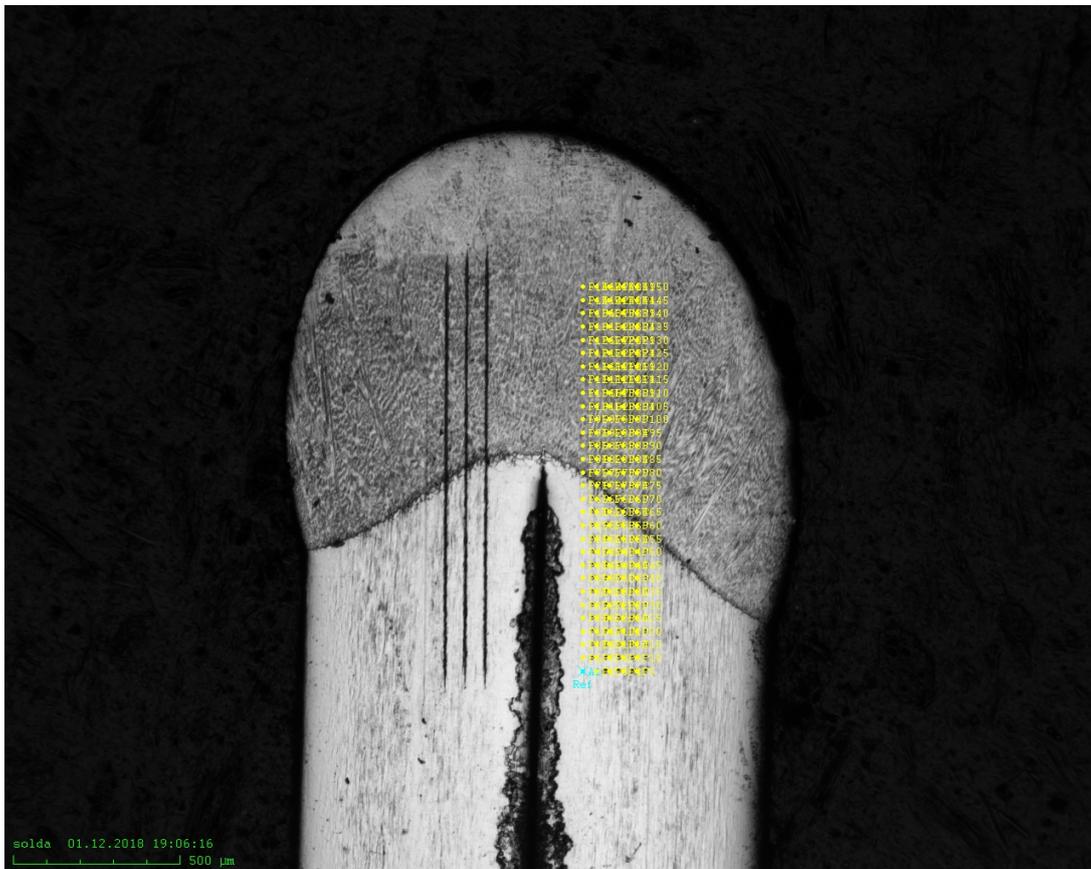
Sendo que o módulo de elasticidade reduzido é dado pela Equação 6.

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi} S_{max}}{2\beta_i \sqrt{A_c}} \quad (6)$$

Na qual  $S_{max}$  refere-se à rigidez elástica observada durante o descarregamento - ver Figura 13;  $\beta_i$  é a constante em função da geometria do indentador, cujo valor é de 1,034 para o indentador Berkovich; e  $A_c$  é a área de contato projetada. O  $S_{max}$  corresponde a derivada da curva de descarregamento em  $P = P_{max}$ .

O equipamento utilizado é um nanoindentador instrumentado UNAT da Asmec, localizado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) na UEPG, campus Ponta Grossa. As indentações neste ensaio mecânico de penetração foram realizadas com uma ponta piramidal Berkovich de raio igual a 200 nm. O ensaio foi realizado com um único ciclo de carregamento e descarregamento, com máximo de 100 mN, conforme a norma ISO 14577-1 (2015). Em cada indentação, o tempo para alcançar a carga máxima é de 20 s, sendo a carga mantida por 60 s. O tempo para o descarregamento é de 15 s. As indentações são realizadas com um espaçamento 40  $\mu\text{m}$  formando uma matriz 5 x 30. Como o primeiro ponto da matriz é um ponto referencial para o equipamento, assim são efetuadas 149 medições em cada caso de análise. Essa matriz e referencial podem ser observados na Figura 14.

Figura 14 – Panorama e pontos referenciais utilizados na técnica de nanoindentação com ponta cônica em aço AISI 316L como recebido (CP-a).



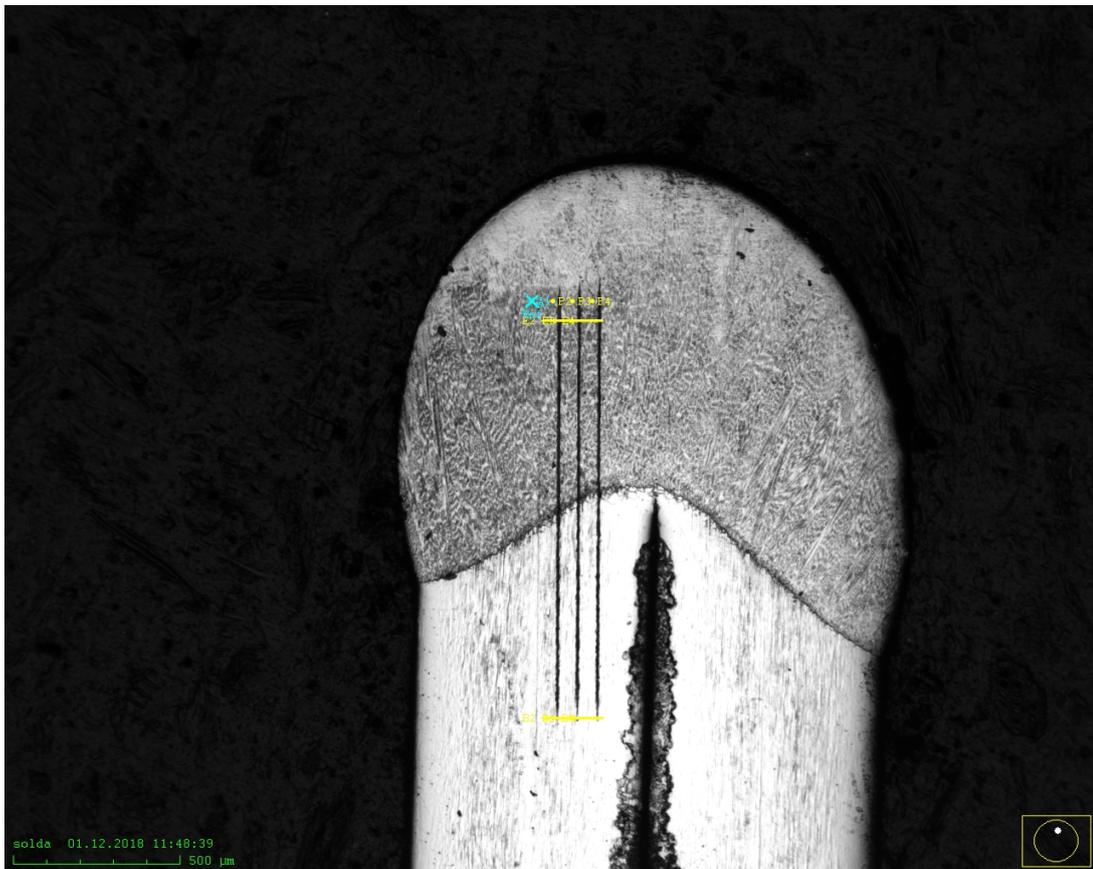
Fonte: Autor (2019).

### 3.9.3 Risco

Seguindo com as investigações das propriedades mecânicas do material em distintos pontos da solda e metal base, foi efetuado um ensaio mecânico de risco. O ensaio foi realizado no equipamento UNAT (Asmec) do C-LABMU com carga constante de 50 mN, distância percorrida de 1200  $\mu\text{m}$ , ponta cônica com raio 5  $\mu\text{m}$ , a velocidade de riscamento de 10  $\mu\text{m/s}$  e com carga de pré e post-scan de 100  $\mu\text{N}$ . Foram realizados três testes em cada corpo de prova, sendo que a distância entre os riscos é de 60  $\mu\text{m}$ .

Anteriormente à execução deste ensaio, foi necessário realizar um lixamento e posterior polimento dos corpos de prova CP-a e CP-b pois as superfícies das amostras não eram uniformes. Análises nas superfícies desgastadas foram realizadas por microscopia óptica confocal. Isto é, por meio de um levantamento topográfico utilizando um perfilômetro óptico sem contato (modelo 3D Talysurf CCI - Lite do fabricante Taylor Hobson), pode-se qualificar o desgaste nas trilhas antes e após o tratamento térmico efetuado neste trabalho. O panorama geral dos 3 riscos do metal até a solda é mapeado pela Figura 15.

Figura 15 – Panorama e pontos referenciais de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica em AISI 316L como recebido (CP-a).



Fonte: Autor (2019).

### 3.10 ENSAIO MECÂNICO DE TRAÇÃO NÃO CONVENCIONAL

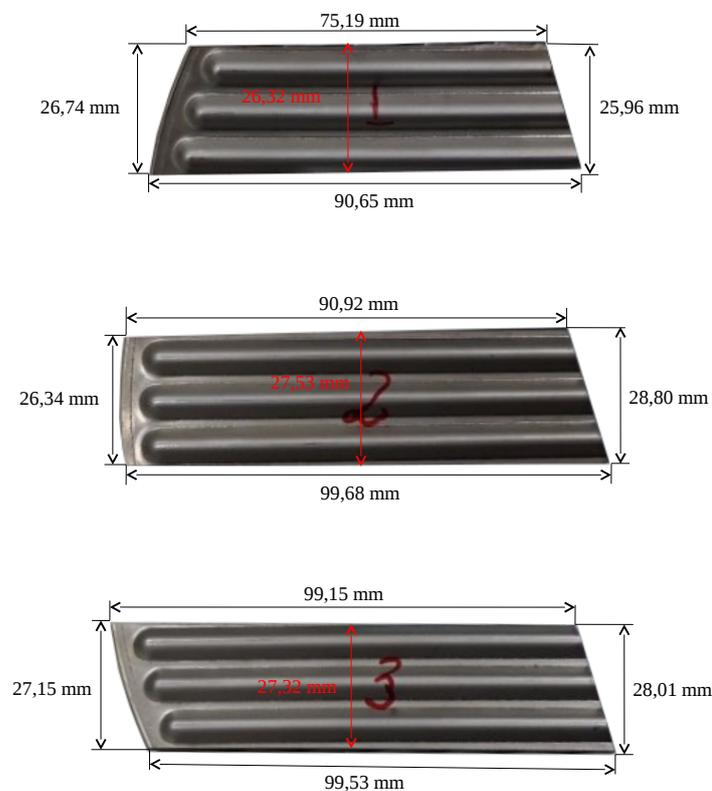
O ensaio mecânico de tração convencional (corpos de prova normatizados) é amplamente utilizado em pesquisas e na indústria, principalmente como teste de controle de matéria prima. Isto se deve ao fato de este ensaio apresentar muitos resultados representativos para quantificar propriedades mecânicas de materiais, sendo alguns destes: módulo de elasticidade, módulo de resiliência, limite de resistência à tração, limite de escoamento, módulo de tenacidade e coeficiente de encruamento (GARCIA *et al.*, 2000, p. 7).

Este teste consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em determinado corpo de prova até a sua ruptura. Como a área da seção transversal da amostra é conhecida, pode-se obter os valores de tensão aplicada sobre a mesma. Deve-se entender que, durante o ensaio, o corpo sofre deformação não somente em sua direção longitudinal, mas também ocorre alteração na área de seção transversal, o que, em muitos casos, é desconsiderado nos cálculos de tensão, resultando em um valor de tensão de engenharia.

A ABNT NBR 6152 (1992) foi seguida para a realização dos ensaios propostos. Isto é, tomou-se cuidado para respeitar as mesmas especificações da norma técnica, exceto as definições geométricas da amostra.

Para adaptar o ensaio mecânico de tração convencional ao ensaio proposto para a estrutura estudada, os corpos de prova foram cortados (Figura 16) e conformados, isto é, dobrados a uma mesma distância a partir da região que será fixada pelas garras da máquina de tração. Esse arranjo é visualizado na Figura 17. Desta forma, pode-se observar como a região do cordão de solda responde às forças que causam a abertura, ou separação, da estrutura.

Figura 16 – Corpos de prova cortados para o ensaio mecânico de tração.

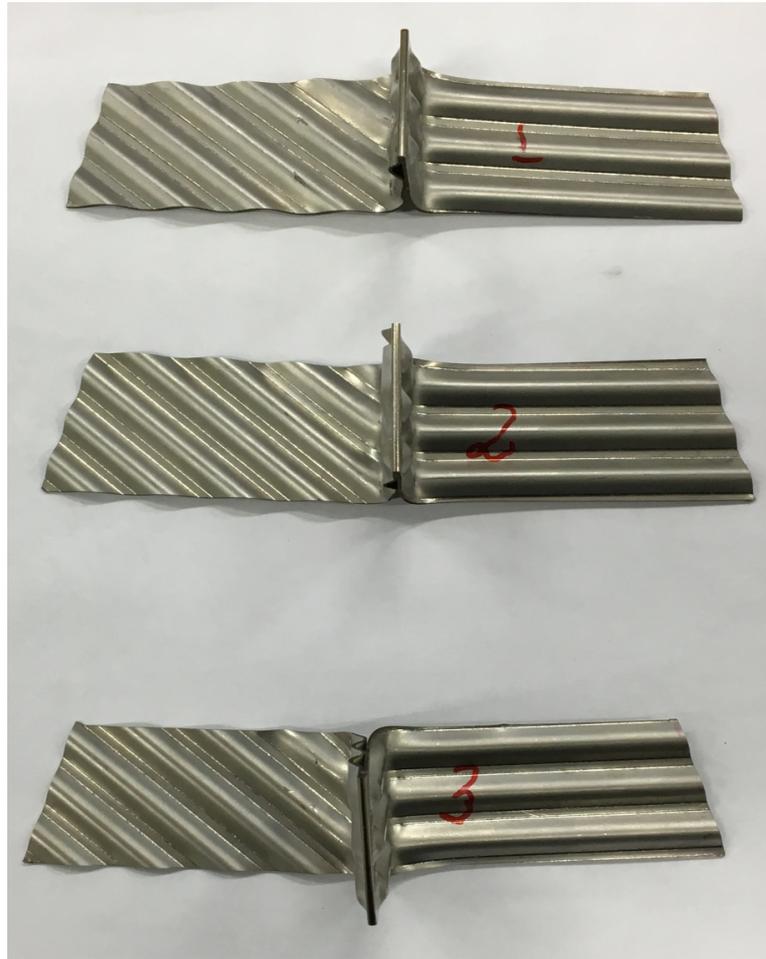


Fonte: Autor (2019).

Para exemplificar esta fixação empregada em todos os corpos de prova tracionados, a Figura 18 demonstra a condição inicial do CP-c2.

Deve-se destacar que, devido às corrugações dos corpos de prova, a fixação realizada pela máquina de tração gera valores de pré-carga no ensaio. Valores positivos de pré-carga correspondem a esforços de tração e valores negativos correspondem a valores de compressão. Isto resulta em condição de contorno distintas para cada

Figura 17 – CP-c1, CP-c2 e CP-c3 conformados para o ensaio mecânico de tração.



Fonte: Autor (2019).

corpo de prova. Entretanto, esses valores iniciais distorcidos pelo aperto das garras de fixação dos CPs podem ser considerados incertezas de medição.

Os corpos de prova empregados, no ensaio de tração não convencional, após tratamento térmico são cortados e conformados da mesma forma. Para manter as características de cada uma das 3 geometrias de corpos de prova, além das mesmas dimensões e direcionamento de corrugações, os CPs foram retirados do lado oposto da placa, que é a região (d) exposta na Figura 6.

Figura 18 – Condição inicial do CP-c2 na máquina para o ensaio mecânico de tração.



Fonte: Autor (2019).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção, serão apresentados os resultados dos ensaios de espectrometria de emissão óptica e da difração de raios X para o aço AISI 316L. Em seguida, uma análise por meio do ensaio de corrosão por névoa salina da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L, na condição “como recebido”, foi efetuada; bem como uma análise metalográfica da região de solda.

A fim de investigar a influência do tratamento térmico na estrutura, um estudo comparativo entre as condições “como recebido” e “tratado termicamente” (para o material da estrutura de placas corrugadas de aço AISI 316L) foi realizado com base nos resultados dos ensaios mecânicos de penetração (microdureza e nanoindentação) e dos ensaios mecânicos de tração não convencional. Os resultados obtidos pelas técnicas de microscopia serão apresentados em caráter de apoio aos demais ensaios.

### 4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 316L

A aplicação da técnica de espectrometria de emissão óptica (OES) no CP-c1 apresentou como resultado 3 leituras de composições químicas em termos percentuais para 24 elementos da amostra. A partir dessas leituras, considerando os resultados com até quatro casa decimais, efetuou-se um tratamento estatístico. Isto é, foram calculadas as médias e desvios padrões conforme descrito na seção 3.3 da metodologia.

O tratamento estatístico da composição química pode ser observada na Tabela 6, onde são observados os 24 elementos avaliados com suas respectivas médias e desvio padrão calculados.

Tabela 6 – Cálculo da Composição Química - CP-c1.

<b>Referência</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>
<b>Elementos</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>
<b>Média</b>	67,5333	0,0252	0,4653	0,9587	0,0560	0,0030	16,0667	2,0333
<b>Desvio Padrão</b>	0,0577	0,0045	0,0055	0,0136	0,0014	0,0008	0,1155	0,0451
<b>Referência</b>	<b>9</b>	<b>10</b>	<b>11</b>	<b>12</b>	<b>13</b>	<b>14</b>	<b>15</b>	<b>16</b>
<b>Elementos</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Co</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>W</b>
<b>Média</b>	11,8000	0,0053	0,2930	0,4127	0,0470	0,0029	0,0627	0,1037
<b>Desvio Padrão</b>	0,1732	0,0075	0,0010	0,0050	0,0042	0,0005	0,0013	0,0006
<b>Referência</b>	<b>17</b>	<b>18</b>	<b>19</b>	<b>20</b>	<b>21</b>	<b>22</b>	<b>23</b>	<b>24</b>
<b>Elementos</b>	<b>Pb</b>	<b>Sn</b>	<b>B</b>	<b>Ca</b>	<b>N</b>	<b>Se</b>	<b>Sb</b>	<b>Ta</b>
<b>Média</b>	0,0050	0,0259	0,0016	0,0010	0,0502	0,0179	0,0020	0,0318
<b>Desvio Padrão</b>	0,0000	0,0313	0,0006	0,0001	0,0032	0,0018	0,0000	0,0020

Fonte: Autor (2021).

O resultado da análise estatística da composição química é apresentado para

os principais elementos químicos constituintes da amostra, conforme intervalos de confiança calculados, na Tabela 7. Comparando esse resultado com a Tabela 1, pode-se afirmar que o material em estudo respeita a composição química diretriz para o Aço AISI 316L, para um intervalo de confiança com fator de abrangência de 95,45%.

Tabela 7 – Resultado da Composição Química - CP-c1.

Elementos	C	Si	Mn
Norma	0,03	0,75	2,00
Resultado	0,0252 ± 0,0090	0,4653 ± 0,0110	0,9587 ± 0,0272

Elementos	P	S	Cr
Norma	0,045	0,03	16,00 - 18,00
Resultado	0,0560 ± 0,0027	0,0030 ± 0,0016	16,0667 ± 0,2309

Elementos	Mo	Ni
Norma	2,00 - 3,00	10,00 - 14,00
Resultado	2,0333 ± 0,0902	11,8000 ± 0,3464

Fonte: Autor (2021).

#### 4.2 ESPECTRO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X DO AÇO AISI 316L

Com intuito de confirmar a estrutura do material das placas corrugadas de aço 316L, foi empregada a técnica de difração de raios X, apresentada na seção 3.4. O difratograma obtido pela técnica DRX, aplicada na amostra CP-c1, é apresentado na Figura 19.

A quantificação das fases por meio da técnica DRX se baseia nas intensidades dos picos do difratograma, pois esses guardam uma relação característica da estrutura cristalina de cada fase do material, bem como refletem a proporção das fases no corpo de prova (RODRIGUES, 2016). Mediante a identificação de fases, por meio do software *HighScorePlus* observou-se a correspondência à estrutura de referência: COD 969008470.

O espectro de resposta para a fase de maior proporção na amostra apresenta picos em  $67,038^\circ$ ,  $79,232^\circ$  e  $128,780^\circ$ , respectivamente: (111), (002) e (022). Esses picos característicos confirmam a especificação do material AISI 316L.

A fim de apresentar um comparativo, o difratograma de material similar é observado na Tabela 8. Vale ressaltar que outros resultados de ensaios DRX foram discutidos na seção 2.4 - Estado da Arte. Contudo, a fonte de excitação utilizada no ensaio DRX deste trabalho é uma fonte de cromo (Cr - 2,289760 Å) e, de forma similar, o trabalho de (HUMMELSHØJ *et al.*, 2010) apresentou um intervalo de varredura de 60 a  $140^\circ$  com esse tipo de fonte.

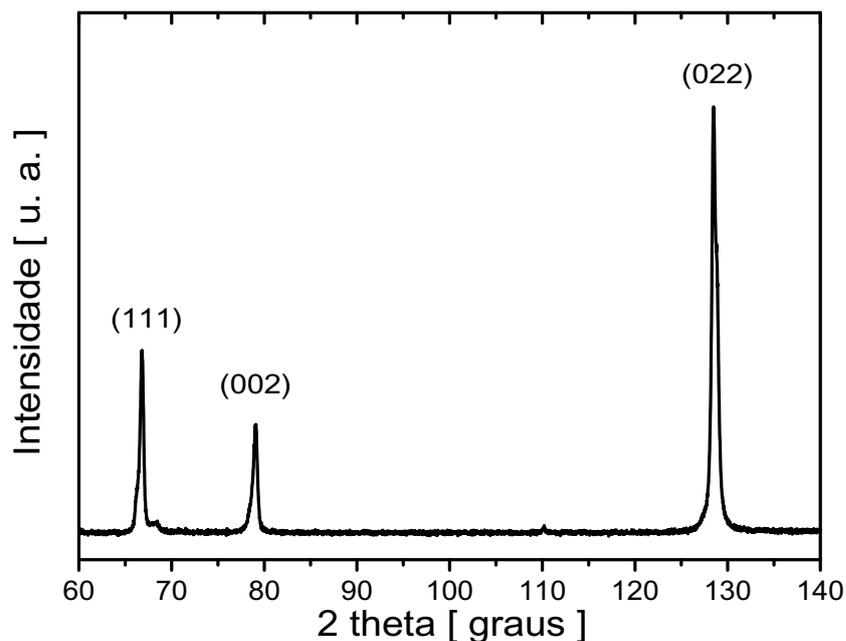
Tabela 8 – Comparativo de Resultados DRX.

AISI 316L		AISI 316L em pó	
Plano	2 $\Theta$	Plano	2 $\Theta$
(111)	67,038 <sup>o</sup>	(111)	66,9 <sup>o</sup>
(002)	79,232 <sup>o</sup>	(200)	79,0 <sup>o</sup>
(022)	128,780 <sup>o</sup>	(220)	128,1 <sup>o</sup>

Fonte: Adaptado de Hummelshøj *et al.* (2010, p.55).

Devido a natureza do material nesta referência (AISI 316L em pó) e o processo de austenitização ao qual foi submetido, há algumas diferenças nos espectros de resposta. Por exemplo, com relação à orientação dos planos cristalográficos, no difratograma do trabalho realizado por Hummelshøj *et al.* (2010), observa-se que os picos são caracterizados por um pico estreito em um ângulo de difração relativamente alto, juntamente a um pico largo em um ângulo de difração relativamente baixo. (111), (200) e (220) são os picos característicos do material AISI 316L, os quais são atribuídos a austenita expandida na microestrutura da amostra conforme abordado por Hummelshøj *et al.* (2010). Os fatos discutidos corroboram a natureza do material base em momento anterior ao tratamento térmico para alívio de tensões ponderado neste trabalho.

Figura 19 – Difratograma do CP-c1.



Fonte: Autor (2021).

### 4.3 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO AISI 316L

A resistência à corrosão da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L foi estudada por meio do ensaio de névoa salina, descrito na seção 3.5. As Figuras 20 e 21 apresentam o corpo de prova CP-c4 submetido ao ciclo de 72 horas na câmara de corrosão, com enfoque no material da região da placa corrugada e no material da região do cordão de solda respectivamente.

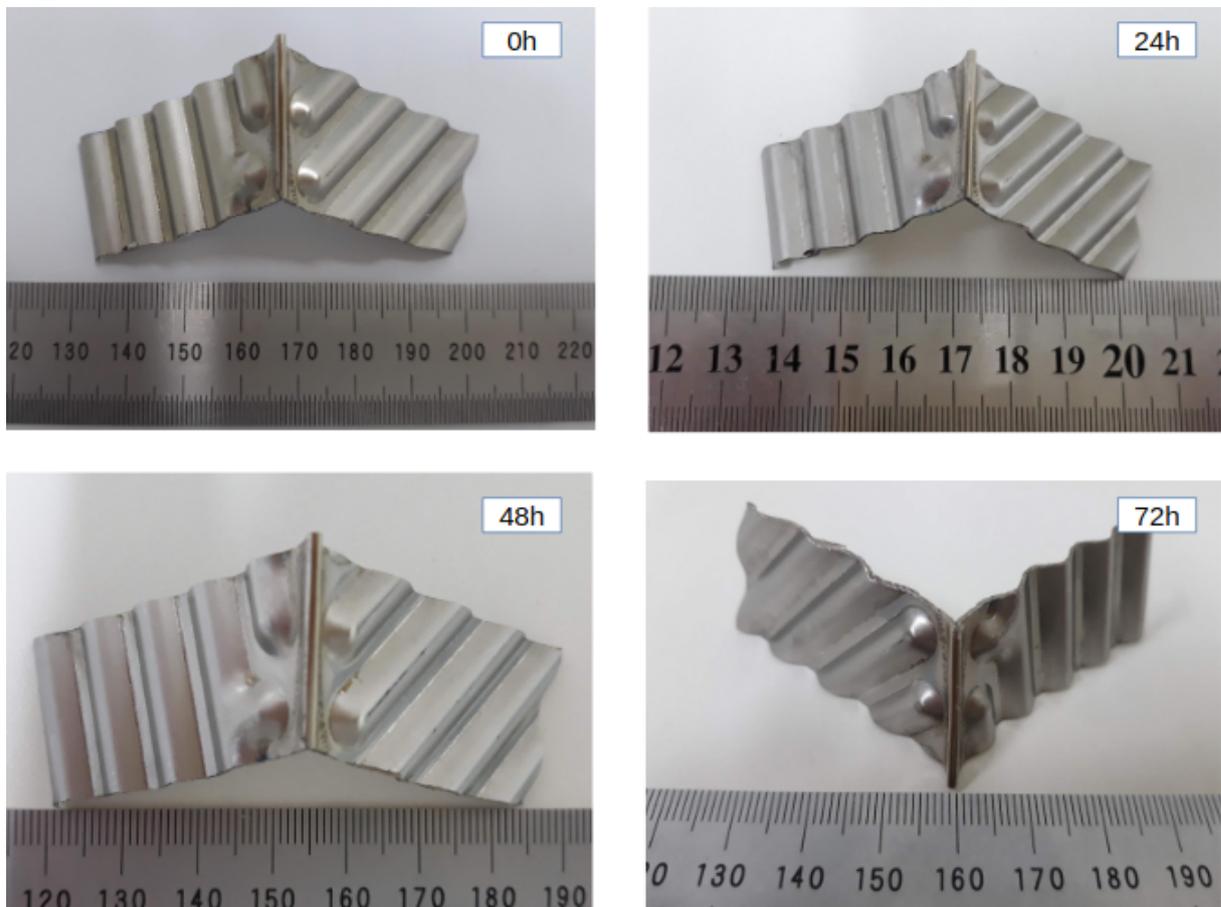
Figura 20 – Comparativo região de placa do CP-c4 para diferentes tempos de exposição ao ensaio de névoa salina - foco na região da placa corrugada.



Fonte: Autor (2019).

Durante o ensaio de corrosão, utiliza-se uma solução que consiste de 5% de NaCl, isso corresponde a uma concentração deste agente corrosivo maior do que da água do mar, a qual varia entre 1,8% e 3%. Quando a 35 °C, para esta solução, o pH na superfície do material será na faixa de 6,5 a 7,2. Não somente para este ensaio, mas também para várias aplicações, o sal NaCl é o agente corrosivo mais relevante para aços inoxidáveis, sendo a corrosão puntiforme e em placas as mais observadas. Levando esse fato em consideração, nas Figuras 20 e 21, foram avaliados visualmente pontos críticos na estrutura; como por exemplo, partes superficiais que apresentam alterações em coloração e aparentes ranhuras. Esses pontos foram observados em

Figura 21 – Comparativo região de solda do CP-c4 para diferentes tempos de exposição ao ensaio de névoa salina - foco na região do cordão de solda.



Fonte: Autor (2019).

microscópio óptico de baixa resolução (estereomicroscópio binocular) para avaliar a possível formação de corrosão puntiforme e em placas. A partir desta avaliação visual, confirma-se que esses pontos críticos são, na realidade, ranhuras e contaminações superficiais e conclui-se que não ocorreu oxidação na área da placa, nem na região do cordão de solda.

Deve-se comentar que é possível observar na literatura ((ABENOJAR *et al.*, 2002); (ABENOJAR *et al.*, 2003)) corrosão por pitting em amostras de aço inoxidável 316L após o ensaio de *salt spray*. Entretanto, nestes casos, as amostras foram fabricadas por processo de sinterização e apresentam, por natureza, uma elevada porosidade e por esse motivo não são comparáveis ao caso em estudo neste trabalho.

No caso de aços inoxidáveis é comum que o teste *salt spray* não apresente resultados, isto é, que não se observe a presença de corrosão no material ensaiado (BODYCOTE, 2016). Fato que se confirma em um teste *salt spray* efetuado por Türkan e Karakaş (2019), em que os corpos de prova de aço AISI 316L soldados por *Tungsten Inert Gas* (TIG) foram submetidos ao teste por 1000 horas e nenhum produto corrosivo

foi encontrado.

#### 4.4 EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM

A investigação apresentada nesta seção de metalografia é realizada a partir das técnicas de microscopia descritas na seção 3.7.

Em primeira análise do material do cordão de solda do corpo de prova CP-a, pode-se observar, na Figura 22, que as regiões de solda, interface e metal base apresentam diferentes microestruturas. Na região inferior da imagem apresentada na Figura 22, a região do metal base, apresenta bandas de encruamento. Essa estrutura é decorrente do processo de laminação na fabricação das chapas do material. Observa-se também, nesta região, a matriz austenítica (regiões escuras), característica do aço inoxidável 316L.

Comparando as microestruturas da região do cordão de solda com a região de metal base, percebe-se uma maior presença de ferrita (regiões brancas) na microestrutura da solda. Fato que é evidenciado nas magnificações apresentadas na Figura 23.

Figura 22 – Corte transversal do cordão de solda do PSHE, magnitude 100  $\mu\text{m}$ .

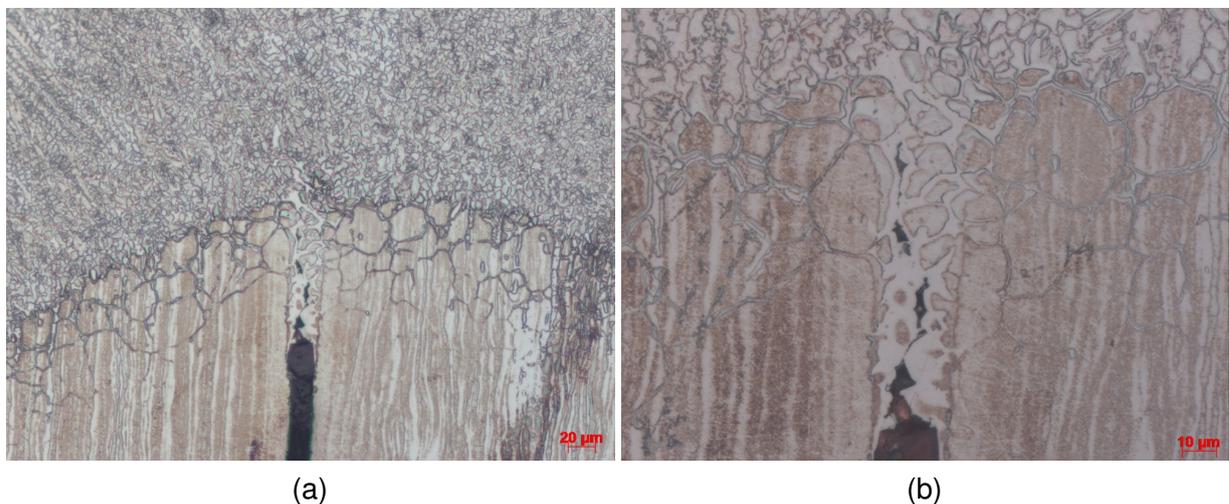


Fonte: Autor (2018).

Nesta junta de aresta de passe único, não há descontinuidades perceptíveis na zona de fusão da solda. Entretanto, notam-se interrupções, violações da estrutura na região abaixo da região de interface entre o material do metal base e solda. Essas cavidades, evidenciadas na Figura 23b, são decorrentes do efeito de capilaridade que ocorre com a poça de fusão na região de junta - entre as chapas do trocador de calor - durante o processo de soldagem. Ainda, nota-se que a geometria do cordão de solda difere do formato de gota normalmente observado em processos de soldagem e pode criar, devido às variações geométricas bruscas, regiões concentradoras de tensões, facilitando a formação e propagação de trincas. Pode-se supor que este é um defeito de falta de penetração. Como hipóteses, parâmetros de soldagem como potência e velocidade de varredura não seriam os ideais, por exemplo, a potência pode estar baixa ou então a velocidade de soldagem foi muito rápida. Isto significaria que não atingiu-se um gradiente térmico propício para que ocorresse a fusão adequada das placas.

Como mencionado anteriormente, parte da poça de fusão se depositou na raiz da junta formando porosidades nesta região do material. Por esse motivo, fez-se uma análise dessa região através da mecânica linear elástica de fratura, conforme Meyers e Chawla (1982, p. 147).

Figura 23 – Cortes transversais do cordão de solda do PSHE. Em (a) 20  $\mu\text{m}$  e em (b) 10  $\mu\text{m}$ .

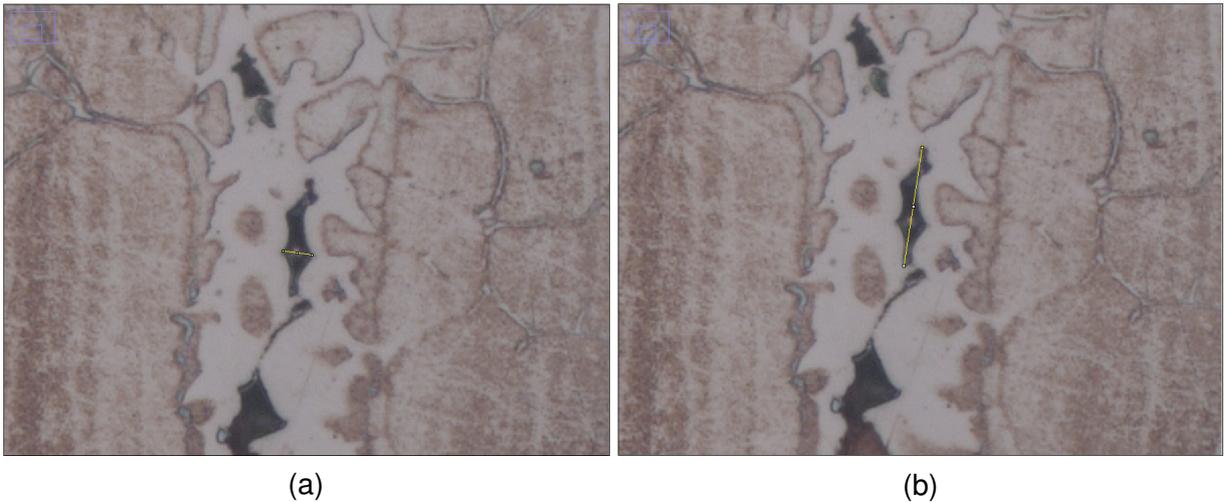


Fonte: Autor (2018).

Uma análise da região em destaque na Figura 24 tem como objetivo quantificar a concentração de tensões na ponta das cavidades presentes na estrutura do material. Para tal, primeiramente, realizou-se a medição da maior cavidade observada, cujo comprimento é de 7,48  $\mu\text{m}$  e a largura de 3,98  $\mu\text{m}$ .

Aproximando esta cavidade observada para uma cavidade elíptica, o fator teórico de concentração de tensão na ponta segundo Norton (2013, p. 188) é dado pela

Figura 24 – Dimensionamento de porosidade. Em (a) comprimento e em (b) altura.



Fonte: Autor (2018).

Equação 7, na qual  $a$  corresponde à metade da largura da elipse e  $c$  à metade do comprimento.

$$K_t = 1 + 2\frac{a}{c} \quad (7)$$

O valor calculado para  $K_t$  foi de aproximadamente 2,06. Para obter a tensão máxima na aresta deste concentrador de tensão, deve-se multiplicar o fator  $K_t$  à tensão nominal calculada para a situação particular de solitação e seção transversal local, supondo uma distribuição de tensões sobre a seção transversal correspondente a uma geometria uniforme.

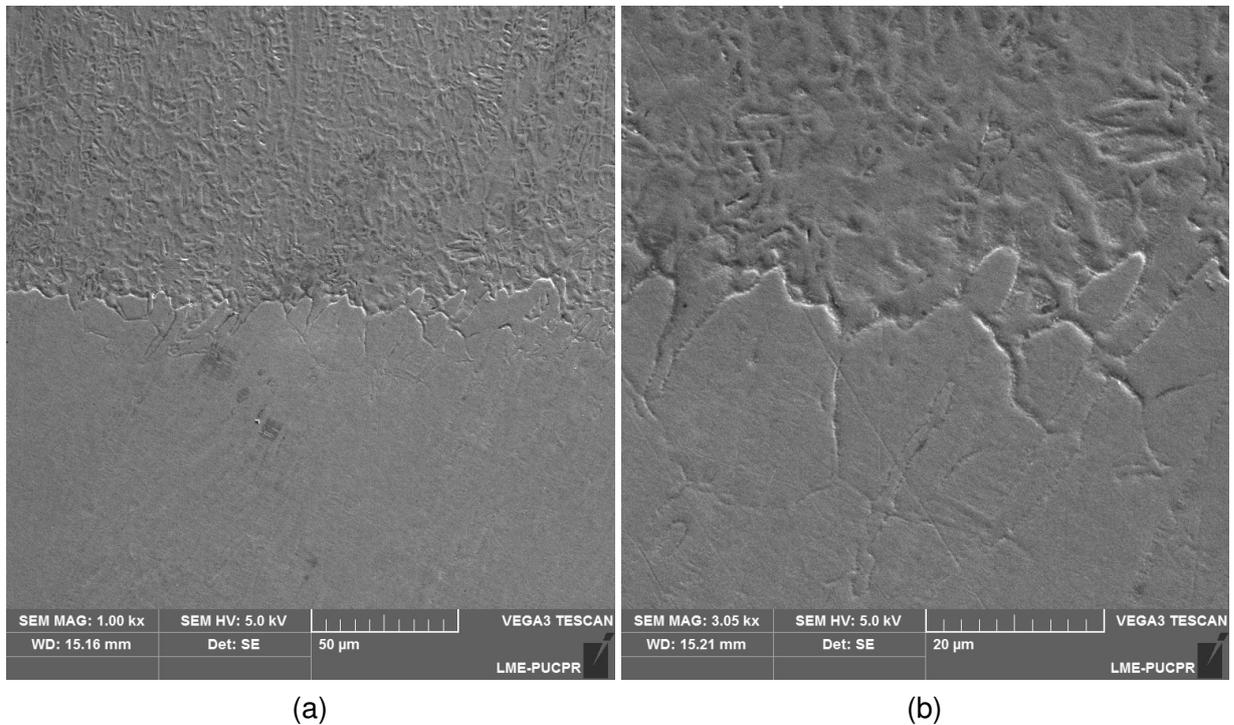
Desta forma, assumindo-se uma pressão de trabalho comumente observada para trocadores de calor PSHE na ordem de 5 bar ou 0,5 MPa, por exemplo, a tensão percebida na ponta de um defeito de geometria elíptica similar ao observado corresponderia a, aproximadamente, o dobro da pressão de trabalho, isto é, 1 MPa.

As discontinuidades observadas nesta análise metalografica não necessariamente estão distribuídos com a mesma frequência ao longo do cordão de solda da peça. Entretanto, para uma análise mais aprofundada neste sentido, seria necessário realizar a metalografia de mais pontos da placa, melhorando a amostragem.

As imagens de MEV apresentadas a seguir, permitem analisar o tamanho dos grãos presentes nas microestruturas. O detalhe da interface do cordão de solda e metal de base dado na Figura 25 evidencia os contornos de grãos bem definidos e algumas regiões de marcas de laminação. Nota-se que os grãos na região de metal base são maiores do que os grãos observados na região de metal da solda. Além disso, observa-se que a zona termicamente afetada é pequena, conforme esperado,

devido às características do processo de soldagem a laser sem metal de adição. Sendo assim, a região de transição entre o metal base e solda será denominada de interface na caracterização mecânica.

Figura 25 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região de interface metal-solda. Em (a) magnificação 1k e em (b) magnificação 3k.



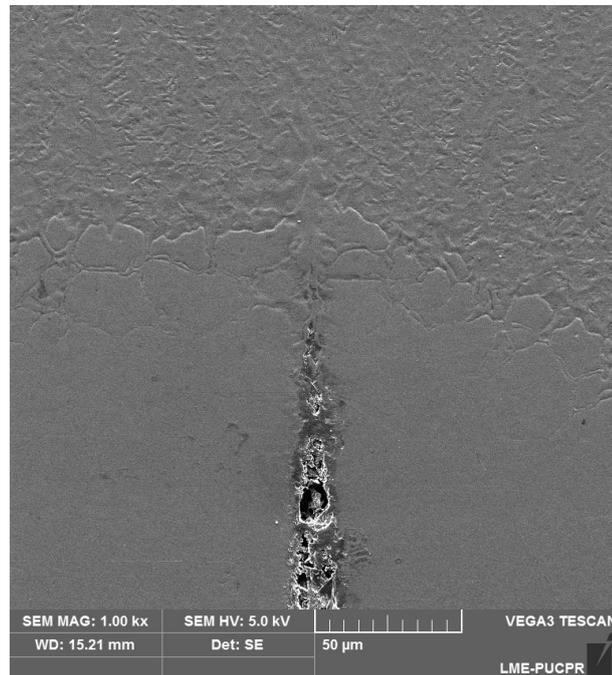
Fonte: Autor (2019).

A Figura 26 obtida por MEV da região de interface introduz um ponto de discussão referente as cavidades. Observa-se que as discontinuidades estão localizadas abaixo da linha de referência da interface metal-solda e por isso, não devem ser consideradas defeitos de soldagem e sim discontinuidades pontuais da estrutura. Nota-se, nas imagens apresentadas nesta seção, que as cavidades terão contato com o fluido interno durante o funcionamento do trocador de calor. Assim gerando pontos suscetíveis ao acúmulo de agentes corrosivos presentes no fluido que realizará a transferência de calor.

#### 4.5 EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DA PLACA CORRUGADA E SOLDADA A LASER DE AÇO AISI 316L

O tratamento térmico efetuado neste trabalho tem como finalidade o alívio de tensões residuais no material, aumentando os limites de escoamento e de resistência à tração. Sendo assim, procura-se confirmar as alterações, nesta seção de resultados, por meio de um estudo comparativo entre os corpos de prova CP-a, “como recebido”, e

Figura 26 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da região de interface metal-solda com magnificação 1k e foco na região central.



Fonte: Autor (2019).

CP-b, “tratado termicamente”, bem como os corpos de prova utilizados nos ensaios de resistência a tração. Isto é realizado ponderando diferenças morfológicas, bem como propriedades mecânicas obtidas pelas técnicas de microdureza Vickers e nanoindentação, ou seja, indentação instrumentada. Em seguida, uma avaliação qualitativa é realizada por meio do ensaio de risco e, por fim, discute-se o ensaio mecânico de tração não convencional proposto.

A Figura 27 corresponde ao resultado obtido na peça após o processo de tratamento térmico. Por meio de uma análise visual, nota-se alteração na coloração da peça tratada termicamente. Isto é um resultado comumente observado no tratamento de aços inoxidáveis fora de atmosfera controlada - no ar, pois uma fina camada de óxido se forma na superfície do material, resultando no efeito visual observado. Quando esse filme de óxido está presente na superfície do aço inoxidável, distintas colorações podem ser observadas devido a fenômenos de interferência dos comprimentos de onda luminosa ocorrendo entre as camadas filme-ar e aço-filme (VASCONCELOS *et al.*, 2012).

O gráfico descrevendo o processo térmico obtido é exposto na Figura 28. Nele, são apresentadas duas curvas: a linha “Programado” correspondente à temperatura inserida no controlador de potência do forno, e a linha “Termopar” que representa a temperatura interna do equipamento e, devido ao aquecimento gradual, consequentemente representa a temperatura da peça tratada. Ainda, para a curva do “Termopar”,

Figura 27 – Estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser após tratamento térmico.



Fonte: Autor (2019).

foram destacados os momentos de aquecimento do forno (linha vermelha); manutenção da temperatura de tratamento (linha verde); e a curva de resfriamento (linha azul) da amostra no forno.

A modelagem matemática descrevendo o processo de tratamento térmico é dada na Equação 8, na qual a temperatura em função do tempo é descrita por partes. Os valores das constantes desse equacionamento são dadas na Tabela 9.

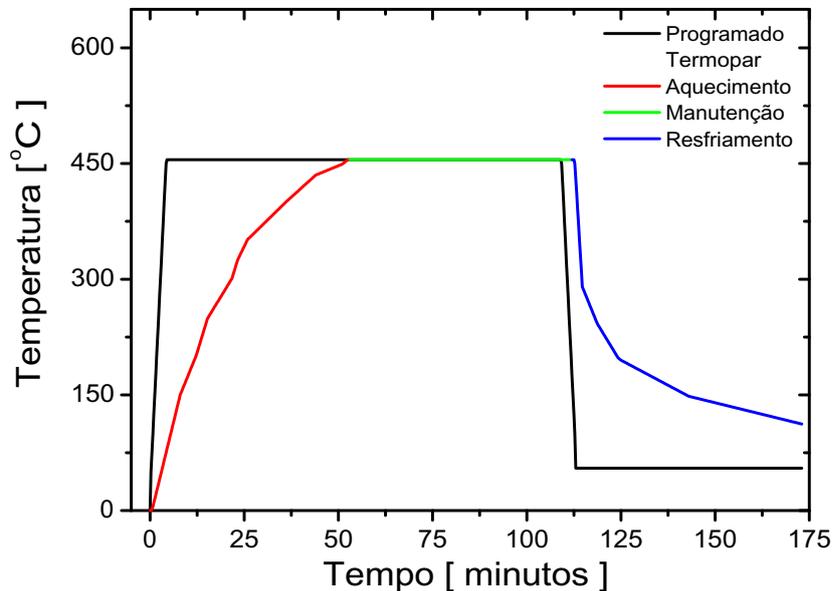
$$T(t) = \begin{cases} a_1 t^2 + a_2 t + a_3, & 0 \leq t \leq 52 \\ b_1, & 52 < t \leq 112 \\ c_1 + c_2 e^{-\frac{t}{\tau_3}}, & 112 < t \leq 173 \end{cases} \quad (8)$$

A primeira função, definida para o intervalo de  $0 \leq t \leq 52$ , corresponde a linha vermelha no gráfico de registros dado na Figura 28, ou seja, ao período de aquecimento gradual do forno. Esse processo é representado por uma função polinomial do segundo grau.

O período de tempo de  $52 < t \leq 112$  condiz com o intervalo de um hora à temperatura constante de  $455 \text{ }^\circ\text{C}$ , ou seja, o período de manutenção da temperatura de tratamento é uma função constante, representada pela reta em verde na Figura 28.

Com base na curva de resfriamento do gráfico de registros (Figura 28), observa-se que este processo corresponde a uma função exponencial decrescente para o período de tempo em que  $112 < t \leq 173$ , pois existe um gradiente térmico para

Figura 28 – Gráfico de Registros para o Tratamento Térmico.



Fonte: Autor (2018).

Tabela 9 – Constantes da Modelagem Matemática do Processo de Tratamento Térmico.

Constantes	Valores [minutos]
$a_1$	-0,18
$a_2$	$17,45 \pm 0,14$
$a_3$	$9,70 \pm 1,56$
$b_1$	455.00
$c_1$	$125,53 \pm 1,87$
$c_2$	$6.960.863,30 \pm 2.786.265,82$
$c_3$	$10,98 \pm 0,42$

Fonte: Autor (2021).

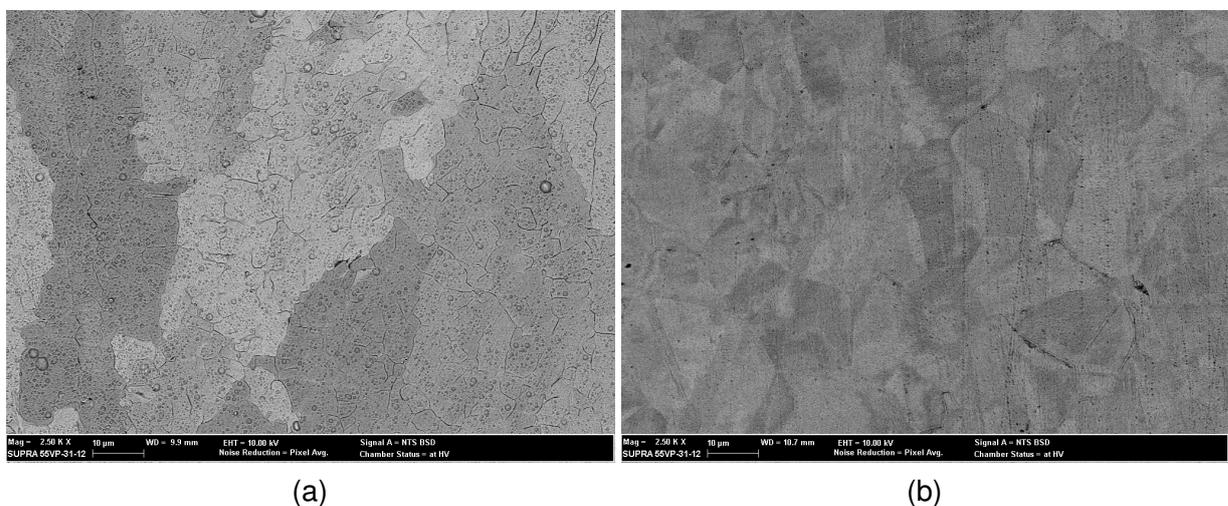
a dissipação de energia. A peça tratada é retirada do forno a uma temperatura de aproximadamente 112 °C para continuar o processo de resfriamento à temperatura ambiente.

#### 4.5.1 Morfologia da Superfície

As imagens de microscopia eletrônica de varredura apresentadas nesta seção foram obtidas por elétrons retroespalhados (BSE) e a escala dimensional de comprimento em todas corresponde a 10  $\mu\text{m}$ .

A Figura 29 apresenta uma comparação entre o material na região do metal de base nas condições “como recebido” e “tratado termicamente”. Nota-se, na matriz austenítica do material tratado (Figura 29b), contornos de grãos bem definidos e a presença de poucas marcas de laminação em comparação com o material não tratado, tornando o material, aparentemente, mais homogêneo (Figura 29a). Não há aparente alteração no tamanho dos grãos do material como recebido e tratado.

Figura 29 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região do metal base. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente.



Fonte: Autor (2019).

Uma preocupação ao se realizar o tratamento térmico para alívio de tensões era não alterar as propriedades de resistência a corrosão do aço, para isso, evitou-se atingir o intervalo de sensitização discutido na seção 2.2. Não é possível observar na Figura 29 a presença de carbeto de cromo nos contornos dos grãos do material desta região de metal base, como era esperado com o limite de temperatura de 455 °C ao qual o aço AISI 316L foi submetido.

Entretanto, nota-se, na Figura 30, que além de uma maior definição nos contornos dos grãos do material de solda, ocorre a formação de carbonetos de cromo (pontos escurecidos), em geral próximos aos contornos dos grãos, para a região de solda tratada termicamente - Figuras 30b e 30d. Este fato é corroborado no trabalho realizado por Scarmagnani (2015, p. 33-35).

Como discutido anteriormente, aços sensitizados estão sujeitos à corrosão intergranular, principalmente se expostos em meio ácido, tendo em vista que ocorre uma redução na quantidade de Cr nas regiões de deposição adjacentes aos contornos de grão do material. Esse fato também justifica o maior destaque observado nos grãos no material tratado.

Conforme Dias *et al.* (2002), a zona termicamente afetada (região de interface) de um material submetido a um processo de soldagem é mais suscetível a formação de carbeto, pois permanece na faixa de temperaturas críticas durante o ciclo térmico do processo. Essa constatação justifica o fato de, apesar da região de interface ser menor do que a região do cordão de solda, há uma maior formação de carbeto de cromo no material tratado termicamente, como pode ser observado no comparativo da Figura 31. Ainda, tanto na região de interface, quanto no metal de solda, há uma baixa concentração de carbeto, indicando a possibilidade de melhoria nas propriedades mecânicas (MUHAMMAD *et al.*, 2016).

Observa-se também, na comparação da Figura 30, um aumento na concentração de ferrita (regiões mais claras próximas aos contornos) no material da região de solda tratada termicamente.

Como a área superficial da região de solda é menor do que a área da queima por centelha do ensaio OES, não é possível avaliar a composição química da região da solda por meio desta técnica de caracterização. Portanto, optou-se por utilizar a técnica EDS. Com a caracterização efetuada pela técnica EDS é possível avaliar se ocorreu influência de algum tipo de contaminação devido ao ambiente do tratamento térmico ou confirmar que não há a presença de metal de adição no processo de soldagem.

A Tabela 10 apresenta as concentrações percentuais dos elementos químicos para os corpos de prova CP-a e CP-b. Comparando os valores obtidos para a condição do material "como recebido", observa-se que alguns elementos são discrepantes, como o tungstênio (W), o manganês (Mn) e o cobre (Cu). Apesar desses valores, não é possível afirmar se esta diferença ocorre devido a presença de contaminantes localizados ou devido a matrizes metálicas distinta nos pontos de análise. Para confirmar esta hipótese seriam necessários mais pontos de análise da técnica EDS, permitindo uma avaliação quantitativa por meio de uma análise estatística.

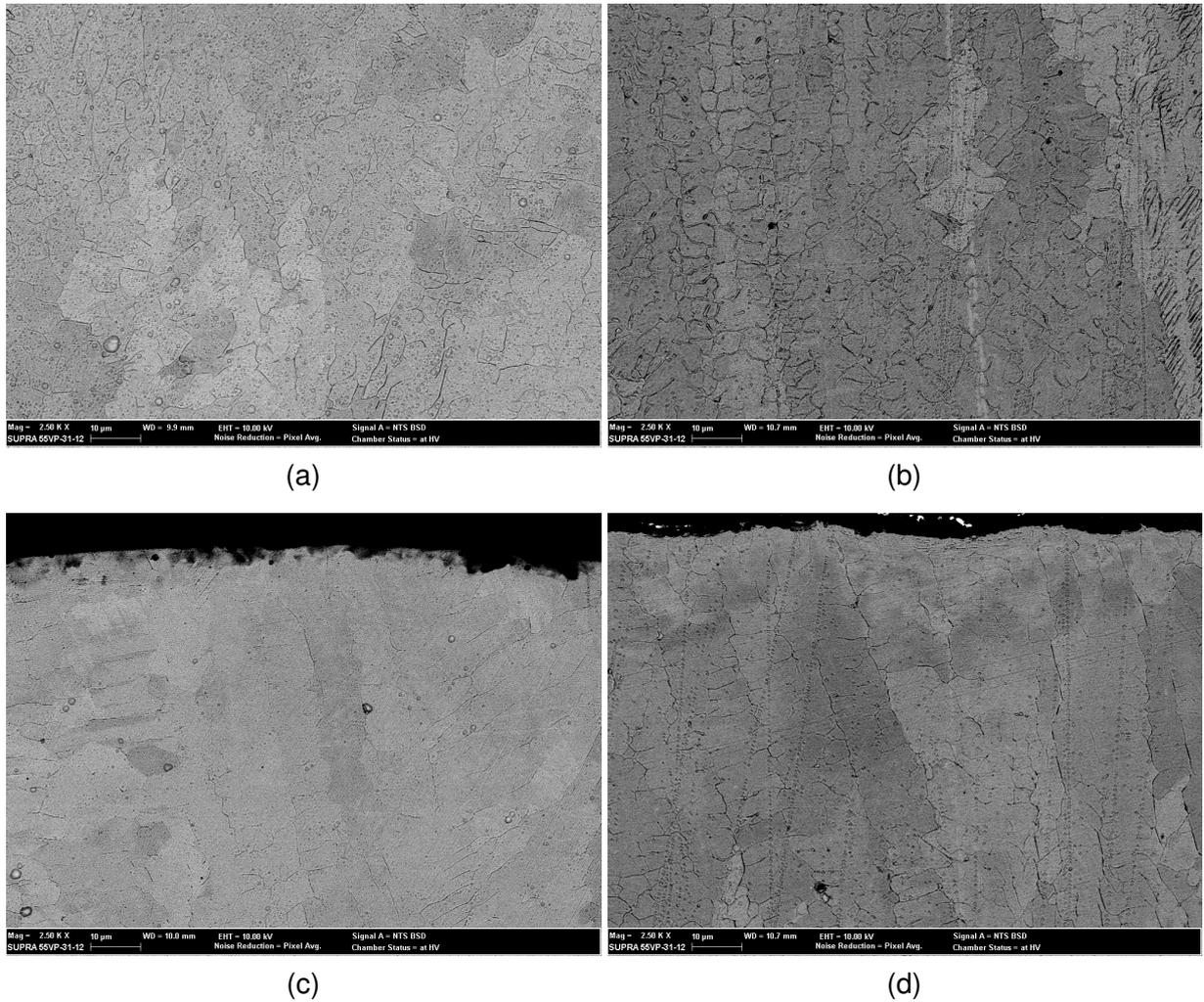
Observa-se que, apesar da discrepância entre os percentuais de cobalto (Co) e cobre (Cu) obtidos nas leituras para a condição termicamente tratada para o metal base e solda, há menores variações entre os resultados destas regiões.

Tabela 10 – Composição química - percentuais (%) em peso de elementos químicos estimados pela Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia (EDS). CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente.

<b>Condição do CP</b>	<b>Região</b>	<b>Fe</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>W</b>	<b>Mo</b>	<b>Co</b>	<b>Mn</b>	<b>Cu</b>	<b>Si</b>
CR	metal	61,8	14,6	10,0	6,6	2,5	1,8	1,6	0,7	0,4
CR	solda	69,1	15,6	9,7	0,0	3,0	1,4	0,5	0,0	0,7
TT	metal	66,7	15,6	9,3	0,0	3,0	2,1	1,1	1,5	0,8
TT	solda	67,9	15,7	10,3	0,0	2,9	1,2	1,1	0,0	0,8

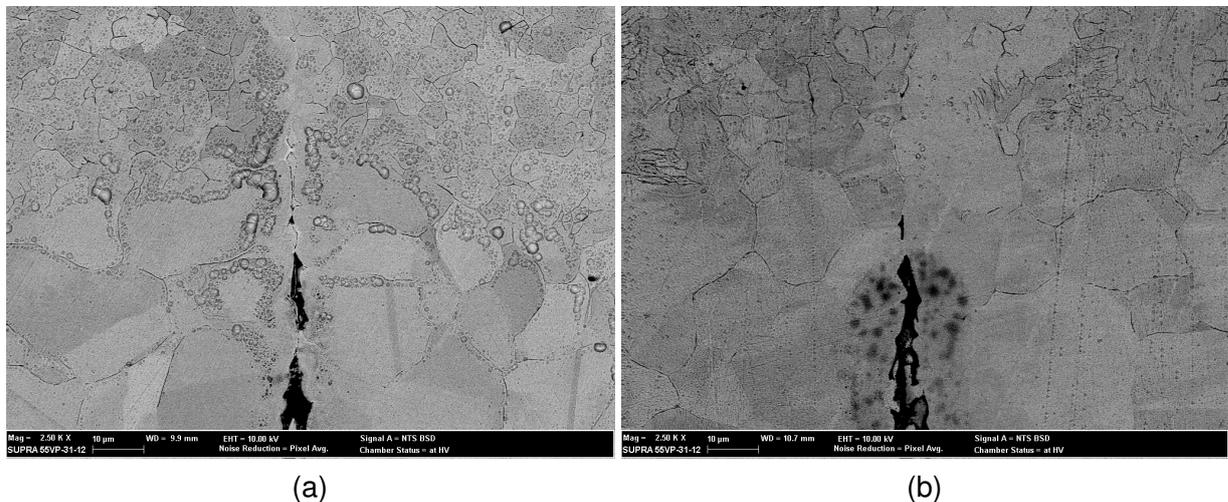
Fonte: Autor (2021).

Figura 30 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região do metal de solda e topo de solda. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido, região do metal de solda e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, região do metal de solda (c) CP-a de AISI 316L como recebido, região de topo de solda e em (d) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, região de topo de solda.



Fonte: Autor (2019).

Figura 31 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da região de interface. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente.



Fonte: Autor (2019).

A Tabela 11 apresenta um comparativo entre os resultados observados para a técnica de EDS com o padrão ASTM (apresentado na Tabela 1) e com a técnica de OES apresentada na seção 4.1. Observa-se nesta tabela que, para os percentuais dos elementos avaliados, as composições químicas pontuais na solda e metal base realizadas pela técnica EDS corroboram com a norma ASTM e com a composição química obtida pela técnica EDS.

Tabela 11 – Composição química - percentuais (%) em peso de elementos químicos estimados pela Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia (EDS) em comparação com a Espectrometria de Emissão Óptica (OES) e com Norma ASTM. Em que CP = corpo de prova; CR = como recebido; TT = tratado termicamente.

Fonte	CP	Região	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
EDS	CR	metal	0,40	1,60	14,60	2,50	10,00
EDS	CR	solda	0,70	0,50	15,60	3,00	9,70
EDS	TT	metal	0,80	1,10	15,60	3,00	9,30
EDS	TT	solda	0,80	1,10	15,70	2,90	10,30
OES	CR	metal	0,4653 ± 0,0110	0,9587 ± 0,0272	16,0667 ± 0,2309	2,0333 ± 0,0902	11,8000 ± 0,3464
ASTM	-	metal	máx. 0,75	máx. 2,00	16,00-18,00	2,00-3,00	10,00-14,00

Fonte: Autor (2021).

Por fim, a Tabela 11 demonstra que não há contaminação devido ao ambiente de tratamento térmico e que não há presença de metal de adição, já que não ocorrem variações significativas nos percentuais dos elementos químicos e, ainda, todos os casos os limites estabelecidos pela norma ASTM são respeitados, considerando a

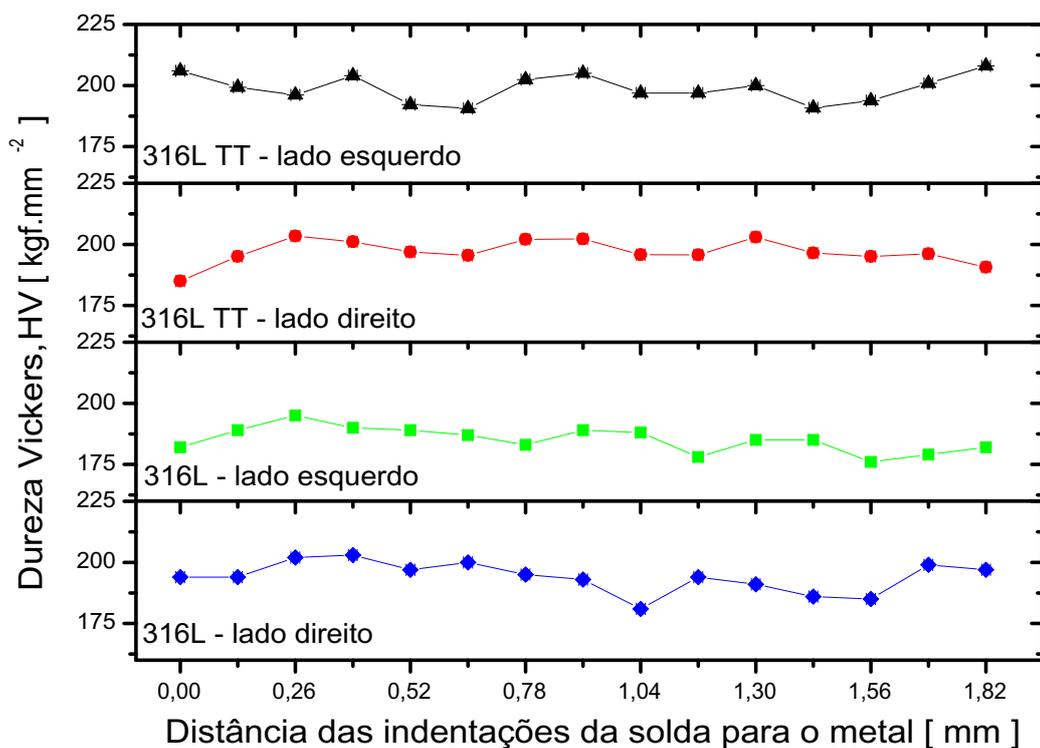
incerteza da técnica EDS.

#### 4.5.2 Dureza Vickers

Se discute, a seguir, os resultados de dureza obtidos pela técnica de caracterização de microdureza Vickers apresentada na seção 3.9.1.

Calculados os valores de dureza Vickers para cada indentação na condição como recebido e tratado termicamente, essas indentações foram relacionados à distância da indentação inicial de referência (localizada na região de topo da solda), isto é, foi gerado um perfil de dureza - exposto na Figura 32.

Figura 32 – Perfil de Dureza Vickers.



Fonte: Autor (2021).

Em primeira análise, não se percebe uma tendência significativa de aumento ou redução da dureza ao longo dos perfis, mantendo-se aproximadamente constante.

Os valores calculados para os perfis de dureza variam entre um valor de mínimo e máximo apresentados na Tabela 12. Ainda, foram calculados a média, o desvio padrão e o Coeficiente de Variação (CV) da dureza Vickers para os corpos de prova na condição como recebido e tratado termicamente. Para tal, em cada condição,

considerou-se uma amostragem de 30 pontos, isto é avalia-se o “Lado Direito” e “Lado Esquerdo” em conjunto.

Tabela 12 – Estatística Descritiva para HV [kgf.mm<sup>-2</sup>] - Tamanho da Amostra, N = 30. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação.

Condição	Média de HV	Desvio padrão de HV	Valor mín. de HV	Valor máx. de HV	CV [%]
CR	190	7,24	176	203	3,82
TT	198	5,27	185	208	2,67

Fonte: Autor (2021).

O coeficiente de variação é o valor percentual da razão entre o desvio padrão e a média. Observa-se que, em ambos os casos, os valores são relativamente baixos, provando que a amostragem é consistente, confirmando a hipótese levantada com o perfil de dureza, ou seja, os dados oscilam em torno de um valor constante (média de HV).

Com base na tabela de estatística descritiva (Tabela 12), confirma-se que os valores obtidos não apresentaram grandes discrepâncias. Para a condição como recebido, a dureza varia entre 176 kgf.mm<sup>-2</sup> e 203 kgf.mm<sup>-2</sup>, enquanto que os valores para a condição tratado termicamente estão entre 185 kgf.mm<sup>-2</sup> e 208 kgf.mm<sup>-2</sup>. Em ambos os casos, os limites máximos obtidos não ultrapassam os valores encontrados na literatura para a dureza Vickers de chapas de aço inoxidável AISI 316L, apresentados a seguir, nem o valor de dureza (convertido da Dureza Brinell) estabelecido pela norma ASTM (Tabela 2), o qual corresponde a 228 HV.

Os valores observados na literatura para a microdureza Vickers do aço AISI 316L são iguais a 218 HV (ADACHI; UEDA, 2013) e 181 ± 18 HV (DALMAU *et al.*, 2014).

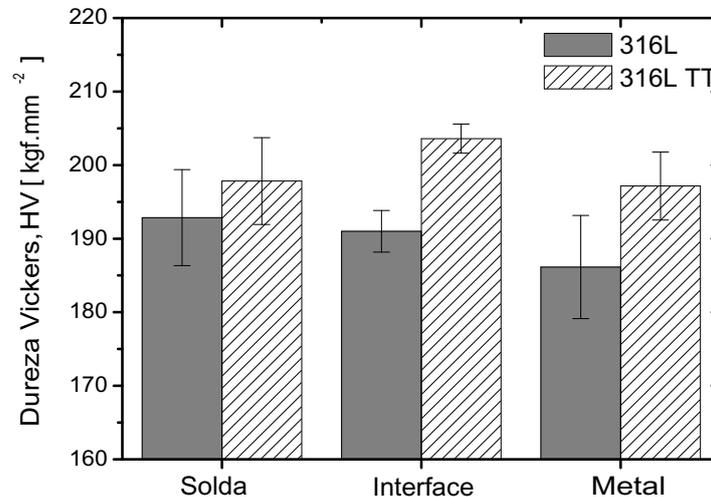
O desvio padrão, bem como o coeficiente de variação, expõem uma maior disparidade de resultados na condição como recebido. Este fato pode estar relacionado ao que foi observado na seção 4.5.1, em que o material após o processo de tratamento térmico se torna mais homogêneo.

A Figura 33 permite avaliar o tratamento térmico em função da região estudada.

Observando os resultados para as condições como recebido e tratado termicamente, verifica-se que as amostras tratadas apresentam em média maiores valores de dureza. Esse aumento, também, é observado na Tabela 12, na qual a dureza média para a condição como recebido (189,60 kgf.mm<sup>-2</sup>) é inferior a média após o tratamento (197,90 kgf.mm<sup>-2</sup>).

Vale destacar que, para a região de interface apresentada na Figura 32, o tamanho da amostra apresenta menos pontos (N = 2) do que para as demais regiões

Figura 33 – Dureza Vickers por região de estudo: solda, interface e metal base. TT = Tratado Termicamente.



Fonte: Autor (2021).

(N = 14, para a solda e metal). Fato que pode justificar a maior discrepância nos resultados de dureza entre a condição anterior e posterior ao tratamento térmico. Isto posto, espera-se obter maiores esclarecimentos sobre esta região de interface com a técnica de nanoindentação apresentada na seção seguinte (4.5.3).

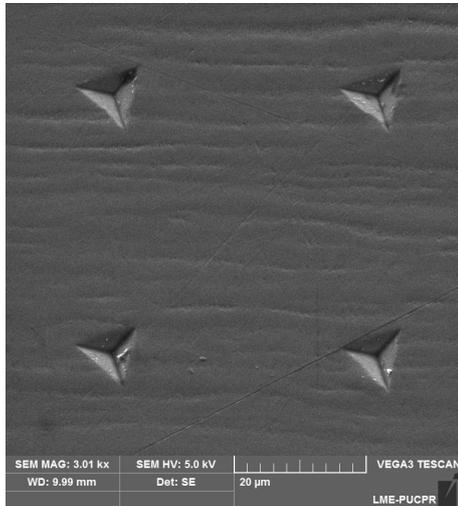
#### 4.5.3 Propriedades Mecânicas Obtidas por Nanoindentação

A técnica de caracterização de nanoindentação foi realizada neste trabalho, pois permite obter dados (pontos da curva  $P$  vs.  $h$ , exposta na Figura 13) de regiões com a ordem de grandeza nanométrica, como discutido na seção 3.9.2. Além disso, possibilita obter mais indentações na região de interface entre metal base e solda, tendo em vista que a largura desta área de interface não é maior do que 100  $\mu\text{m}$ . A Figura 34 apresenta imagens das indentações para o material como recebido e tratado termicamente.

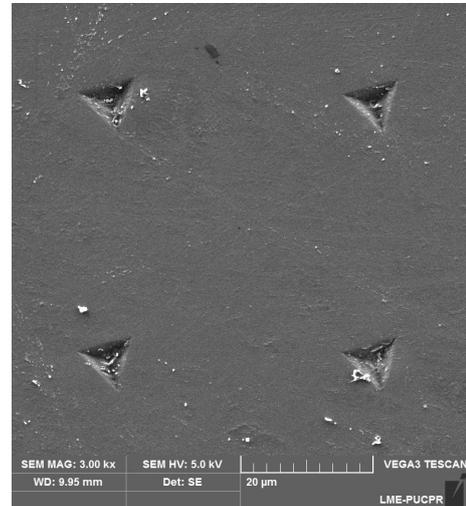
Nestas imagens, confirma-se o que foi discutido na seção 4.5.1. Comparando as Figuras 34a e 34b, nota-se que as marcas de encruamento devido a laminação das chapas, presentes na Figura 34a, são imperceptíveis na Figura 34b. Ainda, verificando as Figuras 34e e 34f, observa-se a maior homogeneidade da microestrutura da região de solda.

A partir de uma análise visual das imagens de microscopia eletrônica, pode-se afirmar que há alterações na área das indentações entre as condições estudadas. De forma geral, observa-se uma tendência de redução da área da impressão residual dei-

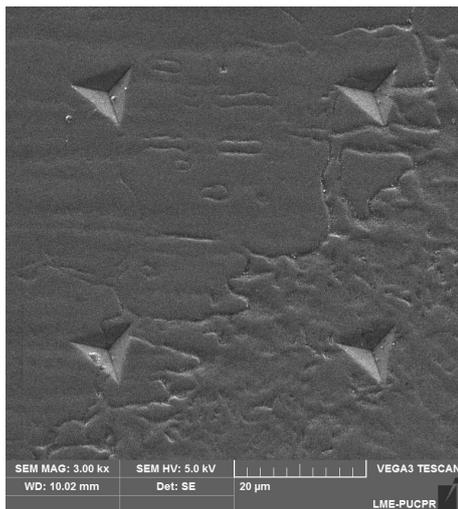
Figura 34 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (20  $\mu\text{m}$ ) das nanoindentações conforme regiões de estudo nos corpos de prova CP-a e CP-b. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente.



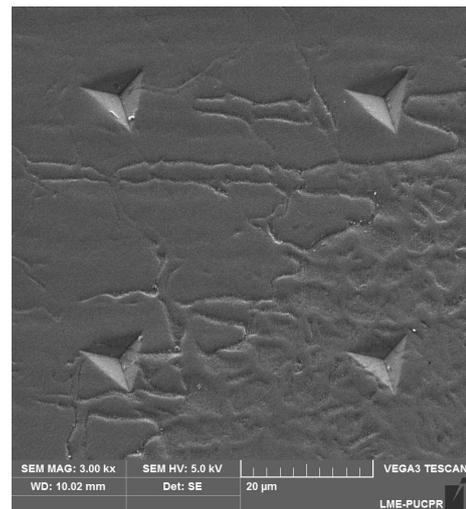
(a) Região de Metal Base do CP-a, CR.



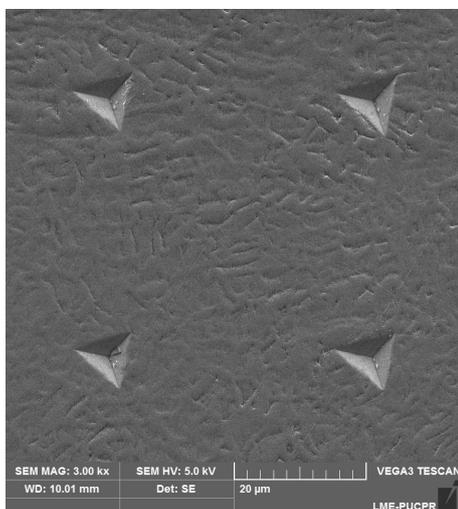
(b) Região de Metal Base do CP-b, TT.



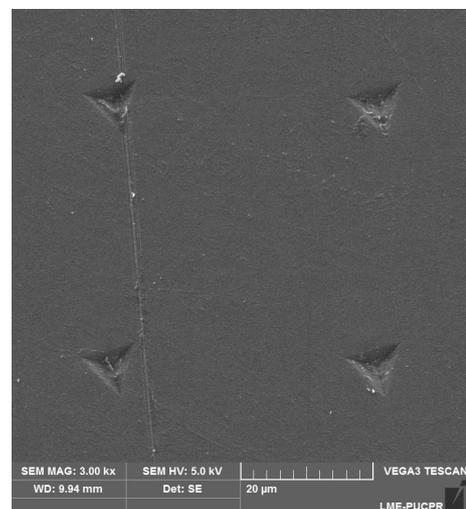
(c) Região de Interface do CP-a, CR.



(d) Região de Interface do CP-b, TT.



(e) Região de Solda do CP-a, CR.



(f) Região de Solda do CP-b, TT.

Fonte: Autor (2019).

xada pelo indentador Berckovich na condição como recebido para a condição tratado termicamente. Para este tipo de ensaio, uma menor área corresponde a um valor de dureza superior.

#### 4.5.3.1 Dureza por Indentação Instrumentada Conforme Método de Oliver-Pharr

A Tabela 13 apresenta os parâmetros estatísticos calculados para os valores de dureza obtidos, correspondente aos histogramas apresentados na Figura 35. Ao se observar os valores de mínimo e máximo para cada condição, evidencia-se que o material da solda tem um intervalo de valores com maior discrepância. Fato que se confirma com o coeficiente de variação para cada caso: como recebido é igual a 7,58% e tratado termicamente igual a 5,71%.

Tabela 13 – Estatística Descritiva para H [GPa] - Tamanho da Amostra, N = 149. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação.

Condição	Média de H	Desvio padrão de H	Valor mín. de H	Valor máx. de H	CV [%]
CR	2,10	0,16	1,78	2,61	7,58
TT	2,42	0,14	2,10	2,81	5,71

Fonte: Autor (2021).

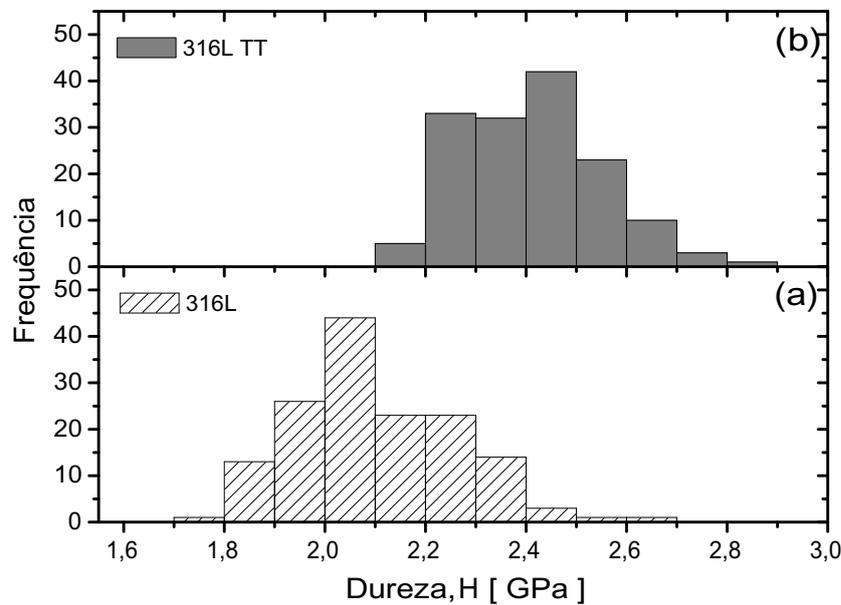
Ainda, foi gerado um gráfico com os valores da dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr em função da região de estudo para o material como recebido e tratado termicamente - Figura 36. Nessa imagem, é possível observar que, considerando os desvios padrões obtidos, os resultados dessa dureza não expõem grandes distinções por região. Entretanto, avaliando o gráfico de frequências para os valores de dureza em cada condição de estudo (Tabela 13 e Figura 35), percebe-se que o material tratado termicamente (2,42 GPa), independente da região avaliada, demonstra dureza superior ao material não tratado (2,10 GPa).

Os valores obtidos para a dureza encontram-se condizentes com o que se observa na literatura. No trabalho realizado por Ballarre *et al.* (2009) para o aço AISI 316L o valor encontrado, em teste de nanoindentação similar, foi de  $2,3 \pm 0,3$  GPa. Em outro trabalho, realizado por Beake e Liskiewicz (2013), o valor de dureza obtido foi igual a  $3,1 \pm 0,2$  GPa.

Deve-se mencionar que variações nos valores medidos para a dureza independente da condição podem advir de mudanças pontuais na microestrutura do material. Isto é, regiões ricas em carbeto de cromo, ou regiões com maiores concentrações de austenita, por exemplo.

Com a intenção de comparar os resultados de dureza Vickers e dureza pelo método de Oliver-Pharr, deve-se considerar que os valores de módulo de elasticidade e

Figura 35 – Comparativo entre os valores de dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr para a condição “como recebido” do aço 316L em (a) e para a condição “tratado termicamente” (TT) em (b).



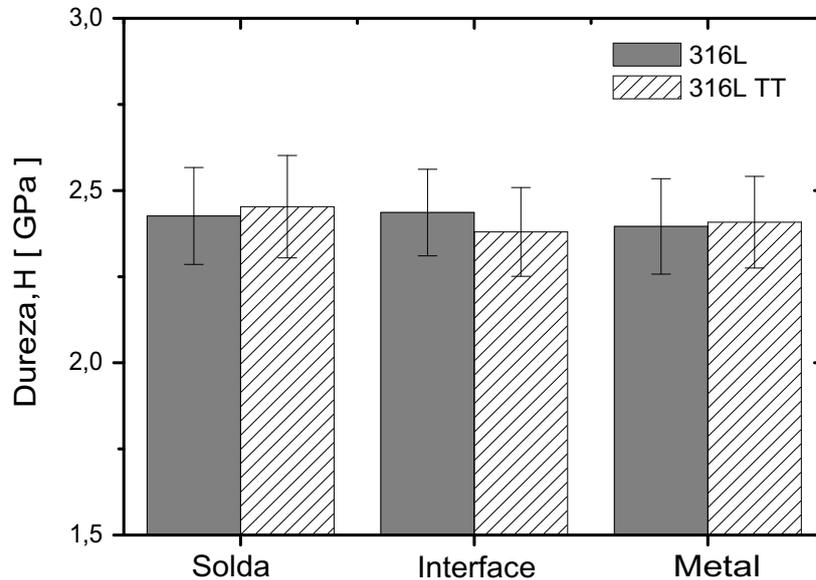
Fonte: Autor (2021).

dureza, para aços inoxidáveis, quando obtidos pela técnica de nanoindentação, podem apresentar valores discrepantes de ensaios tradicionais, como a dureza Vickers. Isto se deve a possível contribuição, na superfície da amostra, da camada passivadora (filme de óxido) característica do material AISI 316L (ZINELIS *et al.*, 2015). Para minimizar este fator, Zinelis *et al.* (2015) indica utilizar a escala microscópica (para cargas entre  $P \leq 2$  N e  $h > 0,2$   $\mu\text{m}$ ) para a carga aplicada durante o ensaio de nanoindentação. Neste trabalho, o valor utilizado para a carga foi de 100 mN, enquanto as profundidades máximas de penetração correspondem ao intervalo de 1,1 - 1,5  $\mu\text{m}$ . Confirmando que o ensaio foi realizado na escala microscópica, conforme a definição dada na norma ISO 14577-1 (2015).

De acordo com a norma ISO 14577-1 (2015), os valores médios obtidos para a dureza Vickers ( $\text{kgf.mm}^{-2}$ ) para as condições como recebido e tratado termicamente do AISI 316L (Tabela 12) podem ser comparados com os valores médios para a dureza pelo método de Oliver-Pharr (GPa) (Tabela 13), através da relação da referida norma e reescrita na Equação 9.

$$H = \frac{HV}{92,4} \quad (9)$$

Figura 36 – Dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr por região de estudo: solda, interface e metal base.



Fonte: Autor (2021).

Em que H corresponde ao valor de dureza por indentação instrumentada conforme o método de Oliver-Pharr em [GPa] obtida a partir da microdureza Vickers; e HV ao valor de dureza Vickers em [ $\text{kgf.mm}^{-2}$ ]. Os resultados obtidos, para efetuar a comparação, são expostos na Tabela 14.

Tabela 14 – Comparativo Dureza por Indentação Instrumentada pelo Método de Oliver-Pharr (H) e Dureza Vickers (HV).

Condição	Microdureza Vickers	Nanoindentação	Conversão HV para H
como recebido	1,86 GPa ( $190 \text{ kgf.mm}^{-2}$ )	2,10 GPa	2,06 GPa
tratado termicamente	1,94 GPa ( $198 \text{ kgf.mm}^{-2}$ )	2,42 GPa	2,14 GPa

Fonte: Autor (2021).

Por fim, conclui-se que, ao se realizar uma comparação entre os valores de microdureza Vickers e dureza por indentação instrumentada pelo método de Oliver-Pharr, os resultados se mantêm consistentes, validando a metodologia de caracterização empregada neste trabalho. Pode-se afirmar também que, em ambos os casos, o material tratado termicamente tende a endurecer.

#### 4.5.3.2 Módulo de Elasticidade

Os módulos de elasticidade foram calculados com base na seção 3.9.2. Com estes resultados pode-se realizar um tratamento estatístico cuja amostra é de 149 pontos. Os parâmetros calculados são expostos na Tabela 15, correspondente aos histogramas apresentados na Figura 37. Por meio do coeficiente de variação para a condição como recebido (6,06%) e tratado termicamente (6,61%), observa-se que os resultados para o módulo de elasticidade do material, independente da condição, são homogêneos.

Tabela 15 – Estatística Descritiva para E [GPa] - Tamanho da Amostra, N = 149. CR = Como Recebido; TT = Tratado Termicamente; CV = Coeficiente de Variação.

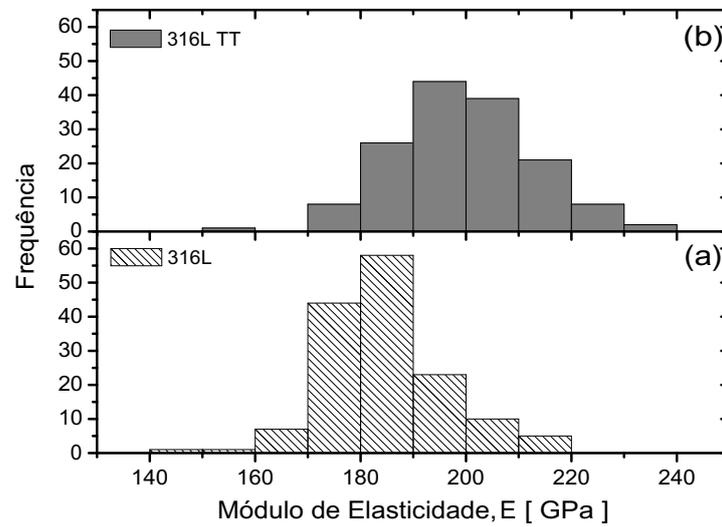
Condição	Média de E	Desvio padrão de E	Valor mín. de E	Valor máx. de E	CV [%]
CR	184,81	11,20	147,49	215,84	6,06
TT	199,17	13,15	156,18	237,56	6,61

Fonte: Autor (2021).

Na Tabela 15, verifica-se que para a condição tratado termicamente tem-se um valor de média superior ao material como recebido. Sendo o módulo de elasticidade do material como recebido igual a 184,81 GPa e do material tratado termicamente igual a 199,17 GPa. Nos testes de nanoindentação realizados por Ballarre *et al.* (2009), em aço AISI 316L, foram encontrados valores de módulo de elasticidade no intervalo  $187 \pm 18$  GPa. Enquanto em Beake e Liskiewicz (2013), foram obtidos valores de módulo iguais a  $199 \pm 10$  GPa. Em ambos os casos os resultados são condizentes com os dados obtidos neste trabalho.

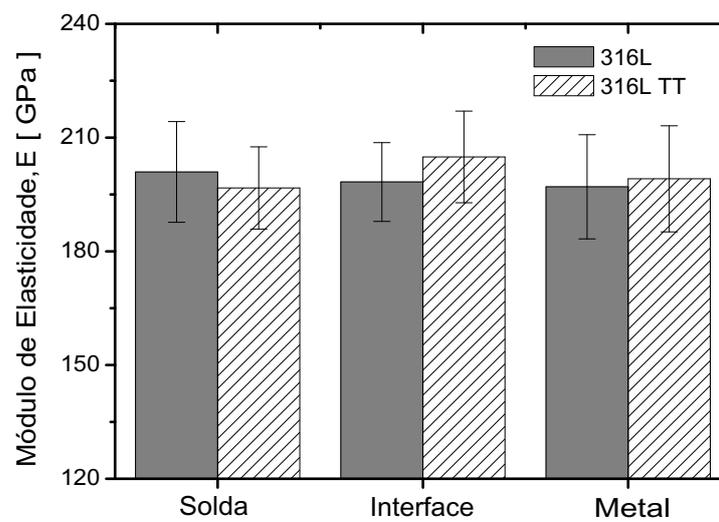
Conforme a Figura 37, ao se comparar os valores de módulo de elasticidade para cada condição de estudo, verifica-se uma tendência de maiores valores para o módulo de elasticidade do material após o processo de tratamento térmico, como foi observado para os valores de dureza pelo método de Oliver-Pharr. Contudo, por meio da Figura 38, conclui-se que não ocorrem alteração significativas no módulo de elasticidade para os corpos de prova por região de estudo.

Figura 37 – Comparativo entre os valores de módulo de elasticidade para a condição “como recebido” do aço 316L em (a) e para a condição “tratado termicamente” (TT) em (b).



Fonte: Autor (2021).

Figura 38 – Módulo de elasticidade por região de estudo.



Fonte: Autor (2021).

#### 4.5.4 Resistência ao Risco

Esta seção de resultados faz uma análise qualitativa do ensaio de caracterização mecânica por risco, descrito na seção 3.9.3. Desta forma, valores de dureza por risco não são obtidos com a intenção de estabelecer comparações com as propriedades mecânicas calculadas por meio de outros métodos de caracterização; e sim, com a intenção de avaliar qualitativamente características de escoamento plástico do material.

É válido lembrar que um polimento mecânico foi realizado na superfície do CP-a e do CP-b anteriormente aos ensaios de risco.

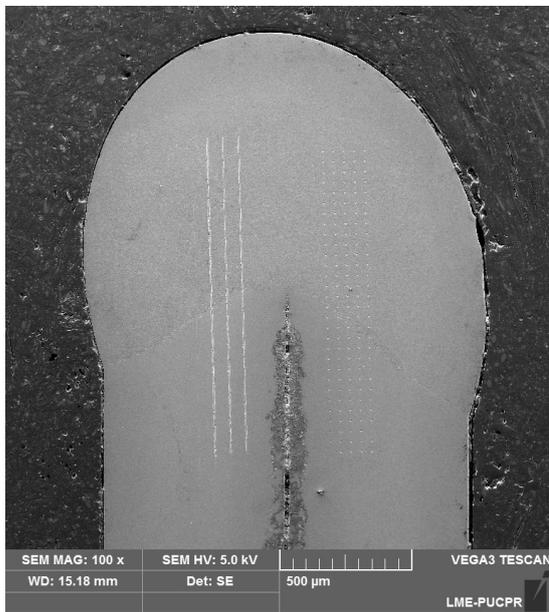
Como apresentado previamente, para ambos os corpos de prova foram realizados 3 riscos a partir da região da solda, passando pela interface metal-solda, até o metal base. A Figura 39 apresenta os 3 riscos efetuados no corpo de prova CP-a. A primeira imagem (Figura 39a) apresenta uma visão global do ensaio realizado, enquanto as demais correspondem as regiões de metal base, interface e solda - respectivamente. Por meio de uma análise visual, verifica-se que há uniformidade nos riscos efetuados nesse corpo de prova ao longo das regiões avaliadas, com relação as larguras dos riscos nas diferentes regiões. No entanto, observa-se que na região do metal (Figura 39b) ocorre um maior escoamento plástico de material ao redor do risco (empilhamento), comparado com as regiões de interface (Figura 39c) e solda (Figura 39d). Este comportamento mecânico está relacionado com diferenças microestruturais observadas nas regiões de interface e solda, devido a soldagem a laser.

Entretanto, após o tratamento térmico, observam-se alterações entre as regiões estudadas. A Figura 40 apresenta uma imagem obtida por microscopia óptica confocal para o comparativo entre as trilhas obtidas nos corpos de prova CP-a e CP-b. A partir desta figura, pode-se avaliar que a rugosidade da superfície tende a aumentar com o tratamento térmico empregado, porém esta alteração pode ser decorrente da condição inicial de rugosidade. Observando as escalas dos ensaios realizados, percebe-se que a altura máxima dos picos para a condição como recebido (CP-a) foi de 1,49  $\mu\text{m}$ ; já para a condição tratado termicamente a altura máxima dos picos é de até 2,37  $\mu\text{m}$ .

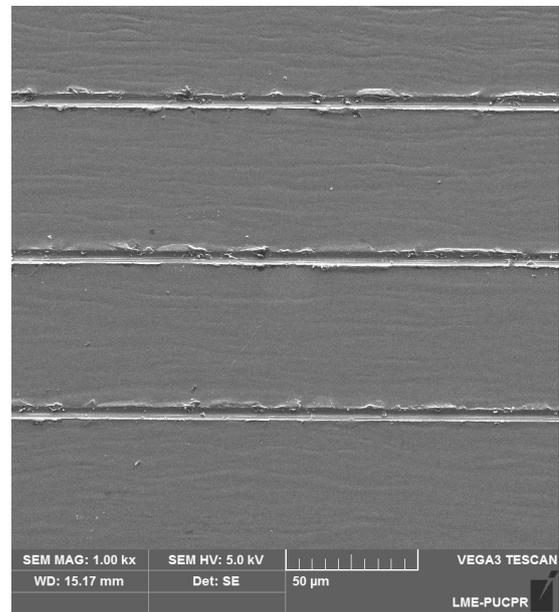
Uma análise do desgaste realizado no material antes e após o tratamento térmico é efetuada com o auxílio da microscopia eletrônica de varredura, cujas imagens são apresentadas na Figura 41. Observa-se, para a região da solda após o tratamento térmico, uma maior ocorrência de *debris* - desprendimento de material devido ao ensaio (BUCHNER *et al.*, 2011). Além disso, nota-se um empilhamento do material ao redor dos riscos, denominado como *pile-up*. Este empilhamento é característico da deformação plástica efetuada pelo indentador.

Na região da solda para o ensaio de risco na condição como recebido (Figura 41b), os *debris* praticamente não são observados, somente o escoamento plástico ao redor do risco, com a formação de empilhamento. Já na Figura 41d, esse material

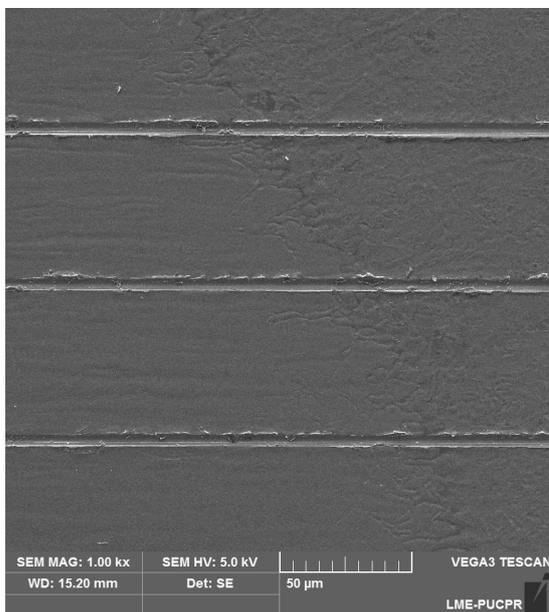
Figura 39 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica. Em (a) os 3 riscos no CP-a de AISI 316L como recebido, em (b) os riscos na região de metal base do CP-a, em (c) os riscos na região de interface metal-solda do CP-a e em (d) os riscos na região solda do CP-a.



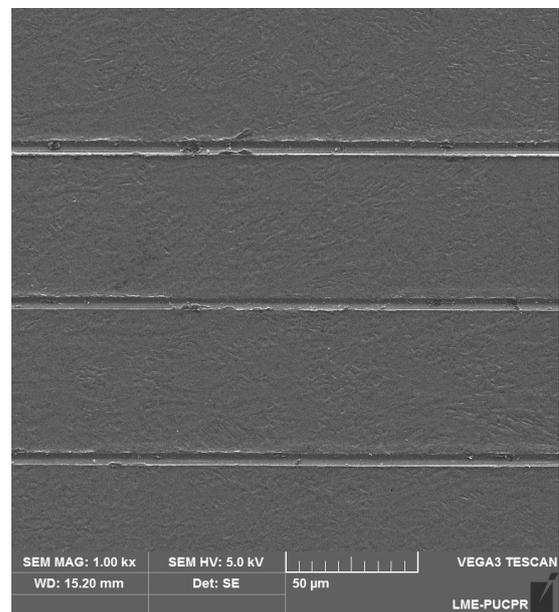
(a)



(b)



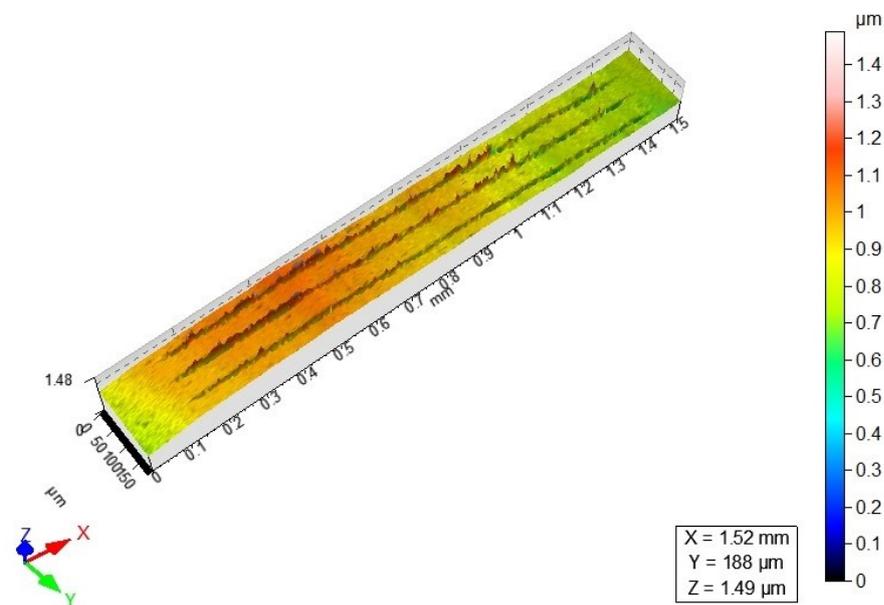
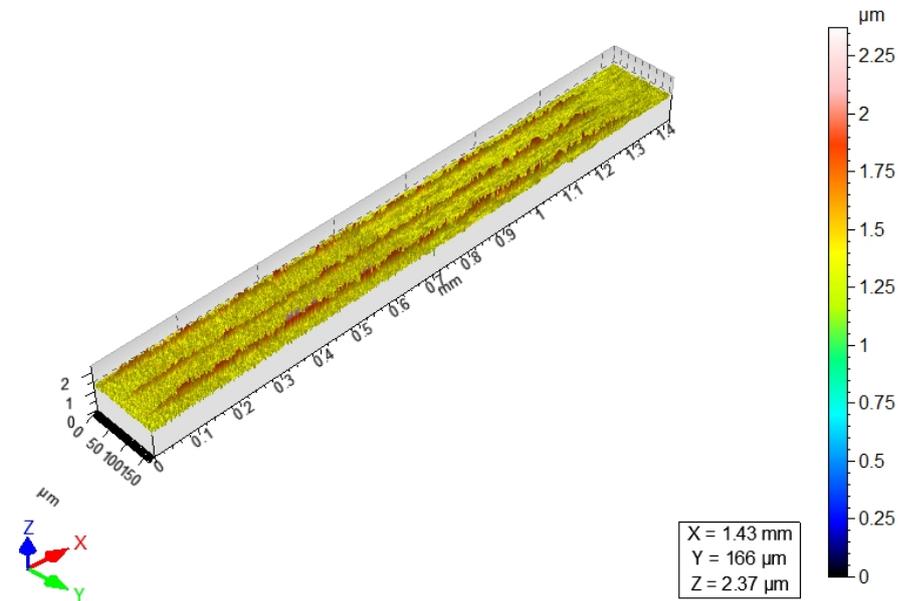
(c)



(d)

Fonte: Autor (2021).

Figura 40 – Trilhas obtidas por microscopia óptica confocal de riscos produzidos por nanoindentação com ponta cônica. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido e em (b) CP-b de AISI 316L tratado termicamente.

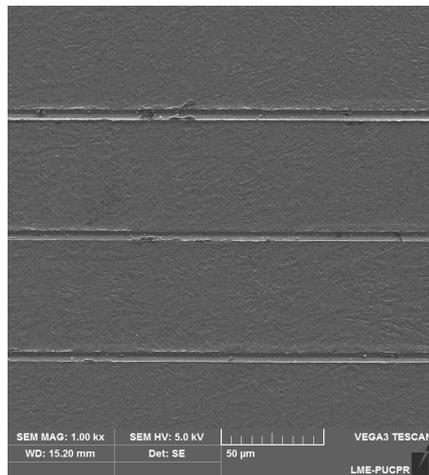


Fonte: Autor (2019).

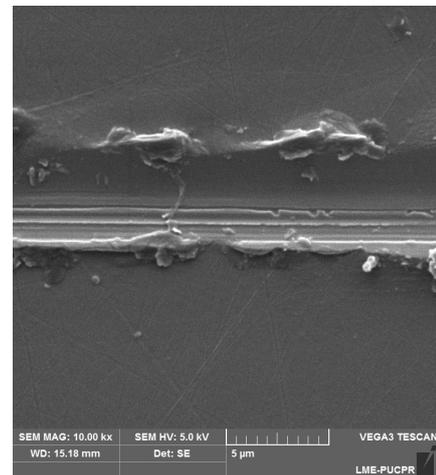
despreendido da amostra está relacionado a um decréscimo de ductilidade e acréscimo de fragilidade, pode-se afirmar que o CP-b (tratado termicamente) é menos dúctil e, conseqüentemente, mais frágil do que o material como recebido do CP-a, indicando uma maior dureza.

Assim, validam-se os acréscimos dos valores médios das propriedades mecânicas de dureza Vickers e de dureza pelo método de Oliver-Pharr, da condição como recebido para a condição tratado termicamente. Neste caso, os valores das durezas indicam não somente acréscimos da resistência à deformação plástica, mas também um endurecimento do material, conforme indícios observados com as formações de debris.

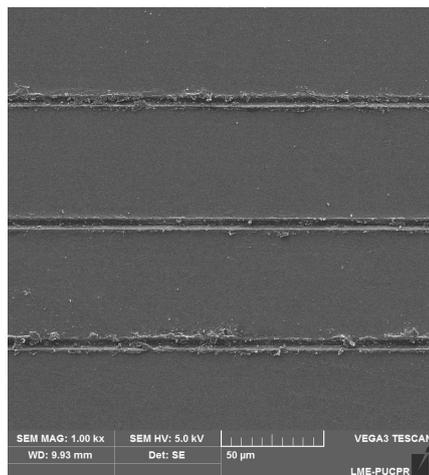
Figura 41 – Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura de riscos na região da solda produzidos por nanoindentação por ponta cônica. Em (a) CP-a de AISI 316L como recebido, em (b) ampliação de um risco do CP-a de AISI 316L como recebido, em (c) CP-b de AISI 316L tratado termicamente, em (d) ampliação de um risco do CP-b de AISI 316L tratado termicamente.



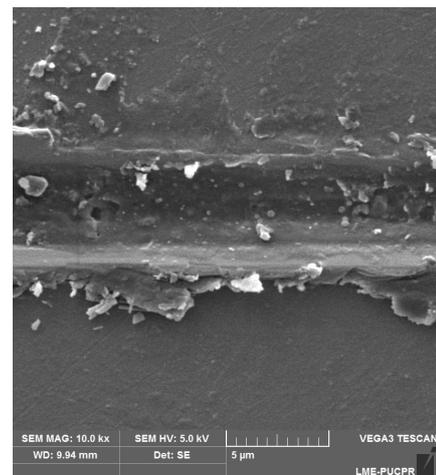
(a)



(b)



(c)



(d)

Fonte: Autor (2021).

#### 4.5.5 Resistência à Tração

O ensaio mecânico de tração não convencional é descrito na seção 3.10. Nesta seção de resultados, se estabelece um paralelo entre as tendências do ensaio e as propriedades mecânicas da estrutura de placas corrugadas soldadas de aço AISI 316L.

A Figura 42 apresenta as curvas obtidas para cada um dos 6 corpos de prova avaliados, conforme a geometria característica dos mesmos. Observa-se que para cada geometria as curvas desses CPs apresentam um comportamento típico, e que os efeitos de forma (geometrias com maior curvatura na região do cordão de solda) para os corpos de prova CP-c1 e CP-c3 reduzem a resistência mecânica ao ensaio devido tensões de cisalhamento. Entretanto, comparando a situação dos corpos de prova da condição como recebido para a condição tratado termicamente, fica evidente uma tendência de aumento da resistência à tração após o ensaio mecânico proposto.

Para cada caso dos corpos de prova (CPs), para as condições como recebido (CR) e tratado termicamente (TT), a Tabela 16 apresenta valores de força máxima, força mínima, a razão entre essas forças e o trabalho total.

Tabela 16 – Estatística descritiva para o Ensaio Mecânico de Tração. Fmín. = Força mínima; Fmáx. = Força máxima; W = Trabalho total.

Condição	CPs	Fmín. [kN]	Fmáx. [kN]	Fmín. / Fmáx.   [x100%]	W [J]
CR	CP-c1	0,13	2,05	6,34	26,50
TT	CP-d1	0,30	2,55	11,76	51,83
CR	CP-c2	-0,04	9,02	0,44	93,09
TT	CP-d2	0,29	10,04	2,89	148,84
CR	CP-c3	-0,11	1,48	7,43	30,28
TT	CP-d3	0,30	1,69	17,75	44,48

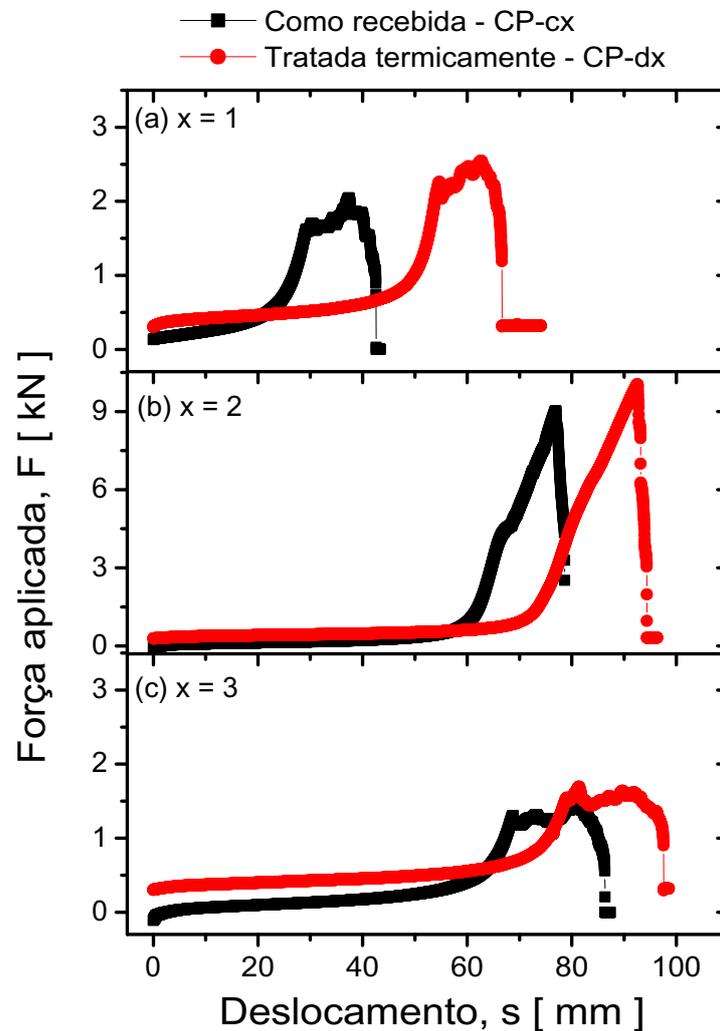
Fonte: Autor (2021).

Os valores de força mínima correspondem aos valores de pré-carga discutidos na metodologia, em que valores positivos estão relacionados com tensões trativas e valores negativos relacionados com tensões compressivas. Sendo as pré-cargas as condições iniciais dos ensaios mecânicos de tração.

Os valores de força máxima foram obtidos a partir dos pontos de máximo das curvas da Figura 42 e fisicamente estão relacionados com os momentos de ruptura dos corpos de prova. Desta forma, a força máxima é a força de ruptura.

Independentemente da condição de angulação dos corpos de prova conforme referência numérica  $x = 1, 2$  e  $3$  dos CPs (Figura 42), o tratamento térmico teve como influência um aumento na resistência mecânica à tração. Este fato pode ser confirmado pelos acréscimos nos valores de força máxima (força de ruptura) e trabalho total (energia absorvida até a força máxima). A energia até o momento de falha para cada

Figura 42 – Ensaio de tração para a estrutura de placa corrugada soldada nas condições: como recebida e tratado termicamente.



Fonte: Autor (2021).

corpo de prova é calculada por meio de integração numérica da curva de força em função de deslocamento (Figura 42).

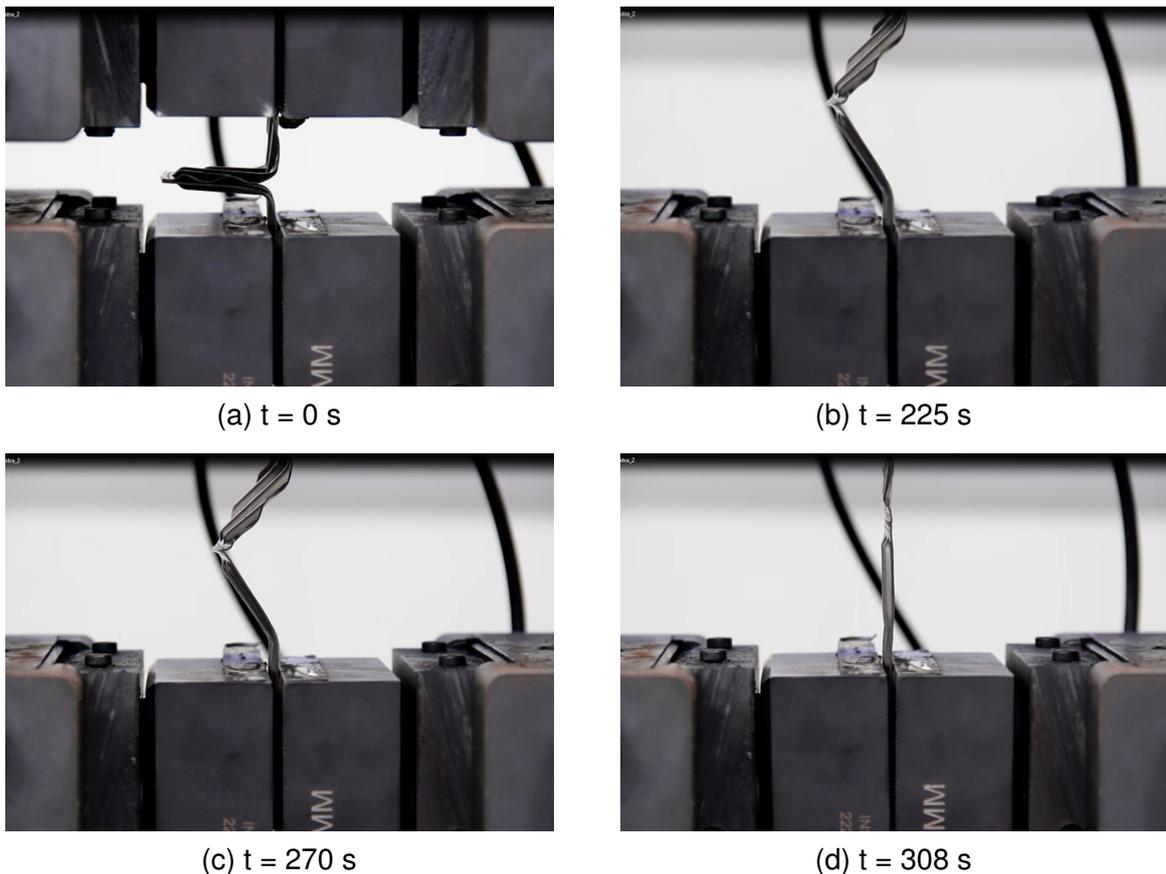
A razão entre a força mínima e a força máxima em termos percentuais foi inferior a 18%, sendo essa variação pequena quando analisamos as energias mecânicas absorvidas até a ruptura dos corpos de prova.

Considerando que, nos casos dos corpos de prova CP-c2 e CP-d2, os efeitos de forma das estruturas soldadas preparadas para o ensaio mecânico de tração são reduzidos. Isto está relacionado com a linearidade da estrutura na região do cordão de solda (ver Figura 16), ou seja, a linha da solda é aproximadamente perpendicular ao sentido da tração uniaxial, dá-se enfoque na análise desta geometria, especificamente ao CP-c2. Justifica-se a escolha da condição como recebida para pode efetuar a

comparação da tensão de ruptura, que será apresentada a seguir, com a literatura.

Com este intuito, na Figura 43, foi realizada uma vídeo análise do ensaio mecânico de tração para que se acompanhe o comportamento mecânico dessa estrutura de placas corrugadas soldadas a laser durante o ensaio.

Figura 43 – Imagens obtidas da vídeo análise do ensaio mecânico de tração não convencional para o CP-c2.



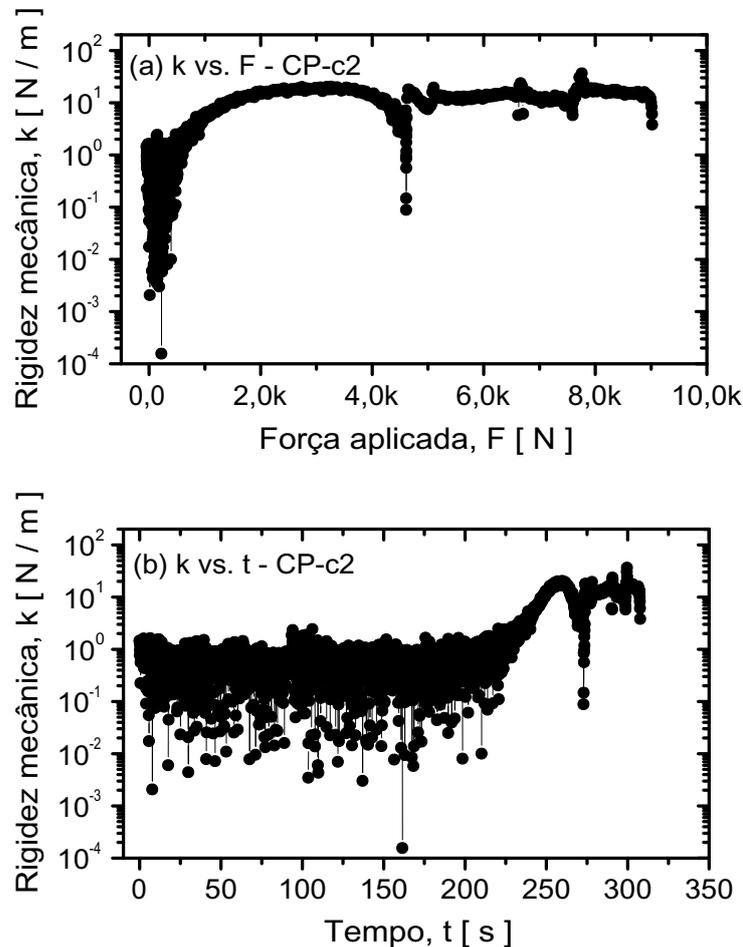
Fonte: Autor (2019).

Apresenta-se também, na Figura 44, uma avaliação pontual dos valores de rigidez mecânica observados em cada instante de tempo de ensaio, bem como para a força aplicada. A rigidez mecânica é calculada derivando pontualmente o gráfico força aplicada - Figura 42. Nota-se que, após um período de tempo até 225 s, uma grande variação na rigidez mecânica é observada.

Ainda, na Figura 43, para o instante de tempo 0 s, o ângulo de abertura da estrutura (CP-c2) fixada à máquina de tração corresponde a  $2,5^\circ$  e, também, como condição inicial o corpo de prova está submetido a força compressiva de 40 N (Tabela 16).

Iniciado o teste, percebe-se que o primeiro ponto notável de mudança de curvatura no gráfico de força em função do deslocamento (Figura 42b), corresponde ao instante de tempo de ensaio igual a 225 s. A princípio, neste momento a estrutura sofre

Figura 44 – Análise da rigidez mecânica para o CP-c2.



Fonte: Autor (2021).

somente deformações de abertura angular na região da placa corrugada, bem como uma torção na região da solda é iniciada.

No intervalo de 225 s a 270 s, a estrutura continua a sofrer deformações no plano de aplicação da força (verticais), e deformações no corrugamento da placa, advindos do processo de estampagem. Essas deformações provocam a planificação da placa corrugada.

Do instante 270 s até 290 s, o processo de deformação da placa corrugada continua e verifica-se que as placas ficam totalmente alinhadas às forças trativas. Como o corpo de prova, agora completamente conformado, está orientado no sentido longitudinal da tração, pode-se assumir que a área resistindo a força gerada pela máquina corresponde a área de seção transversal do cordão de solda. A falha (ruptura) ocorre a partir do instante 308 s. Após esse período, o CP-c2 já tem parte do cordão de solda rompido e continua até a separação total das placas corrugadas e soldadas

a laser.

A Figura 45 apresenta o CP-c2 após o rompimento, em que a região da fratura confirma que o processo trata-se de uma fratura dúctil-frágil. Observa-se na região central da Figura 45b, no lado direito do cordão, uma região de fratura frágil. Isto se deve à torção ocorrida na solda durante o ensaio mecânico de tração, gerando o endurecimento por encruamento. Fisicamente a solda atua como um eixo de rotação em relação a abertura das placas, sendo essa a dinâmica envolvida no ensaio. E, ainda, a parte interna do cordão de solda (que está sendo aberta) resiste à esforços de tração, enquanto que o outro lado da solda resiste à esforços compressivos.

Após esse rompimento inicial, o restante da solda irá sofrer um processo de fratura dúctil, em que a maior parte da deformação plástica ocorre principalmente no contorno do cordão de solda com uma pequena formação de estricção (redução da espessura) nesta região (Figura 45c).

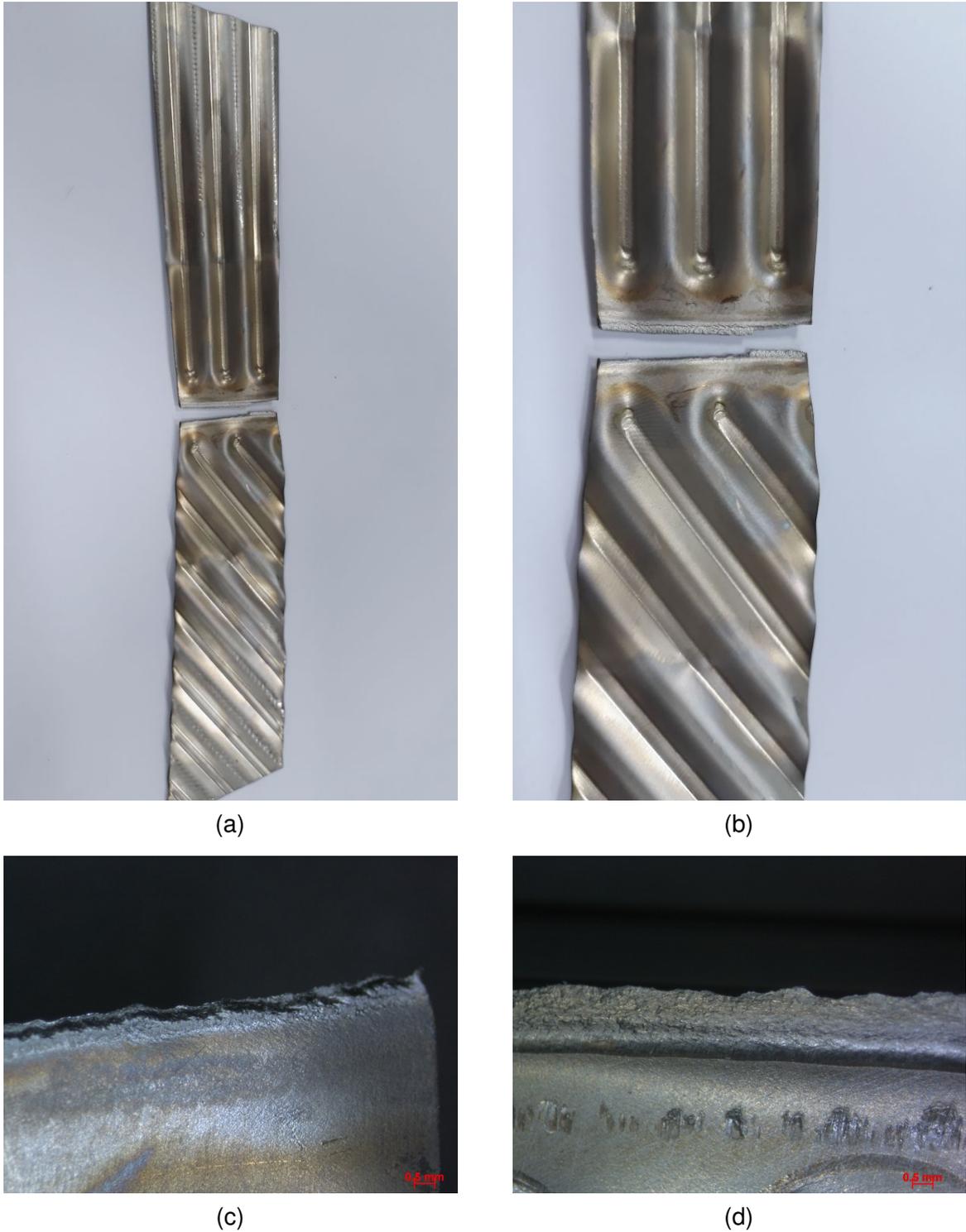
A área para o CP-c2 foi calculada com base na medição de 10 pontos de espessura e 2 de largura ao longo do cordão de solda deste corpo de prova, para a parte superior e inferior do corpo de prova após o rompimento. O resultado obtido corresponde a uma área de seção transversal (paralelogramo) igual a  $18,31 \text{ mm}^2$ . A força no momento de ruptura para o CP-c2 é de 9,02 kN (Tabela 16). Desta forma, a tensão aplicada sobre o material do cordão de solda, observada no momento da ruptura, é igual a 492,71 MPa. Esse valor de tensão de ruptura, ou limite de ruptura, é igual a tensão máxima, ou limite de resistência à tração.

O limite de resistência à tração para o aço inoxidável AISI 316L é igual a 485 MPa (Tabela 2). Entretanto, deve-se observar que, conforme ASTM A774 (2019, p. 3), os valores do limite de resistência à tração para o aço inoxidável AISI 316L se encontram entre 485 e 655 MPa. Assim, apesar de acima do limite mínimo, o valor obtido condiz com o esperado. Tendo em vista que o material ensaiado neste trabalho é uma estrutura de placas corrugadas e soldadas, e a solda apresenta um comportamento mecânico muito similar ao metal base.

Como o material do CP-c2 é aplicado sobre condições de operação com forças cíclicas é válido discutir o limite de resistência à fadiga teórico para o aço AISI 316L.

Conforme Garcia *et al.* (2000), materiais ferrosos apresentam um limite de tensão tal que o corpo não sofrerá ruptura por fadiga para valores abaixo deste limiar, sendo este o limite de resistência à fadiga. Para aços, este limite encontra-se na faixa de 35% a 65% do Limite de Resistência à Tração (LRT), convencionalmente, admite-se como uma boa aproximação para o Limite de Resistência à Fadiga (LRF) o valor de 0,5 vezes o limite de resistência à tração. Fazendo uso dessa aproximação de 50% do LRT, com base no intervalo dado pela ASTM A774 (2019, p. 3) para o LRT, calcula-se um intervalo para o LRF de 242,5 até 327,5 MPa. Fazendo uso do LRT obtido no ensaio de caracterização mecânica deste trabalho, obtem-se um LRF igual a 246,4 MPa.

Figura 45 – CP-c2 após ensaio de tração não convencional, com detaque na região de fratura.



Fonte: Autor (2019).

Entretanto, de acordo com McGuire (2008), para aços inoxidáveis austeníticos, como é o caso do aço estudado 316L, o limite de resistência à fadiga corresponde a aproximadamente 30% do limite de resistência à tração. Diferentemente dos aços

inoxidáveis ferríticos, cujo limite varia de 50% a 60%. Com base nesta aproximação, fazendo uso do intervalo de LRT dado pela ASTM A774 (2019, p. 3), obtém-se um LRF na faixa de 145,5 a 196,5 MPa. Com base no LRT obtido pelo ensaio de tração não-convencional, a aproximação para o LRF é igual a 147,8 MPa.

Mansur *et al.* (2011) realizou testes de fadiga com corpos de prova padrão para certos materiais, dentre eles o aço 316L, e obteve um LRF para o material igual a 268 MPa. Este valor encontra-se dentro do intervalo obtido pela aproximação de Garcia *et al.* (2000).

Um resumo das estimativas de limite de resistência à fadiga, baseando-se nas referências abordadas, é apresentado na Tabela 17. Finalmente, para pressões de trabalho na faixa de 20 MPa (VAHTERUS, 2020), a estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L está sujeita à fadiga, considerando que o LRF estimado com base no resultado da caracterização mecânica deste trabalho encontra-se dentro do intervalo estimado por Garcia *et al.* (2000) e Mansur *et al.* (2011).

Tabela 17 – Estimativa de fadiga baseada no limite de resistência à tração. LRT = Limite de Resistência à Tração; LRF = Limite de Resistência à Fadiga.

<b>Fonte</b>	<b>Estimativa</b>	<b>LRF (ASTM A774, 2019)</b>	<b>LRF (Autor)</b>
Garcia <i>et al.</i> (2000)	50% do LRT	242,5 – 327,5 MPa	246,4 MPa
Mansur <i>et al.</i> (2011)	30% do LRT	145,5 – 196,5 MPa	147,8 MPa

Fonte: Autor (2021).

## 5 CONCLUSÕES

Neste trabalho, objetivou-se avaliar o comportamento mecânico de placas de aço AISI 316L, corrugadas por estampagem e soldadas a laser. Para tal, utilizando-se do Ensaio de Espectrometria de Emissão Óptica, do Ensaio de Difração de Raios X e do Ensaio de Corrosão, em que determinaram-se, respectivamente, a composição química, o espectro de difração e a resistência à corrosão do material estudado, foi confirmado que se trata do aço inoxidável AISI 316L.

Por meio de análise metalográfica, para o aço AISI 316L “como recebido”, observaram-se bandas de encruamento no metal base - decorrentes do processo de laminação na fabricação das chapas do material. Observou-se, também, que há alterações nas microestruturas da região do cordão de solda com relação à região de metal base: percebeu-se uma maior concentração de ferrita (na matriz austenítica do material) na região de solda; e verificou-se que os grãos na região de metal base são maiores do que os grãos observados na região do metal da solda. Ainda foram observadas cavidades na estrutura soldada, cujo aumento de tensão na ponta do defeito de geometria elíptica corresponderia ao dobro da pressão de trabalho para um trocador de calor PSHE, por exemplo. Essas cavidades terão contato com o fluido interno durante o funcionamento do trocador de calor, gerando pontos suscetíveis ao acúmulo de agentes corrosivos presentes no fluido de trabalho. Apesar da confirmação da resistência à corrosão da estrutura soldada, por meio do teste de névoa salina, a estrutura está sujeita à corrosão por pite nesses pontos.

Ao se comparar o material na região do metal de base nas condições “como recebido” e “tratado termicamente”, percebe-se que, na matriz austenítica do material tratado, os contornos de grãos são bem definidos e são encontradas poucas marcas de laminação em comparação com o material não tratado. Não há aparente alteração no tamanho dos grãos do material como recebido e tratado termicamente.

O tratamento térmico realizado foi de 455 °C em uma hora. Este valor de temperatura se encontra dentro do intervalo de temperatura (425 °C e 870 °C) em que o material se torna suscetível ao processo de sensitização. Verificou-se que os materiais da região de metal base e região de solda reagem de forma diferente à temperatura proposta, com relação à formação de carbeto de cromo. Na região estudada do material base, após o tratamento térmico aplicado, não foi observada a presença de carbeto de cromo. Entretanto ocorre a formação de carbeto de cromo próximos aos contornos dos grãos para a região de solda tratada termicamente; isso se justifica pelo fato de o processo de soldagem a laser tornar o material AISI 316L mais sensível ao processo de sensitização.

Confirmou-se, por meio da caracterização por EDS, que não houve contaminação devido ao ambiente do forno, durante o processo de tratamento térmico, e que a

soldagem a laser foi efetuada sem a presença de metal de adição.

Por intermédio da técnica de caracterização mecânica de Microdureza Vickers, obtiveram-se valores de dureza Vickers para as condições como recebido e tratado termicamente. Verificou-se que o material tratado termicamente apresentou, em média, maiores valores de dureza. Esta hipótese se confirma com os resultados de dureza Oliver-Pharr obtidos por ensaios de Nanoindentação.

Ainda, ao se considerar a análise qualitativa efetuada por meio dos Ensaios de Risco, observou-se, para a região da solda após o tratamento térmico, uma maior ocorrência de desprendimento de material devido ao ensaio e regiões de maior empilhamento do material ao redor dos riscos, o que caracteriza um aumento na deformação plástica realizada pelo indentador.

Os valores de módulo de elasticidade obtidos por meio da Nanoindentação confirmaram a tendência de aumento das propriedades mecânicas após o tratamento térmico para alívio de tensões.

Os Ensaios Mecânicos de Tração realizados para os corpos de prova não convencionais da estrutura de placas corrugadas e soldadas demonstraram que o tratamento térmico influenciou no aumento da resistência mecânica à tração.

Verificou-se que o material da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L, para pressões de trabalho dentro do limite do equipamento, está sujeito à fadiga, a partir de estimativas do limite de resistência à tração.

Finalmente, por meio destas análises comparativas, entendeu-se que o tratamento térmico para alívio de tensões realizado neste trabalho pode melhorar o comportamento mecânico da estrutura de placas corrugadas e soldadas a laser de aço AISI 316L. Todavia, deve-se observar o efeito deste processo de tratamento térmico no que diz respeito à resistência à corrosão do material da solda. E que, apesar de a estrutura estar bem dimensionada para resistir às solicitações mecânicas em período de operação, falhas podem ocorrer devido à presença de pontos de concentração de tensão (verificação experimental, Morfologia da Superfície, seção 4.5.1) e regiões de deposição de agentes corrosivos nas cavidades, como o cloro (Estado da Arte, seção 2.4.2).

## REFERÊNCIAS

ABENOJAR, J.; VELASCO, F.; BAUTISTA, A.; CAMPOS, M.; BAS, J. A.; TORRALBA, J. M. Atmosphere influence in sintering process of stainless steels matrix composites reinforced with hard particles. **Composites Science and Technology**, Elsevier, v. 63, n. 1, p. 69–79, 2003.

ABENOJAR, J.; VELASCO, F.; TORRALBA, J. M.; BAS, J. A.; CALERO, J. A.; MARCE, R. Reinforcing 316L stainless steel with intermetallic and carbide particles. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 335, n. 1-2, p. 1–5, 2002.

ABNT NBR 6152. **Materiais metálicos - Determinação das propriedades mecânicas à tração**. Rio de Janeiro, 1992. Disponível em: <https://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=51388>. Acesso em: 19 jan. 2021.

ABNT NBR NM ISO 6507-1. **Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio**. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2008. Disponível em: <https://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=1768>. Acesso em: 19 jan. 2021.

ADACHI, Shinichiro; UEDA, Nobuhiro. Surface hardness improvement of plasma-sprayed AISI 316L stainless steel coating by low-temperature plasma carburizing. **Advanced Powder Technology**, Elsevier, v. 24, n. 5, p. 818–823, 2013.

APPOLINÁRIO, Fábio. **Dicionário de metodologia científica: um guia para a produção do conhecimento científico**. Curitiba: Editora Atlas, 2007. P. 300–300.

ARSENYEVA, Olga P; TOVAZHNYANSKY, Leonid L; KAPUSTENKO, Petro O; KHAVIN, Genadii L; YUZBASHYAN, Anna P; ARSENYEV, Pavlo Yu. Two types of welded plate heat exchangers for efficient heat recovery in industry. **Applied Thermal Engineering**, Elsevier, v. 105, p. 763–773, 2016.

ASKELAND, D R; PHULÉ, P P. **Ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2008.

ASTM A1098/A1098M-16. **Standard Specification for Welded Austenitic Alloy Steel Boiler, Superheater, Condenser, and Heat Exchanger Tubes with Textured Surface(s)**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. [www.astm.org](http://www.astm.org). DOI:10.1520/A1098\_A1098M-16.

ASTM A774. **Standard Specification for As-Welded Wrought Austenitic Stainless Steel Fittings for General Corrosive Service at Low and Moderate Temperatures.**

West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019. Disponível em:

<https://www.astm.org/Standards/A774.htm>. Acesso em: 27 jan. 2021.

ASTM B117-16. **Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus.**

West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. DOI:10.1520/B0117-16.

Disponível em: [www.astm.org](http://www.astm.org). Acesso em: 12 jun. 2020.

ASTM E3-11. **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.** West

Conshohocken, PA: ASTM International, 2017. Disponível em: [www.astm.org](http://www.astm.org). Acesso

em: 10 jun. 2020.

ASTM E327-94. **Standard E327-97 "Test Method for Optical Emission Spectrometric Analysis of Stainless Type 18-8 Steels by the Point-To-Plane Technique"**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1997.

DOI:10.1520/E0327-94. Disponível em: [www.astm.org](http://www.astm.org). Acesso em: 5 fev. 2019.

BALLARRE, Josefina; JIMENEZ-PIQUE, Emilio; ANGLADA, Marc; PELLICE, Sergio A; CAVALIERI, Ana L. Mechanical characterization of nano-reinforced silica based sol-gel hybrid coatings on AISI 316L stainless steel using nanoindentation techniques. **Surface and Coatings Technology**, Elsevier, v. 203, n. 20-21, p. 3325–3331, 2009.

BANDEIRA, V. F.; PACHEKOSKI, W. M.; MIKOWSKI, A. CASE STUDIES FROM DIFFERENT TYPES OF HEAT EXCHANGERS TO PLATE AND SHELL HEAT EXCHANGER: A REVIEW. **Revista de Engenharia Térmica**, v. 19, n. 1, p. 119–125, 2020.

BEAKE, B. D.; LISKIEWICZ, T. W. Comparison of nano-fretting and nano-scratch tests on biomedical materials. **Tribology International**, Elsevier, v. 63, p. 123–131, 2013.

BERGMAN, Theodore L.; LAVINE, Adrienne S.; FRANK, Incropera P.; DEWITT, David P. **Fundamentos de Transferência de Calor E de Massa**. 7. ed. Rio de Janeiro: Grupo Gen-LTC, 2014.

BODYCOTE. **Salt spray test - suitable for stainless steels?** 2016. Disponível em:

<https://www.bodycote.com/wp-content/uploads/2017/11/Spotlight-Salt-Spray-Test-Suitable-for-Stainless-Steels-Bodycote-S3P.pdf>. Acesso em: 14 jan. 2021.

BUCHNER, S.; MIKOWSKI, A.; LEPIENSKI, C. M.; FERREIRA, E. B.; ZANOTTO, E. D.; TORRES, RD; SOARES, P. Mechanical and tribological properties of a sintered glass-ceramic compared to granite and porcelainized stoneware. **Wear**, Elsevier, v. 271, n. 5-6, p. 875–880, 2011.

BUDGEN, D.; BRERETON, P. Performing systematic literature reviews in software engineering. *In*: ACM. PROCEEDINGS of the 28th international conference on Software engineering. 2006. P. 1051–1052.

CALLISTER, William D. Jr.; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro: LTC, 2002. v. 589, p. 249.

CHOWDHURY, Sohini; NIRSANAMETLA, Yadaiah; MURALIDHAR, M.; BAG, Swarup; PAUL, C. P.; BINDRA, K. S. Identification of modes of welding using parametric studies during ytterbium fiber laser welding. **Journal of Manufacturing Processes**, Elsevier, v. 57, p. 748–761, 2020.

COELHO, B. N.; LIMA, M. S. F.; COSTA, A. R. da. Welding of the stainless steel AISI 316 with high power fiber laser: influence of the operational parameters on microhardness and electrolytic corrosion susceptibility of the weld beads. **Matéria (Rio de Janeiro)**, SciELO Brasil, v. 18, n. 3, p. 1338–1349, 2013.

COSTA, André Luiz V da; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. São Paulo: Editora Blucher, 2010.

DALMAU, A.; RMILI, W.; JOLY, D.; RICHARD, C.; IGUAL-MUNOZ, A. Tribological behavior of new martensitic stainless steels using scratch and dry wear test. **Tribology Letters**, Springer, v. 56, n. 3, p. 517–529, 2014.

DE SOUZA, Sergio Augusto. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. São Paulo: Editora Blucher, 1982.

DIAS, Júlio César Nogueira; OLIVEIRA, RCBCAN; ABREU, HFSGS *et al.* Estudo da ocorrência da corrosão em aços inoxidáveis AISI 316l e 444 utilizados na indústria petroquímica. *In*: 22 CONBRASCORR–Congresso Brasileiro de Corrosão. 2002.

DUAN, Zhiwei; MAN, Cheng; DONG, Chaofang; CUI, Zhongyu; KONG, Decheng; WANG, Xin *et al.* Pitting behavior of SLM 316L stainless steel exposed to chloride

environments with different aggressiveness: Pitting mechanism induced by gas pores. **Corrosion Science**, Elsevier, p. 108520, 2020.

ELMAATY, Talal M. Abou; KABEEL, A. E.; MAHGOUB, M. Corrugated plate heat exchanger review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, Elsevier, v. 70, p. 852–860, 2017.

ELMESALAMY, A.; ABDOLVAND, H.; WALSH, J. N.; FRANCIS, J. A.; SUDER, Wojciech; WILLIAMS, Stewart; LI, L. Measurement and modelling of the residual stresses in autogenous and narrow gap laser welded AISI grade 316L stainless steel plates. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Elsevier, v. 147, p. 64–78, 2016.

ELMESALAMY, A.; FRANCIS, J. A.; LI, L. A comparison of residual stresses in multi pass narrow gap laser welds and gas-tungsten arc welds in AISI 316L stainless steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Elsevier, v. 113, p. 49–59, 2014.

ESFAHANI, M. Nekouie; COUPLAND, J.; MARIMUTHU, S. Microstructure and mechanical properties of a laser welded low carbon–stainless steel joint. **Journal of Materials Processing Technology**, Elsevier, v. 214, n. 12, p. 2941–2948, 2014.

FAN, Z. D.; DU, J. S.; ZHANG, Z. B.; MA, Y. C.; CAO, S. Y.; NIU, K.; LIU, C. X. Internal leakage of plate heat exchangers caused by cooperation of pitting, crevice corrosion, and fretting. **Engineering Failure Analysis**, Elsevier, v. 96, p. 340–347, 2019.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaios dos Materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2000.

HAN, Xiao-Hong; CUI, Li-Qi; CHEN, Shao-Jie; CHEN, Guang-Ming; WANG, Qin. A numerical and experimental study of chevron, corrugated-plate heat exchangers. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, Elsevier, v. 37, n. 8, p. 1008–1014, 2010.

HIGGINS, Julian P. T.; THOMAS, James; CHANDLER, Jacqueline; CUMPSTON, Miranda; LI, Tianjing; PAGE, Matthew J.; WELCH, Vivian A. **Cochrane handbook for systematic reviews of interventions**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2019.

HUMMELSHØJ, T. S.; APPEL, C. C.; SOMERS, M. A. J.; CHRISTIANSEN, T.; APPEL, C. C. **Mechanisms of metal dusting corrosion**. Kgs. Lyngby, Denmark: Technical University of Denmark (DTU), 2010.

<https://core.ac.uk/download/pdf/13746559.pdf>. DCAMM Special Report; No. S115.

ISO 14577-1. **Metallic materials - Instrumented indentation test for hardness and materials parameters - Part 1: Test method**. Geneva: International Organization for Standardization, 2015. <https://www.iso.org/standard/56626.html>.

ISSF. **The salt spray test and its use in ranking stainless steels: The test and its limits**. 2008. Acesso em: 30 de jan. de 2020. Disponível em:

[https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF\\_The\\_salt\\_spray\\_test\\_and\\_its\\_use\\_in\\_ranking\\_stainless\\_steels.pdf](https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_The_salt_spray_test_and_its_use_in_ranking_stainless_steels.pdf). Acesso em: 12 mar. 2019.

JIANG, Ping; WANG, Chaochao; ZHOU, Qi; SHAO, Xinyu; SHU, Leshi; LI, Xiongbin. Optimization of laser welding process parameters of stainless steel 316L using FEM, Kriging and NSGA-II. **Advances in Engineering Software**, Elsevier, v. 99, p. 147–160, 2016.

JIN, Chul Kyu. Application of the Progressive Forming Method in Simulation and Experimental Study of Rectangular Fins in a Heat Exchanger. **Metals**, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 10, n. 3, p. 395, 2020.

KOBELCO WELDING. **Soldadura de aço inoxidável**. 2018. Disponível em:

<http://www.kobelco-welding.jp/portuguese/education-center/stainless/stainless02.html>. Acesso em: 23 jun. 2018.

KUMAR, Bhupal; SONI, Akhilesh; SINGH, SN. Effect of geometrical parameters on the performance of chevron type plate heat exchanger. **Experimental Thermal and Fluid Science**, Elsevier, v. 91, p. 126–133, 2018.

KUMAR, M. Pravin; VARAHAMOORTHY, R.; GNANAMURUGAN, K. *et al.* Modelling and optimization of process parameters to obtain maximum tensile strength for laser butt welding of 316L austenitic stainless steel sheets. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, 2020.

KUMAR, Nikhil; MUKHERJEE, Manidipto; BANDYOPADHYAY, Asish. Study on laser welding of austenitic stainless steel by varying incident angle of pulsed laser beam. **Optics & Laser Technology**, Elsevier, v. 94, p. 296–309, 2017.

KWOK, C. T.; FONG, S. L.; CHENG, F. T.; MAN, H. C. Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels. **Journal of materials processing technology**, Elsevier, v. 176, n. 1-3, p. 168–178, 2006.

LIAO, Yi-Chun; YU, Ming-Huei. Effects of laser beam energy and incident angle on the pulse laser welding of stainless steel thin sheet. **Journal of materials processing technology**, Elsevier, v. 190, n. 1-3, p. 102–108, 2007.

LIU, Dongwei; SHI, Yan; LIU, Jia; WEN, Long. Effect of laser shock peening on corrosion resistance of 316L stainless steel laser welded joint. **Surface and Coatings Technology**, Elsevier, v. 378, p. 124824, 2019.

MANSUR, T. R.; ATANAZIO FILHO, N. do N.; GOMES, P. de T. V.; RABELLO, E. G.; SILVA, L. L. da; SCORALICK, G. A.; SANTOS, M. C. de V.s; BRACARENSE, A. Q. Estudo das tensões residuais em juntas soldadas de materiais dissimilares e determinação dos limites de resistência à fadiga dos metais de base. **Soldagem & Inspeção**, SciELO Brasil, v. 16, p. 274–284, 2011.

MCGUIRE, M. F. **Stainless steels for design engineers**. ASM International, 2008.

MEYERS, Marc A.; CHAWLA, Krishan Kumar. **Princípios de metalurgia mecânica**. Editora E. Blücher, 1982.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MUHAMMAD, F.; AHMAD, A.; FAROOQ, A.; HAIDER, W. Effect of post-weld heat treatment on mechanical and electrochemical properties of gas metal arc-welded 316L (X2CrNiMo 17-13-2) Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, v. 25, n. 10, p. 4283–4291, 2016.

N'JOCK, M. Yetna; CHICOT, Didier; NDJAKA, J. M.; LESAGE, Jacky; DECOOPMAN, Xavier; ROUDET, Francine; MEJIAS, Alberto. A criterion to identify sinking-in and piling-up in indentation of materials. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elsevier, v. 90, p. 145–150, 2015.

NORTH AMERICAN STAINLESS. **Long Products Stainless Steel Grade Sheet.**

2018. Disponível em: <https://www.northamericanstainless.com/wp-content/uploads/2010/10/Grade-316-316L1.pdf>. Acesso em: 23 jun. 2018.

NORTON, R. L. **Projeto de máquinas: uma abordagem integrada.** Bookman, 2013.

OLIVER, Warren Carl; PHARR, George Mathews. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of materials research**, Cambridge University Press, v. 7, n. 6, p. 1564–1583, 1992.

PAKMANESH, Mohammad Reza; SHAMANIAN, M. Effects of Process Parameters on the Tensile-Shear Strength of Pulsed Laser Welded Thin 316L Stainless Steel Foils. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Springer, v. 70, n. 9, p. 2389–2398, 2017.

RODRIGUES, José de Anchieta. **Raios X: Difração e espectroscopia.** 1. ed. São Carlos: EdUFSCar, 2016. P. 51.

RONG, Youmin; HUANG, Yu; ZHANG, Guojun; MI, Gaoyang; SHAO, Wenjun. Laser beam welding of 316L T-joint: microstructure, microhardness, distortion, and residual stress. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Springer, v. 90, n. 5-8, p. 2263–2270, 2017.

SAMPAIO, R. F.; MANCINI, M. C. Estudos de revisão sistemática: um guia para síntese criteriosa da evidência científica. **Revista brasileira de fisioterapia**, Scielo Brasil, v. 11, n. 1, p. 83–89, 2007.

SCARMAGNANI, Robson. Estudo da corrosão em aço inoxidáveis austeníticos 316 e 316L soldados por atrito e usinados, 2015.

SCHAEFFER, Lirio. **Conformação mecânica.** Porto Alegre: Imprensa Livre, 1999. P. 47.

SILVA, Pamella Stefanés da; BOING, Denis. INFLUÊNCIA DO ACABAMENTO DA SUPERFÍCIE NO ENSAIO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR ESPECTROSCOPIA DE EMISSÃO ÓPTICA. **Revista da UNIFEBE**, v. 1, n. 11, 2013.

SIMSON, Thomas; EMMEL, Andreas; DWARS, Anja; BÖHM, Juliane. Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting.

**Additive Manufacturing**, Elsevier, v. 17, p. 183–189, 2017.

SINGH, Ramesh. **Applied welding engineering: processes, codes, and standards**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2012.

SOLTANI, Hedayat Mohammad; TAYEBI, Morteza. Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd: YAG laser welding. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 767, p. 112–121, 2018.

TECNOTÊMPERA. **Tratamentos Térmicos de Metais**. 2017. Disponível em: <http://www.tecnotempera.com.br/tratamento.html>. Acesso em: 22 abr. 2019.

TÜRKAN, Murat; KARAKAŞ, Özler. The influence of corrosion on the mechanical behavior of AISI 316L stainless steel welds. Kauno Technologijos Universitetas, 2019.

VAHTERUS. **The Original Plate & Shell Heat Exchanger**. 2020. Disponível em: <https://vahterus.com/product/>. Acesso em: 28 jan. 2021.

VAN VLACK, Lawrence H. **Princípios de ciência dos materiais**. São Paulo: Editora Blucher, 1970.

VASCONCELOS, D. C. L.; NUNES, E. H. M.; SABIONI, A. C. S.;  
VASCONCELOS, P. M. P.; VASCONCELOS, W. L. Optical characterization of 316L stainless steel coated with sol-gel titania. **Journal of non-crystalline solids**, Elsevier, v. 358, n. 22, p. 3042–3047, 2012.

VENTRELLA, Vicente A; BERRETTA, José Roberto; ROSSI, Wagner de. Influência da energia de soldagem em uniões de lâminas finas através de laser pulsado de Nd: YAG. **Soldagem & Inspeção**, Associação Brasileira de Soldagem (ABS), p. 265–272, 2010.

VILLARES METALS. **V316UF: Aço inoxidável austenítico**. 2003. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Inoxidaveis/Austeniticos/V316UF>. Acesso em: 23 jun. 2018.

WASSILKOWSKA, Anna; SKOWRONEK, Tadeusz; RYBICKI, Stanisław. Microstructure investigation of premature corroded heat exchanger plates. **Materials Testing**, Carl Hanser Verlag, v. 58, n. 3, p. 218–223, 2016.

XU, Jiajun; RONG, Youmin; HUANG, Yu; WANG, Pingjiang; WANG, Chunming. Keyhole-induced porosity formation during laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, Elsevier, v. 252, p. 720–727, 2018.

YAN, Shenghong; SHI, Yan; LIU, Jia; NI, Cong. Effect of laser mode on microstructure and corrosion resistance of 316L stainless steel weld joint. **Optics & Laser Technology**, Elsevier, v. 113, p. 428–436, 2019.

ZINELIS, Spiros; AL JABBARI, Youssef S; GAINANTZOPOULOU, Marianna; ELIADES, George; ELIADES, Theodore. Mechanical properties of orthodontic wires derived by instrumented indentation testing (IIT) according to ISO 14577. **Progress in Orthodontics**, Springer, v. 16, n. 1, p. 1–6, 2015.

## APÊNDICE A – APÊNDICE A - REVISÃO SISTEMÁTICA DA LITERATURA

Com o intuito de manter o rigor científico, faz-se necessário realizar um levantamento de forma sistemática; conforme observado em Budgen e Brereton (2006) e Sampaio e Mancini (2007). Para tanto, neste apêndice apresenta-se a metodologia de pesquisa utilizada no mapeamento do Estado da Arte.

Isto posto, uma revisão sistemática da literatura (RSL) é definida por Higgins *et al.* (2019) como um método padronizado de busca, cujo intuito é responder a determinadas questões da pesquisa, por meio de critérios de elegibilidade predefinidos.

Definidos os objetivos da pesquisa, procurou-se estabelecer estratégias de busca. As bases de dados consultadas serão Science Direct, Scielo e Scopus. Durante as buscas, procura-se obter trabalhos em que o material (aço inoxidável 316L) é empregado na estrutura de placas corrugadas soldadas. As palavras-chave foram idealizadas como termos amplos que, em conjunto, propõem uma filtragem inicial dos resultados da busca - como enumerado a seguir.

1. "316L"AND "Corrugated Plates";
2. "316L"AND "Laser Weld\*\*";
3. "Stainless Steel"AND "Corrugated Plates";
4. "Stainless Steel"AND "Laser Weld\*\*";

O símbolo "\*\*", em "*Laser Weld*\*\*" permite obter resultados para as palavras: *weld*, *welding*, *welded*, dentre outras possibilidades com esta raiz. Esse mecanismo de busca não é disponibilizado pela plataforma Science Direct, por este motivo, neste caso, a pesquisa foi feita considerando somente o termo "weld".

Dentre os critérios estabelecidos para seleção dos artigos e trabalhos acadêmicos, optou-se por delimitar a busca ao idioma inglês. Além disso, trabalhos com mais de 20 anos de sua data de publicação, isto é artigos anteriores a 2000, serão excluídos dos resultados. A pesquisa se ateve a artigos de revisão, artigos de pesquisa, dissertações e teses - excluindo livros e comunicações curtas. Na Figura 46, apresenta-se o número bruto de materiais de pesquisa para seleção.

Figura 46 – Resultados pré-seleção da RSL.

Plataforma	Palavras-chave Combinadas				Total
	316L + "Corrugated Plates"	316L + "Laser Weld**"	"Stainless Steel" + "Corrugated Plates"	"Stainless Steel" + "Laser Weld**"	
Science Direct	31	666	453	3939	5089
Scielo	0	1	0	10	11
Scopus	3	158	29	1800	1990

Fonte: Autor (2020).

Outro critério - utilizado somente na etapa de filtragem dos artigos - foi empregado para as buscas com mais de mil resultados, acrescenta-se mais um termo especificando o objetivo da pesquisa, no caso, foi acrescentada a especificação do material – "316L". Os artigos selecionados para leitura a partir das combinações de palavras-chave dadas podem ser observados na Figura 47.

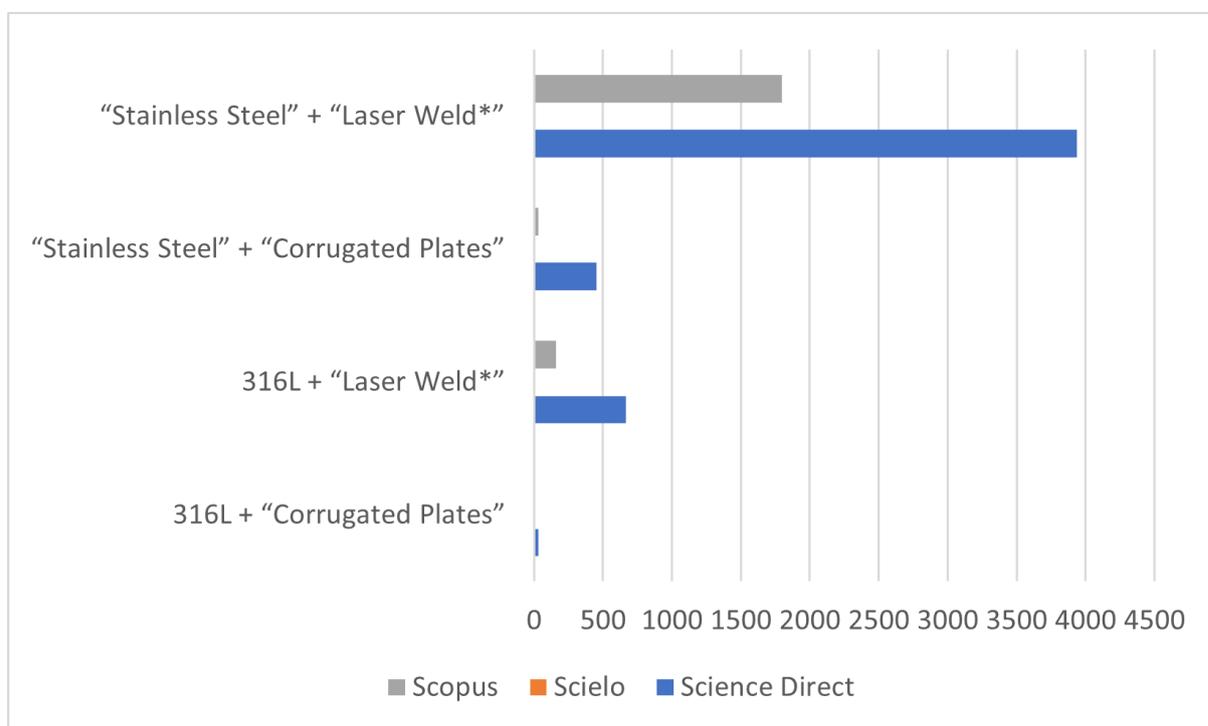
Figura 47 – Resultados selecionados ao final da RSL.

Plataforma	Palavras-chave Combinadas				Total
	316L + "Corrugated Plates"	316L + "Laser Weld*"	"Stainless Steel" + "Corrugated Plates"	"Stainless Steel" + "Laser Weld*"	
Science Direct	1	4	3	6	14
Scielo	0	1	0	2	3
Scopus	1	2	1	3	7

Fonte: Autor (2020).

Após a seleção, a pesquisa apresentou um número relativamente baixo de resultados, o que reforça a natureza particular do trabalho proposto. As Figuras 48 e 49 correspondem a uma representação gráfica comparando os resultados obtidos em cada plataforma para os dados antes da seleção e após, respectivamente.

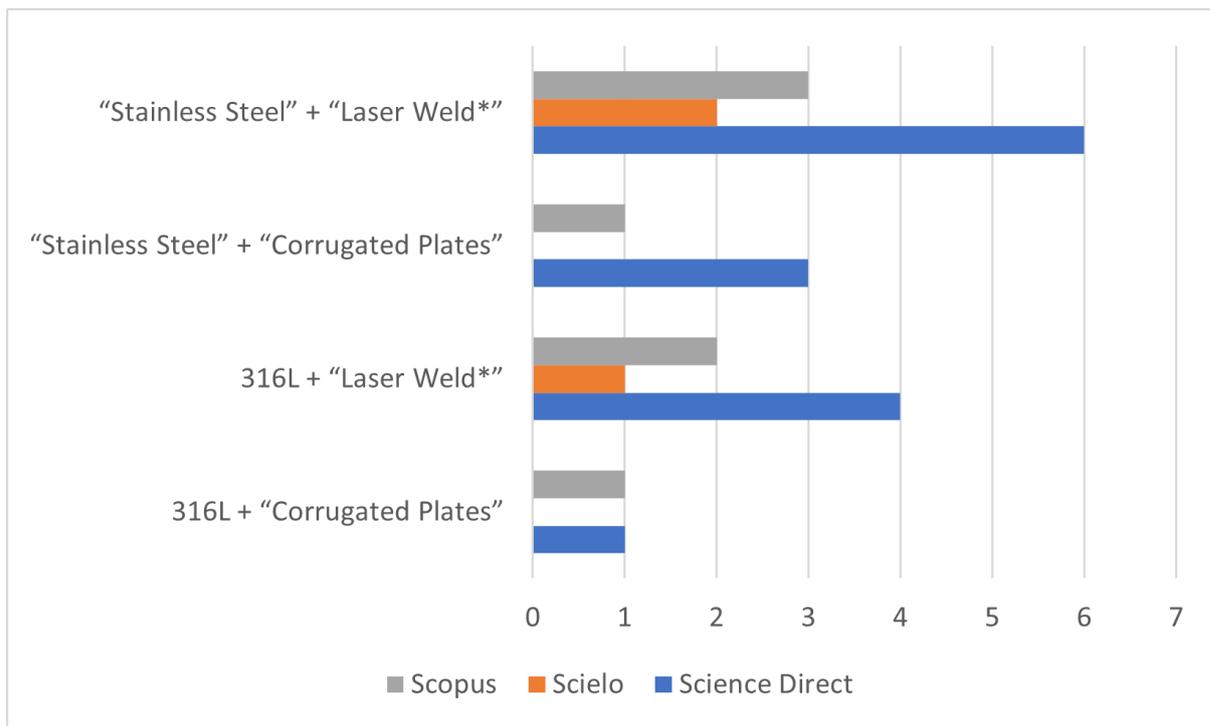
Figura 48 – Comparação dos resultados pré-seleção da RSL.



Fonte: Autor (2020).

Por fim, essas bases de pesquisa englobam os principais periódicos da área de relevância, dentre estes cabe citar: *Materials and Design*; *Journal of Materials*

Figura 49 – Comparação dos resultados selecionados ao final da RSL.



Fonte: Autor (2020).

*Processing Technology; Advanced Materials Research; Optics and Laser Technology; Journal of Alloys and Compounds; e International Journal of Pressure Vessels and Piping.*