



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

**GABRIEL MELO FERREIRA**

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ANÁLISE DA  
MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO PELA LIGA  
HASTELLOY C-22**

**FORTALEZA**

**2019**

GABRIEL MELO FERREIRA

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ANÁLISE DA  
MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO PELA LIGA HASTELLOY  
C-22

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais da Universidade  
Federal do Ceará.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2019

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

---

- F441a Ferreira, Gabriel Melo.  
Avaliação das propriedades mecânicas e análise da microestrutura de metal de solda depositado pela liga Hastelloy C-22 / Gabriel Melo Ferreira. – 2019.  
73 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.  
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.
1. Ligas à base de níquel. 2. Hastelloy C-22. 3. Microestrutura. 4. Propriedades mecânicas. I. Título.  
CDD 669
-

GABRIEL MELO FERREIRA

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ANÁLISE DA  
MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO PELA LIGA HASTELLOY  
C-22

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais da Universidade  
Federal do Ceará.

Aprovada em: \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_.

BANCA EXAMINADORA

---

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

---

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia (IFCE)

---

Dr. Émerson Mendonça Miná  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

À Deus.

Aos meus pais, Carlos e Elvia.

Ao meu irmão, Bruno.

À minha namorada, Izabella.

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus, por tudo.

Aos meus pais, Carlos e Elvia, pela imensa dedicação e amor durante toda essa caminhada.

Ao meu irmão Bruno, pela amizade e apoio sempre que necessário.

À minha namorada Izabella, pelo amor, incentivo e carinho durante toda essa jornada de estudos.

Ao professor e orientador Dr. Cleiton Carvalho Silva, pela excelente orientação e amizade durante esse período.

Aos professores participantes da banca examinadora Émerson Mendonça Miná e Willys Machado Aguiar pelo tempo, pelas valiosas colaborações e sugestões.

Aos amigos de universidade, em especial Fernando Sales, Nilis Cunha, Vitor Leão, Victor Santos, Francisco Júnior, Felipe Wendrio, Arthur Vieira e Ana Karine, por toda a amizade e incentivo para a realização deste trabalho.

À Universidade Federal do Ceará, por proporcionar um grande aprendizado, desafios e amigos ao longo dos anos de graduação.

A toda equipe do LPTS, por todo o aprendizado e apoio no trabalho.

## RESUMO

Ligas à base de níquel são materiais desenvolvidos para suportar elevadas temperaturas com a presença de severas tensões em sua estrutura. Além disso, estas ligas especiais apresentam um elevado desempenho em ambientes corrosivos. Porém, o fator limitante para o uso das ligas à base de níquel na indústria é devido ao seu alto custo. Dessa forma, equipamentos e componentes são fabricados, normalmente, com aço médio e baixo carbono e, posteriormente, são revestidos com ligas de níquel por meio de algum processo de soldagem. Diante disso, existe uma grande importância em adquirir resultados de propriedades mecânicas, assim como a microestrutura de algumas ligas de níquel, como a Hastelloy C-22, após passar por um processo de soldagem, com pouca ou nenhuma interferência do efeito da diluição do substrato. Neste sentido, o presente trabalho tem como objetivo avaliar por meio de ensaios mecânicos de tração e dureza, as principais propriedades mecânicas, assim como a microestrutura da liga Hastelloy C-22 nas condições brutas de solidificação. Para isso, uma junta foi produzida processo de soldagem MIG/MAG. Após a soldagem, foram retirados dois corpos de prova para ensaio de tração longitudinal e dois corpos de prova para ensaio de tração transversal e, também, uma amostra foi retirada para ensaio de dureza Vickers e análise da microestrutura. Os resultados mostraram que a liga apresentou valores médios de limite de escoamento de 499,57 MPa, limite de resistência à tração de 729,96 MPa e alongamento percentual de 41,85%, para o ensaio de tração uniaxial com os corpos de prova longitudinais. Um dos corpos de prova uniaxial para ensaio de tração transversal apresentou limite de escoamento de 590,26 MPa, limite de resistência à tração de 695,22 MPa e alongamento percentual de 27,5%. Dessa forma, os três corpos de prova atingiram resultados superiores aos valores mínimos recomendados pela norma AWS A5.11, que trata da especificação para requisitos mínimos para eletrodos de níquel e ligas de níquel na soldagem a arco. No entanto, houve a perda de um corpo de prova uniaxial para ensaio de tração transversal, pois o corpo de prova apresentou uma descontinuidade que resultou no seu rompimento antes do esperado. As impressões de dureza foram feitas nas regiões da raiz, enchimento e acabamento da junta. Os resultados mostraram medidas próximas para as regiões de raiz (245 HV10) e enchimento (242 HV), e superiores à região de acabamento (225 HV10). A análise da microestrutura foi realizada por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), onde a liga Hastelloy C-22 apresentou uma microestrutura composta basicamente por uma matriz  $\gamma$ -fcc, além de uma fração de precipitados de fases secundárias presentes, que são prejudiciais as

propriedades mecânicas do material, uma vez que são ricas em elementos que aumentam a resistência mecânica da liga, como o Mo.

**Palavras-chave:** Ligas à base de níquel; Hastelloy C-22; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

Nickel-based alloys are high temperature expanded materials with severe tensions in their structure. In addition, these special alloys perform well in corrosive environments. However, the limiting factor for the use of nickel based alloys in industry is due to their high cost. In this way, equipment and components are usually made of medium and low carbon steel and subsequently coated with nickel alloys by some welding process. Given this, there is great importance in obtaining mechanical properties results, as well as the microstructure of some nickel alloys, such as Hastelloy C-22, after undergoing a welding process, with little or no interference from the substrate dilution effect. In this sense, the present work aims to evaluate through mechanical tensile and hardness tests, the main mechanical properties, as well as the microstructure of the Hastelloy C-22 alloy under raw solidification conditions. For this, a joint was produced MIG / MAG welding process. After welding, two specimens were taken for longitudinal tensile testing and two specimens for transverse tensile testing, and one sample was taken for Vickers hardness testing and microstructure analysis. The results showed that the alloy presented average yield strength values of 499.57 MPa, tensile strength limit of 729.96 MPa and percentage elongation of 41.85% for the uniaxial tensile test with longitudinal specimens. One of the uniaxial specimens for transverse tensile test presented yield limit of 590.26 MPa, tensile strength limit of 695.22 MPa and percentage elongation of 27.5%. Thus, the three specimens achieved results exceeding the minimum values recommended by the AWS A5.11 standard, which deals with the specification for minimum requirements for nickel electrodes and nickel alloys in arc welding. However, a uniaxial specimen was lost for transverse tensile testing, as the specimen showed a discontinuity that resulted in its disruption earlier than expected. Hardness impressions were made in the root, filling and finishing regions of the joint. The results showed measurements close to the root (245 HV10) and filling (242 HV) regions, and higher than the finishing region (225 HV10). The microstructure analysis was performed by means of a scanning electron microscope (SEM), where the Hastelloy C-22 alloy presented a microstructure composed basically by an  $\gamma$ -fcc matrix, besides a fraction of precipitates of secondary phases present, which are harmful to the mechanical properties of the material as they are rich in elements that increase the mechanical strength of the alloy such as Mo.

**Keywords:** Nickel-based alloys; Hastelloy C-22; Microstructure; Mechanical properties.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	– Desenho esquemático de átomos substitucionais em (a) e (b) e átomos intersticiais em (c).....	19
Figura 2	– Densidade de discordâncias ao redor do precipitado $\gamma'$ (a). Discordâncias onduladas na interface $\gamma$ - $\gamma'$ (b). Difração de elétrons na área selecionada (c).....	21
Figura 3	– Diferentes tipos de morfologia de precipitados em uma superliga de níquel (a) Cúbica; (b) Globular; (c) Globular em dois níveis; (d) Alongada.....	22
Figura 4	– Comportamento da resistência à ruptura das superligas Ni, Fe e Co.....	23
Figura 5	– Microestrutura da superliga de níquel PM 1000 endurecida por dispersão de óxidos.....	24
Figura 6	– Micrografia da matriz $\gamma$ -CFC da liga Inconel 625 na condição soldada.....	26
Figura 7	– Fase $\gamma''$ com diferentes tamanhos feita no microscópio eletrônico de transmissão.....	27
Figura 8	– Fase $\mu$ presente na zona fundida da liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).....	30
Figura 9	– Fase $\sigma$ presente na zona fundida da liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).....	31
Figura 10	– Fase P presente na liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).....	32
Figura 11	– Diagrama ternário do sistema Ni-Cr-Mo com a projeção da região liquidus e as isotermas (a) 600 °C; (b) 1250 °C; (c) 1200 °C.....	33
Figura 12	– Efeito do teor do Ni e Mo de diferentes materiais na resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão em meio clorídrico.....	37

Figura 13 – Desenho esquemático da junta (esquerda), com as medidas em mm; junta antes de iniciar a soldagem de enchimento (direita).....	40
Figura 14 – Fluxograma das etapas realizadas no estudo.....	41
Figura 15 – Bancada de soldagem.....	43
Figura 16 – Desenho esquemático da junta soldada com a liga C-22, mostrando a localização dos corpos de prova de tração.....	44
Figura 17 – Microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 250.....	45
Figura 18 – Desenho esquemático da amostra, mostrando onde foram realizadas as impressões de dureza.....	46
Figura 19 – Equipamento semi-automático para medição de dureza.....	47
Figura 20 – Equipamento para ensaio de tração.....	48
Figura 21 – Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração (A = 20 mm; G = 16 mm; D = 4 mm; R = 4 mm).....	49
Figura 22 – Microestrutura da liga 22 feita por MEV.....	51
Figura 23 – Microestrutura da liga 22 mostrando precipitados nas regiões interdendríticas.....	52
Figura 24 – Dureza da liga C-22 nas regiões de raiz, enchimento e acabamento.....	53
Figura 25 – Planejamento experimental utilizado no tratamento estatístico.....	54
Figura 26 – Gráfico mostrando a média da dureza nas três regiões analisadas.....	55
Figura 27 – Corpo de prova de tração longitudinal e tração transversal. (a) como recebido após usinagem; (b) após a marcação na área reduzida.....	56
Figura 28 – Corpo de prova colocado na máquina do ensaio de tração junto com o extensômetro .....	58
Figura 29 – Corpos de prova após ensaio de tração.....	60
Figura 30 – Gráfico tensão x deformação para o corpo de prova de tração longitudinal 1.....	60
Figura 31 – Gráfico tensão x deformação para o corpo de prova de tração transversal 2.....	59
Figura 32 – Corpo de prova de tração transversal 2 analisado pelo MEV.....	64

Figura 33 – Região de defeitos presentes no corpo de prova de tração transversal 2.....	65
Figura 34 – Aspecto dúctil da fratura do corpo de prova de tração transversal.....	66
Figura 35 – Fratura dúctil seguindo a orientação do crescimento do sólido.....	67
Figura 36 – Análise da fratura do corpo de prova de tração transversal 1 e tração longitudinal 1.....	68
Figura 37 – Região de defeito no corpo de prova de tração transversal 1.....	69

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas respectivas estruturas e fórmulas.....	28
Tabela 2 – Composições químicas de algumas fases TCP's presentes nas zonas fundidas de determinadas superligas de níquel.....	29
Tabela 3 – Composição química das ligas Hastelloy C-22, C-4 e C-276.....	34
Tabela 4 – Propriedades mecânicas da liga Hastelloy C-22.....	35
Tabela 5 – Temperatura crítica de corrosão por pites e por frestas em superligas de níquel, com base na norma ASTM G48.....	38
Tabela 6 – Razão entre as correntes de pico na varredura direta (Ia) e varredura reversa (Ir).....	39
Tabela 7 – Parâmetros da soldagem exploratória, de amanteigamento e enchimento da junta.....	42
Tabela 8 – Composição química da liga Hastelloy C-22.....	50
Tabela 9 – LRT, LE e AL% dos corpos de prova de tração e da norma AWS A5.11.....	62
Tabela 10 – Média do LE, LRT e AL% dos corpos de prova de tração longitudinal.....	62

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>16</b>
<b>2.1</b>	<b>Superligas de níquel .....</b>	<b>16</b>
<b>2.2</b>	<b>Classificação das superligas de níquel.....</b>	<b>17</b>
<b>2.2.1</b>	<i>Ligas endurecidas por solução sólida.....</i>	<i>17</i>
<b>2.2.2</b>	<i>Endurecimento por precipitação.....</i>	<i>19</i>
<b>2.2.3</b>	<i>Ligas endurecidas por dispersão de óxidos.....</i>	<i>22</i>
<b>2.2.4</b>	<i>Ligas fundidas.....</i>	<i>23</i>
<b>2.3</b>	<b>Características microestruturais das superligas de níquel.....</b>	<b>23</b>
<b>2.3.1</b>	<i>Matriz <math>\gamma</math>.....</i>	<i>24</i>
<b>2.3.2</b>	<i>Fase <math>\gamma'</math>.....</i>	<i>25</i>
<b>2.3.3</b>	<i>Fase <math>\gamma''</math>.....</i>	<i>25</i>
<b>2.3.4</b>	<i>Carbonetos e boretos.....</i>	<i>26</i>
<b>2.3.5</b>	<i>Fases Topologicamente Compactas.....</i>	<i>26</i>
<b>2.4</b>	<b>Ligas da família Ni-Cr-Mo.....</b>	<b>31</b>
<b>2.5</b>	<b>Liga Hastelloy C-22.....</b>	<b>33</b>
<b>2.5.1</b>	<i>Resistência à corrosão da Hastelloy C-22.....</i>	<i>34</i>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>40</b>
<b>3.1</b>	<b>Materiais.....</b>	<b>40</b>
<b>3.2</b>	<b>Metodologia.....</b>	<b>41</b>
<b>3.2.1</b>	<i>Soldagem exploratória.....</i>	<i>41</i>
<b>3.2.2</b>	<i>Soldagem de “amanteigamento” e enchimento da junta.....</i>	<i>43</i>
<b>3.2.3</b>	<i>Análise microestrutural.....</i>	<i>44</i>
<b>3.2.4</b>	<i>Ensaio de dureza.....</i>	<i>45</i>
<b>3.2.5</b>	<i>Ensaio de tração.....</i>	<i>46</i>
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>49</b>
<b>4.1</b>	<b>Caracterização da zona fundida.....</b>	<b>49</b>

<b>4.2</b>	<b>Dureza da junta soldada com a liga Hastelloy C-22.....</b>	<b>51</b>
<b>4.3</b>	<b>Ensaio de tração “all weld” e tração transversal.....</b>	<b>54</b>
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>63</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>64</b>

## 1. INTRODUÇÃO

No Brasil, existe um grande desafio para a produção de petróleo pela indústria, pois esta representa um ambiente bastante agressivo, visto que cerca de 80% das reservas são *offshore*. Dessa forma, é exigido que seus componentes tenham uma elevada resistência mecânica, além de uma elevada resistência à corrosão causada principalmente pelo alto teor de dióxido de carbono dissolvido na água do mar, no caso das reservas de pré-sal.

Diante desses desafios existentes para a indústria, cada vez mais novos investimentos são realizados em pesquisa e desenvolvimento de novos materiais e tecnologias, visando atender os requisitos para o refino e transporte do petróleo produzidos a partir da camada pré-sal existente no fundo do oceano.

Neste sentido, materiais que apresentem uma elevada resistência à corrosão ganham grande destaque e importância para o setor de petróleo e gás. Entre estes materiais, destacam-se as superligas à base de níquel, que são conhecidas por possuírem uma excelente combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e resistência ao desgaste em altas temperaturas. Isso ocorre devido à adição de elevadas concentrações de elementos de liga presentes, tais como o cromo, o molibdênio, o níquel, além de outros elementos presentes em menores quantidades, como o tungstênio, titânio, alumínio e manganês.

No entanto, a utilização das superligas à base de níquel em larga escala na indústria possui um fator limitante devido ao seu alto custo. Portanto, os equipamentos são, normalmente, fabricados com materiais de custo menor, como os aços de baixo e médio carbono e, em seguida, são revestidos com ligas que possuam uma elevada resistência à corrosão associada com uma alta resistência mecânica, como é o caso das superligas de níquel. Apesar do alto custo associado às superligas de níquel, o investimento pode ter seu retorno assegurado desde que a liga possibilite um aumento na produtividade, além de menos paradas dos componentes para reparo e substituição.

Dentre as superligas de níquel, destacam-se as ligas do tipo Ni-Cr-Mo. Muitos estudos publicados na literatura detalham características metalúrgicas e mecânicas das ligas das superligas de níquel. Na família das ligas Ni-Cr-Mo, temos a liga Hastelloy C-22 (AWS ER NiCrMo-10), pertencente à segunda geração das superligas de níquel, que apresenta uma excelente resistência à corrosão e oxidação em ambientes agressivos.

Ao longo dos anos, a Universidade Federal do Ceará, por meio dos seus laboratórios de pesquisa, vem contribuindo com diversos projetos voltados para a avaliação e seleção de superligas de níquel que possam ser utilizados na indústria de petróleo e gás. Dessa

forma, o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem se destaca por alguns de seus projetos, dentre os quais podemos destacar:

- New approach development for complex dissimilar girth welding of high strength low alloy steel pipes clad with Ni-based alloy – Tese (MINÁ, E. M., 2019);
- Estudo de liga de níquel como alternativa na união de tubos de aço API 5L X65 revestidos internamente com Inconel 625 – Dissertação (SILVA, R. S., 2018);
- Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural – Tese (AGUIAR, W. M., 2010);
- Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos – (Tese) (SILVA, C. C., 2010).

Muitos estudos sobre a corrosão da liga Hastelloy C-22 após passar por processo de soldagem estão disponíveis na literatura. No entanto, em algumas situações, estas ligas podem ser usadas para a união de componentes, desde que tenham a resistência necessária. Dessa forma, é importante determinar as propriedades mecânicas, tais como, limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento percentual após a ruptura e dureza, na liga 22 em condições brutas de solidificação, com efeito de diluição próximo de zero, após passar por algum processo de soldagem.

Neste sentido, o presente trabalho tem como objetivo avaliar por meio de ensaios mecânicos de tração e dureza, as principais propriedades mecânicas, assim como a microestrutura presente da liga Hastelloy C-22 quando soldada pelo processo de soldagem MIG/MAG. Além disso, buscou-se comparar os resultados obtidos com os recomendados pelas normas AWS A5.11 e ASTM B575, além de artigos publicados na literatura.

### 1.1. Objetivo geral

O objetivo geral do presente estudo foi avaliar as propriedades mecânicas da liga Hastelloy C-22, a partir de ensaios mecânicos de tração e de dureza, além de avaliar a microestrutura presente na zona fundida em uma junta soldada com a liga Hastelloy C-22, por meio do processo de soldagem MIG/MAG.

## 1.2. Objetivos específicos

- a) Avaliar a zona fundida da liga Hastelloy C-22 pura, na condição como soldada;
- b) Determinar a dureza Vickers nas regiões da raiz, enchimento e acabamento da junta soldada;
- c) Determinar o limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento percentual após a ruptura em corpos de prova de tração transversal e longitudinal;
- d) Comparar diferenças nas propriedades mecânicas relacionadas com a resistência à tração nos resultados dos corpos de prova de tração transversal e longitudinal.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Superligas de Níquel

As superligas de níquel tiveram seu desenvolvimento por volta de 1930 nos Estados Unidos e constituem uma classe importante de materiais utilizados na engenharia (AGUIAR, 2010). A princípio, sua aplicação se deu em turbinas a gás, plantas de conversão de carvão, equipamentos para processos químicos e aplicações em que era exigida uma resistência em altas temperaturas e resistência à corrosão (COUTINHO, 1992). Em seguida, as superligas passaram a ser utilizadas em propulsores de aviões a jato, que operam em elevadas temperaturas e necessitam de uma boa resistência mecânica para resistir aos esforços solicitados (SIMS & HAGEL, 1987; PESSOA, 2009).

Com o desenvolvimento de novas pesquisas em superligas a base de níquel e os resultados foi possível observar que estes materiais possuem uma elevada resistência à corrosão e a oxidação em uma faixa de temperatura de 400 °C até 1090 °C, além de uma boa resistência mecânica em altas temperaturas e, também em temperaturas criogênicas. (ASM, 1993).

Portanto, o campo de aplicação das superligas de níquel se tornou mais vasto e, estes materiais passaram a ser utilizados na indústria de energia nuclear, petróleo e gás, turbinas geradoras de energia, aeronaves, mísseis para a indústria bélica, plantas de processamento químico, submarinos, usinas termoelétricas, dentre outros (POLLOCK e TIN, 2006).

No entanto, o fator limitante para o uso das superligas de níquel é o seu alto custo, tendo em vista que o níquel tem um preço elevado impedindo, em várias situações, que sejam produzidos equipamentos e componentes somente com superligas a base de níquel. Porém, quando se pensa no custo-benefício com relação à vida útil dos equipamentos, as superligas de níquel acabam atendendo os critérios de utilização, desde que sejam usadas de forma apropriada (PLANT, 2000).

A complexidade das superligas de níquel está relacionada com a grande quantidade de elementos de liga presentes em sua composição. Dentre esses diversos elementos, temos o cromo, molibdênio, tungstênio, ferro, cobalto, alumínio, titânio, carbono e boro. Além disso, elementos nocivos como silício, fósforo, enxofre, oxigênio e nitrogênio são controlados de forma adequada através de práticas apropriadas de fusão (AGUIAR, 2010).

Apesar de possuírem propriedades semelhantes devido à proximidade na tabela periódica, o níquel e o ferro possuem estruturas cristalinas diferentes à temperatura ambiente. O níquel possui uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), mesmo em temperatura ambiente, enquanto que o ferro possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (SIMS et al., 1987).

A estrutura cúbica de face centrada (CFC) das superligas a base de níquel permite que esses materiais tenham capacidade de resistência à tração, à ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas homólogas muito mais altas do que a matriz cúbica de corpo centrado (CCC). Além disso, essa estrutura CFC permite que o níquel e suas ligas tenham boas propriedades de tenacidade e ductilidade (GRAF, 2004). Dessa forma, existe uma grande versatilidade para fabricar ligas de níquel com as mais variadas composições químicas para garantir uma alta resistência mecânica e resistência ao desgaste, além de uma excelente resistência à corrosão e oxidação em ambientes agressivos (SILVA, 2010).

## **2.2. Classificação das superligas de níquel**

Existem quatro grupos para classificar as superligas de níquel, com base no seu mecanismo de aumento de resistência (SILVA, 2010; MINÁ, 2015):

- Ligas endurecidas por solução sólida;
- Ligas endurecidas por precipitação;
- Ligas endurecidas por dispersão de óxidos;
- Ligas fundidas.

### **2.2.1. Ligas endurecidas por solução sólida**

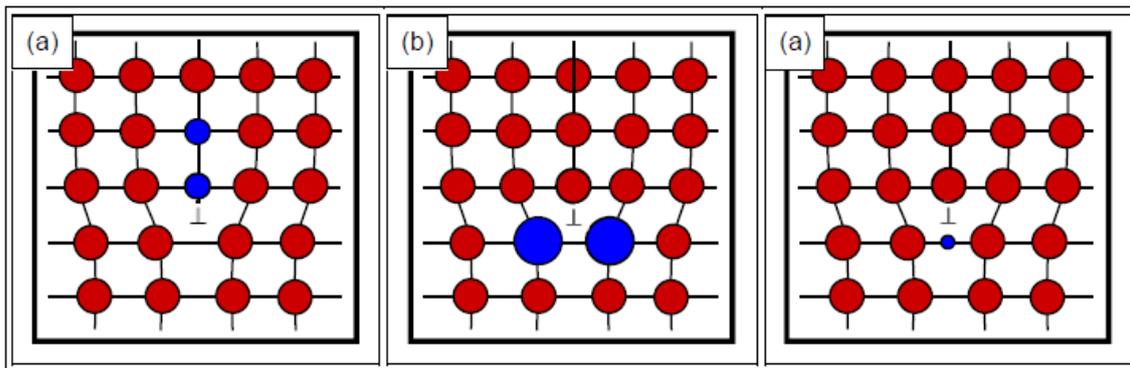
O mecanismo de aumento de resistência por solução sólida é uma técnica bastante utilizada para a fabricação de componentes destinados a serviços em altas temperaturas, de modo a proporcionar maior resistência mecânica e maior resistência à corrosão (MINÁ, 2015; SILVA, 2010). A solução sólida pode ser substitucional ou intersticial.

Ligas de níquel endurecidas por solução sólida estão associadas, normalmente, com a formação de uma solução sólida substitucional. Isso se dá pela presença de átomos de soluto, em menor quantidade, e átomos de solvente, em maior quantidade, que apresentem uma boa compatibilidade entre raio atômico e estruturas eletrônicas. Como principais

elementos substitucionais, temos: alumínio, ferro, tungstênio, cromo, molibdênio e cobalto (SILVA, 2010).

Estas características fazem com que os átomos de soluto, ao ser adicionado ao solvente, promovam uma substituição dos átomos de solvente dentro da estrutura cristalina. A introdução dos átomos de soluto promove a acomodação dos átomos de soluto em regiões mais energéticas da rede cristalina, normalmente em torno das discordâncias, dificultando o seu movimento na rede cristalina (SILVA, 2010). Dessa forma, o soluto irá reduzir sua energia acumulada e, assim, será necessária uma energia maior para que ocorra o movimento das discordâncias dentro da rede cristalina (MINÁ, 2015; BROOKS, 1982). A Figura 1 apresentam modelos de acomodação do soluto por meio de átomos substitucionais e intersticiais em regiões próximas às discordâncias.

Figura 1. Desenho esquemático de átomos substitucionais em (a) e (b) e átomos intersticiais em (c).



Fonte: SILVA, 2010.

Nas superligas de níquel, os principais elementos que atuam no mecanismo de aumento de resistência por solução sólida são: titânio, tungstênio, molibdênio, cromo, ferro, cobalto e o cobre (GEDDES et al., 2010). A quantidade de soluto que o solvente é capaz de solubilizar varia de acordo com o limite de solubilidade de cada material. Por exemplo, se tomarmos o níquel como solvente, temos que o limite de solubilidade do cromo no níquel é de 35 a 40%, já o molibdênio possui um limite de solubilidade no níquel de 20% (AGUIAR, 2010). Portanto, é possível fabricar ligas de níquel com as mais variadas composições, buscando obter diferentes valores de resistência mecânica e custo de fabricação (HODGE, 2006).

As superligas de níquel endurecidas pelo mecanismo de solução sólida possuem

uma resistência mecânica moderada e uma excelente resistência à corrosão em temperaturas de 800°, podendo chegar até 1200°C em determinados casos (DUPONT et al., 2009). Diante disso, estas ligas possuem aplicações em várias indústrias como petroquímica, geração de energia, processamento químico, entre outras (AGUIAR, 2014).

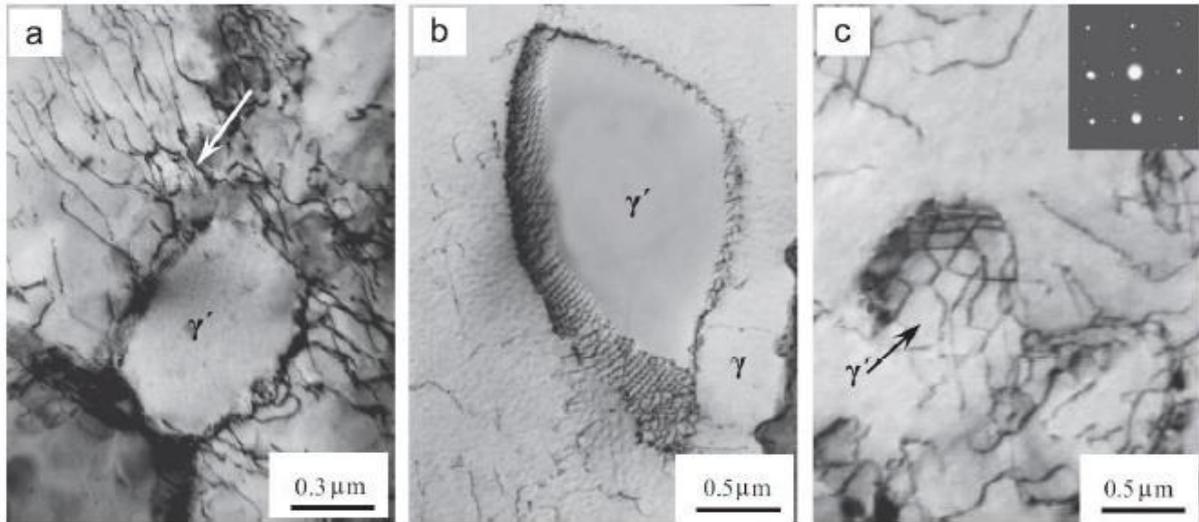
### **2.2.2. Endurecimento por precipitação**

O mecanismo de endurecimento por precipitação se dá por meio da diminuição da solubilidade do soluto na rede cristalina com a diminuição da temperatura durante as etapas de fabricação ou operação. Dessa forma, o aumento de resistência será obtido pela formação de uma solução supersaturada, onde os átomos de soluto irão precipitar com a redução de temperatura, formando uma nova fase que irá bloquear o movimento das discordâncias (DUPONT, 2009; SILVA, 2010).

Os principais compostos intermetálicos que ficarão dispersos na matriz  $\gamma$  das superligas de níquel são denominados  $\gamma'$  –  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  e  $\gamma''$  –  $\text{Ni}_3(\text{Nb})$  (DUPONT, 2009). O tamanho das partículas de precipitado varia em função da temperatura e do tempo de envelhecimento para a precipitação da fase  $\gamma'$  e  $\gamma''$ , enquanto que a morfologia desses compostos pode ser cúbica, esférica ou de placas (SILVA, 2010).

Na Figura 2a, é possível observar na liga FHG95 uma alta densidade de discordância acumulada em torno da fase  $\gamma'$ , da mesma maneira, na Figura 2b, está mostrada as discordâncias no formato ondulado circulando o precipitado  $\gamma'$ . Já a Figura 2c destaca uma relação de orientação cristalográfica entre o precipitado ( $\gamma'$ ) e a matriz ( $\gamma$ ), após o material passar por uma análise por difração de elétrons.

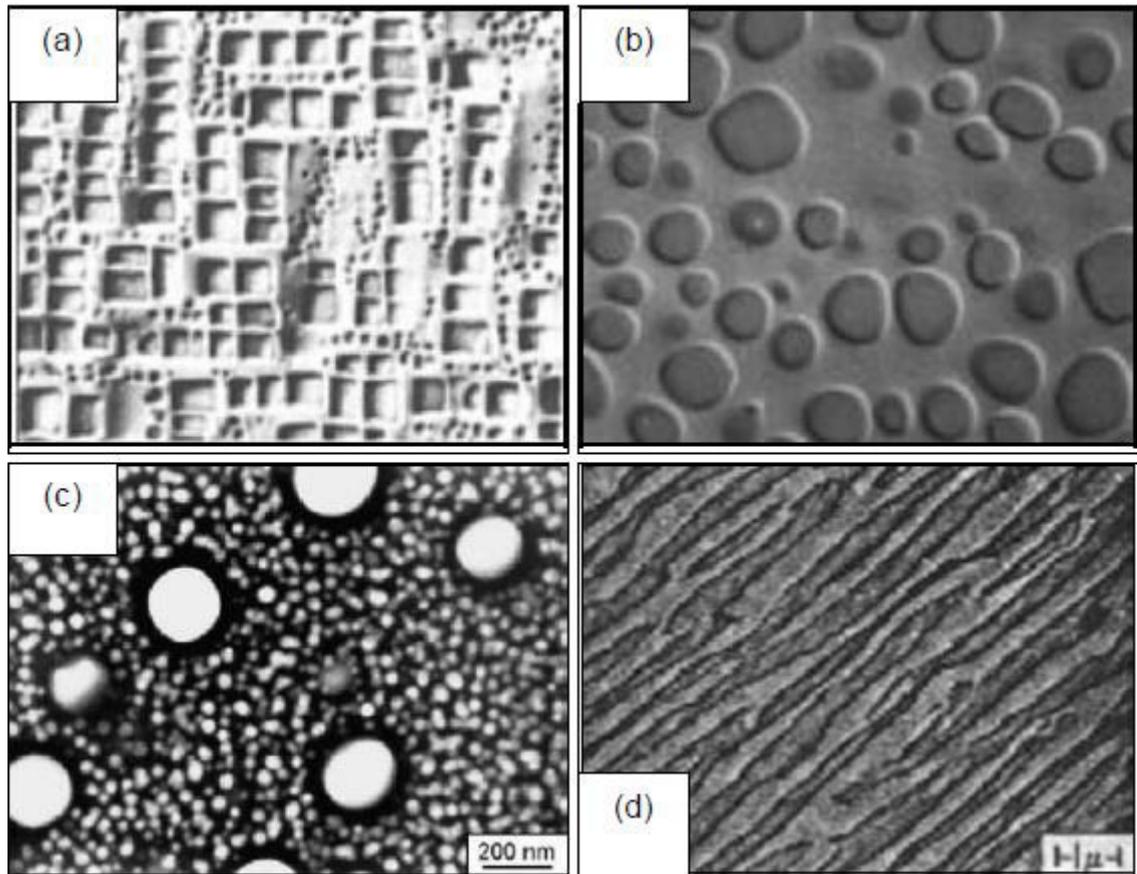
Figura 2. Densidade de discordâncias ao redor do precipitado  $\gamma'$  (a). Discordâncias onduladas na interface  $\gamma$ - $\gamma'$  (b). Difração de elétrons na área selecionada (c).



Fonte: XIE et al., 2014

Na Figura 3, é possível observar que os precipitados podem apresentar diferentes tipos de morfologias. BALDAN et al. (2002) observou em seus estudos que a morfologia varia de acordo com a energia de superfície da interface  $\gamma/\gamma'$  e a deformação elástica da rede cristalina causada pela diferença de parâmetro de rede entre  $\gamma$  e  $\gamma'$ . Outros fatores que podem alterar a morfologia dos precipitados são a energia elástica, anisotropia, fração volumétrica dos precipitados, deformação plástica e tensões aplicadas durante o processamento da liga (BALDAN, 2002).

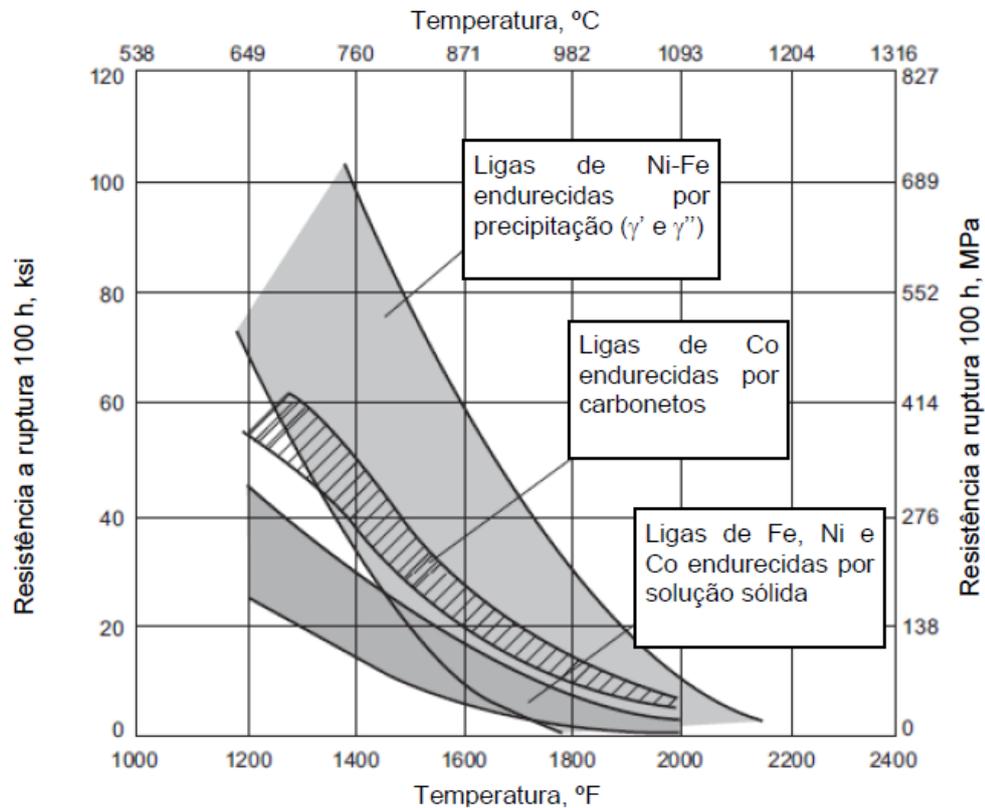
Figura 3. Diferentes tipos de morfologia de precipitados em uma superliga de níquel. (a) Cúbica; (b) Globular; (c) Globular em dois níveis; (d) Alongada.



Fonte: PENKALLA et al., 2003.

As ligas de níquel pertencentes a este classe destacam-se por oferecer uma combinação de alta resistência mecânica, mesmo em altas temperaturas, com uma excelente resistência à oxidação (PESSOA, 2014). Se houver uma otimização e controle sobre a adição dos elementos de ligas, as ligas de níquel endurecidas por precipitação podem apresentar um limite de escoamento da ordem de 1035 MPa (DUPONT, 2009). Na Figura 4 é possível observar que as ligas endurecidas por precipitação apresentam maior resistência mecânica quando comparadas com as ligas de níquel, ferro e cobalto endurecidas por solução sólida e as ligas de cobalto endurecidas por carbonetos.

Figura 4. Comportamento da resistência à ruptura das superligas de Ni, Fe e Co.



Fonte: PESSOA, 2014; adaptado de ASM, 2000.

### 2.2.3. Ligas endurecidas por dispersão de óxidos

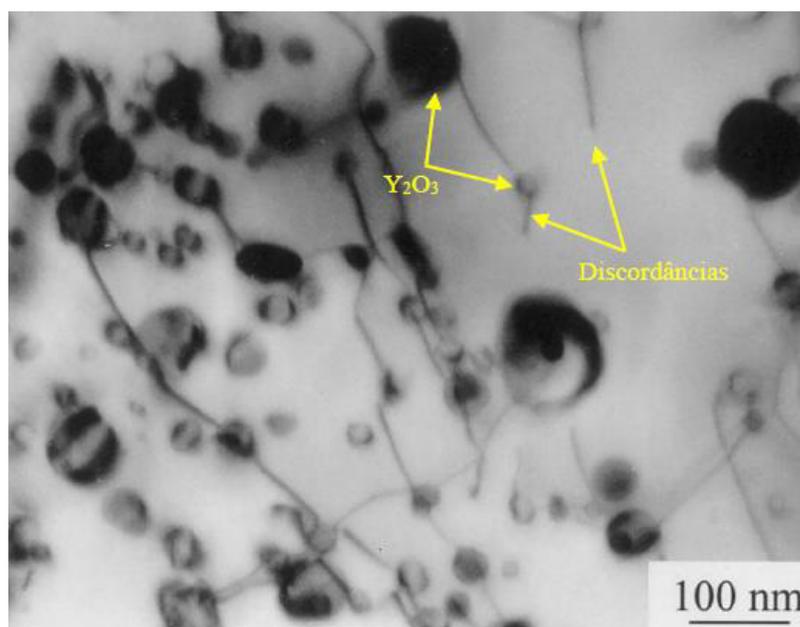
O mecanismo de endurecimento por dispersão de óxidos é similar ao de endurecimento por precipitação, pois o bloqueio das discordâncias na rede cristalina é feito através de partículas de finos óxidos refratários ( $Y_2O_3$ ,  $ThO_2$ ) presentes na matriz (GEDDES et al., 2010). No entanto, existem algumas diferenças entre o mecanismo de endurecimento por dispersão de óxidos e o endurecimento por precipitação, a começar pelo processo, pois, as ligas endurecidas por dispersão de óxidos são fabricadas pelo processo de ligação mecânica (*mechanical alloying*), que consiste em um moinho de bolas utilizado para misturar mecanicamente os pós metálicos e os óxidos. O resultado desse processo é a formação de partículas muito finas, na ordem de 0,025 – 0,050  $\mu m$ , com um espaçamento entre si na faixa de 0,5  $\mu m$ . (ASM, 1993b; PESSOA, 2014).

Os óxidos formados nesse processo são dispersóides incoerentes da rede cristalina, fazendo com que o movimento das discordâncias seja feito contornando as partículas e não através do cisalhamento como ocorre no mecanismo de precipitação. Além disso, processos como a soldagem não são recomendados para essas ligas, pois elas

apresentam uma densidade baixa e as partículas de óxidos tendem a flutuar sobre a superfície da zona fundida (SILVA, 2010).

Na Figura 5 é possível observar uma partícula de óxido de Ítrio na microestrutura de uma superliga de níquel PM 1000, além das discordâncias bloqueadas pelos óxidos dispersos na matriz.

Figura 5. Microestrutura da superliga de níquel PM 1000 endurecida por dispersão de óxidos.



Fonte: MINÁ, 2015; Adaptado de HEILMAIER et al., 2000.

#### 2.2.4. Ligas fundidas

As ligas pertencentes a esse grupo são projetadas para os processos de fundição, portanto podem apresentar os mecanismos de endurecimento tanto por solução sólida quanto por precipitação. No entanto, estas ligas apresentam problemas de soldabilidade, e normalmente não são soldadas por processos que envolvem arco elétrico. Isso se deve a presença de uma considerável quantidade de silício em sua composição química, que tem a função de melhorar a fluidez do metal fundido (MIRANDA, 2002).

### 2.3. Características microestruturais das superligas de níquel

As superligas a base de níquel têm uma complexidade na sua microestrutura devido à grande variedade de elementos de liga que apresentam em sua composição química.

Muitas dessas ligas possuem considerável quantidade de elementos como cromo, molibdênio, titânio e cobalto. Já outros elementos aparecem em uma menor fração, como tungstênio, rênio, nióbio, tântalo e zircônio (MINÁ, 2015).

Nas superligas de níquel, o cromo promove a formação de uma camada passivadora, constituída por uma película de óxido de cromo, fortemente aderida na superfície. Além disso, aumenta a resistência à corrosão em ambientes contendo ácido nítrico e ácido crômico (SILVA, 2010). Já o ferro, atua no mecanismo de resistência por solução sólida, aumentando a solubilidade do carbono no níquel, melhorando a resistência em altas temperaturas. Porém, em determinadas aplicações, o ferro deve ser controlado para não comprometer a resistência à corrosão da liga (SILVA, 2010).

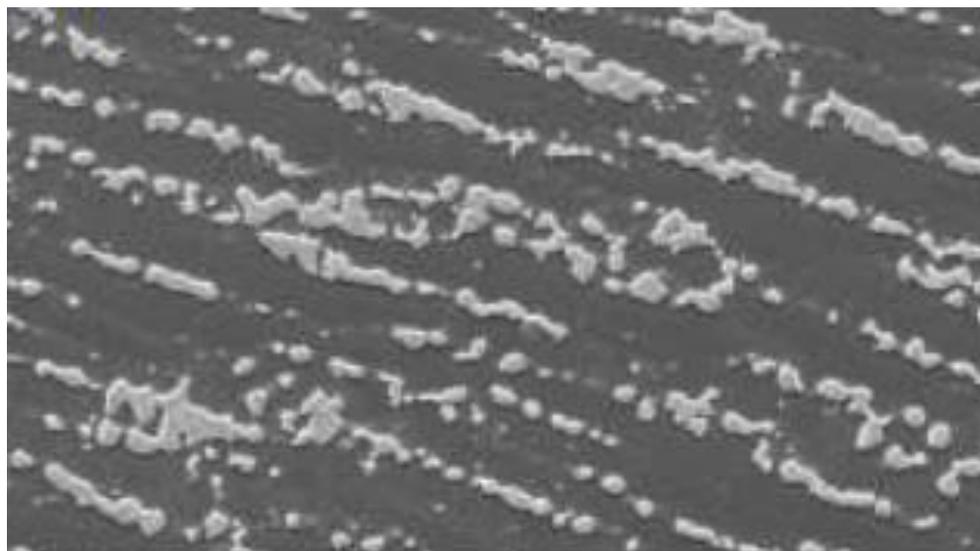
O molibdênio e o tungstênio possuem características similares, atuando no aumento da resistência do material às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência à alta temperatura. Além disso, os dois elementos promovem a formação de fases TCP, que são nocivas às propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material (ASM, 1993b).

O manganês possui uma afinidade com o enxofre e auxilia no controle de efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados. O silício apresenta-se, normalmente, em quantidades inferiores a 0,4%, sendo considerado na maioria das vezes apenas como um subproduto de alguma reação de desoxidação (TANCRET, 2003). O carbono também é encontrado em quantidades mínimas, e sua principal atuação na metalurgia do material é através da precipitação de carbonetos, devido a reação com outros elementos de liga presentes. De acordo com a morfologia, estes carbonetos podem ter efeitos benéficos ou não (TANCRET, 2003).

### **2.3.1. Matriz $\gamma$**

As ligas de níquel são constituídas por uma matriz  $\gamma$  é contínua e homogênea de estrutura CFC a base de níquel. Além disso, a fase  $\gamma$  é não magnética e capaz de solubilizar consideráveis concentrações de ferro, cromo, molibdênio, tungstênio e cobalto em solução sólida (SILVA, 2010). A Figura 6 apresenta a matriz  $\gamma$  presente na liga Inconel 625, na condição soldada através do processo TIG.

Figura 6. Micrografia da matriz  $\gamma$ -CFC da liga Inconel 625 na condição soldada.



Fonte: SILVA, 2018.

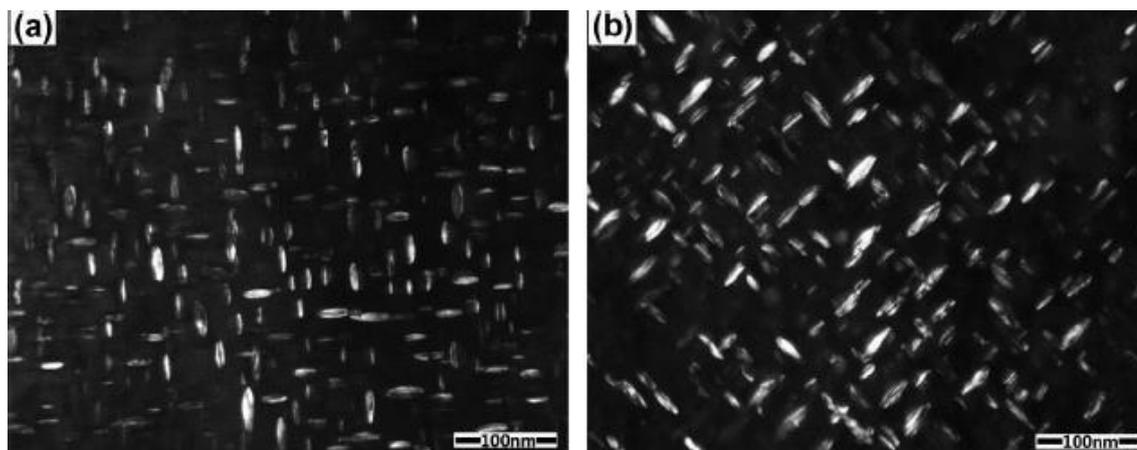
### 2.3.2. Fase $\gamma'$

A fase  $\gamma'$  –  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  é muito comum em ligas de níquel endurecidas por precipitação. É uma fase intermetálica que aumenta a resistência mecânica da liga, mesmo em altas temperaturas, devido ao bloqueio das discordâncias na rede cristalina, exigindo que os esforços solicitados tenham que contornar ou cisalhar os precipitados (PESSOA, 2014). Esses precipitados podem apresentar diferentes morfologias na microestrutura do material e estão mostrados na Figura 3.

### 2.3.3. Fase $\gamma''$

A fase  $\gamma''$  ( $\text{Nb}_3\text{Ni}$ ) é metaestável e apresenta estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado no formato de discos elipsoidais muito finos com diâmetro médio de 60 nm e espessura de 5 a 9 nm. Essa fase se caracteriza por oferecer excelente resistência mecânica em baixas e médias temperaturas (AGUIAR, 2010). Na Figura 7, é possível observar a morfologia da fase  $\gamma''$  com diferentes tamanhos após ser aplicado um envelhecimento térmico.

Figura 7. Fase  $\gamma''$  com diferentes tamanhos feita no microscópio eletrônico de transmissão.



Fonte: CHANG et al., 2014

#### 2.3.4. Carbonetos e boretos

Os carbonetos são formados a partir da introdução de elementos que possuem grande afinidade com o carbono, tais como tungstênio, tântalo, titânio, molibdênio, nióbio e cromo. Durante seu processamento ou serviço, esses elementos podem sofrer uma decomposição em precipitados do tipo MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  e  $M_7C_3$ , onde M representa um ou mais elementos metálicos formadores de carbonetos (SILVA, 2010).

Os carbonetos do tipo MC possuem estrutura cristalina CFC e geralmente se formam ao final da solidificação através de reação eutética com a matriz. Como resultado, esses carbonetos encontram-se geralmente ao redor dos contornos de grãos e em regiões interdendríticas da matriz  $\gamma$  (AGUIAR, 2010).

Já os boretos formam-se a partir da combinação do boro com elementos como cromo ou molibdênio e encontram-se presentes nos contornos de grão, fazendo com que ocorra o desprendimento entre os grãos durante a ruptura em fluência (SILVA, 2010).

Os boretos são partículas duras e refratárias do tipo  $M_3B_2$  com uma morfologia do tipo massivo/volumoso. Nas superligas de níquel, o elemento boro está presente geralmente em teores entre 50 - 500 ppm (AGUIAR, 2010).

#### 2.3.5. Fases Topologicamente compactas

As fases topologicamente compactas (*Topologically Closed-Packed*) ou fases TCP representam compostos intermetálicos presente nas superligas de níquel. A estrutura cristalina

destas fases é constituída por camadas compactas de átomos e são indesejáveis às ligas, pois comprometem as propriedades mecânicas e resistência à corrosão, principalmente durante os tratamentos térmicos ou serviços (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010).

Estas fases são geralmente formadas por elementos como Ni, Cr, Co, Mo, W, Nb e Re. A morfologia das fases TCP varia de acordo com a composição química e o processamento da liga e, geralmente, surgem nas regiões interdendríticas da matriz (SIMS et al., 1987). A Tabela 1 apresenta tipos de fases que podem ser encontradas nas superligas de níquel, além de sua estrutura cristalina e fórmula química.

Tabela 1. Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas respectivas estruturas e fórmulas.

<b>Fase</b>	<b>Estrutura</b>	<b>Fórmula</b>
<b>μ</b>	Romboédrica	(Fe, Co) <sub>7</sub> (Mo, W) <sub>6</sub>
<b>σ</b>	Tetragonal	FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, NiCrMo
<b>P</b>	Ortorrômbica	Cr <sub>9</sub> Mo <sub>21</sub> Ni <sub>20</sub>
<b>Laves</b>	Hexagonal	Fe <sub>2</sub> (Nb, Ti, Mo), Co <sub>2</sub> (Ti, Ta)
<b>δ</b>	Ortorrômbica	Ni <sub>3</sub> Nb
<b>η</b>	Hexagonal	Ni <sub>3</sub> Ti

Fonte: ASM, 1997.

As fases TCP podem ser classificadas em três grandes famílias. A primeira corresponde às fases do tipo  $\sigma$ . Já na segunda família, temos as fases Laves e  $\mu$ , enquanto que a terceira família incluem fases como P e  $\delta$  (SILVA, 2010). A seguir, serão discutidas e detalhadas algumas dessas fases TCP's.

Nas ligas Ni-Cr-Mo estas fases são, em geral, indesejáveis sob vários aspectos, principalmente no que diz respeito às propriedades mecânicas e soldabilidade da liga. A formação dessas fases na estrutura causa um aumento na faixa de solidificação das ligas, elevando a susceptibilidade à formação de trincas. Além disso, por sua estrutura cristalina ser complexa, ela dificulta os planos de deslizamento podendo reduzir a tenacidade e ductilidade quando presente em grandes proporções. Outro ponto é que a alta concentração de Cr e Mo nestas ligas reduz a concentração destes elementos na matriz, causando uma redução na resistência à corrosão do material (DUPONT, 2009; PESSOA, 2014).

Em seus estudos, Summers et al. (2000) avaliaram a microestrutura da liga Hastelloy C-22 após a soldagem pelo processo TIG. Os resultados mostraram que as soldas apresentaram uma resistência 25% maior do que o metal base, porém 30 – 40% menos dúctil. Essa diferença foi atribuída às fases TCP, pois embora a elevada dureza dessas promovesse um aumento na resistência mecânica, estas fases serviram como locais propícios para a nucleação de micro-vazios durante a deformação plástica. Dessa forma, a fratura ocorreu de forma mais rápida quando comparada ao metal base, que não tinha estas fases presentes. Na Tabela 2 é possível observar a composição química de algumas fases TCP típicas encontradas em diferentes ligas de níquel.

Tabela 2. Composições químicas de algumas fases TCP's presentes na zona fundida de determinadas superligas de níquel.

Liga	Composição				
	Ni	Mo	Cr	W	Fe
<b>Fase <math>\mu</math> - hexagonal</b>					
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	39	19	6	-
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	33	41	16	6	4
<b>Fase <math>\sigma</math> - tetragonal</b>					
AL6XN (48Fe-21Cr-6Mo)	13	17	29	-	38
Ni-44Fe-20Cr-12Mo	15	21	26	-	38
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	35	35	23	4	2
<b>Fase P – ortorrômbica</b>					
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	37	22	5	2
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	34	40	16	7	4
Ni-20Cr-24Mo	31	47	21	-	-

Fonte: DUPONT, 2009

- **Fase  $\mu$**

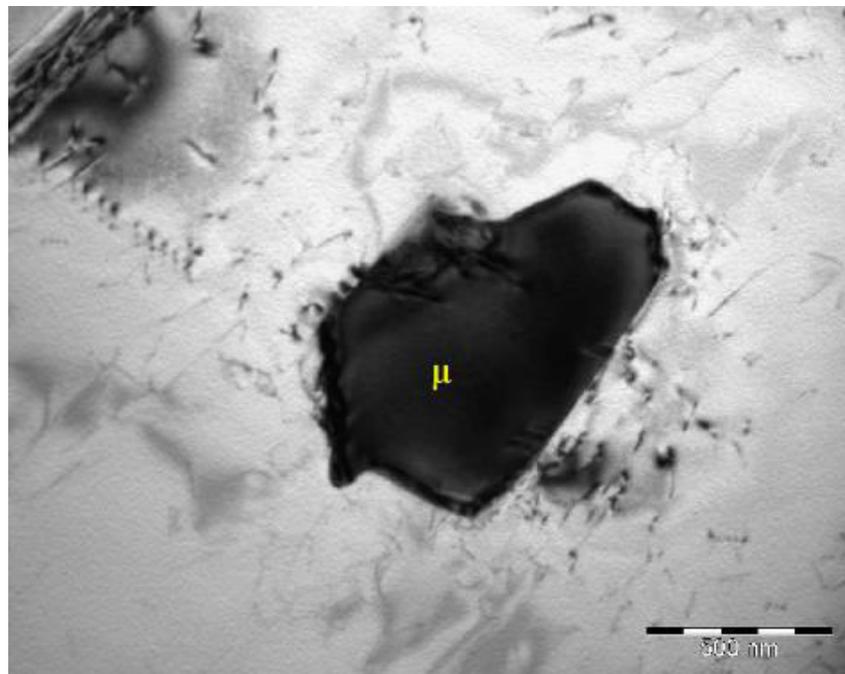
A fase  $\mu$  é um composto intermetálico frágil e duro, que apresenta estrutura cristalina do tipo romboédrica e que está presente em diversas ligas comerciais de Ni, Fe e Co. Esta fase é constituída principalmente por elementos refratários como Ta, Mo, Nb e W (SILVA, 2010; ASM, 1993b).

Em ligas de níquel, a fase  $\mu$  possui um efeito prejudicial nas propriedades mecânicas, pois sua formação é responsável por uma diminuição nos elementos de liga que são responsáveis pelo aumento da resistência mecânica da matriz. Ligas que possuem altos teores de Mo e W são susceptíveis a formação da fase  $\mu$  (SILVA, 2010). Além disso, esta fase

causa uma considerável degradação da tenacidade ao impacto e na resistência à corrosão do material (PESSOA, 2014).

A morfologia da fase  $\mu$  pode ser tanto na forma de nódulos ou glóbulos quanto na forma de agulhas ou plaquetas de Widmanstatten (SILVA, 2010). A Figura 8 apresenta a presença da fase  $\mu$  na zona fundida da liga Inconel 686 na soldagem de revestimentos pelo processo TIG, com alimentação de arame frio.

Figura 8. Fase  $\mu$  presente na zona fundida da liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).



Fonte: CIESLAK, 1986.

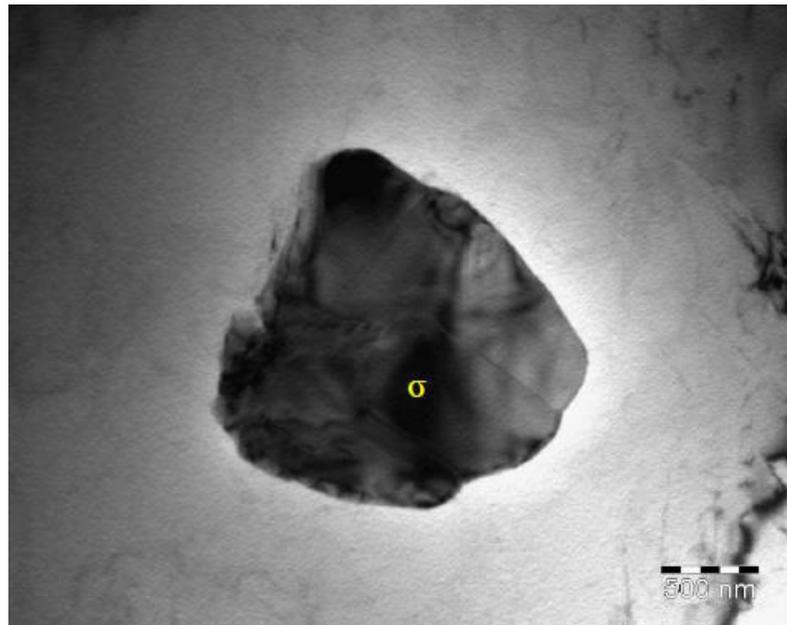
- **Fase  $\sigma$**

A fase  $\sigma$  é um composto intermetálico observado em vários tipos diferentes de sistemas binários. As ligas com teores mais elevados de metais de transição CCC, como Ta, Nb, Cr, W e Mo, são as mais susceptíveis à formação desta fase. A fase  $\sigma$  apresenta uma alta dureza e possui natureza frágil e tem tendência a precipitar na forma de longas placas ou com a forma de agulhas, que propiciam uma condição bem favorável à iniciação e propagação de trincas no material (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010).

Isto ocorre devido à formação da fase  $\sigma$  ser através do consumo dos metais refratários que estão presentes em solução sólida na matriz  $\gamma$ , levando a uma diminuição na

concentração dos mesmos e resultando na perda de resistência mecânica da matriz (AGUIAR, 2010). Na Figura 9 é possível observar a morfologia de agulha da fase  $\sigma$  na liga Inconel 686, após ser soldada em um revestimento pelo processo de soldagem TIG.

Figura 9. Fase  $\sigma$  na zona fundida da liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).



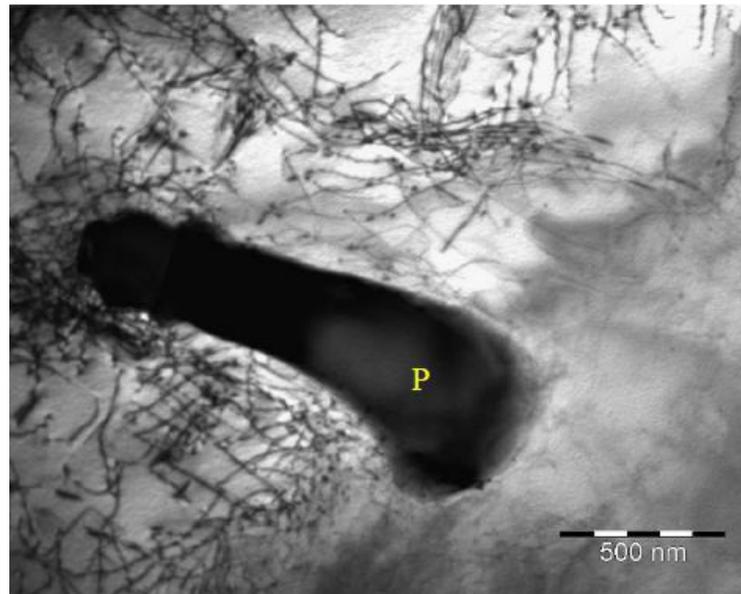
Fonte: MINÁ, 2015.

- **Fase P**

A fase P encontrada em ligas comerciais de Ni-Cr-Mo tem uma estrutura cristalina ortorrômbica, sendo considerada uma variação da fase  $\sigma$  (SILVA, 2010). A composição química da fase P e da fase  $\sigma$  se assemelha, pois ambas as fases têm elevados teores de elementos como W, Cr, Mo, Ni e Co (MINÁ, 2015).

A fase P pode apresentar diferentes tipos de morfologia na microestrutura do material. As partículas podem ser agulhadas (Widmanstätten), na forma ou blocos ou apresentar formas mais complexas como a celular (SILVA, 2010). Nas ligas Ni-Cr-Mo, a adição de Fe e Cr expande o campo da fase  $\sigma$ , enquanto que a adição de Mo e W expandem o campo da fase P (DUPONT, 2009). Na Figura 10, a fase P está presente na liga Inconel 686 após o processo de soldagem TIG.

Figura 10. Fase P presente na liga Inconel 686 realizada por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).



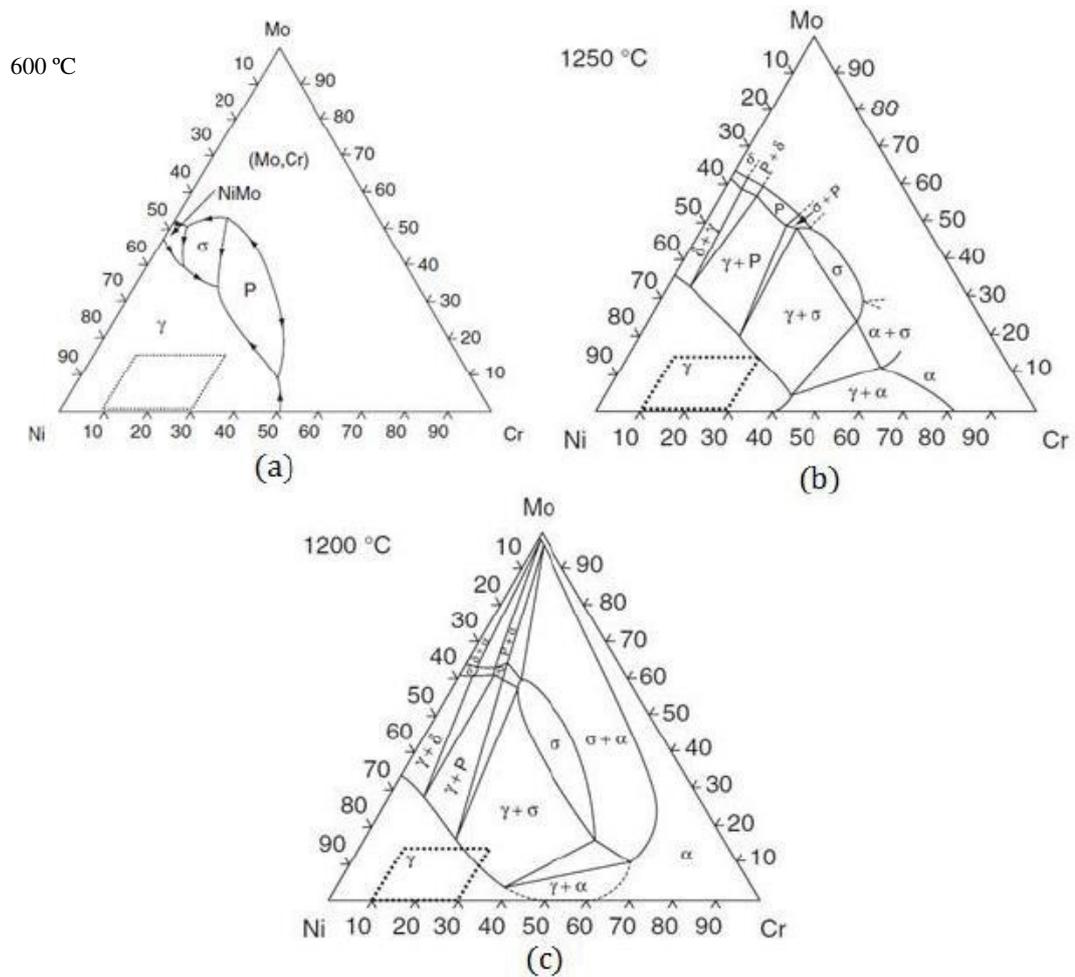
Fonte: MINÁ, 2015.

#### 2.4. Ligas da família Ni-Cr-Mo

As ligas do sistema Ni-Cr-Mo apresentam elevada resistência mecânica decorrente do mecanismo de endurecimento por solução sólida, principalmente através dos elementos Cr e Mo (MINÁ, 2015).

Estas ligas tiveram seu desenvolvimento voltado para resistirem à corrosão em ambientes em meios aquosos (LIPPOLD et al., 2009). Ligas que contém elementos como W e Mo em níveis mais elevados, como as ligas C276, C22 e Inconel 686, foram projetadas para conferir uma elevada resistência à corrosão por pites e por frestas. Com isso, a aplicação destas ligas pode ser feita em plantas de processamento de gases oriundas da queima de combustíveis fósseis, que são ambientes severos com concentrações de cloro acima de 100.000 ppm, além de espécies oxidantes como cloreto férrico e cúprico, e uma grande variedade de concentrações de ácido sulfúrico (LIPPOLD et al., 2009). A projeção da região liquidus e uma série de isotermas em diferentes temperaturas são mostradas no diagrama ternário Ni-Cr-Mo da Figura 11.

Figura 11. Diagrama ternário do sistema Ni-Cr-Mo com a projeção da região liquidus e as isothermas (a) 600 °C, (b) 1250 °C, (c) 1200 °C.



Fonte: LIPPOLD et al., 2009.

Por meio da análise da Figura 11 é possível observar vários detalhes. Primeiro, a presença de Mo estabiliza uma vasta gama de compostos intermetálicos. Segundo, a solidificação destas ligas sempre se inicia com a matriz  $\gamma$ , porém o Mo segrega de forma acentuada para o líquido durante a solidificação, causando um enriquecimento de Mo no líquido. Com isso, ao final da solidificação a microestrutura apresentará compostos intermetálicos nas regiões interdendríticas, principalmente na soldagem (DUPONT, 2009).

Além disso, é possível observar que para uma dada composição é possível estabilizar outras fases em diferentes temperaturas. Em 1250 °C (Figura 11b) há tendência de apresentar apenas a matriz  $\gamma$  presente na microestrutura, em condições de equilíbrio. Enquanto que em 1200 °C (Figura 11c) nota-se o potencial de nucleação da fase  $\sigma$ . Portanto, pequenas variações na temperatura podem ocasionar o surgimento de fases deletérias na microestrutura do material, e deve-se levar isso em consideração no momento da fabricação da liga ou se um

tratamento térmico é desejável (MINÁ, 2015).

## 2.5. Liga Hastelloy C-22

A liga Hastelloy C-22 (UNS N06022) foi desenvolvida em meados da década de 1980, e pertence a família das ligas Ni-Cr-Mo. Pertencente à segunda geração das superligas de níquel, a C-22 apresenta excelente resistência à corrosão em ambientes contendo soluções concentradas de cloreto (REBAK et al., 2009).

O desenvolvimento desta liga surgiu devido às ligas C-4 e C-276 não apresentarem uma boa resistência à corrosão em soluções oxidantes, não halogenadas, por causa do seu teor de cromo (16%) ser relativamente baixo. Portanto, uma liga com um maior teor de Cr foi necessária, além de um balanço controlado dos elementos Mo e W. Desta forma, surgiu a liga Hastelloy C-22 que possui propriedades superiores de resistência à corrosão, além de uma boa estabilidade térmica (AGARWAL et al., 1997). A composição química da liga C-22 é mostrada na Tabela 3, em comparativo com as composições químicas da liga C-4 e C-276.

Tabela 3. Composição química das ligas Hastelloy C-22, C-4 e C-276.

<b>Liga</b>	<b>Ni (%)</b>	<b>Cr (%)</b>	<b>Mo (%)</b>	<b>W (%)</b>	<b>Fe (%)</b>	<b>Mn (%)</b>	<b>C (%)</b>	<b>Co (%)</b>	<b>Si (%)</b>	<b>Ti (%)</b>
<b>C-22</b>	Balanço	20,0 – 22,5	12,5 – 14,5	2,5 – 3,5	2,0 – 6,0	0,5 (máx.)	0,015 (máx.)	2,5 (máx.)	0,08 (máx.)	-
<b>C-4</b>	Balanço	14,0 – 18,0	14,0 – 17,0	-	3,0 (máx.)	1,0 (máx.)	0,015 (máx.)	2,0 (máx.)	0,08 (máx.)	0,7 (máx.)
<b>C-276</b>	Balanço	14,5 – 16,5	15,0 – 17,0	3,0 – 4,5	4,0 – 7,0	1,0 (máx.)	0,010 (máx.)	2,5 (máx.)	0,08 (máx.)	-

Fonte: Adaptado de ASTM B575, 2017.

Através da Tabela 3, é possível observar que existe uma semelhança na composição química das três ligas de níquel. A diferença da Hastelloy C22 para as outras duas

ligas mostradas na tabela está no teor a mais de Cr presente em sua composição química, além da presença ou não de W e Ti em sua estrutura.

A liga Hastelloy C-22 pode ser usada em uma gama de aplicações, como na indústria de processos químicos, tratamento de resíduos nucleares, decapagem de materiais, indústria de papel e celulose, equipamento para controle da poluição e, na indústria de petróleo e gás. Isso se deve às suas boas propriedades mecânicas em altas temperaturas, além de sua excelente resistência à corrosão (REBAK, 2009). A Tabela 4 apresenta as principais propriedades mecânicas da liga Hastelloy, além de sua densidade, informados na norma ASTM B575.

Tabela 4. Propriedades mecânicas da liga Hastelloy C-22.

<b>Propriedades Mecânicas da liga C-22</b>	
<b>Densidade</b>	<b>8,69 g/cm<sup>3</sup></b>
<b>Limite de resistência à tração (LRT)</b>	<b>690 MPa mín</b>
<b>Limite de escoamento (LE)</b>	<b>310 MPa mín</b>
<b>Alongamento percentual após ruptura de 2 polegadas (50,8 mm)</b>	<b>45% mín</b>
<b>Dureza Vickers (1, 5, 10, 30 kgf)</b>	<b>248 HV, máx</b>

Fonte: Adaptado de ASTM B575, 2017.

Com relação à microestrutura, a liga Hastelloy C-22 pode apresentar as fases  $\sigma$ , P e  $\mu$  em sua estrutura cristalina, quando expostas a temperaturas na faixa de 600 – 1000 °C, o que pode ocorrer durante o processo de soldagem utilizando esta liga (CIESLAK, 1986). Estas fases são deletérias e causam uma perda na resistência à corrosão da liga e na ductilidade. As fases TCP precipitam-se inicialmente nos contornos de grãos, mas com o passar do tempo podem progredir para regiões internas do grão (REBAK, 2009).

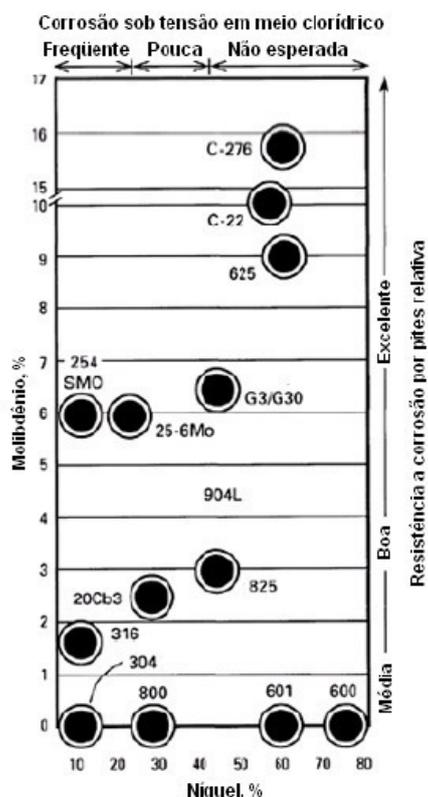
### 2.5.1. Resistência à corrosão da Hastelloy C-22

As ligas de níquel possuem uma boa resistência à corrosão e a oxidação em meios agressivos. No entanto, alguns fatores podem influenciar a taxa de ataque nas superligas de níquel, tais como: o meio corrosivo, acidez, temperatura, concentração, movimento relativo da superfície do metal, presença de inibidores ou aceleradores, dentre outros (ASM, 1993a).

Um dos tipos de corrosão mais frequente nas ligas a base de níquel é a corrosão por pites, bastante comum na indústria petroquímica. Certas substâncias químicas, principalmente sais e, em particular, cloretos são reconhecidamente formadores de corrosão por pites. O grande problema com relação à formação de cloretos é porque estes podem destruir a camada passivadora formada pelo óxido de cromo, penetrando no material, tornando-o exposto ao ataque pelo meio corrosivo (PESSOA, 2009).

Com relação aos elementos químicos, o cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão. Ele é o formador da camada passivadora de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) com uma elevada aderência na superfície do material. O cromo aumenta a resistência à corrosão em meios que contém ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) e ácido crômico ( $\text{H}_2\text{CrO}_4$ ). Já molibdênio e o tungstênio são elementos que aumentam a resistência à corrosão localizada, como pites e frestas, em atmosferas ácidas não oxidantes (MINÁ, 2015). Na Figura 12, é possível observar o efeito do teor de molibdênio e de níquel na resistência à corrosão por pites em ambientes contendo cloreto.

Figura 12. Efeito do teor do Ni e Mo de diferentes materiais na resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão em meio clorídrico.



Fonte: ASM, 1997.

Por meio da análise da Figura 12, é possível observar que as ligas de níquel exibem um desempenho superior quanto à resistência à corrosão por pites do que os aços inoxidáveis. Além disso, a Hastelloy C-22 apresenta uma boa resistência à corrosão nesse meio devido ao alto teor de molibdênio presente em sua composição química.

A liga Hastelloy C-22 apresenta em sua composição química um nível mais elevado de molibdênio e tungstênio, fazendo com que este material tenha uma elevada resistência à corrosão localizada, podendo ser aplicado em ambientes que apresentem condições severas ao ataque por meio corrosivo. Essas aplicações consistem em ambientes de corrosão superiores 100.000 ppm de Cl, juntamente com espécies oxidantes, como cloreto férrico e cúprico, além de uma ampla variedade de concentrações de ácido sulfúrico (CIESLAK, 1986).

Agarwal et al. realizou o ensaio G48 (10% cloreto férrico) em quatro diferentes ligas de níquel, Hastelloy C-22, Hastelloy C-276, Inconel 686 e Nicrofer 59. O ensaio G48 consiste em um teste de imersão que submete o material a uma solução de 6% de cloreto férrico com 1% de ácido clorídrico, sob temperatura ambiente ou elevada (50 °C). Os resultados do ensaio são feitos de forma visual, e caso a amostra não apresente falha na

primeira análise, é então realizado um acréscimo de 5 °C até a temperatura atingir 85 °C (ASTM G48, 2011). A Tabela 5 mostra o comportamento crítico da corrosão por pites (CPT) e por frestas (CCT) destas ligas.

Tabela 5. Temperatura crítica de corrosão por pites e por frestas em superligas de níquel, com base na norma ASTM G48.

Liga	Cr	Mo	CPT (°C)	CCT (°C)
<b>C-22</b>	21	13	>85	58
<b>C-276</b>	16	16	>85	>85
<b>686</b>	21	16	>85	>85
<b>59</b>	23	16	>85	>85

Fonte: AGARWAL et al., 1997.

É importante levar em consideração que o cálculo das temperaturas descritas no estudo de Agarwal et al. considera que a microestrutura está homogênea do ponto de vista composicional e microestrutural. Por meio da análise da Tabela 5, o resultado mais baixo na resistência à corrosão por frestas (CCT) da liga 22 pode ser atribuído ao menor teor de Mo em sua composição, quando comparado com as outras ligas (AGARWAL et al., 1997). Para a realização do ensaio com a liga 22, a temperatura inicial deveria ser de 110 °C, através da aplicação da equação presente na norma. Portanto, essa temperatura é muito acima da condição imposta pela norma e, pode ser o motivo da liga 22 não apresentar corrosão por pites nem mesmo na situação mais extrema, em condições de equilíbrio. No entanto, na soldagem, a solidificação ocorre em condições fora do equilíbrio, o que pode gerar gradientes de composição que reduzem a resistência à corrosão.

Gorhe et al. (2004) fez um estudo do ensaio DL-EPR na liga 22 soldada pelo processo TIG, em quatro diferentes condições, na temperatura de 60 °C. Em três amostras foi realizado um tratamento térmico pós-soldagem da seguinte forma: 760 °C por 1 hora; 760 °C por 140 horas; 700 °C por 24 horas. A solução eletrolítica utilizada foi a seguinte: 2 M HCl + 0,01 M KSCN. A corrente de pico foi denotada como  $I_a$  e a corrente de pico durante a varredura reversa foi denotada como  $I_r$ . A razão  $I_a/I_r$  indica o grau de sensibilização da amostra. A Tabela 6 mostra os resultados obtidos para as quatro amostras no estudo.

Tabela 6. Razão entre as correntes de pico na varredura direta (Ia) e varredura reversa (Ir).

<b>Amostra</b>	<b>Mínimo Ir/Ia</b>	<b>Máximo Ir/Ia</b>	<b>Média Ir/Ia</b>
<b>Como soldada</b>	$3.4 \times 10^{-4}$	$5.43 \times 10^{-4}$	$4.27 \times 10^{-4}$
<b>760 °C (1 hora)</b>	$1.97 \times 10^{-4}$	$2.47 \times 10^{-4}$	$2.28 \times 10^{-4}$
<b>760 °C (140 horas)</b>	0.227	0.322	0.290
<b>700 °C (24 horas)</b>	$2 \times 10^{-4}$	$3.98 \times 10^{-4}$	$2.94 \times 10^{-4}$

Fonte: GORHE et al., 2004

O ensaio DL-EPR consiste em uma técnica de análise que permite determinar, por meio de uma polarização potenciocinética, a susceptibilidade de um material à corrosão localizada. Com base na Tabela 6, Gorhe et al., observou que a amostra envelhecida a 760 °C por 140 horas apresentou taxas de reativação de corrente de ativação mais altas em comparação com as outras amostras envelhecidas, ocasionando uma maior perda na sua resistência à corrosão. Dessa forma, os resultados do EPR mostram que o envelhecimento de soldas da liga 22 possivelmente causa uma zona de elementos de liga esgotados nas proximidades dos precipitados intermetálicos.

A análise do pico de corrente de reativação para a amostra como soldada é uma indicação da presença de regiões deletérias ricas em Mo e W. O esgotamento desses elementos pode ocorrer nas regiões interdendríticas da matriz. Summers et al. (2000) relataram um aumento de 2,7 %vol de fases TCP na condição de soldado e, quando envelhecido, o volume de fases TCP aumentou cerca de 5% na amostra de 760 °C ou 700 °C por 20 horas, e 30% após o envelhecimento na amostra de 760 °C por 100 horas.

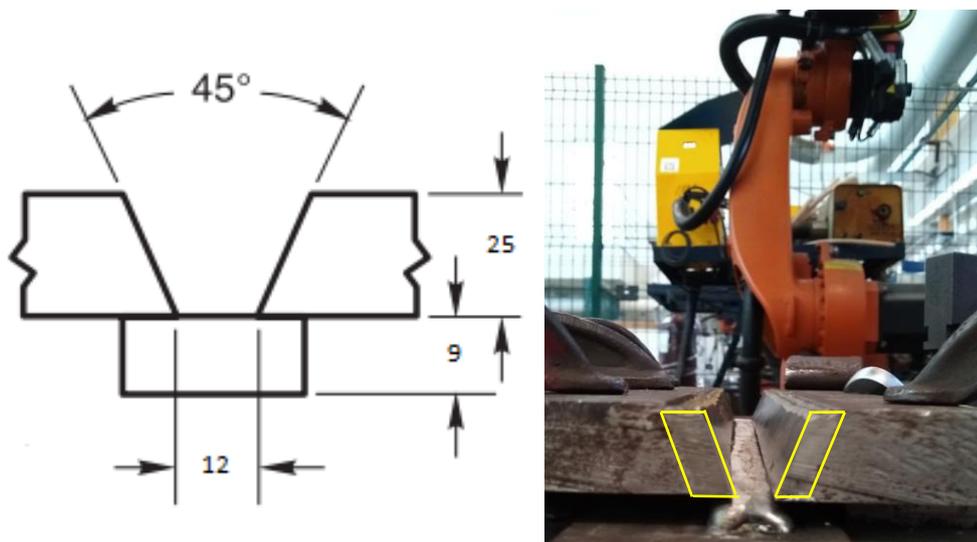
### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente capítulo, serão descritos os materiais e equipamentos, assim como a metodologia utilizada para a realização do presente estudo.

#### 3.1. Materiais

Os materiais utilizados neste estudo para a etapa de soldagem exploratória foram chapas de aço ASTM A36 com 25 mm de espessura. Na etapa de soldagem de enchimento foram utilizados duas chapas de aço ASTM A36. Além disso, utilizou-se um backing de apoio conforme a norma AWS A5.28 para chanfros de 45°. Tanto o backing quanto as faces do bisel da junta foram amanteigadas com o arame da liga 22 em três camadas para evitar qualquer efeito da diluição com o aço. A Figura 13 mostra o desenho esquemático e a imagem da junta antes de começar o enchimento, destacando a região das chapas de aço que foram amanteigadas.

Figura 13. Desenho esquemático da junta (esquerda), com as medidas em mm; junta antes de iniciar a soldagem de enchimento (direita).



Fonte: AWS A5. 28 (esquerda); Própria do autor (direita).

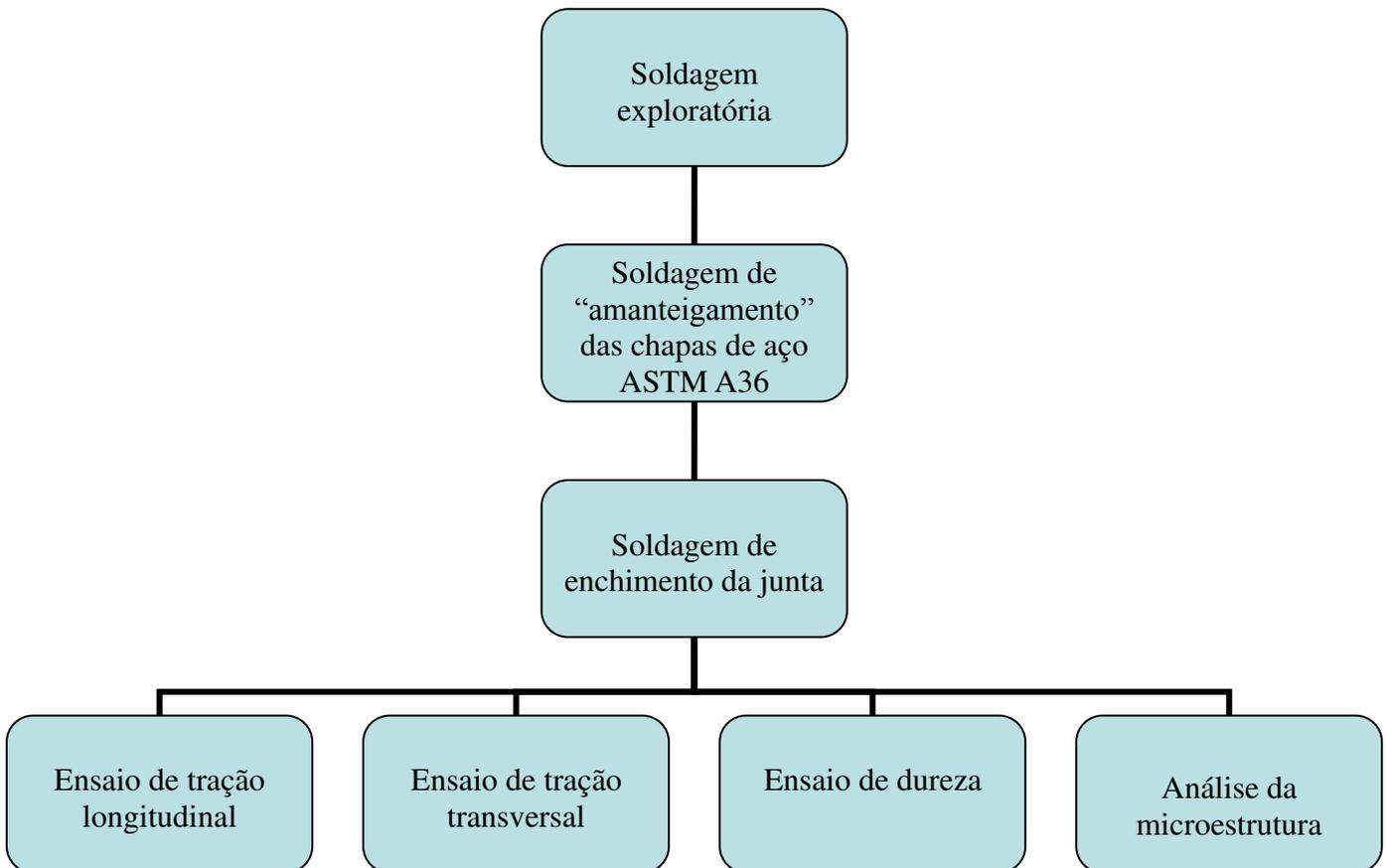
O enchimento da junta foi feito com a liga de níquel ER NiCrMo-10 (Hastelloy C-22), na forma de arame eletrodo com um diâmetro de 1,2 mm. A composição química do arame é similar à encontrada na Tabela 3 para a liga C-22.

A soldagem utilizada no presente estudo foi feita através do processo MIG, com gás de proteção argônio puro, devido sua característica de baixa penetração, ideal para a soldagem de revestimentos, uma vez que são desejados baixos níveis de diluição.

### 3.2. Metodologia

A metodologia do presente trabalho está detalhada no fluxograma da Figura 14, que mostra toda a sequência das etapas que foram realizadas. As etapas serão detalhadas nos tópicos posteriores.

Figura 14. Fluxograma das etapas realizadas no estudo.



Fonte: Própria do autor.

#### 3.2.1. Soldagem exploratória

Na etapa de soldagem exploratória foram realizados cordões de simples deposição em chapas de aço ASTM A36 com 25 mm de espessura, com o objetivo de obter um

parâmetro que apresentasse uma baixa energia e, conseqüentemente, baixa diluição. Os valores obtidos estão mostrados na Tabela 7. Foram tomados como base para as primeiras soldagens exploratórias os parâmetros de soldagem utilizados no estudo de MINÁ (2019), que realizou a soldagem de tubos pelo processo MIG/MAG utilizando ligas de níquel, entre elas a liga Hastelloy C-22. Após isso, pequenas correções foram feitas na velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame (Valim), com o objetivo de conferir uma baixa energia de soldagem.

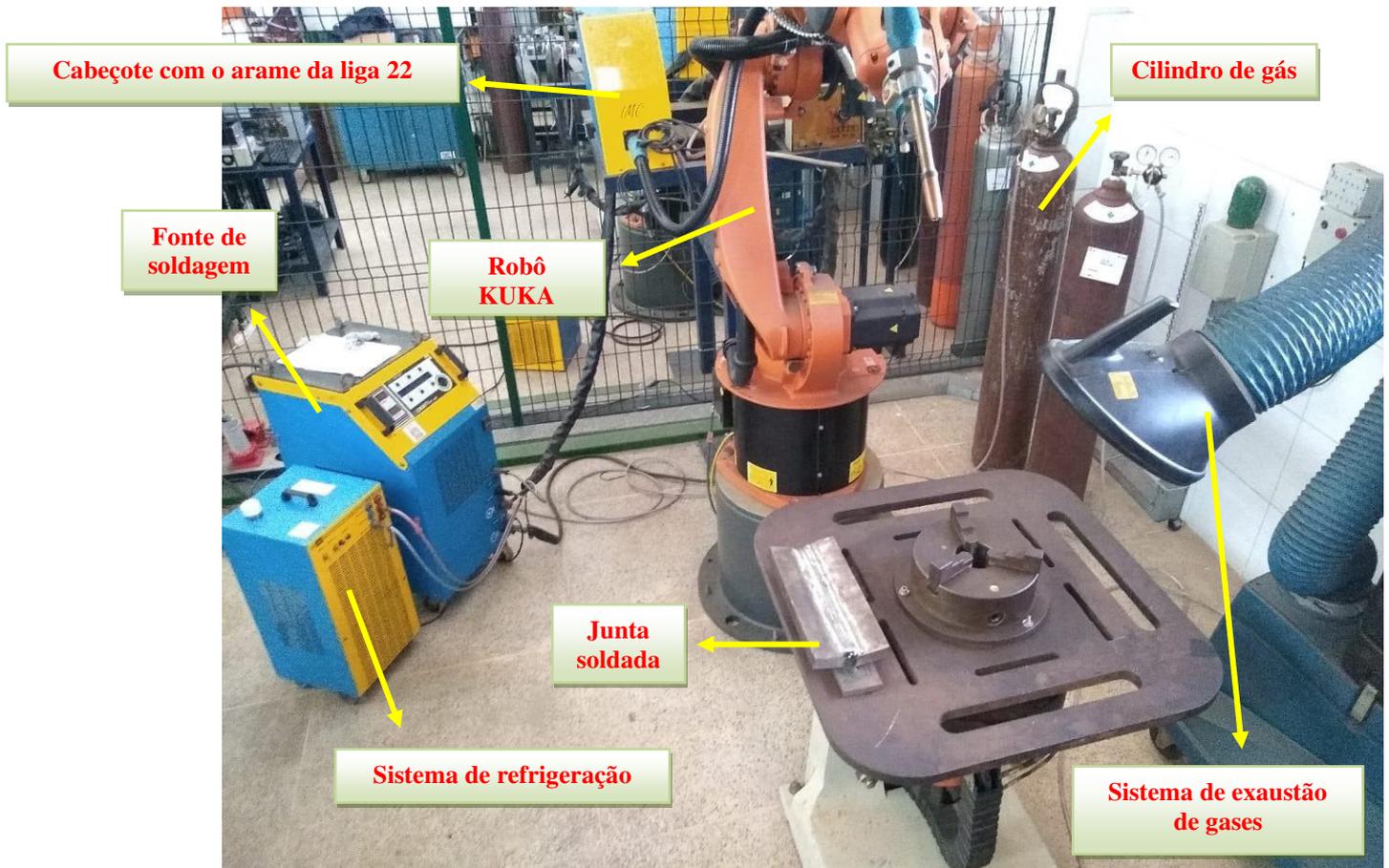
Tabela 7. Parâmetros da soldagem exploratória, de amanteigamento e enchimento da junta.

<b>Parâmetros de soldagem</b>	
<b>Corrente de pico</b>	320 A
<b>Corrente de base</b>	100 A
<b>Tempo de pico</b>	2,2 ms
<b>Tempo de base</b>	4,4 ms
<b>Velocidade de soldagem</b>	35 cm/min
<b>Velocidade de alimentação do arame</b>	6,1 m/min
<b>Energia de soldagem</b>	0,7 kJ/mm
<b>Temperatura interpasses</b>	100 – 150 °C
<b>Tensão média</b>	25 V
<b>DBCP</b>	20 mm
<b>Vazão do gás de proteção</b>	16 l/min

Fonte: Própria do autor.

As soldagens exploratórias e definitivas foram realizadas em uma bancada robotizada com robô KUKA KR16, fonte de soldagem eletrônica, cilindro de gás de proteção argônio puro, sistema de exaustão de gases e sistema de refrigeração. A Figura 15 mostra a bancada de soldagem utilizada para o trabalho.

Figura 15. Bancada de soldagem.



Fonte: Própria do autor.

### 3.2.2. Soldagem de “amanteigamento” e enchimento da junta

Na etapa de soldagem de “amanteigamento” foram realizadas três camadas de solda em duas chapas de aço ASTM A36 com comprimento de 320 mm, largura de 60 mm e espessura de 25 mm. Após a soldagem, as chapas foram usinadas, com o objetivo de corrigir imperfeições superficiais da solda e conferir um ângulo de bisel de 22,5°.

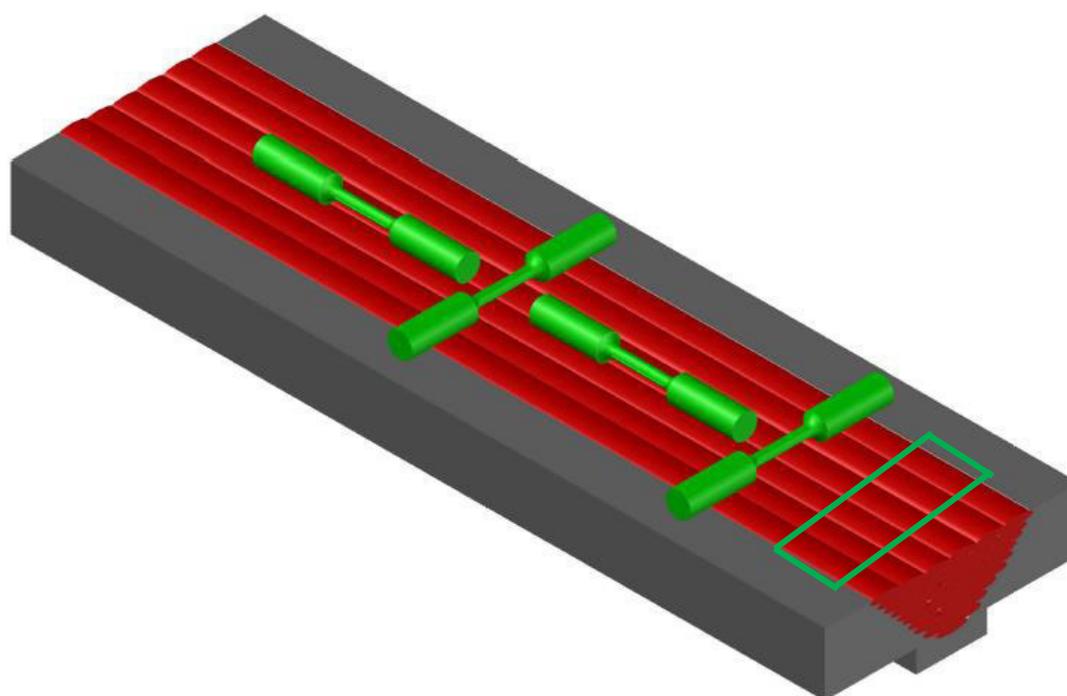
Além disso, seguindo a recomendação da norma AWS A5.28 foram realizadas as soldagens de três camadas em um backing de apoio com as mesmas dimensões das chapas de aço descritas anteriormente. O objetivo das três camadas foi obter, na superfície, valores de diluição próximos à zero, garantindo que a liga Hastelloy C-22 esteja com a sua composição química original, sem nenhuma interferência do metal de base. Os parâmetros de soldagem utilizados nesta etapa foram os mesmos que estão descritos na Tabela 8.

Após a soldagem de “amanteigamento”, as chapas foram posicionadas na bancada robotizada para realizar a etapa de soldagem de enchimento da junta. O objetivo do

enchimento da junta foi obter corpos de prova para ensaios de propriedades mecânicas e análise microestrutural, para a avaliação das características do metal de solda da liga Hastelloy C-22 pura.

Ao término da soldagem, a junta foi cortada em serra fita automática, transversalmente à solda, para a retirada de corpos de prova para ensaios de tração transversal e longitudinal. Além disso, uma amostra foi retirada para realizar uma análise microestrutural e ensaio mecânico de dureza. A região de início e final de soldagem da junta foi descartada, por ser uma região de abertura e fechamento de arco, podendo apresentar defeitos ou discontinuidades. A Figura 16 mostra o desenho esquemático da junta soldada, com a localização dos corpos de prova de tração transversal e longitudinal e a região onde foi retirado a amostra para caracterização da microestrutura e ensaio de dureza.

Figura 16. Desenho esquemático da junta soldada com a liga C22, mostrando a localização dos corpos de prova de tração.



Fonte: Própria do autor.

### 3.2.3. Análise microestrutural

Para a caracterização microestrutural da junta, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 250 do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em

Soldagem (LPTS), mostrado na Figura 17. A amostra retirada da zona fundida foi lixada em lixas d'água nas granulometrias de 80 a 1200 mesh. Após a etapa de lixamento, a amostra foi polida com pasta de diamante de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Para revelar a microestrutura da liga 22, foi realizado um ataque eletrolítico com uma solução de 10% de ácido crômico, com uma corrente de 0,02 A, durante 20 a 30 segundos. A análise microestrutural teve como objetivo observar a microestrutura da zona fundida, assim como a presença de possíveis fases deletérias presentes no material.

Além disso, os corpos de prova rompidos no ensaio de tração também foram avaliados no MEV, a fim de detalhar e discutir melhor os aspectos da fratura que foram encontrados.

Figura 17. Microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 250.



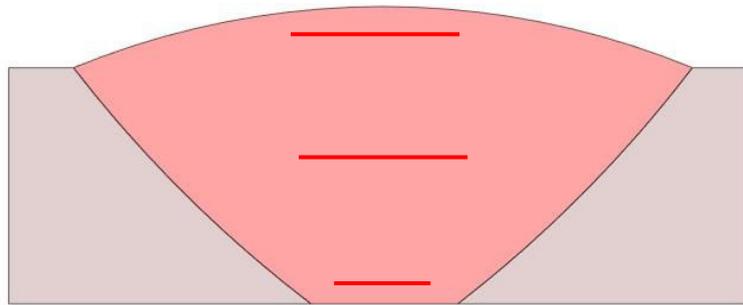
Fonte: Própria do autor.

#### **3.2.4. Ensaio de dureza**

Para a realização do ensaio de dureza, a amostra foi lixada em lixas d'água com granulometria de 80 a 1200 mesh e, posteriormente, foi feito um polimento com pasta de diamante de 3, 6 e 1  $\mu\text{m}$ . Após isso, a amostra passou por um ataque eletrolítico utilizando a mesma solução e os mesmos parâmetros usados na etapa de análise microestrutural. O ensaio

foi feito nos passes de acabamento, enchimento e de raiz, de tal forma que foram realizadas oito impressões em cada uma dessas três regiões da amostra, com o objetivo de verificar alguma variação na dureza que possa existir entre elas. Na Figura 18 é possível observar um desenho esquemático da amostra, com a identificação de onde foram realizadas as medidas de dureza.

Figura 18. Desenho esquemático da amostra, mostrando onde foram realizadas as impressões de dureza.



Fonte: Própria do autor.

O ensaio de dureza realizado foi o Vickers em um durômetro semi-automático Zwick-Roell, mostrado na Figura 19. A carga empregada para a realização do ensaio foi de 10 kgf, com um tempo de impressão de 10 segundos. A distância entre as impressões foi de 1 mm.

Figura 19. Equipamento semi-automático para medição de dureza.



Fonte: Própria do autor.

### 3.2.5. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios universal MTS LandMark 300, com célula de carga de capacidade de 100 kN, ilustrada na Figura 20. O objetivo do ensaio de tração foi obter resultados de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento percentual após a ruptura da liga, além de observar possíveis variações que possam existir entre os resultados do corpo de prova transversal e longitudinal (all weld).

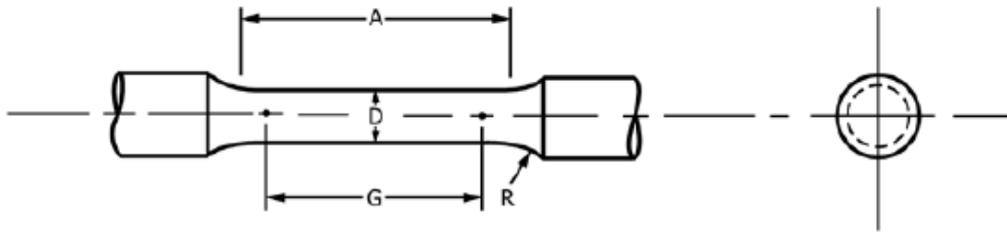
Figura 20. Equipamento para ensaio de tração.



Fonte: Própria do autor.

Para a realização do ensaio, foram retirados quatro corpos de prova da parte central do enchimento, conforme a Figura 16. Após isso, os corpos de prova foram usinados em formato cilíndrico, conforme a norma ASTM E8/E8M – 16a. A Figura 21 mostra o desenho esquemático dos corpos de prova extraídos da norma.

Figura 21. Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio de tração ( $A = 20$  mm;  $G = 16$  mm;  $D = 4$  mm;  $R = 4$  mm).



Fonte: Própria do autor.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O presente capítulo trata dos resultados obtidos após a realização de todos os ensaios mecânicos na junta soldada com a liga Hastelloy C-22, além de uma análise da microestrutura encontrada.

### 4.1. Caracterização microestrutural da zona fundida

A composição química da liga Hastelloy C-22 foi realizada por meio de um EDS, utilizado no presente trabalho está apresentada na Tabela 8. Por meio da análise da Tabela 8, é possível verificar que a composição química da zona fundida medida foi compatível com o especificado pela norma ASTM B575 para a liga 22. O teor de carbono colocado na Tabela 8 foi baseado na norma ASTM B575, pelo fato de a técnica EDS não medir a concentração de carbono no material.

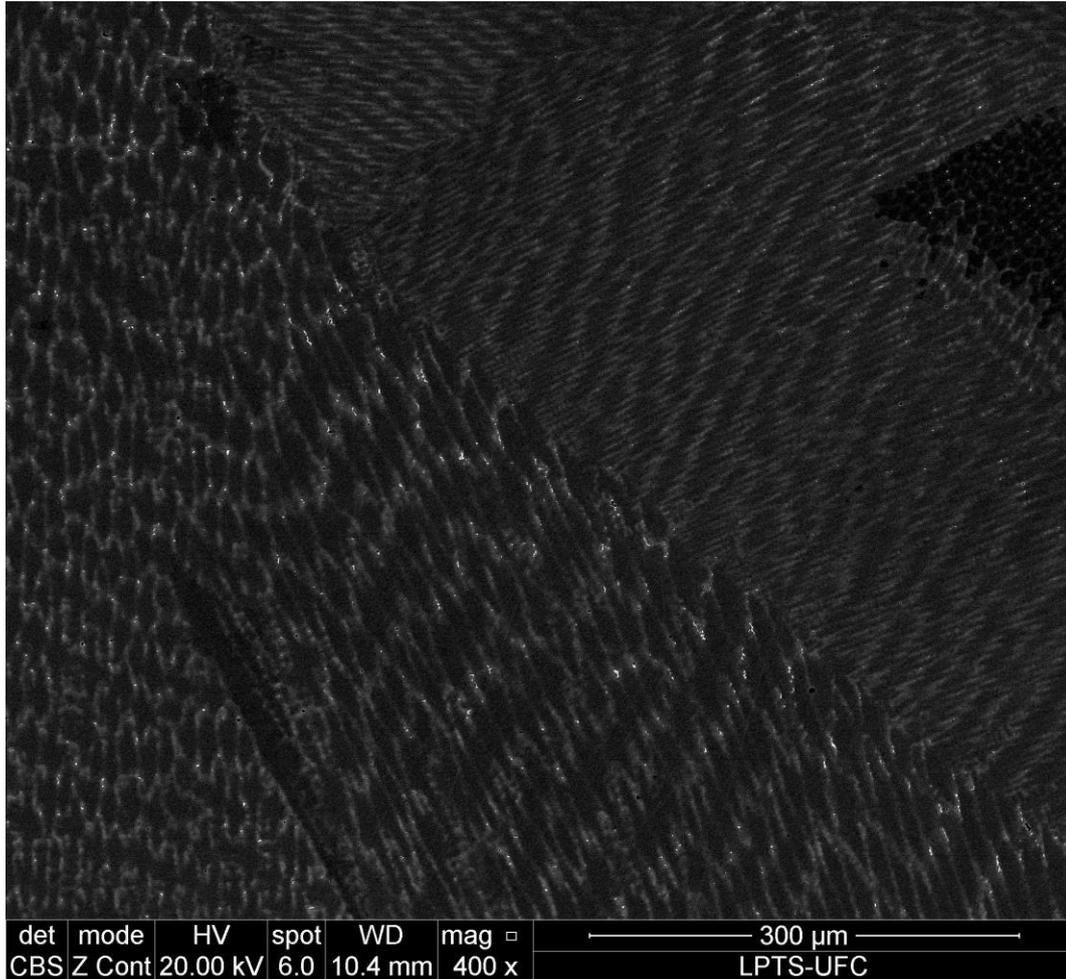
Tabela 8. Composição química da liga Hastelloy C-22.

Liga	C	Co	Cr	Fe	Mn	Mo	Ni	W
<b>Hastelloy C-22</b>	0,015	0,25	21,05	4,96	0,12	13,15	57,35	2,97

Fonte: Própria do autor.

A análise da microestrutura da liga 22 indicou que esta é composta basicamente por uma matriz  $\gamma$ -fcc, além de uma fração de precipitados presentes. Na Figura 22, é possível observar que a solidificação colunar dendrítica se deu em praticamente toda a zona fundida da junta soldada. Além disso, é possível observar na figura as diferentes orientações dos grãos presentes na microestrutura.

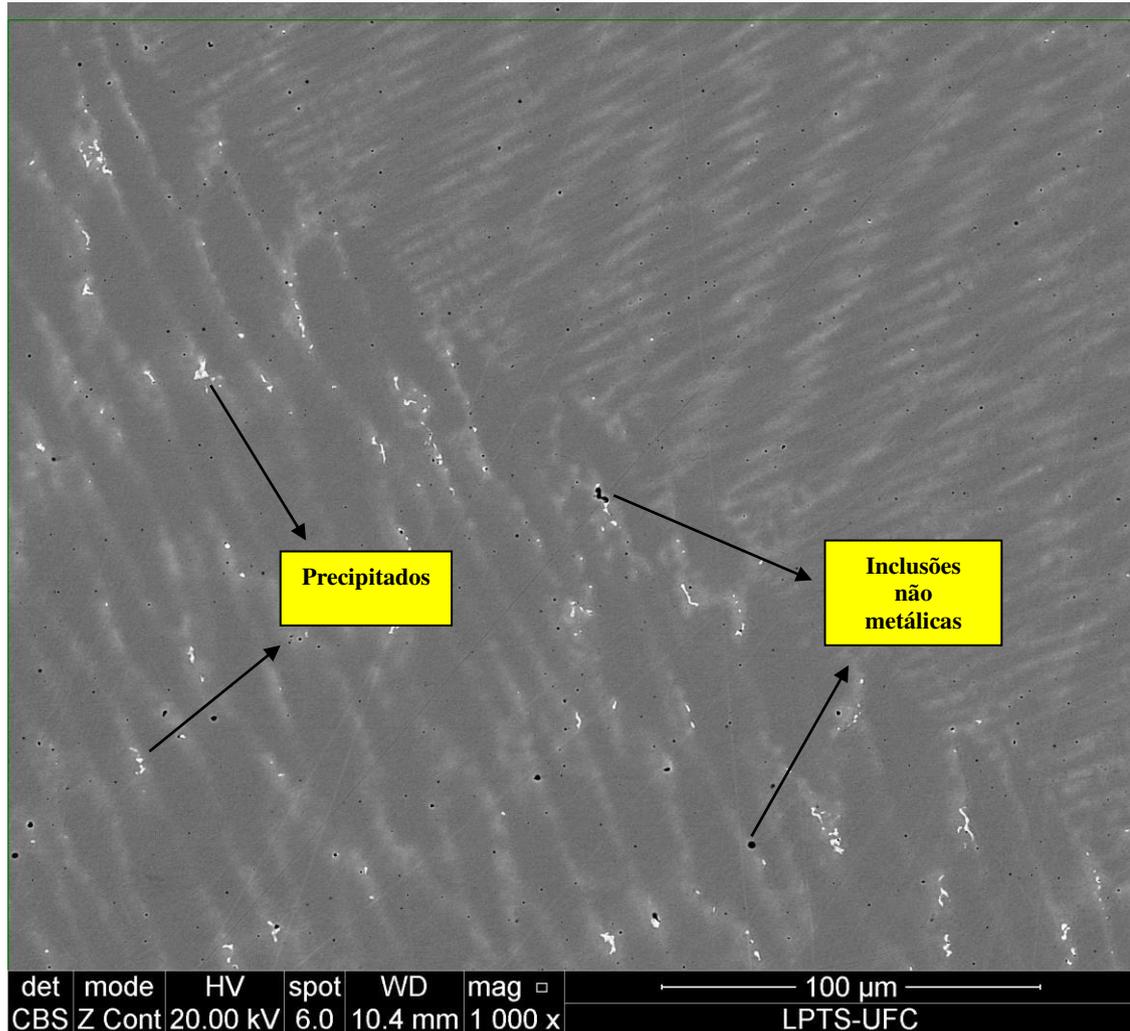
Figura 22. Microestrutura da liga 22 feita por MEV.



Fonte: Própria do autor.

Já na Figura 23, com uma magnificação de 1000x, é possível verificar com uma maior clareza a presença dos precipitados de fases secundárias nas regiões interdendríticas, além de inclusões não metálicas presentes na amostra. Os precipitados podem surgir pelo fato da soldagem ser realizada em condições fora de equilíbrio, com a solidificação ocorrendo mais rápida, o que provoca alterações na microquímica e microestrutura do material.

Figura 23. Microestrutura da liga 22 mostrando precipitados nas regiões interdendríticas.



Fonte: Própria do autor.

CIESLAK et al. (1986), estudou os principais tipos de precipitados que podem ocorrer nas ligas C4, C276 e C22 após passar pelo processo de soldagem TIG. Para a liga C22, as principais fases deletérias encontradas são as fases  $\mu$ ,  $\sigma$  e P. Estas fases são prejudiciais para as propriedades mecânicas da matriz, uma vez que elas são ricas em elementos de liga, como o Mo, responsável pelo aumento da resistência mecânica do material. No entanto, é importante destacar que nos estudos de Cieslak não são numerados dados sobre as propriedades mecânicas destas ligas.

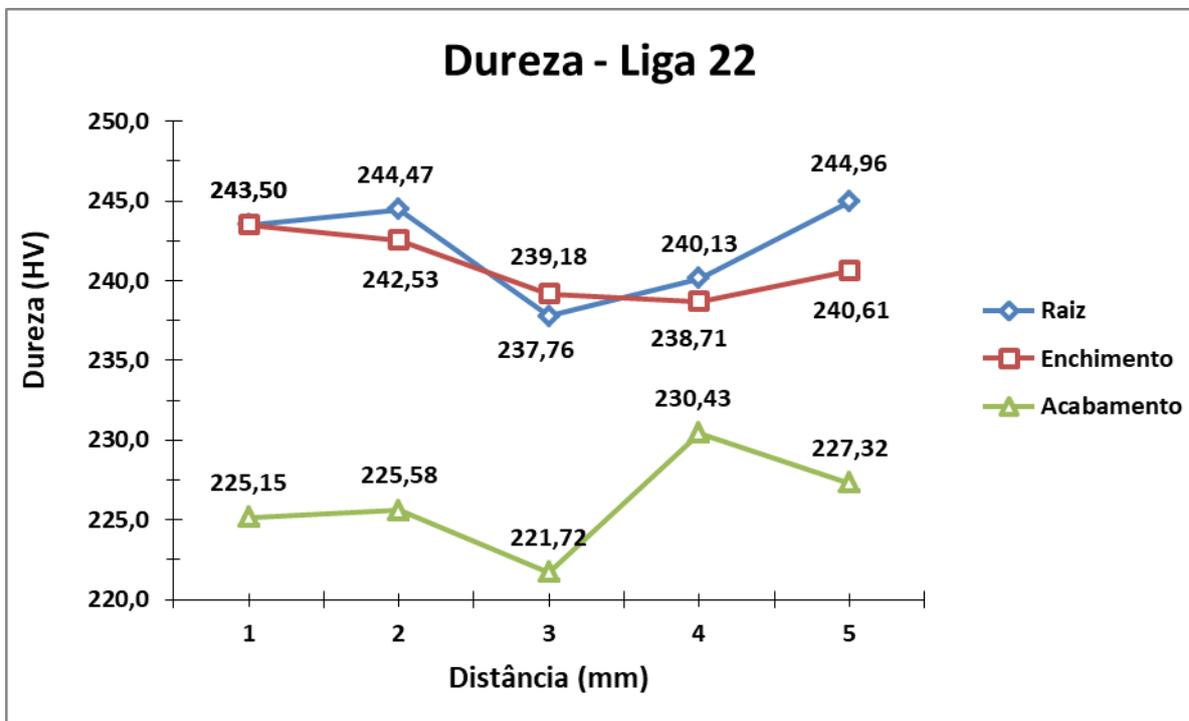
MINÁ (2015) realizou um mapeamento de composição química na zona fundida de uma amostra da liga Inconel 686, que possui composição química semelhante à liga Hastelloy C-22. Em seus estudos, foi observado um comportamento antagônico entre o Ni e Mo, onde o Mo é abundante no interior da região interdendrítica, enquanto o Ni se concentra em maior quantidade nas regiões dendríticas.

Além disso, em seus estudos, MINÁ (2015) identificou por meio de uma análise em microscópio eletrônico de transmissão (MET) os precipitados presentes na amostra soldada com a liga Inconel 686. Diante disso, foram encontrados os precipitados de fases secundárias do tipo  $\mu$ ,  $\sigma$  e P, os mesmos que ocorrem surgem, normalmente, com a soldagem utilizando a liga 22. Foi também realizado um ensaio EDS do precipitado, que apresentou picos elevados de níquel, cromo, molibdênio, ferro e tungstênio.

#### 4.2. Dureza da junta soldada com a liga Hastelloy C-22

A dureza Vickers da amostra foi realizada nas regiões da raiz, enchimento e acabamento, em que foram realizadas oito impressões na horizontal em cada uma das três regiões. Após uma análise das impressões, foi feito um estudo estatístico levando em consideração o desvio padrão e a média das impressões obtidas, com o objetivo de aprimorar os resultados de dureza. A Figura 24 mostra os gráficos com os valores de dureza obtidos nas três regiões citadas acima.

Figura 24. Dureza da liga C22 nas regiões de raiz, enchimento e acabamento.



Fonte: própria do autor.

Por meio do gráfico da Figura 24, é possível observar que a dureza das regiões da raiz e do enchimento apresentaram valores próximos, variando na faixa de 237 a 245 HV10. Além disso, nestas duas regiões a dureza foi superior à encontrada na região de acabamento, que apresentou valores de dureza variando entre 221 a 230 HV10.

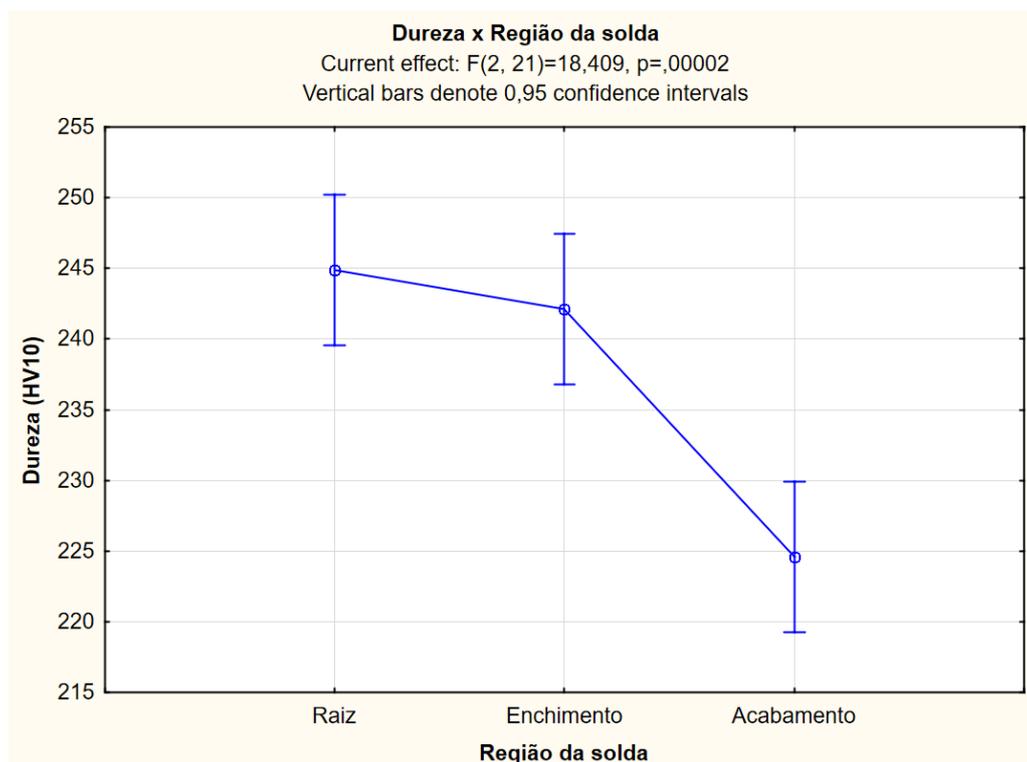
Um tratamento estatístico ANOVA realizado por meio do software STATISTICA®, foi realizado para identificar se a região influencia ou não na dureza da junta soldada, de tal forma que a Figura 25 mostra a imagem de todo o planejamento experimental realizado no estudo. Dessa forma, foi gerado o gráfico ilustrado na Figura 26, que apresenta a média da dureza para as três regiões, assim como suas variâncias. No gráfico é possível observar o que foi descrito anteriormente, onde o valor da dureza média das regiões de raiz (245 HV10) e enchimento (242 HV10) são próximos e superiores ao valor da dureza média do acabamento (225 HV10).

Figura 25. Planejamento experimental utilizado no tratamento estatístico.

	1 Região	2 Dureza (HV10)
1	Raiz	237,29
2	Raiz	243,5
3	Raiz	244,47
4	Raiz	236,76
5	Raiz	240,13
6	Raiz	244,96
7	Raiz	259,85
8	Raiz	251,98
9	Enchimento	243,5
10	Enchimento	242,53
11	Enchimento	236,36
12	Enchimento	238,23
13	Enchimento	257,71
14	Enchimento	239,18
15	Enchimento	238,71
16	Enchimento	240,61
17	Acabamento	225,15
18	Acabamento	225,58
19	Acabamento	221,72
20	Acabamento	230,43
21	Acabamento	235,43
22	Acabamento	227,32
23	Acabamento	219,63
24	Acabamento	211,52

Fonte: Própria do autor.

Figura 26. Gráfico mostrando a média da dureza nas três regiões analisadas.



Fonte: Própria do autor.

O valor da variável “p” menor do que 5%, presente no gráfico, indica que a região realmente vai exercer uma influência sobre a dureza da liga 22. A menor dureza na região de acabamento pode ser atribuída pelo fato de que, no decorrer da soldagem, deformações vão sendo ocasionadas e a deposição de passes subsequentes confere um grau de encruamento à junta soldada. Outro motivo que pode explicar a menor dureza na região de acabamento é devido esta região não sofrer nenhum reaquecimento de passes anteriores.

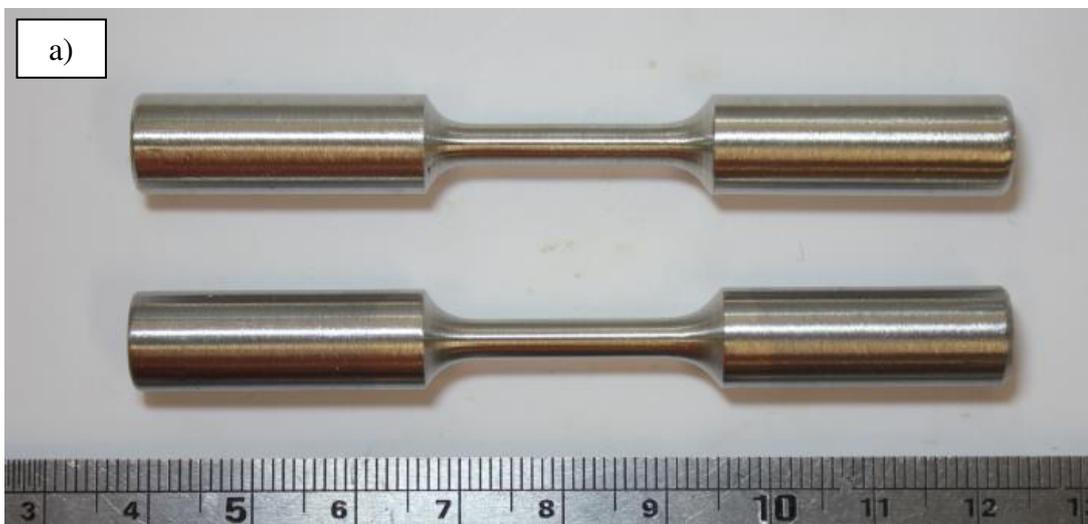
Comparando-se com a norma ASTM B575 (Tabela 4), é possível observar que para as regiões de raiz, enchimento e acabamento, a dureza não passou em nenhum momento do valor máximo atribuído pela norma que é de 248 HV10. Portanto, os valores de dureza Vickers se mostraram aceitáveis para todas as regiões analisadas na junta soldada. Porém, é importante ressaltar que a norma ASTM B575 trata de uma condição em que a liga 22 passa por uma etapa de laminação, seguida por um tratamento de solubilização. Portanto, nestas condições, a amostra apresentará uma microestrutura cujos elementos de liga estarão presentes de forma homogênea. Já a soldagem, feita em condições fora do equilíbrio, possui uma solidificação mais rápida, o que provoca alterações na microquímica e na microestrutura, como a ocorrência do fenômeno de microsegregações, que podem prejudicar as propriedades mecânicas do material.

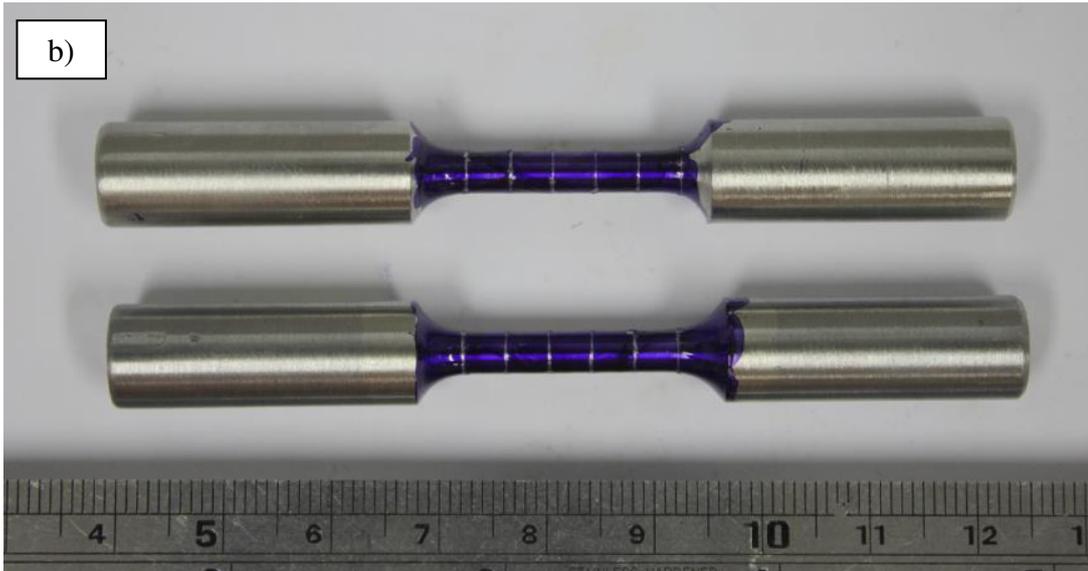
Ma et al. (2015) realizou um estudo sobre o efeito da soldagem a laser pulsada na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga Hastelloy C-276, que possui uma composição química semelhante à liga Hastelloy C-22, conforme a Tabela 4. Em seus estudos, foi realizado a soldagem dissimilar e, para a análise de uma das propriedades mecânicas, foi realizado um ensaio de microdureza Vickers com carga de 100 gf medida ao longo da direção da seção transversal. Ma et al. encontrou resultados de microdureza no centro da zona fundida próximos a 250 HV<sub>0,1</sub>. Dessa forma, as medidas de microdureza obtidas para a liga Hastelloy C-276 foram próximas às medidas de dureza da liga Hastelloy C-22. No entanto, vale destacar que o estudo de Ma et al., a soldagem realizada foi dissimilar, com efeito da diluição do metal base. Já no presente estudo, não há efeito de diluição do metal base com a zona fundida e, na amostra onde foram realizadas as medidas de dureza, a liga Hastelloy C-22 possui composição química similar à norma ASTM B575.

#### 4.3. Ensaio de tração longitudinal e tração transversal

A Figura 27a apresenta o corpo de prova de tração transversal e o corpo de prova de tração longitudinal retirados do centro da junta soldada, como recebido, após passar por um processo de usinagem. Já na Figura 27b, é possível ver a área útil dos corpos de prova pintada com tinta azul e contendo cinco marcações feitas em partes iguais com distância de 4 mm de uma marcação para outra, para a determinação do alongamento percentual da liga.

Figura 27. Corpo de prova de tração longitudinal e tração transversal. (a) como recebido após usinagem; (b) após a marcação na área reduzida.





Fonte: Própria do autor.

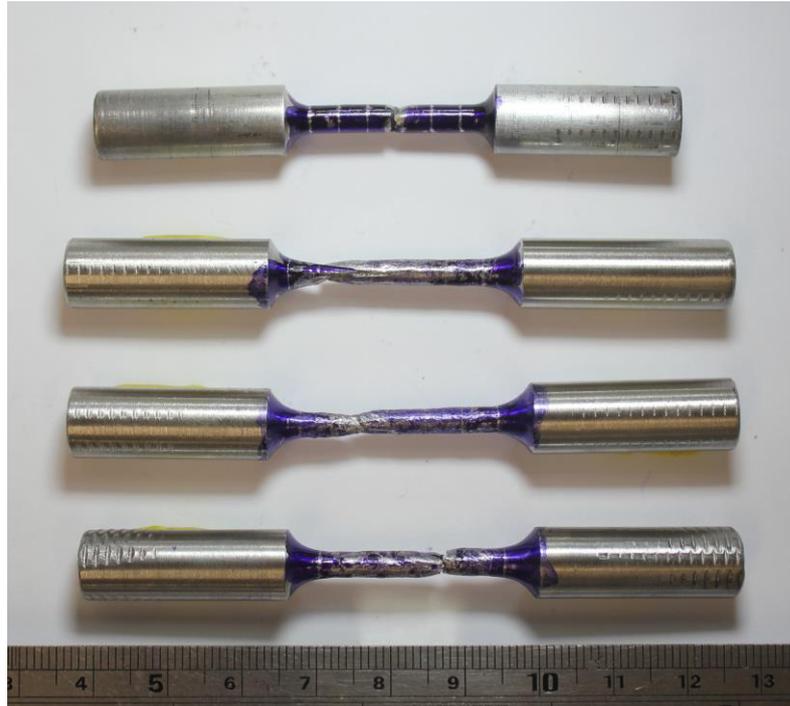
A primeira etapa do ensaio de tração foi feita com o auxílio de um extensômetro colocado na área região da área reduzida (Figura 28), com o objetivo de auxiliar na medição do limite de escoamento da liga 22, permitindo o controle da taxa de deformação do material até atingir o limite de escoamento de maneira mais precisa. Na Figura 29, é possível observar os quatro corpos de prova após o ensaio mecânico de tração.

Figura 28. Corpo de prova colocado na máquina do ensaio de tração junto com o extensômetro.



Fonte: Própria do autor.

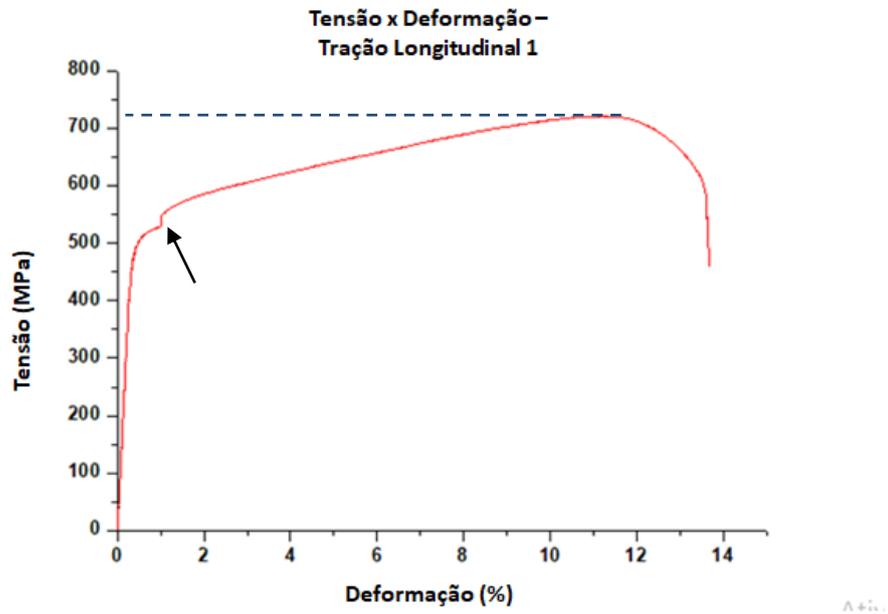
Figura 29. Corpos de prova após o ensaio de tração.



Fonte: Própria do autor.

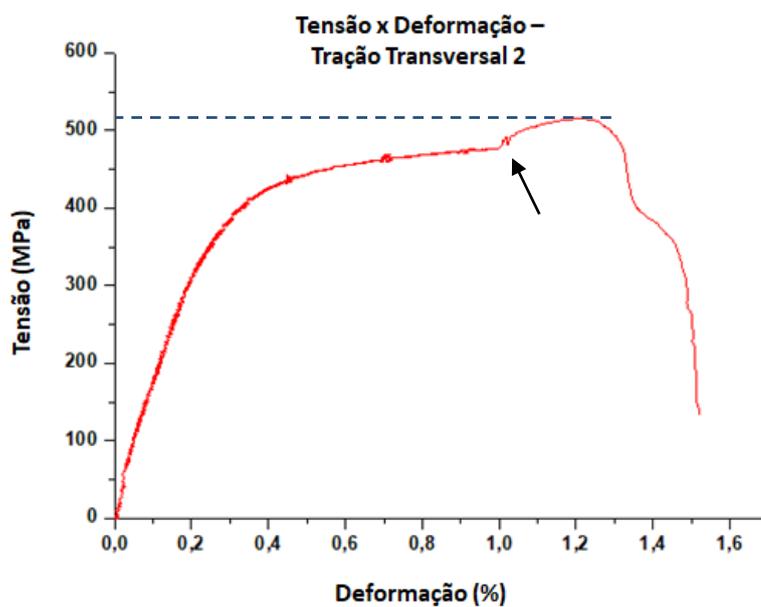
A partir dos resultados obtidos ao realizar os ensaios de tração tanto para os corpos de prova de tração longitudinal quanto para os corpos de prova de tração transversal, foram gerados gráficos tensão x deformação para os corpos de prova de cada condição. Na Figura 30 é possível observar o gráfico para o corpo de prova de tração longitudinal, e na Figura 31 está mostrado o gráfico de tração do corpo de prova que foi feito transversal a junta soldada.

Figura 30. Gráfico tensão x deformação para o corpo de prova de tração longitudinal 1.



Fonte: Própria do autor.

Figura 31. Gráfico tensão x deformação para o corpo de prova de tração transversal 2.



Fonte: Própria do autor

A análise dos gráficos das Figuras 30 e 31 permite concluir que ambos os corpos de prova apresentaram curvas contínuas com comportamento de fratura dúctil. Porém, ao analisar o gráfico do corpo de prova transversal 2, é possível observar que ele apresentou um limite de escoamento, limite de resistência à tração e uma taxa de deformação menor do que o corpo de prova de tração longitudinal 1. Isso pode ser atribuído a algum defeito decorrente do processo de soldagem, como falta de fusão ou óxidos presentes na estrutura do material. Além disso, nos dois gráficos há uma seta indicando uma região em que houve uma instabilidade na curva tensão x deformação. Essa instabilidade gerada na curva tensão x deformação se deu pelo fato de que nesse momento do ensaio de tração, houve a remoção do extensômetro. A partir de então, o ensaio teve prosseguimento até que houvesse o rompimento do corpo de prova, passando então a ser calculado pelo atuador do equipamento.

A Tabela 9 apresenta os valores do limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento percentual dos corpos de prova que foram ensaiados. Além disso, a Tabela apresenta valores do limite de resistência à tração e alongamento percentual presentes na norma AWS A5.11, que trata da especificação para requisitos mínimos necessários para eletrodos de níquel e ligas de níquel na soldagem a arco e, também da norma ASTM B575 que trata da especificação de ligas de níquel para chapas, lâminas e fios. Além disso, na Tabela 10 são mostradas as médias obtidas para limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento percentual após ruptura para os corpos de prova de tração longitudinal.

Tabela 9. LRT, LE e AL% dos corpos de prova de tração e da norma AWS A5.11.

<b>Corpos de provas</b>	<b>Limite de escoamento (LE)</b>	<b>Limite de resistência à tração (LRT)</b>	<b>Alongamento percentual (AL%)</b>
<b>Tração longitudinal 1</b>	<b>506,18 MPa</b>	<b>721,00 MPa</b>	<b>41,2 %</b>
<b>Tração longitudinal 2</b>	<b>492,96 MPa</b>	<b>738,92 MPa</b>	<b>42,5 %</b>
<b>Tração transversal 1</b>	<b>590,26 MPa</b>	<b>695,22 MPa</b>	<b>27,5 %</b>
<b>Tração transversal 2</b>	<b>436,58 MPa</b>	<b>515,27 MPa</b>	<b>10,2 %</b>
<b>AWS A5.11</b>	<b>-</b>	<b>690 MPa mín.</b>	<b>25 % mín.</b>
<b>ASTM B575</b>	<b>310 MPa mín.</b>	<b>690 MPa mín.</b>	<b>45 % mín.</b>

Fonte: Própria do autor.

Tabela 10. Média do LE, LRT e AL% dos corpos de prova de tração longitudinal.

<b>Propriedades Mecânicas</b>	<b>LE</b>	<b>LRT</b>	<b>AL%</b>
<b>Média</b>	<b>499,57 MPa</b>	<b>729,96 MPa</b>	<b>41,85 %</b>

Fonte: Própria do autor.

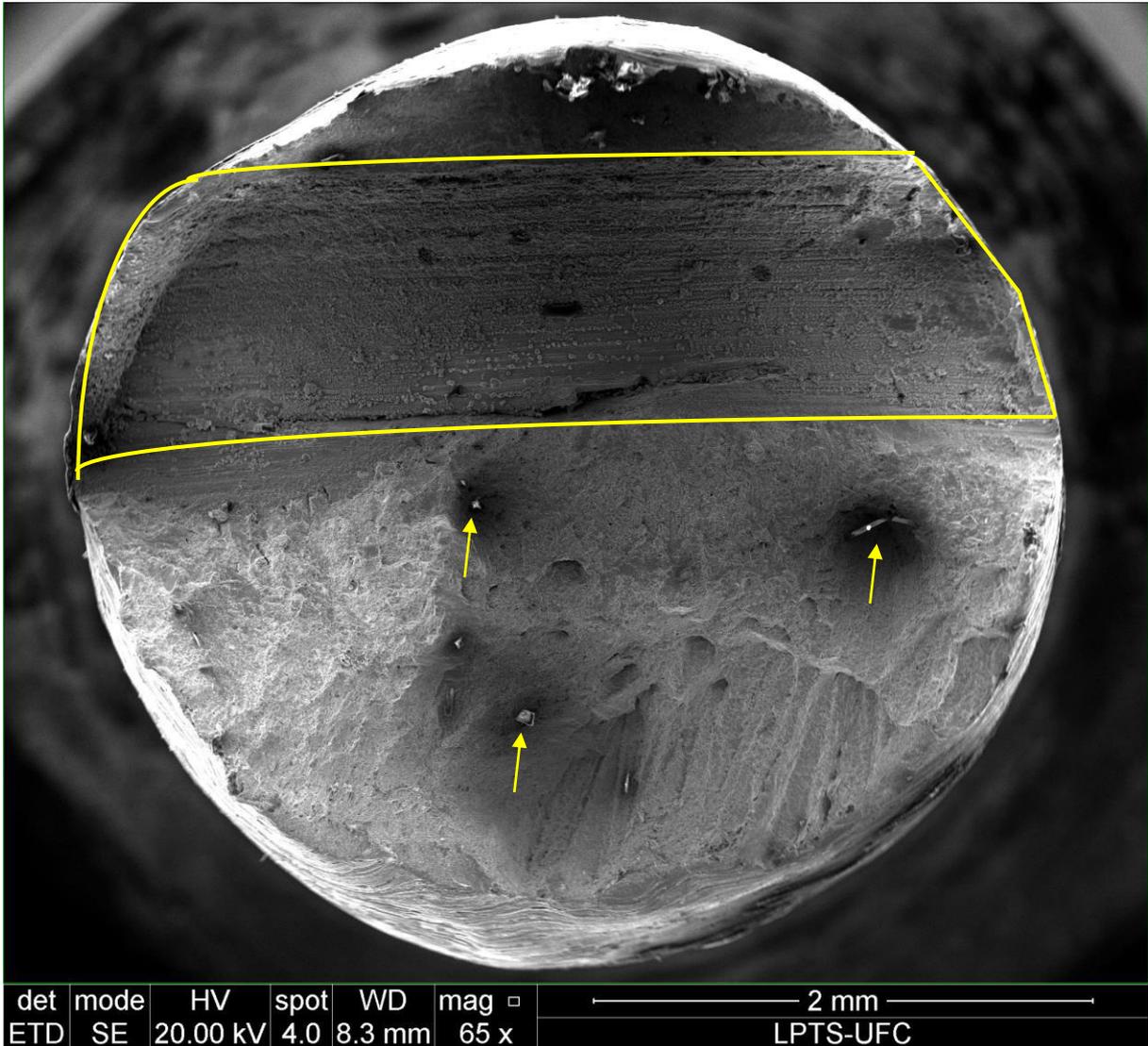
A partir da análise da Tabela 9, é possível concluir que ambos os corpos de prova de tração longitudinal e o corpo de prova de tração transversal 1 apresentaram valores superiores ao que é desejável na norma AWS A5.11 tanto no limite de resistência à tração quanto no alongamento percentual, podendo então ser utilizados para aplicações que se exijam essas determinadas propriedades. Além disso, os corpos de prova de tração

longitudinal apresentaram resultados de LRT e AL% superiores ao corpo de prova de tração transversal 1. Isso pode ser atribuído devido à posição dos corpos de prova retirados da junta soldada, uma vez que os corpos de prova de tração longitudinal foram retirados no mesmo sentido da soldagem e, conseqüentemente, das fibras da estrutura do material, enquanto que os corpos de prova de tração transversal foram retirados na posição perpendicular ao sentido da soldagem.

A norma AWS A5.11 não cita valores para limite de escoamento desejável para a liga 22. Porém, na norma ASTM B575 (Tabela 4), é possível observar que os corpos de prova de tração transversal 1 e os dois corpos de prova de tração longitudinal apresentaram valores de limite de escoamento (310 MPa) e limite de resistência à tração (690 MPa) mínimos exigidos pela norma. No entanto, considerando a recomendação da norma ASTM B575, o alongamento percentual mínimo exigido é de 45% e, nesse caso, nenhuma das amostras soldadas na junta atende aos critérios. No entanto, vale destacar que a norma ASTM B575 apresenta uma condição em que o material vai passar por um processo de solubilização e terá sua estrutura bem homogênea ao longo de todo o corpo de prova. Já a junta soldada, foi feita em condições fora do equilíbrio, o que pode ocasionar a presença de fases deletérias em sua microestrutura que prejudicam as propriedades mecânicas do material.

Para entender melhor o motivo de o corpo de prova de tração transversal 2 apresentar resultados divergentes quando comparados com os outros, a peça foi levada para uma análise de sua fratura no microscópio eletrônico de varredura (MEV). A Figura 32 apresenta a imagem vista por cima, com uma pequena magnificação, para melhor compreensão de toda a região que sofreu a fratura durante o ensaio de tração.

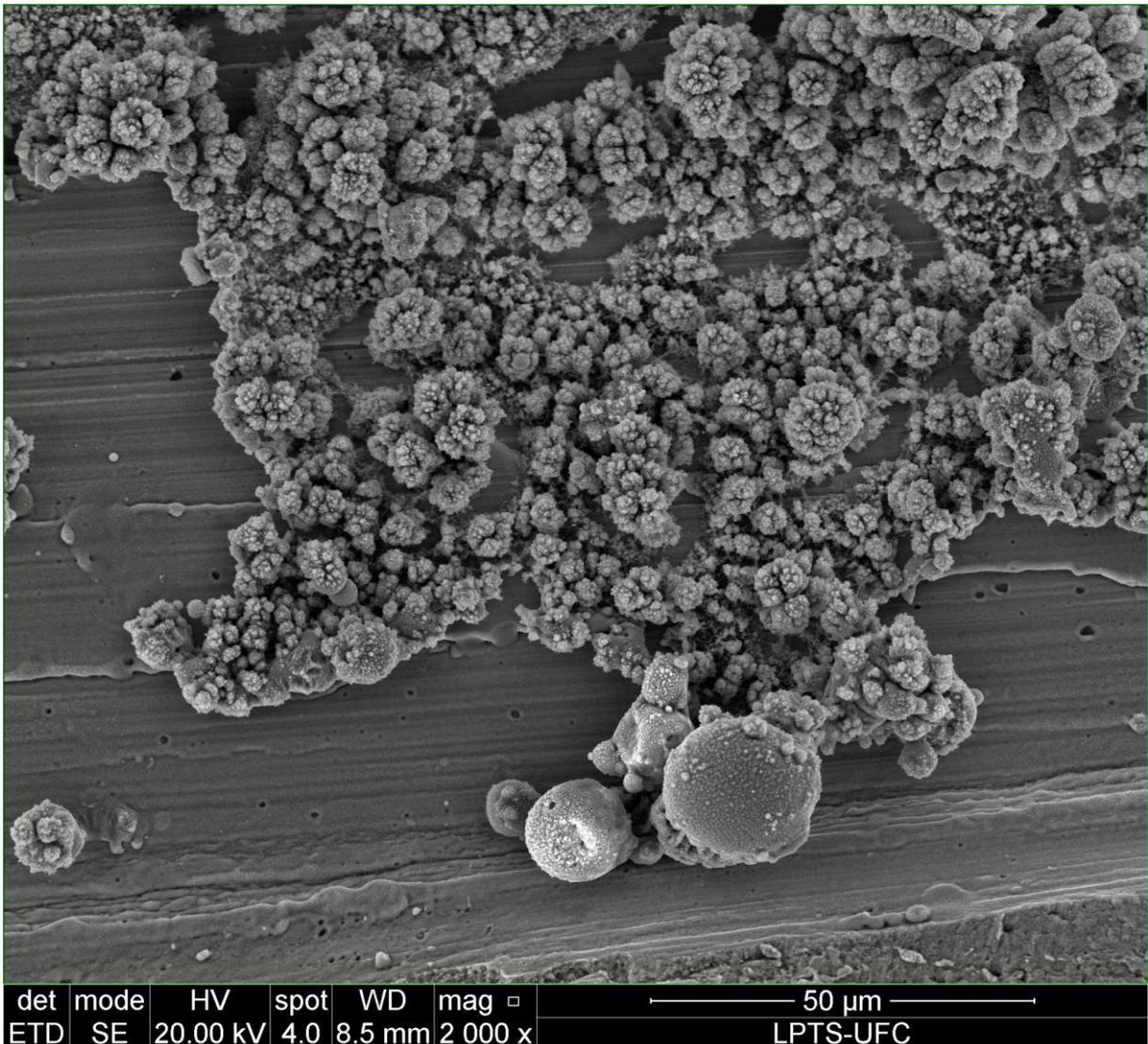
Figura 32. Corpo de prova de tração transversal 2 analisado pelo MEV.



Fonte: Própria do autor.

A partir da análise da Figura 32, foi destacada uma região onde houve algum defeito que possa ter existido durante o processo de soldagem da junta, onde é possível observar na superfície as marcas da usinagem do corpo de prova. Na região superior e inferior da parte destacada, é possível observar que grande parte da fratura se deu de forma prevista para ligas de níquel, porém algumas regiões identificadas pelas setas mostram o surgimento de defeitos ou sujeira presentes no corpo de prova. Na Figura 33, está ilustrada a imagem com uma magnificação maior da região destacada.

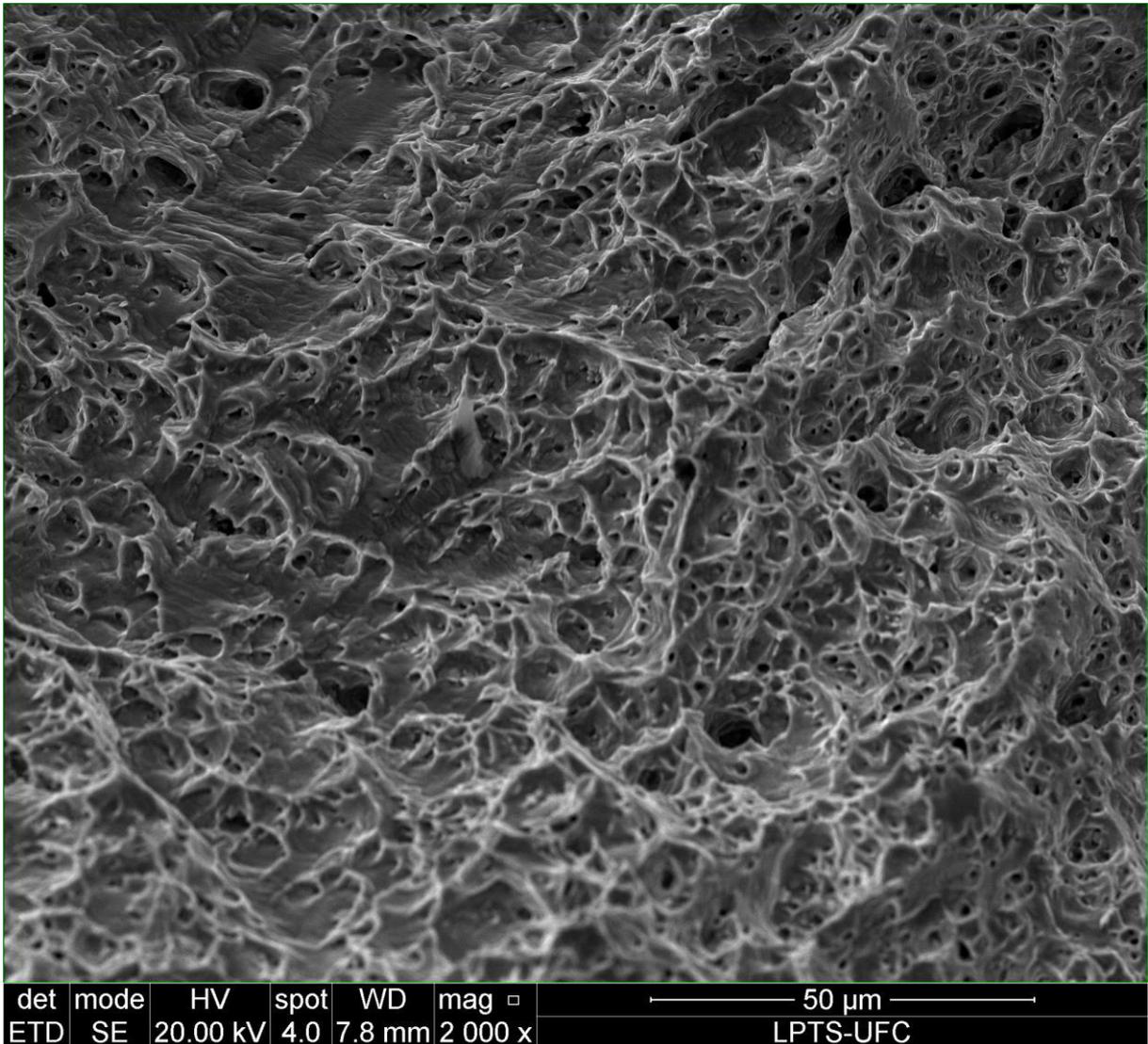
Figura 33. Região de defeitos presentes no corpo de prova de tração transversal 2.



Fonte: Própria do autor.

Com um aumento de magnificação, é possível observar com mais detalhes o defeito apresentado no corpo de prova de tração transversal 2. Na imagem é possível observar óxidos de alta temperatura, além de marcas da usinagem decorrentes da parede do amanteigamento. O defeito pode ser atribuído à uma falta de fusão, que pode ter sido ocasionada por uma instabilidade do arco durante a soldagem ou por uma limpeza inadequada entre os passes de soldagem. Dessa forma, a presença da falta de fusão irá causar o rompimento do material antes do previsto e, por isso, o corpo de prova de tração transversal 2 apresentou menores valores tanto para o LRT quanto para o AL%. Já a Figura 34, apresenta uma imagem feita da região que apresentou um aspecto adequado de fratura esperado para uma liga de níquel.

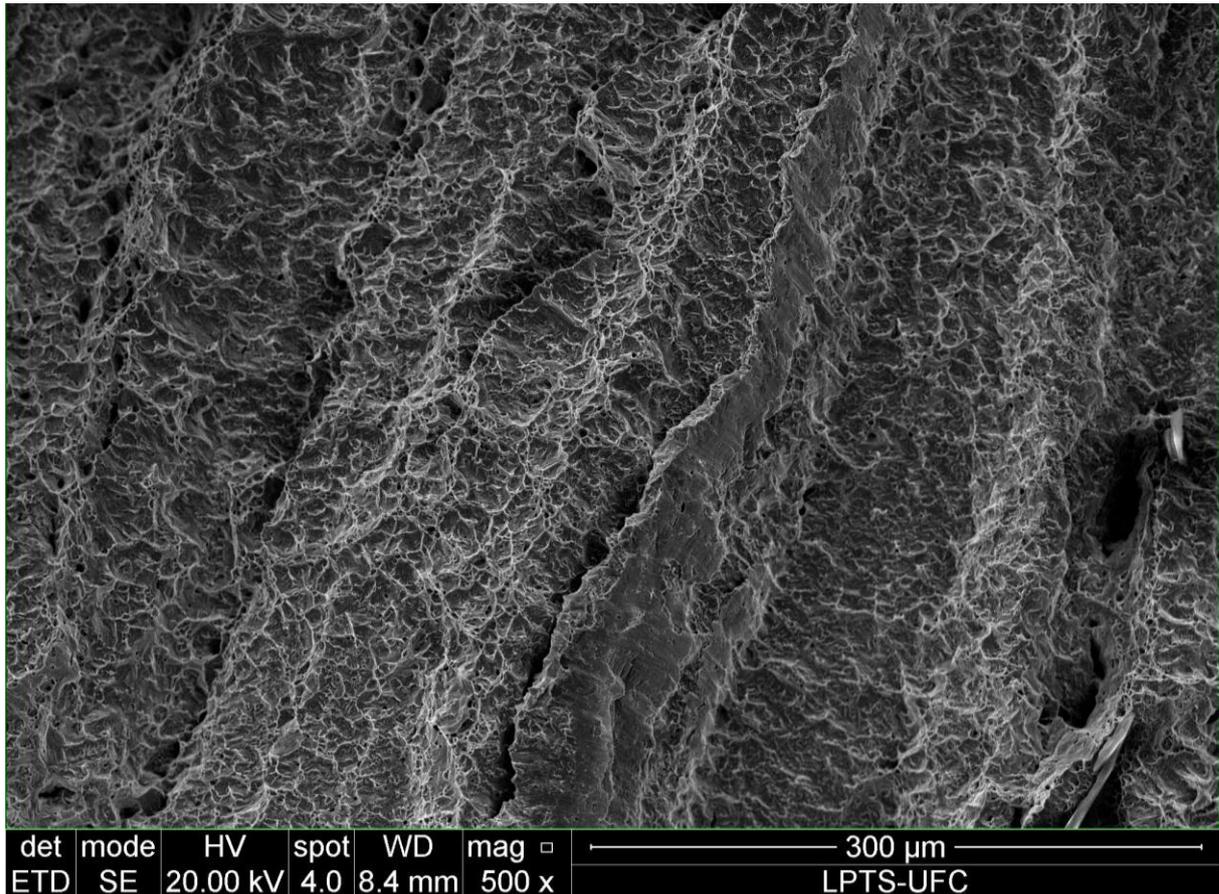
Figura 34. Aspecto dúctil da fratura do corpo de prova de tração transversal.



Fonte: Própria do autor.

A partir da análise da Figura 34, é possível observar que a região onde houve a fratura apresentou pequenas cavidades (“*dimples*”) ao longo de sua estrutura. Essa estrutura é característica de uma fratura dúctil, que também está presente na análise dos gráficos tensão x deformação dos corpos de prova. Além disso, a fratura segue diferentes orientações que variam de acordo com as orientações das regiões dendríticas e interdendríticas presentes na microestrutura da liga 22, como pode ser observada de forma mais detalhada na Figura 35.

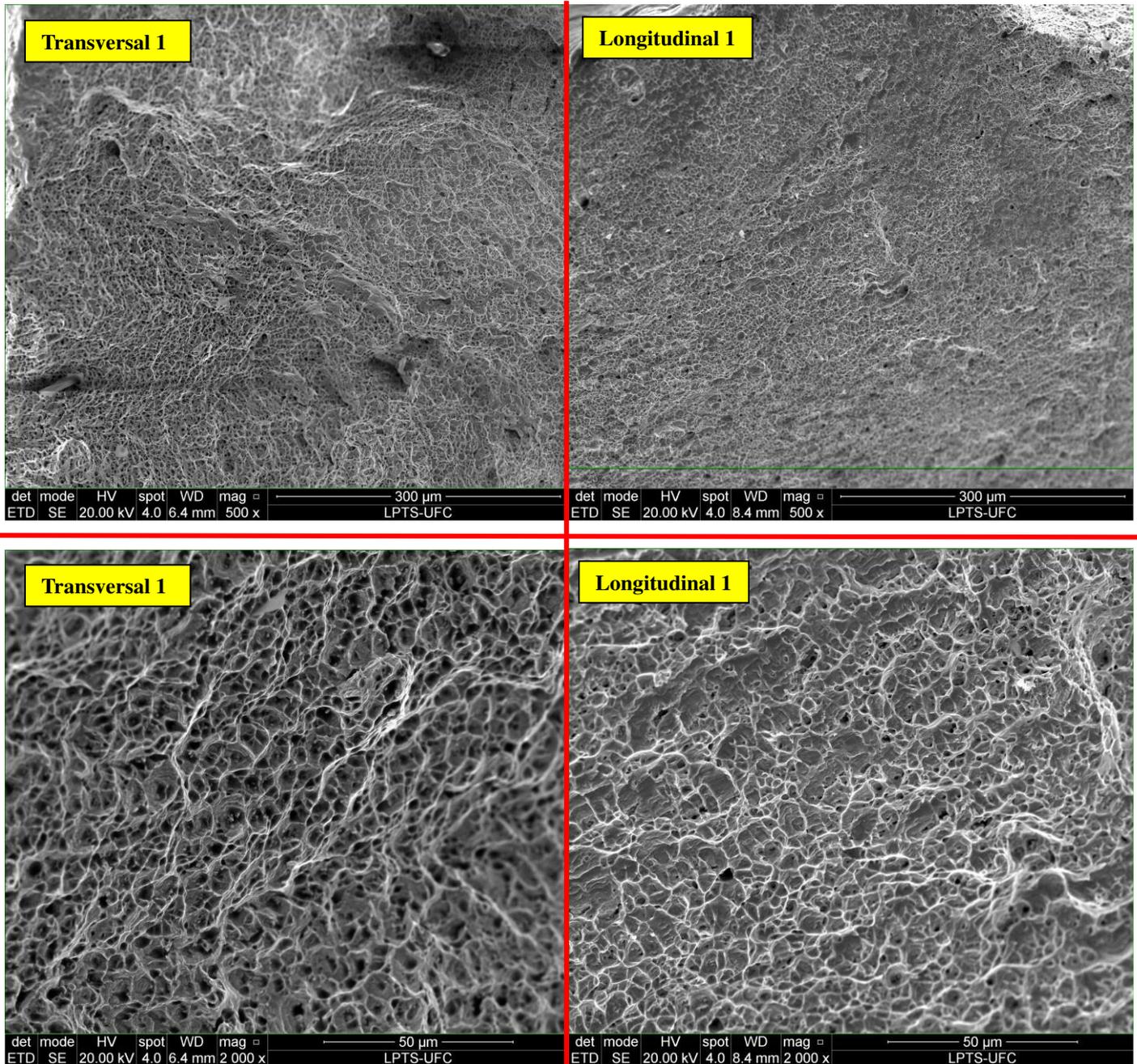
Figura 35. Fratura dúctil seguindo a orientação do crescimento do sólido.



Fonte: Própria do autor.

O corpo de prova de tração transversal 1 e o corpo de prova de tração longitudinal 1 também foram levados ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) para análise da fratura. Na Figura 36 é possível observar a característica de fratura dúctil, tanto para o corpo de prova de tração transversal 1 quanto para o corpo de prova de tração longitudinal 1.

Figura 36. Análise da fratura do corpo de prova de tração transversal 1 e tração longitudinal 1.



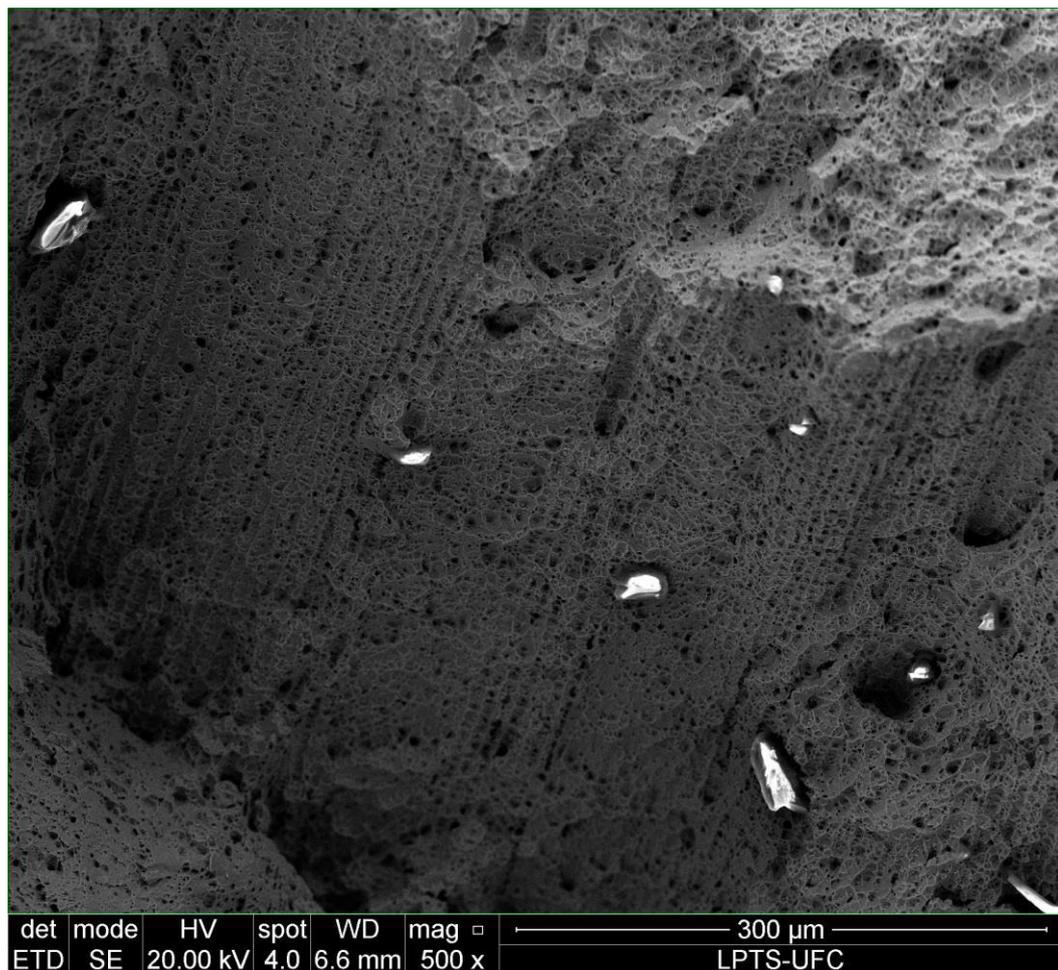
Fonte: Própria do autor.

A partir da análise da Figura 36 é possível observar que ambos os corpos de prova apresentaram característica na sua estrutura de uma fratura dúctil, o que é esperado para ligas de níquel. Porém, ao analisar as fractografias com a magnificação de 500x (imagens superiores), vemos que o corpo de prova de tração longitudinal apresenta uma fratura com o formato mais liso, enquanto o corpo de prova de tração transversal apresentou um aspecto mais rugoso em sua fratura. Isso ocorre devido à diferença na direção em que os corpos de prova foram retirados, pois o corpo de prova de tração longitudinal foi retirado no mesmo

sentido da direção de solidificação do material, enquanto que o corpo de prova de tração transversal foi retirado perpendicular à direção de solidificação do material. Na análise das imagens que possuem magnificação de 2000x (inferiores), é possível observar a presença de “*dimples*” ao longo da fratura dos dois corpos de provas, característica típica de uma fratura dúctil.

Já a Figura 37 mostra que houve uma região no corpo de prova de tração transversal 1 que apresentou um pequeno defeito de falta de fusão, onde é possível observar que a fratura percorreu o caminho do contorno de grão de solidificação do material. Porém, mesmo com o defeito presente, não foi suficiente para causar rompimento do corpo de prova antes do esperado, como aconteceu com o corpo de prova de tração transversal 2.

Figura 37. Região de defeito no corpo de prova de tração transversal 1.



Fonte: Própria do autor.

## 5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados da soldagem de uma junta com a liga Hastelloy C22 pelo processo MIG, foi possível concluir que:

- A microestrutura da zona fundida foi formada por uma matriz  $\gamma$ -fcc com modo de solidificação do tipo colunar dendrítico com a presença de poucos precipitados de fases secundárias;
- A dureza das regiões de raiz (245 HV10) e enchimento (242HV10) apresentaram valores próximos e superiores a dureza encontrada na região de acabamento (225 HV10), causados por deformações e, além disso, pela deposição de passes subsequentes que confere algum grau de encruamento no material;
- Os corpos de prova de tração longitudinal apresentaram valores médios de limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento percentual após a ruptura (AL%) de 499,57 MPa, 729,96 MPa e 41,85%, respectivamente. Já o corpo de prova de tração transversal 1 apresentou limite de escoamento de 590,26 MPa, limite de resistência à tração de 695,22 MPa e alongamento percentual após a ruptura de 27,5%.
- Os corpos de prova de tração longitudinal apresentaram valores de limite de resistência à tração e alongamento percentual após a ruptura superiores ao corpo de prova de tração transversal 1;
- Os corpos de prova de tração longitudinal e o corpo de prova de tração transversal 1 apresentaram limite de resistência à tração e alongamento percentual aceitáveis de acordo com a norma AWS A 5.11, que trata da especificação para eletrodos de níquel e ligas de níquel.
- O corpo de prova de tração transversal 2 apresentou limite de resistência à tração e alongamento percentual inferior aos outros corpos de prova tracionados. Isso pode ser atribuído à presença de falta de fusão, decorrentes de problemas durante a soldagem da junta.

## REFERÊNCIAS

AGARWAL, D. C., HERDA, W. R. **The “C” family of Ni-Cr-Mo alloys partnership with the chemical process industry: the last 70 years.** *Materials and Corrosion*, 1997.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem mig/mag empregando ligas de níquel para aplicações em componentes soldados do setor de petróleo e gás natural (Tese).** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ASM. **Nickel and nickel alloys.** In: *Casting*. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 15, 10th, 1993b.

ASTM B575-17. **Standard Specification for Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum, Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Copper, Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Tantalum, Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten, and Low-Carbon Nickel-Molybdenum-Chromium Alloy Plate, Sheet and Strip.** ASTM International, 2017.

ASTM E8/E8M – 16a. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.** ASTM International, 2016.

ASTM Standard G48. **Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution.** ASTM International, 2011.

AWS A5. 28/A5. 28M. **Specification for Low Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding**, 2005.

BAKARE, M. S. *et al.* **X-ray photoelectron spectroscopy study of the passive films formed on thermally sprayed and wrought Inconel 625.** *Applied Surface Science*, v. 257, 2010.

BALDAN, A. **Review progress in Ostwald ripening theories and their applications to the  $\gamma'$ -precipitates in nickel-base superalloys.** *Journal of Material Science*, v. 37, 2002.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure, and Properties of Nonferrous Alloys.** Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1982.

CALLISTER, J. W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** Tradução: Sérgio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro, LTC, 2012.

CHANG, L. *et al.* **Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the hot-isostatic-pressed Inconel 718 powder compact.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 590, 2014.

CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG, A. D. **The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22 and C-276.** *Metallurgical Transactions A*, v. 17, 1986.

COUTINHO, C. B. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1992.

DUPONT, J. N., J. C. LIPPOLD, et al. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Based Alloys**. Hoboken: John Wiley & Sons. New Jersey, 2009.

DURAND-CHARRE, M. **The Microstructure of Superalloys**. Taylor & Francis, 1998.

GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG, X. **Superalloys: Alloying and Performance**. Metals Park, Ohio: ASM International, 2010.

GORHE, D. D., RAJA, K. S., NAMJOSHI, S. A., JONES, D. A. **Development of an electrochemical reactivation test procedure for detecting microstructural heterogeneity in Ni-Cr-Mo-W alloy welds**. Journal of Materials Science 39, 2004.

GRAF, K. **Estabilidade a alta temperatura de revestimentos de Hastelloy C depositados por PTA** (Dissertação). Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

HODGE, F. G. **The history of solid-solution-strengthened Ni alloys for aqueous corrosion service**. JOM, v. 58, 2006.

LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D.; DUPONT, J. N. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009.

MA, G; WU, D.; NIU, F.; ZOU, H. **Microstructure evolution and mechanical property of pulsed laser welded Ni-based superalloy**. Optics and Lasers in Engineering, v. 72, 2015.

MINÁ, E. M. **Efeito da diluição sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos da liga AWS ER NICRMO-14 depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio** (Dissertação). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2015.

MINÁ, E. M. **New approach development for complex dissimilar girth welding of high strength low alloy steel pipes clad with Ni-based alloy** (Tese) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2019.

MIRANDA, H. C. **Reconhecimento e controle da transferência metálica no processo MIG/MAG pulsado** (Tese). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2002.

PENKALLA H. J., WOSIK, J., CZYRSKA-FILEMONOWICZ A. **Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys**. Materials Chemistry and Physics, v. 81, 2003.

PESSOA, A. R. P. **Revestimento de ligas de níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito** (Dissertação). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2009.

PESSOA, E. F. **Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo**

**MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural** (Tese). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2014.

PLANT, W. H. D. **The Cost-Effective Use of Nickel Alloys and Stainless Steels For Chimneys (Stacks) In Air Pollution Control Systems**. NACE International, 2000.

POLLOCK, T. M.; TIN, S. **Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties**. Journal of propulsion and power, v. 22, n. 2, p. 361-374, 2006.

REBAK R. B. **Environmental degradation of materials in light water reactors – stress corrosion cracking of nickel-based alloys**. 9th International Congress of Materials, Argentine Association of Materials (SAM). Buenos Aires, 2009.

SAFARI, J., NATEGH, S. **Microstructure evolution and its influence on deformation mechanisms during high temperature creep of a nickel base superalloy**. Materials Science and Engineering A, 2009.

SILVA, C. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio - aspectos operacionais e metalúrgicos** (Tese). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA, C. C.; MINÁ, E. M.; MOURA, E. P.; ALBUQUERQUE, V. H. C.; TAVARES, J. M. **Properties and Microstructural Characterization of Aged Nickel-based Alloy 625 Weld Metal**. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, v. 49a, 2018.

SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S.; HAGEL, W. C. **Superalloys II**. 2.ed. New York, NY: John Wiley & Sons Inc., 1987.

SUMMERS, T. S., REBAK, R. B., SEELEY, R. R. **Influence of thermal aging on the mechanical and corrosion properties of C-22 alloy welds**. Lawrence Livermore National Laboratory UCRL, 2000.

TANCRET, F.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MACKAY D. J. C. **Design of a creep resistant nickel base superalloy for power plant applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling**. Materials Science and Technology, v. 19, 2003.

XIE, J. *et al.* **Creep behaviors and role of dislocation network in a powder metallurgy Ni-based superalloy during medium-temperature**. Materials Science and Engineering: A, v. 606, n. 0, p. 304-312, 6 dez. 2014.