



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

CURVAS S-N DA CAMADA DE INCONEL 625 DEPOSITADA POR SOLDAGEM EM
TUBOS CLADEADOS

Thiago Mesquita Simões

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

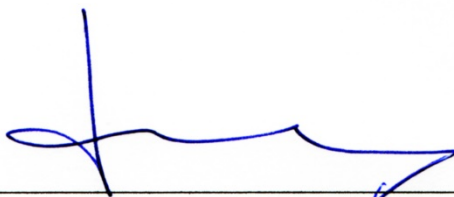
Agosto / 2014

CURVAS S-N DA CAMADA DE INCONEL 625 DEPOSITADA POR SOLDAGEM EM
TUBOS CLADEADOS

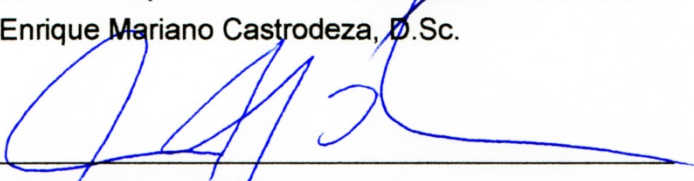
Thiago Mesquita Simões

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO METALÚRGICO.

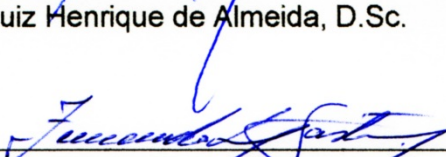
Examinada por:



Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.



Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.



Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

AGOSTO DE 2014

Simões, Thiago Mesquita

Curvas S-N da Camada de Inconel 625 Depositada por Soldagem em Tubos Cladeados/ Thiago Mesquita Simões – Rio de Janeiro: UFRJ/ ESCOLA POLITÉCNICA, 2014.

XIII, 76 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Projeto de Graduação – UFRJ/ Poli/ Engenharia Metalúrgica, 2014.

Referências Bibliográficas: p. 60 – 61.

1. Tubo cladeados. 2. Inconel 625. 3. Fadiga. 4. Curva S-N. I. Castrodeza, Enrique Mariano. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Curvas S-N da Camada de Inconel 625 Depositada por Soldagem em Tubos Cladeados.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha família, amigos e namorada pelo apoio e compreensão nos momentos de ausência e dificuldade, além de todo o suporte que me foi dado.

Agradeço a todos os professores e colaboradores da Escola Politécnica (UFRJ), principalmente aos Professores Enrique Mariano Castrodeza e Luiz Henrique de Almeida, pela dedicação do seu tempo e orientação, à Protubo por ceder o material para os testes, à ANP e aos responsáveis pelo programa PRH-35 pelo suporte financeiro prestado e dedicação do seu tempo para a realização deste trabalho.

Agradeço ao MSc. Aldecir Alves Araujo e a Pablo Lara Melcher pela colaboração neste trabalho, sem as quais informações e auxílio seria impossível sua realização, aos colaboradores da TECMETAL, empresa que me forneceu a oportunidade de iniciar minha vida como engenheiro e disponibilizou toda a sua infraestrutura para meu projeto.

Por último agradeço a Deus que me proporcionou felicidade e a clareza necessária para concluir meu curso de graduação.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico.

CURVAS S-N DA CAMADA DE INCONEL 625 DEPOSITADA POR SOLDAGEM EM TUBOS CLADEADOS

Thiago Mesquita Simões

Agosto/2014

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

As ligas resistentes à corrosão (*CRA*) são aplicadas em diversas áreas da engenharia. No entanto, no setor de óleo e gás destaca-se a utilização da liga Inconel 625 como revestimento anti-corrosivo de tubos e equipamentos *offshore* aplicada pelo método de soldagem *overlay*, devido à sua alta resistência à corrosão, boas propriedades mecânicas e boa soldabilidade. O efeito da variação de tensão no *topside* das plataformas associado ao efeito do meio corrosivo exigem dos materiais empregados boas propriedades à fadiga e à corrosão. Porém, pouco se conhece a respeito das propriedades de fadiga da liga Inconel 625 depositada por soldagem como revestimento para *risers*. O presente trabalho visa avaliar a resistência à fadiga da liga Inconel 625 através da obtenção de curvas S-N. Os testes de fadiga foram realizados em regime de tração-tração ($R = 0,1$) ao ar e à temperatura ambiente utilizando corpos de prova retirados da seção revestida por soldagem *overlay*. Adicionalmente foram realizados testes de tração, dureza, análise química e metalográfica para caracterização do material, assim como uma análise fractográfica dos corpos de prova fraturados. Além das constantes características do modelo de Wöhler do material, determinou-se um limite de fadiga de 363 MPa, resultado similar a resultados da bibliografia.

Palavras-chave: Tubos cladeados, Inconel 625, Fadiga, Curva S-N.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Engineer.

S-N CURVES FROM THE INCONEL 625 ALLOY LAYER DEPOSITED BY WELDING IN CLADDED PIPES

Thiago Mesquita Simões

August/2014

Advisor: Enrique Mariano Castrodeza

Course: Metallurgical Engineering

The corrosion resistant alloys (CRA) are applied in several engineering areas. However, the application of the alloy Inconel 625 in the oilfield as an anti-corrosive coating layer applied by welding overlay method for pipes and offshore equipments stands out, due its high corrosion resistance, good mechanical properties and high weldability. The effect of the floating tension in the platform's topside associated to the corrosive environment effect requires from the employed materials good fatigue and corrosion properties. Although, the fatigue properties in a welded condition of the alloy Inconel 625 for riser's internal coating application it isn't well know. This present work claims to evaluate the fatigue strength of the alloy Inconel 625 through S-N curves. The fatigue tests were conducted through tension-tension method ($R = 0,1$) in air and room temperature using specimens from the coated layer welded by overlay procedure. Additionally, were conducted tensile tests, hardness tests, chemical analysis and metallographic analysis for the material characterization, so as a fractographic analysis in the fractured specimens. In addition to the material's constants obtained by the Wöhler method, a 363 MPa fatigue limit was determinate. This result is similar to those found in the references.

Keywords: Cladded Pipes, Inconel 625, Fatigue, S-N Curve.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	1
1.2	OBJETIVO E ESCOPO	2
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	RISERS.....	3
2.2	CLADDING.....	5
2.2.1	<i>Chapas Cladeadas (Clad Plates)</i>	6
2.2.1.1	<i>Comparação entre os processos</i>	6
2.2.2	<i>Tubos Cladados (Clad Pipes)</i>	7
2.2.2.1	<i>Tubos com costura cladeados</i>	7
2.2.2.2	<i>Tubos com liners metálicos (Lined Pipes)</i>	8
2.3	TUBOS CLADEADOS SEM COSTURA.....	9
2.3.1	<i>Soldagem de componentes cladeados</i>	9
2.4	LIGA INCONEL 625.....	10
2.4.1	<i>Microestrutura da liga Inconel 625</i>	12
2.5	SOLDAGEM DA LIGA INCONEL 625.....	13
2.6	FADIGA.....	14
2.6.1	<i>Ciclo de tensões</i>	16
2.6.2	<i>Mecanismo de falha por Fadiga</i>	17
2.6.3	<i>Curvas S-N</i>	21
2.6.4	<i>Curvas S-N para a liga Inconel 625</i>	23
2.6.5	<i>Efeito da concentração de tensões</i>	25
2.6.6	<i>Efeito do tamanho</i>	26
2.6.7	<i>Efeitos da superfície</i>	26
2.6.8	<i>Efeito da tensão média</i>	27
2.6.9	<i>Estimativa da vida em fadiga</i>	28

2.6.10	<i>Fadiga em risers metálicos</i>	30
2.6.10.1	<i>Vibrações induzidas por vórtices (VIV)</i>	30
2.6.10.2	<i>Slugging</i>	32
2.6.10.3	<i>Ponto de contato com o leito marinho (Touchdown Point)</i>	32
3	MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1	ANÁLISE QUÍMICA	34
3.2	TESTES DE TRAÇÃO	35
3.3	TESTES DE DUREZA	36
3.4	TESTES DE FADIGA	36
3.4.1	<i>Corpos de prova</i>	38
3.5	ANÁLISE MACROSCÓPICA E DE BAIXA AMPLIAÇÃO	39
3.6	ANÁLISE METALOGRÁFICA	39
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1	ANÁLISE QUÍMICA	40
4.2	TESTES DE TRAÇÃO	40
4.3	TESTES DE DUREZA	41
4.4	TESTES DE FADIGA	42
4.4.1	<i>Tratamento dos resultados</i>	43
4.5	ANÁLISE METALOGRÁFICA	50
4.5.1	<i>Macrografia</i>	50
4.5.2	<i>Micrografia</i>	51
4.5.3	<i>Análise fractográfica</i>	56
5	CONCLUSÕES	58
6	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	59
7	REFERÊNCIAS	60

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Aspecto da região revestida e da solda de selagem realizada por soldagem <i>overlay</i> [2].	2
Figura 2 – Configurações utilizadas para os <i>risers</i> . Adaptado de [4].....	4
Figura 3 – Produtos e seus processos de fabricação.	5
Figura 4 – Tubo com costura cladeado, no qual é possível observar a solda longitudinal realizada [5].....	7
Figura 5 – a) Alinhamento de <i>liner</i> com substrato de aço carbono antes do processo de expansão ; (b) Tubos com <i>liners</i> metálicos obtidos por explosão. Da esquerda para a direita, X52 com 3mm de liga 625, X60 com 2 mm de aço inox 316L e X60 com 3 mm de liga Inconel 625 [3].	8
Figura 6 – Etapas de soldagem em um aço cladeado com acesso apenas pelo lado externo [3].....	9
Figura 7 – Resistência à corrosão da liga 625 em meio de H_2S/CO_2 com altas concentrações de Cl^- e ausência de enxofre. Taxa de corrosão de ≤ 0.05 mm/ano (2 mpy) e sem mecanismo de SSC e SCC [7].....	10
Figura 8 – Curva TTT exibindo as transformações de fase na liga 625 em altas temperaturas [10].	14
Figura 9 – (a) Superfície de fratura de uma tubulação sujeita a um estado de tensões cíclicas apresentando aspecto característico de fadiga. (b) Superfície de fratura de um eixo sujeito a tensões cíclicas apresentando região de propagação da trinca por fadiga e região dúctil (A) [12].	15
Figura 10 – (a) Ciclo de tensão flutuante com tensões máximas e mínimas iguais em módulo, mas de sinais diferentes; (b) Ciclo de tensão flutuante em regime de tração [11].	16
Figura 11 – Exemplos de diversas razões de tensão R [13].....	17
Figura 12 – Mecanismo para a formação de extrusões e intrusões [14].....	19
Figura 13 – Esquema exemplificando o conceito de Wood [11].....	20
Figura 14 – Curva S-N de materiais apresentando diferentes limite de resistência a fadiga [11].....	21
Figura 15 – Aspectos e dimensões dos corpos de prova [16].	23

Figura 16 – Metodologia para a fabricação e remoção dos corpos de prova para testes de fadiga da liga Inconel 625 [16].	24
Figura 17 – Curva S-N obtida por testes de fadiga ao ar e em temperatura ambiente em corpos de prova de liga Inconel 625 depositada por eletrodo revestido [16].	25
Figura 18 – Dois métodos para se apresentar os dados de fadiga quando a tensão média não é zero. a) Tensão máxima versus log N; b) Tensão alternada versus número de ciclos [11].	28
Figura 19 – Interpretação gráfica da relação de <i>Palmgren-Miner</i> [17].....	30
Figura 20 – Tipos de respostas geradas pelo VIV. Adaptado de [4]......	31
Figura 21 – Tipos de respostas geradas pelo VIV e o efeito da geração de vórtices. Adaptado de [4].	32
Figura 22 – Esquema da remoção dos corpos de prova da região revestida do componente.	34
Figura 23 – Dimensões nominais e aspecto dos corpos de prova utilizados para os testes de tração.	35
Figura 24 – Máquina de testes Instron ElectroPuls E3000.	37
Figura 25 – Fixação dos corpos de prova no equipamento.	37
Figura 26 – Dimensional dos corpos de prova utilizados para os testes de fadiga.....	38
Figura 27 – Aspecto do corpo de prova preparado para o teste de fadiga.....	38
Figura 28 – Curva Tensão versus Deformação incluindo linha auxiliar para a determinação do limite de escoamento.	40
Figura 29 – Resultados dos testes de fadiga da liga Inconel 625 da camada de recobrimento.....	42
Figura 30 – Curva S-N obtida pelos testes de fadiga contendo a classificação dos corpos de prova como íntegro ou contendo defeitos.	44
Figura 31 – Curva S-N ajustada por regressão linear considerando todos os resultados.	45
Figura 32 – Curva S-N ajustada por regressão linear desconsiderados os resultados com defeito.	46
Figura 33 – Comparação entre as curvas S-N obtidas por testes de fadiga ao ar de junta soldada de liga Inconel 625 depositada por eletrodo revestido (SMAW) [16]; e	

testes de fadiga ao ar de revestimento de liga Inconel 625 depositada por eletrodo não-consumível (<i>TIG</i>).....	47
Figura 34 – Aspecto da região de fratura do CP 11.....	48
Figura 35 – Aspecto da região de fratura do CP 14.....	49
Figura 36 – Aspecto macrográfico do corpo de prova utilizado para a caracterização do material.	50
Figura 37 – Aspecto micrográfico sem ataque da superfície polida do corpo de prova apresentando porosidade resultante do procedimento de soldagem. Ampliação 500x.	51
Figura 38 – Aspecto micrográfico com ataque por Nital 5% eletrolítico da região central do CP 14.....	51
Figura 39 – Aspecto micrográfico da região de fratura do CP 2 sem ataque destacando-se o sentido de propagação da trinca por fadiga. Ampliação 50x e 200x.	52
Figura 40 – Aspecto micrográfico com ataque da região de fratura do CP 2 evidenciando trinca com propagação transgranular. Ataque por Nital 5% eletrolítico. Ampliação 50x e 500x.	53
Figura 41 – Aspecto micrográfico da região de fratura do CP 14 sem ataque evidenciando trinca paralela à superfície de fratura e presença de poros. Ampliação 50x.	54
Figura 42 – Aspecto micrográfico com ataque da superfície de fratura e da trinca do CP 14. Ataque Nital 5% eletrolítico. Ampliação 50x e 200x.....	55
Figura 43 – Imagem de MEV da superfície de fratura do CP 3 apresentando região de propagação de trinca por fadiga.	56
Figura 44 – Imagem de MEV da superfície de fratura do CP 3 apresentando região com microcavidades e aspecto dúctil, típica de crescimento de trinca por fratura monotônica.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química nominal do Inconel 625 (% em peso) [6].....	11
Tabela 2 – Propriedades mecânicas da liga de Inconel 625 [6].	11
Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga de Inconel 625 na temperatura ambiente e em condição como soldada [8]	12
Tabela 4 – Efeitos nas propriedades da liga a partir de alterações na composição química [10]	13
Tabela 5 – Composição química da chapa de liga Inconel 625 (% em peso) [16].....	24
Tabela 6 – Composição química dos Eletrodos Revestidos AWS A5.11 (% em peso) [16]	24
Tabela 7 – Composição química obtida por análise química (% em peso)	40
Tabela 8 – Medidas de dureza Vickers – 5kg.....	41
Tabela 9 – Resultados dos testes de fadiga ao ar (25°C, $R=0,1$).....	43

1 Introdução

1.1 Considerações iniciais

Com o aumento da exploração de poços localizados em campos de águas profundas (400 a 1000 m de profundidade) e ultra-profundas (acima de 1000 m de profundidade), as empresas do setor de óleo e gás têm investido massivamente em tecnologias que permitam uma exploração mais segura e economicamente viável.

Atualmente, o grande desafio está na exploração de águas ultra-profundas, camada pré-sal, a qual apresenta condições severas de operação dos poços, como altas concentrações de CO_2 e H_2S que podem provocar corrosão pelo CO_2 na presença de água e corrosão sob tensão por sulfetos pela presença de H_2S [1].

As ligas resistentes à corrosão – *Corrosion Resistant Alloys (CRA)*, que possuem vasta aplicação em diversas áreas da engenharia, estão sendo aplicadas como recobrimentos para equipamentos destinados à produção do petróleo na camada pré-sal. Se comparadas aos aços de alta resistência, boa parte dos materiais resistentes à corrosão possui menor resistência mecânica e seus processos de fabricação são mais complexos, além de possuírem maior custo por terem maior concentração de elementos de liga. A fabricação de equipamentos somente com CRA é inviável do ponto de vista econômico e de projeto [3].

Uma das práticas utilizadas para sistemas de *risers* consiste em revestir a superfície de contato de um componente estrutural, normalmente feito de aço ao carbono, com uma camada de CRA, a ser definido de acordo com as características do meio (Figura 1). Muitas vezes esse recobrimento é feito por processo de soldagem (*welding overlay*). Pode-se também utilizar tubos bi-metálicos que são fabricados a partir de um *liner* metálico de CRA introduzido no interior de um tubo de aço carbono. Nesses tubos são utilizadas soldas de selagem para prevenir o contato dos fluidos que escoam no interior da tubulação com a região da interface entre o tubo externo e o CRA, além de prevenir a entrada de impurezas durante o processo de revestimento e transporte do componente [3].

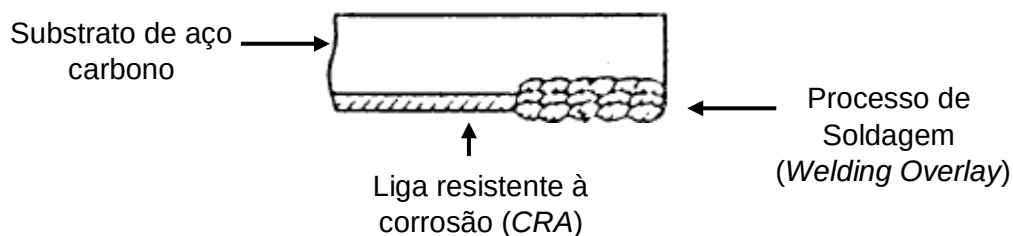


Figura 1 – Aspecto da região revestida e da solda de selagem realizada por soldagem *overlay* [2].

As características do meio associadas às tensões provocadas pela movimentação da plataforma e pelas correntes marítimas exigem dos materiais boas propriedades à corrosão e à fadiga. No entanto, existem poucas publicações com informações referentes à resistência à fadiga da camada de revestimento depositada por soldagem de liga Inconel 625 para equipamentos *offshore*.

1.2 Objetivo e Escopo

O presente trabalho visa determinar a propriedade de resistência à fadiga sob regime de tração-tração ($R=0,1$) através da obtenção de curvas S-N em corpos de prova removidos da seção revestida de um tubo cladeado com liga Inconel 625. As curvas S-N são úteis para a determinação da resistência à fadiga dos materiais e para auxiliar na seleção de materiais para projetos de engenharia que operam em carregamentos cíclicos, tal como os *risers*.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Risers

Um sistema de *risers* é essencialmente um conjunto de tubos condutores que conectam as unidades de produção / exploração com a cabeça do poço. Podem ser divididos essencialmente em *risers* rígidos, flexíveis e híbridos. Os híbridos apresentam características dos *risers* rígidos e dos flexíveis.

Um sistema de *risers* realiza múltiplas funções, tanto nas etapas de perfuração e nas de produção. Das funções realizadas pelo sistema citam-se [4]:

- Produção / Injeção
- Perfuração
- Circulação de fluidos
- Completação
- *Workover*¹

Existe uma variedade de configurações possíveis [4] para *risers*, como apresentado na Figura 2.

- **Catenária livre:** é amplamente utilizada em águas profundas. Essa configuração não requer equipamentos de compensação pesados, quando o *riser* é movido para cima ou para baixo com a sonda, ele é simplesmente suspenso ou deitado no leito marinho. Em águas profundas a tensão na superfície se dá devido ao suporte do longo comprimento do *riser*.
- **Lazy S e Steep S:** nessas configurações é adicionada uma boia abaixo do nível do mar, ou uma boia fixa, a qual é presa à estrutura no leito marinho ou na boia flutuante posicionada por correntes. Elimina o problema de *TDP* (*Touchdown Point*) e absorve as variações de tensão induzidas pela plataforma. A boia abaixo do nível do mar tem função adicional pela redução do comprimento do *riser* suportado e dos requisitos do tensionador.
- **Lazy wave e Steep wave:** essas configurações são similares em formato e função a *Lazy S* e *Steep S*. Não é adicionada qualquer boia, ao invés disso é adicionada flutuabilidade ou peso ao longo do comprimento do *riser* em

¹ *Workover* – operações realizadas em um poço completado com a função de manter, restaurar e aumentar a produção do reservatório.

pontos em que tais características são benéficas. Com a distribuição do peso e da flutuabilidade é fácil atribuir o formato desejado ao *riser*.

- **Pliant wave:** essa configuração é semelhante ao *Steep wave*, na qual uma ancora submarina controla o *TDP*. A tensão do *riser* é transferida para a ancora e não para o *TDP*.

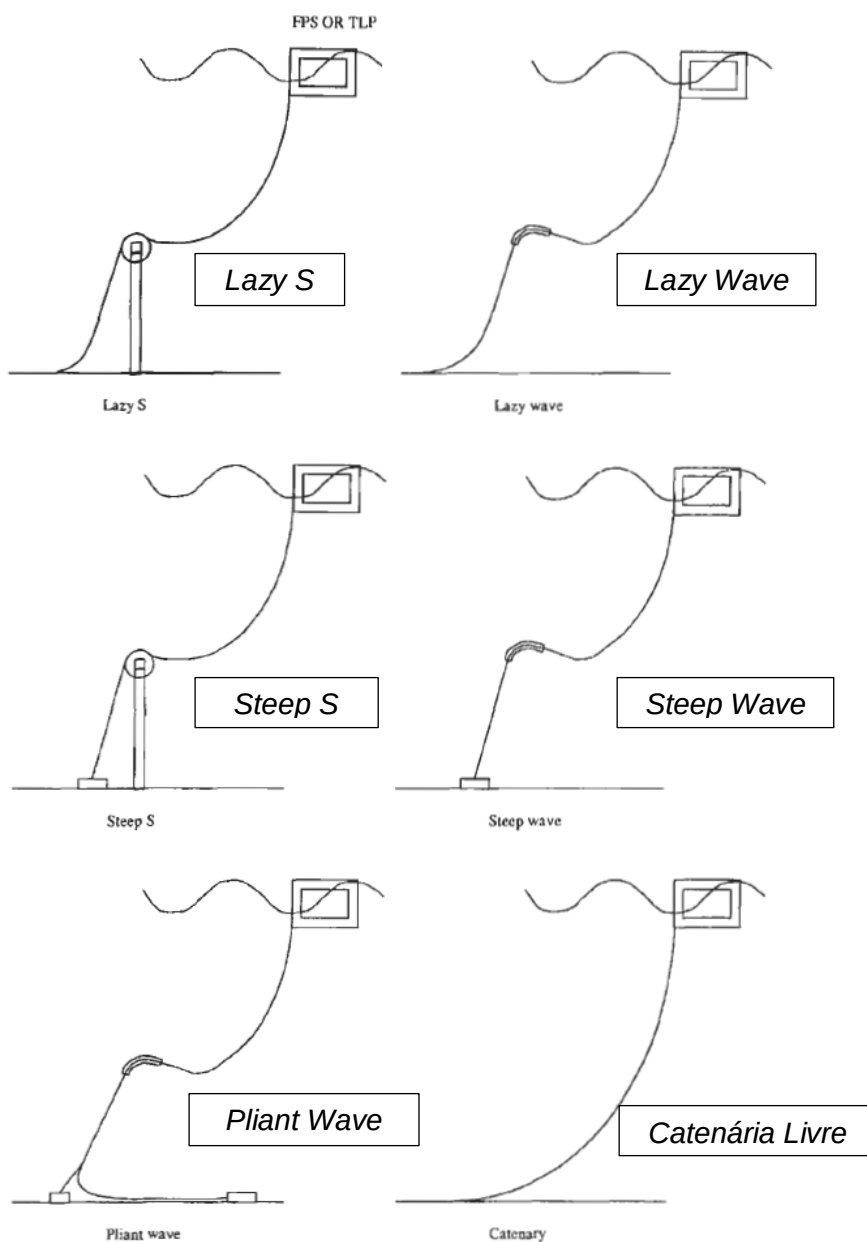


Figura 2 – Configurações utilizadas para os *risers*. Adaptado de [4].

O design da configuração do *riser* deve levar em consideração os requisitos de produção, as especificações do campo, e ser projetado para que mantenha o carregamento externo em limites aceitáveis, principalmente os esforços de [4]:

1. Tração;
2. Flexão;
3. Torsão;
4. Compressão;
5. Interferência.

2.2 Cladding

O setor de óleo e gás tem utilizado diferentes formatos de produtos revestidos (comumente chamados de “cladeados”) para equipamentos que operam em meios agressivos, tais como chapas de aço e tubos que envolvem processos e métodos de fabricação diversificados [3].

Os formatos dos produtos cladeados e seus processos estão relacionados na Figura 3.

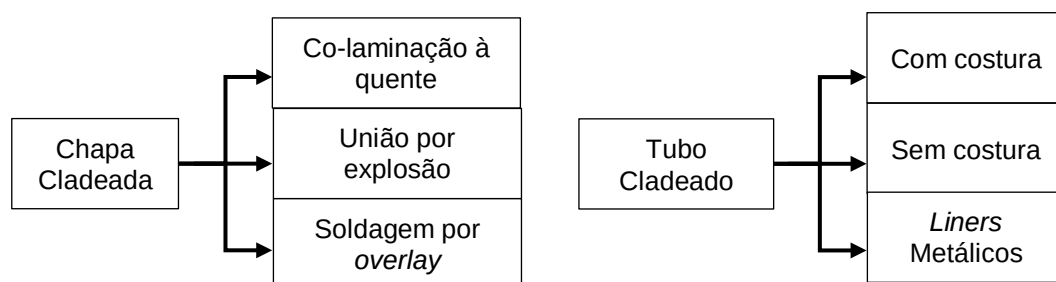


Figura 3 – Produtos e seus processos de fabricação.

O termo aço cladeado (*clad steel*) é adotado como uma forma genérica cobrindo desde produtos *weld overlaid* a *lined*. A sua seleção deve levar em consideração [3]:

- Interação entre *CRA* e substrato abordando desde as propriedades mecânico-metalúrgicas dos materiais às solicitações mecânicas do projeto;
- Processo industrial utilizado para cladeamento;

- Metodologia para a fabricação do produto final.

Nos tópicos 2.2.1 e 2.2.2 serão apresentados maiores detalhes quanto aos processos de fabricação para os diferentes formatos de produtos cladeados disponíveis.

2.2.1 Chapas Cladeadas (*Clad Plates*)

As chapas cladeadas podem ser obtidas pelos processos de co-laminação à quente (*hot rolling bonding*), união por explosão (*explosive bonding*) e soldagem por *overlay*. Chapas cladeadas têm sido utilizadas extensivamente para a fabricação de vasos de pressão, separadores, trocadores de calor, tubulações, etc.

2.2.1.1 Comparação entre os processos

A seleção do processo de recobrimento dependerá da espessura de *CRA* que se quer depositar sem que haja comprometimento das propriedades mecânico-metalúrgicas e dos custos do projeto.

O processo de co-laminação é realizado através da laminação do *CRA* e do substrato de aço simultaneamente de modo a obter espessuras tipicamente entre 6 e 200 mm. A união dependerá da difusão entre o *cladding* e o substrato de aço carbono que em algumas combinações pode resultar no endurecimento da interface pela precipitação de fases intermetálicas e carbonetos [3].

O processo de união por explosão é realizado através da utilização de cargas explosivas de curta duração que unem as duas superfícies pela formação de uma ligação metálica. A alta pressão exercida pelas explosões resulta na deformação plástica e na remoção dos óxidos da superfície promovendo a ligação metálica. A seleção e quantidade de carga a ser utilizada dependerão da resistência, da espessura, das interações mecânico-metalúrgicas e da área a ser unida. Em termos de qualidade, o processo de co-laminação e explosão não são tão diferentes. Espessuras entre 3 e 25 mm são facilmente unidas, enquanto que mais finas oferecem certas limitações.

O processo de *welding overlay* tem sido aplicado em produtos já conformados através de diversas técnicas de soldagem. Em geral, a espessura do recobrimento é de 3 a 4 mm, mas o processo permite obter espessuras superiores a 25 mm. Para a devida seleção do processo de soldagem deverão ser levados em consideração os seguintes parâmetros [3]:

- Acesso;
- Posição de soldagem;
- Tipo do eletrodo e taxa de diluição;
- Custo.

2.2.2 Tubos Cladados (Clad Pipes)

Os tubos cladados podem ser fabricados através de diferentes processos selecionados conforme a geometria do produto final, como apresentado a seguir.

2.2.2.1 Tubos com costura cladados

Tubos com costura cladados são fabricados a partir de chapas cladadas produzidas por co-laminação ou unidas por explosão seguida por uma co-laminação. A solda longitudinal é geralmente realizada por soldagem por arco submerso, TIG ou por plasma. O objetivo da soldagem interna é assegurar uma camada contínua resistente à corrosão com espessura mínima de CRA ao longo da solda, conforme apresentado na Figura 4. Os tubos soldados longitudinalmente foram desenvolvidos para diâmetros menores que 100 mm, mas existem aplicações que variam desde 289 mm até 1016 mm de diâmetro externo. A espessura total do tubo varia entre 6 e 32 mm [3].

A superfície interna deve ser contra soldada para assegurar a fusão adequada da raiz e proporcionar um perfil suave.



Figura 4 – Tubo com costura cladado, no qual é possível observar a solda longitudinal realizada [5].

2.2.2.2 Tubos com liners metálicos (Lined Pipes)

São tubos em que a camada interna de *CRA (liner)*, a qual possui originalmente a forma de um tubo com ou sem costura, é unida durante o processo ao tubo de aço carbono. Sem a utilização de calor, o *liner* é simplesmente expandido mecanicamente ou hidraulicamente contra o tubo de aço carbono. A união obtida por esse processo não ocorre de forma integral ao longo de toda a extensão do tubo. Caso seja utilizado calor, o tubo externo é aquecido antes da introdução do *liner* e as forças contrárias resultantes da dilatação térmica e da expansão aplicada hidraulicamente comprimem o *liner* em direção as paredes do tubo de aço carbono. Após o processo é realizada uma solda de selagem nas extremidades do tubo de modo a prevenir o ingresso de impurezas durante o transporte e o revestimento externo do tubo [3].

Também pode ser usado o processo de união por explosão, se a força resultante da explosão da carga for aplicada de modo que o tubo externo seja deformado elasticamente e o *liner* deformado plasticamente. Quando o tubo externo relaxa, ele se contrai em torno do *liner* e a tensão residual forma a união. No entanto, tal processo não é visto como uma alternativa econômica. Normalmente, o diâmetro externo dos tubos com *liner* metálicos varia entre 219 mm e 558 mm [3].

Na Figura 5 está apresentado o processo de fabricação de um tubo cladeado através da introdução de um *liner* metálico em seu interior.

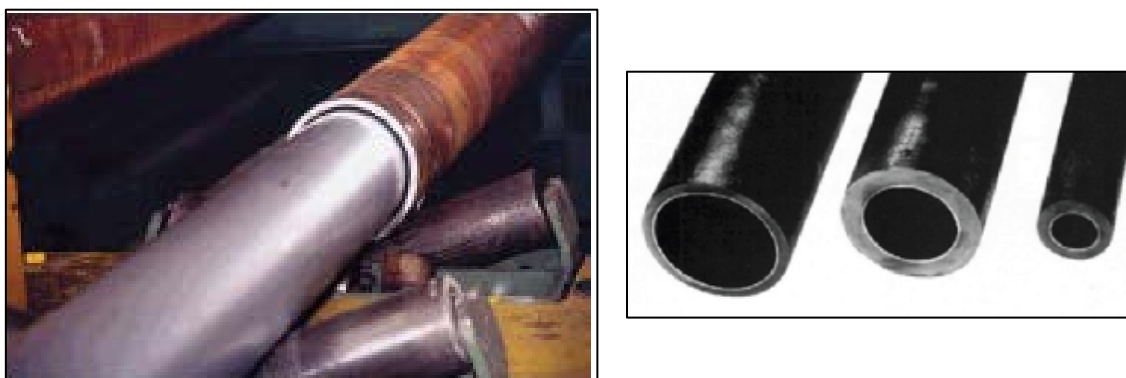


Figura 5 – a) Alinhamento de *liner* com substrato de aço carbono antes do processo de expansão ; (b) Tubos com *liners* metálicos obtidos por explosão. Da esquerda para a direita, X52 com 3mm de liga 625, X60 com 2 mm de aço inox 316L e X60 com 3 mm de liga Inconel 625 [3].

2.3 Tubos cladeados sem costura

Existem diversos métodos para a fabricação de tubos sem costura que foram adaptadas para tubos cladeados.

Os tubos sem costura são produzidos a partir de um tarugo de *CRA* introduzido no interior de um tubo de aço carbono. Os dois podem ser soldados por processos convencionais. No entanto, há um processo inovador que consiste na deposição de uma camada de níquel não eletrolítico na superfície externa do *CRA* que confere a soldagem parcial dos tubos por brasagem [3].

O principal desafio consiste em assegurar uma distribuição homogênea do *CRA* ao longo do comprimento e do diâmetro do tubo. Tubos fabricados por essa rota são susceptíveis a falta de concentricidade, variação na espessura da camada de *CRA* e ampla tolerância de circularidade. Os diâmetros do produto final obtido por essa técnica variam conforme as dimensões do tarugo, podendo ser de 50 mm a 225 mm ou 400 mm dependendo do fornecedor. As espessuras da camada revestida variam entre 6 mm e 25 mm [3].

2.3.1 Soldagem de componentes cladeados

Na Figura 6 estão apresentadas as etapas de soldagem em componentes cladeados que tem por objetivo uni-los de modo a preservar uma camada contínua de liga resistente à corrosão ao longo da junta evitando que esta seja um ponto preferencial para a corrosão. A superfície deve estar bem limpa e seca de modo que não haja contaminação da poça com enxofre ou hidrogênio, os quais poderiam levar a geração de trincas.

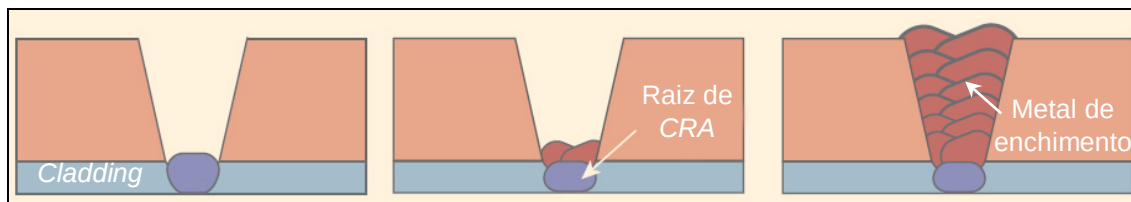


Figura 6 – Etapas de soldagem em um aço cladeado com acesso apenas pelo lado externo [3].

A raiz deve ser soldada integralmente com o revestimento de *CRA* utilizando processo TIG e consumível que atenda aos requisitos de resistência à corrosão ou do mesmo material. Em casos em que os consumíveis de *CRA* são utilizados em toda a

solda, a resistência do material deverá ser no mínimo igual do substrato de aço carbono. Por exemplo, a tensão limite de escoamento como depositada do 309MoL é igual ao aço grau X60 e a liga Inconel 625 atende aos requisito do aço X65 [3].

2.4 Liga Inconel 625

O Inconel 625 é uma liga a base de Ni que oferece boas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade. As temperaturas de operação variam de criogênicas a até 982°C [6].

Essa liga possui alta resistência à corrosão em ambientes em que há presença de níveis elevados de CO₂ e H₂S. Na Figura 7 é possível observar que com o aumento da temperatura eleva-se a resistência à corrosão em meios ricos em H₂S. Essas ligas geralmente não apresentam corrosão pelo CO₂ (*sweet corrosion*) e sua seleção é limitada aos níveis de concentração de H₂S e de temperatura. A presença de enxofre livre na composição do produto que possa vir a circular no interno do componente pode levar a um mecanismo severo de corrosão por pite e (ou) fragilização do material sob certas condições de operação [7].

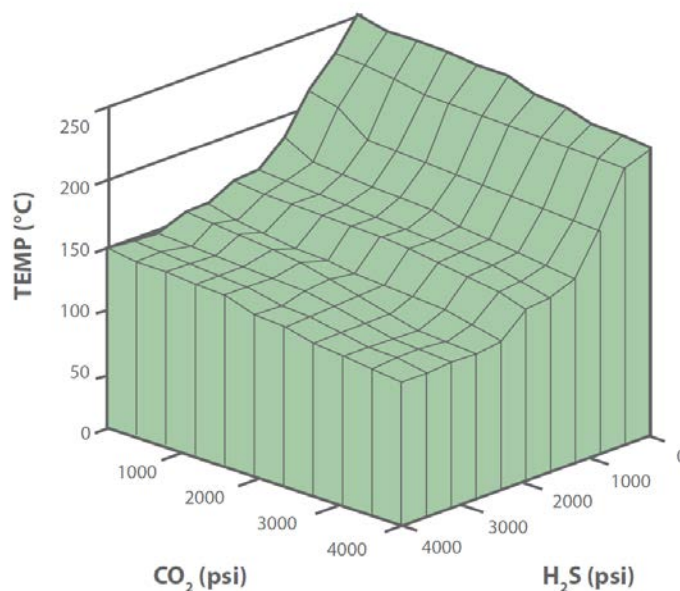


Figura 7 – Resistência à corrosão da liga 625 em meio de H₂S/CO₂ com altas concentrações de Cl⁻ e ausência de enxofre. Taxa de corrosão de ≤0.05 mm/ano (2 mpy) e sem mecanismo de SSC e SCC [7].

A composição química nominal da liga Inconel 625 e suas propriedades mecânicas estão apresentadas, na Tabela 1 e na Tabela 2 [6], respectivamente. No entanto, observa-se que não são apresentadas as propriedades mecânicas referentes à condição como soldada.

Tabela 1 – Composição química nominal do Inconel 625 (% em peso) [6].

Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	C
58,0 mín.	20,0 – 23,0	5,0 máx.	8,0 – 10,0	3,15 – 4,15	0,10 máx.
Mn	Si	P	S	Al	Ti
0,50 máx.	0,50 máx.	0,015 máx.	0,015 máx.	0,40 máx.	0,40 máx.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas da liga de Inconel 625 [6].

Formato e condição	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)	Dureza (HBW)
Chapa / Barra / Haste					
Laminado	827 – 1103	414 – 758	60 – 30	60 – 40	175 – 240
Recozido	827 – 1034	414 – 655	60 – 30	60 – 40	145 – 220
Solubilizado	724 – 896	290 – 414	65 – 40	90 – 60	116 – 194
Folha / Fita					
Recozido	827 – 1034	414 – 621	55 – 30	-	145 – 240
Tubo / Deformado a Frio					
Recozido	827 – 965	414 – 517	55 – 30	-	-
Solubilizado	689 – 827	276 – 414	60 - 40	-	-

A Tabela 3 apresenta, de forma simplificada, as propriedades mecânicas para a condição como soldada da liga Inconel 625 obtidas da Referência [8].

Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga de Inconel 625 na temperatura ambiente e em condição como soldada [8].

Propriedades Mecânicas	Inconel 625 (25°C)
<i>Módulo de Elasticidade (E)</i>	205 GPa
<i>Coefficiente de Poisson (ν)</i>	0,297
<i>Tensão Limite de Escoamento (σ_{LE})</i>	558 MPa
<i>Tensão Limite de Resistência (σ_{LR})</i>	801 MPa

2.4.1 Microestrutura da liga Inconel 625

A microestrutura do Inconel 625 é formada por uma matriz de Ni com estrutura cúbica de face centrada (γ) endurecível por mecanismo de solução sólida. Diferentemente da liga 718, esta liga não requer tratamentos térmicos para atingir níveis superiores de resistência mecânica através da precipitação de fases secundárias.

Os carbonetos mais frequentemente encontrados em ligas de Ni são: MC, M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$, nos quais M é o elemento metálico formador de carboneto. Os do tipo MC, por terem uma distribuição não-uniforme e aspecto grosseiro, não são desejados. Os M_6C quando precipitados nos contornos de grão podem ser utilizados para controle do tamanho de grão, mas se estiverem dispersos em padrão de *Widmanstätten* podem prejudicar a ductilidade e a vida em fadiga [9].

As fase Laves (A_2B) e os carbonetos MC formados durante o processo de solidificação e as fases Laves e delta formadas durante tratamentos térmicos devem ser evitadas devido aos seus efeitos deletérios às propriedades mecânicas do material. No entanto, certos tipos e distribuições de carbonetos ao longo dos contornos de grão podem possuir efeitos benéficos à resistência à corrosão sob tensão [10].

A Tabela 4 relaciona os efeitos da presença de alguns elementos de liga. Os elementos de liga Fe, Co, W, Va, Ti, Al, Cr e Mo agem como elementos endurecedores por solução sólida nas ligas de Ni. A adição de Al e Ti são principalmente para o refino do grão e são mantidos baixos para melhorar a soldabilidade da liga. O Cr e o Mo também contribuem para a resistência à corrosão por fresta e pite, e o Nb age estabilizando a liga contra efeitos de sensibilização durante a soldagem, desta forma prevenindo a formação de trincas intergranulares. O alto teor de Ni elimina o efeito de corrosão sob tensão em meios clorados [10].

Tabela 4 – Efeitos nas propriedades da liga a partir de alterações na composição química [10].

Redução de Teor do Elemento	Resistência Mecânica	Resistência à Corrosão	Soldabilidade
Nb	Diminui	N	Aumenta
Fe	Diminui	N	Aumenta
Mo	Diminui	Diminui	Aumenta
Ti e Al	Diminui ⁽¹⁾	N	Diminui ⁽²⁾
C	N	Diminui ⁽³⁾	Aumenta
Si	N	Diminui ⁽³⁾	Aumenta

N – Sem efeito significativo ou não verificado; (1) - Ti e Al são importantes para a resistência mecânica apenas se mecanismo de endurecimento por precipitação forem empregados; (2) – Certas quantidades de Ti e Al são benéficas à soldabilidade da liga; (3) – Se carbonetos intergranulares forem responsáveis por conferir à liga resistência à corrosão, quantidades mínimas de C e Si são necessárias.

2.5 Soldagem da liga Inconel 625

A soldagem da liga Inconel 625 é realizada através de processos e procedimentos convencionais. Como a liga apresenta alta resistência à corrosão e à oxidação e possui alta resistência e tenacidade, não são necessários tratamentos térmicos posteriores para se atingir boas propriedades mecânicas. No entanto, a redução do teor de Fe e Si nos consumíveis utilizados favorecem a ductilidade devido à minimização da formação de fase Laves (rica em Mo, Si e Nb) [10].

No processo de *welding overlay*, a solidificação se inicia a partir da formação de dendritas da fase γ . Com seu avanço, os elementos Nb e Mo segregam-se para a região interdendrítica, enquanto os elementos Fe, Ni e Cr segregam-se levemente para o interior das dendritas. Esse processo continua até que a região interdendrítica fica enriquecida em Nb, até a composição eutética γ /Laves resultando na formação de γ +Laves. A sequência de solidificação pode ser escrita como: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \text{Laves} \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ [10].

A curva TTT da liga Inconel 625, Figura 8, apresenta as transformações de fase em função do tempo e da temperatura.

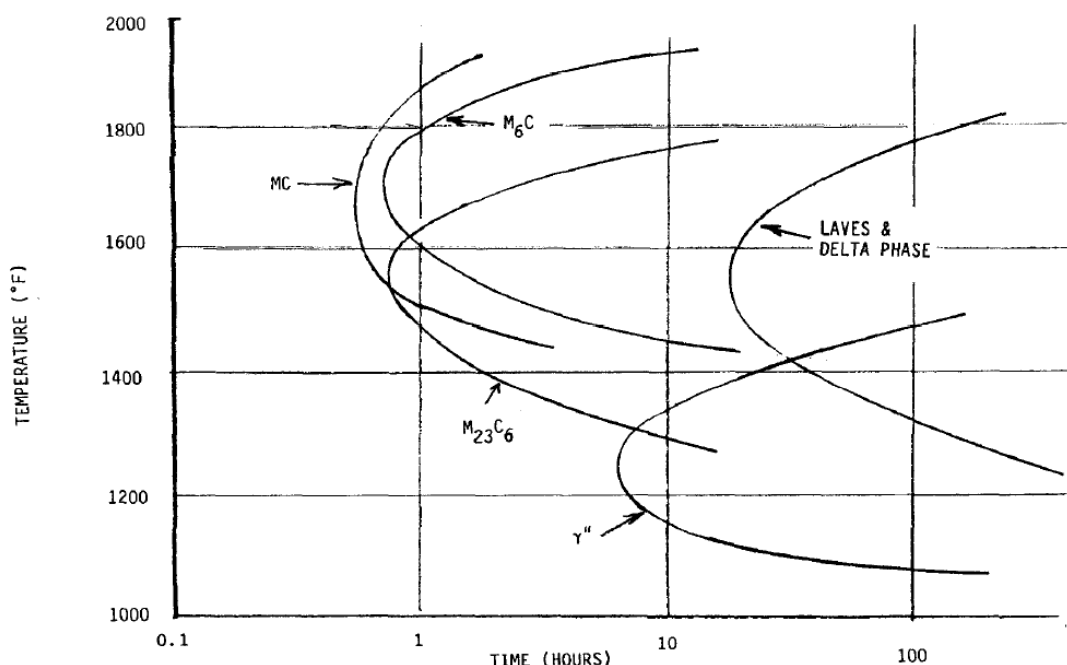


Figura 8 – Curva TTT exibindo as transformações de fase na liga 625 em altas temperaturas [10].

Observa-se na Figura 8 que na faixa de temperatura entre 1100 e 1400°F (593 e 760°C) ocorre a precipitação da fase γ'' . A liga Inconel 625 não foi originalmente desenvolvida para ser endurecível por mecanismos de precipitação. No entanto, se a liga possuir concentração suficiente dos elementos Nb, Ti e Al, a fração volumétrica de fase γ'' precipitada passa a ser significativa para as propriedades mecânicas do material.

Caso ocorra a formação de regiões empobrecidas em Nb, principalmente nos contornos de grão, devido à precipitação da fase γ'' , pode ocorrer a perda de propriedade mecânica e da resistência à corrosão nas ligas endurecíveis por precipitação [10]. Logo, a utilização dessas ligas nesta faixa de temperatura é um fator limitante à seleção do material.

2.6 Fadiga

A fadiga dos materiais é um mecanismo de falha que acontece na presença de tensões cíclicas. Ao longo dos ciclos são introduzidos danos em um ou mais pontos do material, em geral na superfície (intrusões e extrusões), que podem levar ao surgimento de trincas, as quais crescem até provocar a fratura do material após um número suficiente de ciclos. Esse mecanismo de falha tornou-se progressivamente

importante na medida em que a tecnologia desenvolveu um número maior de equipamentos sujeitos a diferentes modos de carregamento repetido e vibrações, como por exemplo, equipamentos ferroviários, aeronaves, vasos de pressão, etc.

O aspecto da região de crescimento de trinca por fadiga de alto ciclo tem característica frágil, sem existência de deformação plástica macroscópica. Uma vez atingida a falha do componente por fratura, as superfícies de fratura apresentam uma região lisa, formada durante a propagação da trinca por fadiga, e uma região áspera, na qual ocorre a fratura final do componente quando o tamanho da trinca atinge o comprimento crítico. Uma imagem da morfologia típica de uma superfície fraturada pelo processo de fadiga de alto ciclo pode ser vista na Figura 9. A superfície de fratura, em escala macroscópica, é normalmente perpendicular à direção da tensão principal de tração máxima exercida no componente [11].

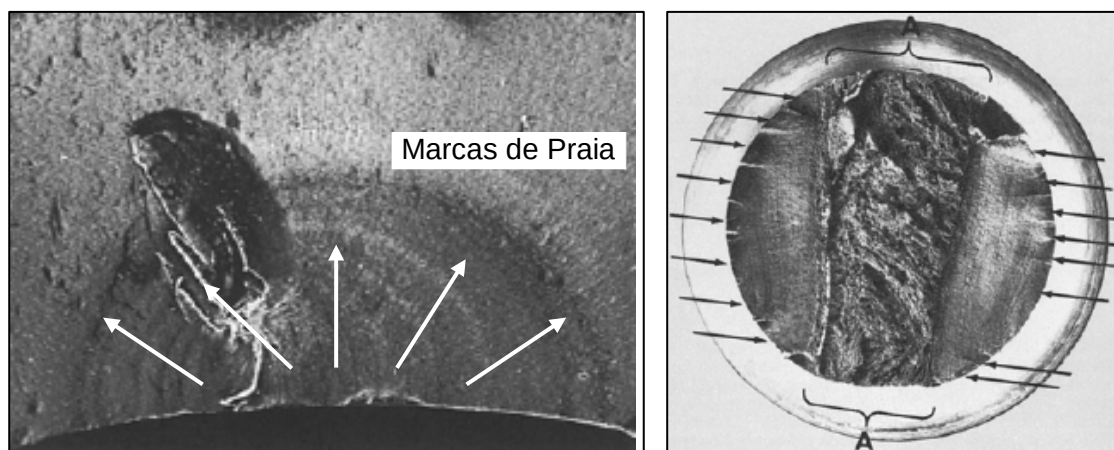


Figura 9 – (a) Superfície de fratura de uma tubulação sujeita a um estado de tensões cíclicas apresentando aspecto característico de fadiga. (b) Superfície de fratura de um eixo sujeito a tensões cíclicas apresentando região de propagação da trinca por fadiga e região dúctil (A) [12].

Para causar a falha por fadiga em metais são necessários três fatores: uma tensão de tração máxima suficientemente alta, uma variação ou flutuação da tensão aplicada por sobre um valor mínimo e uma quantidade suficiente de ciclos de aplicação das tensões. Outros fatores tendem a alterar a vida em fadiga dos componentes metálicos, como por exemplo: concentradores de tensão, corrosão, temperatura, tensões residuais, acabamento superficial, etc. [11].

2.6.1 Ciclo de tensões

A Figura 10.a ilustra um *ciclo de tensões alternadas* de forma senoidal, na qual a tensão máxima e mínima são iguais, enquanto a Figura 10.b ilustra um *ciclo de tensão flutuante* em que a tensão máxima e mínima são diferentes. As tensões podem perfeitamente apresentar tensões máximas e mínimas de sinais opostos ou ambas de compressão ou de tração [11].

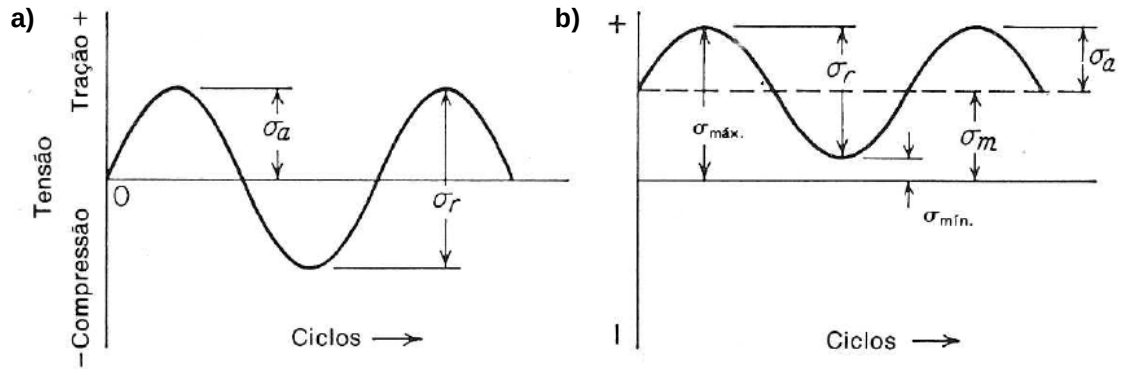


Figura 10 – (a) Ciclo de tensão flutuante com tensões máximas e mínimas iguais em módulo, mas de sinais diferentes; (b) Ciclo de tensão flutuante em regime de tração [11].

Define-se como amplitude de tensões (σ_r ou $\Delta\sigma$) a diferença algébrica entre as tensões máximas e mínimas de um ciclo.

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (1)$$

A tensão média (σ_m) e a tensão alternada (σ_a) são definidas respectivamente por:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad (3)$$

A razão de tensão é definida como:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (4)$$

Em função do espectro de tensões aplicadas, a razão de tensões R pode ter valores positivos, negativos ou nulo, como apresentado na Figura 11. R negativo é definido como fadiga em tração-compressão (Figura 10.a), enquanto R positivo é definido como fadiga em tração-tração (Figura 10.b). Quando as tensões cíclicas aplicadas na estrutura são compressivas, em geral não há o crescimento da trinca por fadiga e esse mecanismo de falha passa a ser pouco relevante na análise estrutural [13].

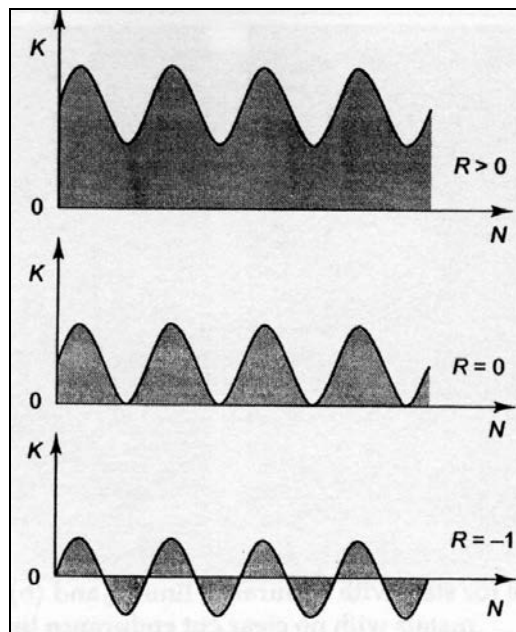


Figura 11 – Exemplos de diversas razões de tensão R [13].

2.6.2 Mecanismo de falha por Fadiga

O processo de falha por fadiga de um componente metálico sem defeitos preexistentes pode ser dividido nos seguintes estágios [11]:

1. Iniciação da trinca pelo surgimento de extrusões e intrusões em bandas de deslizamento persistente: este estágio é frequentemente chamado de estágio I de crescimento da trinca.
2. Crescimento de trinca nos planos principais de tensão trativa: envolve o crescimento de uma trinca bem definida em direção normal à tensão principal de tração máxima. Este estágio é geralmente chamado estágio II de crescimento de trinca.
3. Ruptura final por fratura monotônica: ocorre quando a trinca atinge um comprimento crítico.

Em componentes sem defeitos preexistentes, a propagação de trincas no estágio II consome uma pequena fração do número de ciclos total. Nesse caso, o estágio de nucleação é muito importante, sendo o mesmo muito dependente do acabamento superficial da peça e das tensões residuais. Caso existam no componente concentradores severos de tensão, o estágio I pode não ser observado [11].

Uma trinca por fadiga pode ser iniciada em um entalhe, em uma inclusão e na superfície. O número de ciclos necessários para nuclear uma trinca e fazê-la crescer a um comprimento detectável por ensaios não destrutivos é denominado como vida em nucleação, N_i . Trincas com comprimentos detectáveis podem ainda estar abaixo do tamanho crítico e necessitam de certo número de ciclos, denominado vida em propagação, N_p , para propagar-se até atingi-lo [13]. Logo, a vida total N é definida como:

$$N = N_i + N_p \quad (5)$$

As bandas de deslizamento persistente geralmente são formadas durante os primeiros poucos mil ciclos de tensão. Os ciclos que se sucedem produzem bandas de deslizamento adicionais, mas o número de bandas de deslizamento não é diretamente proporcional ao número de ciclos de tensão. As trincas geralmente ocorrem em regiões de deformação intensa, paralelas ao que originalmente foi uma banda de deslizamento. As bandas de deslizamento têm sido observadas para tensões inferiores ao limite de fadiga dos materiais ferrosos e desta forma, a sua ocorrência durante a fadiga não significa por si só que se formará uma trinca [11].

A fim de se entender melhor a mecânica de formação de trincas por fadiga, a superfície deformada pode ser removida por polimento eletrolítico, normalmente revelando várias bandas de deslizamento persistente. Essas bandas são consideradas trincas de fadiga embrionárias, uma vez que após a aplicação de pequenas deformações de tração elas se transformam em trincas macroscópicas. Uma vez formadas, as trincas de fadiga tendem a se propagar ao longo dos planos de deslizamento, embora em seguida tomem a direção normal à maior tensão de tração aplicada. A propagação de trinca de fadiga é normalmente transgranular [11].

Cottrell e Hull (1957) propuseram um mecanismo para a formação de extrusões e intrusões em regime de tensões cíclicas alternadas (R negativo), apresentado esquematicamente na Figura 12.

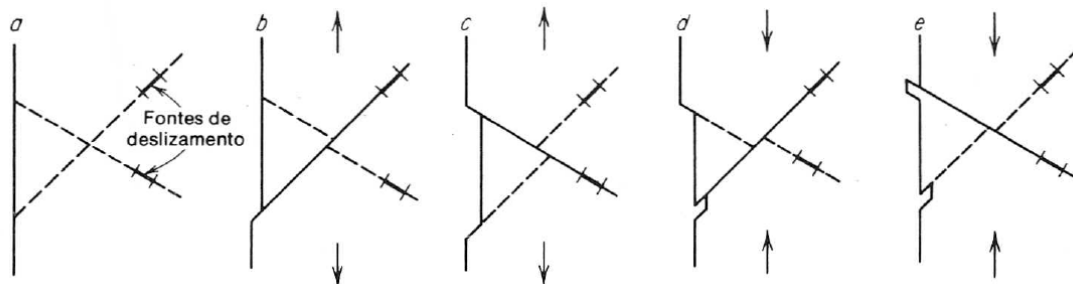


Figura 12 – Mecanismo para a formação de extrusões e intrusões [14].

Durante a atuação das componentes de tração do ciclo de tensões, os dois sistemas operam em sequência produzindo dois degraus na superfície (Figura 12.b e Figura 12.c). Quando entra em atuação a componente de compressão, o deslizamento do primeiro sistema a operar dá origem à formação da intrusão (Figura 12.d), enquanto que uma extrusão é formada quando outro sistema de deslizamento opera (Figura 12.e).

W. A. Wood (1959) interpretou as observações microscópicas do deslizamento produzido por fadiga como indicativas de que as bandas de deslizamento sejam o resultado de um acúmulo sistemático de movimentação de discordâncias em planos de deslizamento paralelos e muito próximos entre si. Este mecanismo é capaz de explicar a acomodação da deformação total (soma das microdeformações de cada ciclo) sem causar um encruamento apreciável do material, ilustrado esquematicamente na Figura 13 [11].

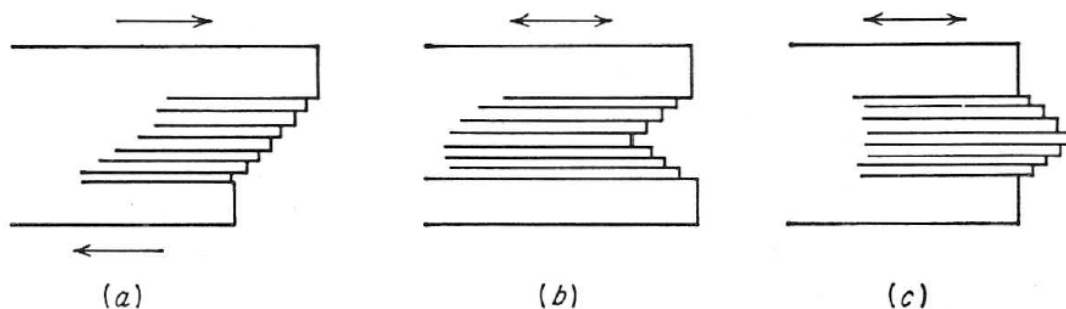


Figura 13 – Esquema exemplificando o conceito de Wood [11].

(a) Deformação estática; (b) deformação de fadiga originando um entalhe superficial (intrusão);
(c) deformação de fadiga originando extrusão.

O deslizamento produzido por deformação estática produziria um contorno na superfície do metal similar ao apresentado na Figura 13.a. Por outro lado, os pequenos movimentos de deslizamento poderiam formar entalhes (Figura 13.b) ou ressaltos na superfície (Figura 13.c). O entalhe seria um concentrador de tensões de dimensões atômicas, o qual poderia perfeitamente dar origem ao início da trinca de fadiga. Este mecanismo de iniciação de uma trinca de fadiga está de acordo com as constatações de que as trincas de fadiga começam nas superfícies e, frequentemente, em intrusões e extrusões [11].

No estágio I a trinca se propaga inicialmente ao longo das bandas de deslizamento persistente. A taxa de propagação no estágio I é geralmente muito pequena da ordem de alguns angströms por ciclo se comparada com as taxas de propagação do estágio II, da ordem de microns por ciclo. A superfície do estágio I se apresenta praticamente sem propriedades características. Por outro lado, a superfície de fratura do estágio II apresenta frequentemente a formação de estrias de fadiga, sendo que cada uma é produzida por um único ciclo de tensões. Cada estria representa a posição sucessiva de uma frente de trinca que avança num plano normal ao da máxima tensão de tração. Mesmo sendo características do mecanismo, a ausência de estrias na superfície de fratura não descarta a fadiga como causa da falha [11].

2.6.3 Curvas S-N

Os resultados dos testes de fadiga podem ser representados por uma curva S-N, onde é lançada em gráfico a tensão cíclica (S) versus o número de ciclos (N) necessários para a fratura de cada corpo de prova ensaiado. Geralmente emprega-se a escala logarítmica para o número de ciclos. O valor da tensão lançado no gráfico pode ser σ_a , $\sigma_{m\acute{a}x}$ ou $\sigma_{m\acute{i}n}$ e são tensões nominais, logo não há um ajuste para concentração de tensões [11].

No esquema da Figura 14 é possível observar que o número de ciclos de tensão que um metal pode suportar antes de fraturar aumenta com o decréscimo da tensão. Para alguns materiais largamente utilizados na engenharia, depois de certo número de ciclos, a curva S-N se torna horizontal em uma determinada tensão, chamada *limite de resistência à fadiga* ou simplesmente *limite de fadiga* [11].

Abaixo desta tensão o material poderia suportar um número infinito de ciclos sem que haja fratura. Para alguns materiais não-ferrosos, como o alumínio, a curva S-N decresce continuamente com o aumento do número de ciclos, logo estes não apresentam um limite de resistência à fadiga. Neste caso as propriedades de fadiga são determinadas para um valor arbitrário de ciclos, como por exemplo 10^8 ciclos [11].

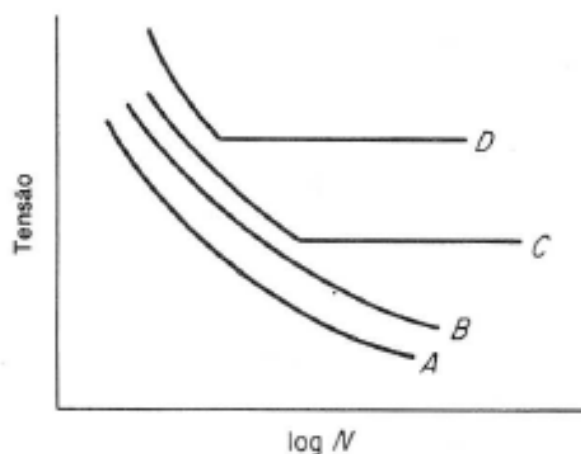


Figura 14 – Curva S-N de materiais apresentando diferentes limite de resistência a fadiga [11]. A (metal puro), B (efeito de elementos formadores de solução sólida em A), C (limite de fadiga devido ao envelhecimento por deformação) e D (limite de fadiga aumentado devido ao aumento de envelhecimento por deformação).

Para a avaliação experimental de curvas S-N devem-se testar grupos de amostras em várias tensões, já que tradicionalmente os resultados apresentam uma

alta dispersão [11]. Os motivos são diversos, mas o acabamento superficial e usinagem dos CPs (que influencia as tensões residuais vizinhas à superfície da amostra) estão entre os mais importantes.

Um dos procedimentos utilizados para a determinação de uma curva S-N consiste em se testar o primeiro corpo de prova a uma tensão alta na qual se espera que o número de ciclos até a fratura seja bastante pequeno, por exemplo, cerca de dois terços do limite de resistência estática do material. A tensão do ensaio é diminuída gradativamente para cada corpo de prova até que uma ou duas amostra não apresentem fratura para certo número de ciclos. A maior tensão para a qual não é detectada fratura é considerada o limite de fadiga [11].

A partir dos resultados é ajustada uma curva representada pela equação de *Wöhler* [15]:

$$N = \frac{C_1}{\Delta\sigma^k} \quad (6)$$

onde,

- N é o número de ciclos até falha;
- $\Delta\sigma$ é o intervalo de tensões;
- C_1 e k são parâmetros do material.

Aplicando-se o logaritmo, a Equação (6) pode ser reescrita como:

$$\log N = \log C_1 - k \cdot \log \Delta\sigma \quad (7)$$

Normalmente se observa uma alta dispersão nos resultados experimentais, embora seja possível obter um traçado de uma curva suave abrangendo os pontos obtidos, exceto para o caso em que são testados vários corpos de prova na mesma tensão, onde a dispersão pode chegar a até uma ordem de grandeza [11].

As curvas S-N têm sido utilizadas por muito tempo em diversos projetos de engenharia, no entanto apresentam certas limitações. Entre as principais limitações está que elas não distinguem a quantidade de ciclos necessárias à nucleação e à

propagação da trinca , sendo somente obtida a vida total do material em regime de fadiga [13].

2.6.4 Curvas S-N para a liga Inconel 625

Buscou-se na literatura curvas S-N obtidas a partir de corpos de prova removidos da seção cladeada de um componente estrutural, tal como um tubo. No entanto, não foram encontradas publicações que abordaram exatamente esse caso. Muitos trabalhos utilizaram corpos de prova usinados a partir de chapas de liga Inconel 625 laminadas, as quais fornecem propriedades mecânico-metalúrgicas diferentes da condição como soldada.

O trabalho apresentado na Referência [16] teve por objetivo avaliar o comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625 e fornece informações relevantes quanto ao comportamento à fadiga na condição como soldada da liga Inconel 625. Nesse trabalho os corpos de prova de liga Inconel 625 para os testes de fadiga foram usinados em corpos de prova cilíndricos seguindo-se os padrões *sub-size* de dimensões estabelecidas pela norma ASTM-A370. A preparação dos corpos de prova foi realizada por lixamento com série de lixas de #100 a #1000 para remoção de marcas inerentes ao processo de usinagem [16]. As dimensões e o aspecto da amostra padronizada estão apresentados na Figura 15.

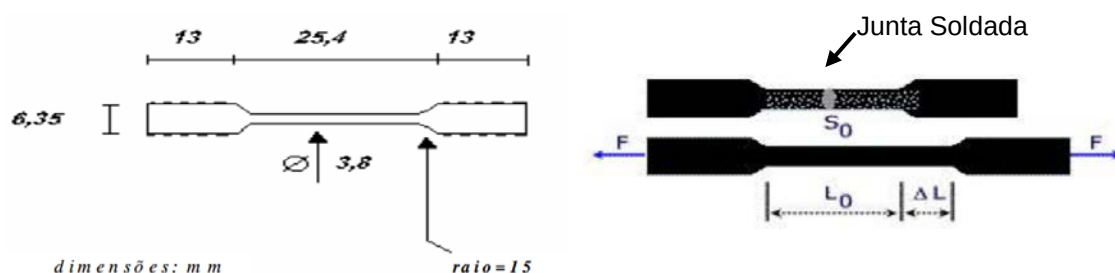


Figura 15 – Aspectos e dimensões dos corpos de prova [16].

As chapas de onde foram retirados os corpos de prova foram soldadas por processo manual com eletrodos revestidos AWS A5.11, conforme a Figura 16. As composições químicas referentes à chapa laminada de liga Inconel 625 e aos eletrodos revestidos utilizados estão apresentadas na Tabela 5 e na Tabela 6.

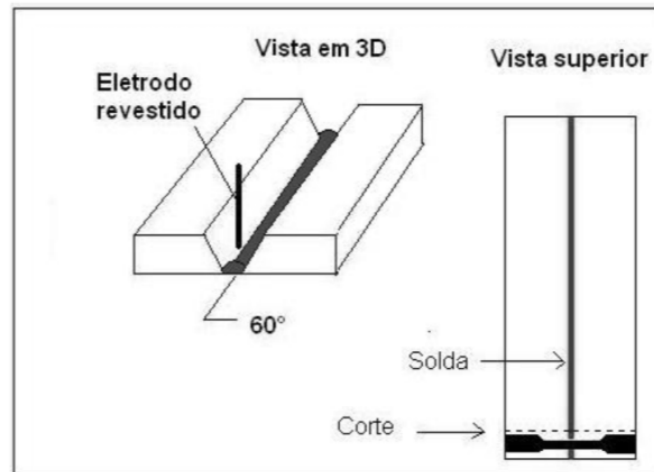


Figura 16 – Metodologia para a fabricação e remoção dos corpos de prova para testes de fadiga da liga Inconel 625 [16].

Tabela 5 – Composição química da chapa de liga Inconel 625 (% em peso) [16].

C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Mo
0,023	0,001	22,30	61,04	0,04	0,13	9,00
Ti	Nb	Fe	P	Al	Co	Ta
0,21	3,45	3,40	0,004	0,16	0,1	0,02

Tabela 6 – Composição química dos Eletrodos Revestidos AWS A5.11 (% em peso) [16].

C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Nb	Fe	P
0,10 máx.	0,02 máx.	20,00 – 23,00	55,00 mín.	1,00 máx.	0,75 máx.	9,00 – 10,10	3,15 – 4,15	7,00 máx.	0,03 máx.

Na Figura 16 é possível observar como foram retirados os corpos de prova em relação ao cordão de solda. Os parâmetros usados na soldagem foram os seguintes: corrente de 155A; secagem do eletrodo por 2 h a 180°C e velocidade variável (processo manual). Nota-se que região da solda ficou propositalmente localizada no terço médio do corpo de prova [16].

Os testes de fadiga foram feitos em uma máquina tipo excêntrica com 20 KN de capacidade. Os testes de fadiga ao ar foram realizados utilizando frequência de 10Hz, e na presença do meio corrosivo foram utilizadas frequências de 0,7Hz [16].

Os testes foram realizados em triplicata devido à dispersão dos resultados inerentes a defeitos inseridos no processo de soldagem e considerou-se a média aritmética dos 3 resultados para cada carga. Foram aplicadas 6 cargas, iniciando-se próximo à tensão limite de escoamento, totalizando 18 corpos de prova.

Para este trabalho só serão considerados os resultados obtidos nos testes de fadiga na junta soldada ao ar, apresentados em forma de curvas S-N na Figura 17.

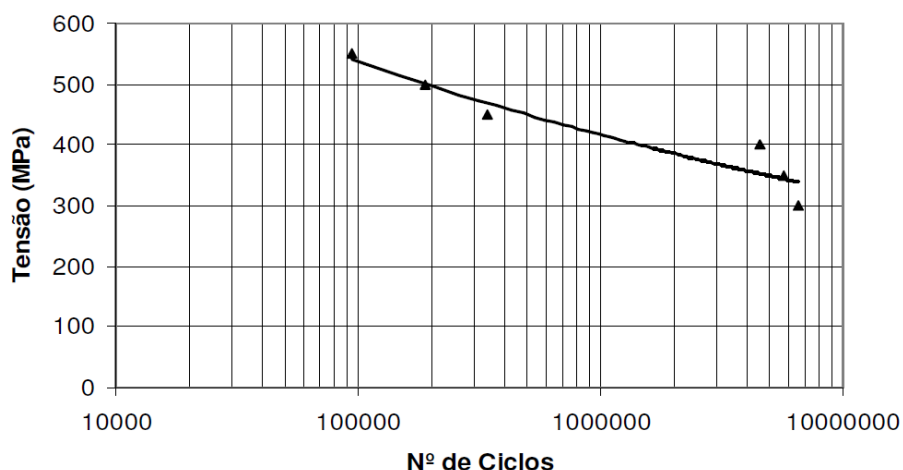


Figura 17 – Curva S-N obtida por testes de fadiga ao ar e em temperatura ambiente em corpos de prova de liga Inconel 625 depositada por eletrodo revestido [16].

Estipulou-se o limite de fadiga em 5 milhões de ciclos, e para o primeiro valor testado abaixo de 400 MPa não ocorre mais fratura [16].

2.6.5 Efeito da concentração de tensões

A presença de descontinuidades geométricas como concentrador de tensões no material, como um entalhe ou um poro, diminui seriamente a resistência à fadiga do CP ou componente [11]. Em elementos de máquinas, os concentradores de tensões podem ser: adoçamentos, rasgos de chaveta, filetes de rosca, furos, etc. No entanto, além de descontinuidades geométricas, os concentradores de tensão podem advir de rugosidade da superfície ou de concentradores metalúrgicos como porosidade, inclusões, superaquecimento local durante esmerilhamento, descarbonetação, etc.

Uma das melhores maneiras de minimizar a falha por fadiga é pela redução deste tipo de concentradores de tensões, evitáveis através de um projeto cuidadoso e

pela prevenção dos concentradores de tensões acidentais, através da fabricação e usinagem adequada [11].

A presença de um entalhe num corpo de prova sujeito a carregamento uniaxial introduz três efeitos [11]:

1. Ocorre um aumento ou concentração da tensão na raiz do entalhe;
2. Ocorre a formação de um gradiente de tensão da raiz do entalhe para o centro do corpo de prova;
3. É produzido um estado triaxial de tensões.

2.6.6 *Efeito do tamanho*

A previsão do desempenho em fadiga de grandes componentes, a partir dos testes de laboratório de amostras pequenas, constitui um problema prático de grande importância. É extremamente difícil, senão de todo impossível, preparar corpos de prova com diâmetros crescentes que sejam geometricamente similares e que apresentem a mesma estrutura metalúrgica e distribuição de tensões residuais através da seção transversal [11].

A resistência à fadiga dos componentes é inferior à das amostras pequenas. Experimentos têm mostrado que o efeito do tamanho na fadiga se deve a existência de um gradiente de tensões. O fato de que amostras grandes, com gradientes de tensão pouco profundos no sentido da espessura, possuam limites de fadiga menores, é consistente com a ideia de que um valor crítico de tensão deve ser excedido sobre uma determinada profundidade finita do material, para que ocorra a falha [11].

A importância do efeito dos gradientes de tensão no efeito do tamanho ajuda a explicar por que a correlação entre os resultados de laboratório e as falhas em serviço é, muitas vezes, bastante pobre.

2.6.7 *Efeitos da superfície*

Praticamente todas as falhas de fadiga principiam na superfície do componente. Existe ampla evidência de que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições superficiais. De modo geral, os fatores que afetam a superfície de um corpo de prova de fadiga podem ser divididos nas três categorias apresentadas abaixo [11]:

1. **Rugosidade da superfície:** Desde que se iniciaram as investigações sobre fadiga, foi constatado que os diferentes acabamentos superficiais produzidos pelos vários processos de usinagem empregados, podem afetar apreciavelmente o desempenho em fadiga.
2. **Variações nas propriedades de fadiga:** Uma vez que a falha por fadiga é tão dependente das condições superficiais, qualquer mecanismo que mude a resistência da superfície do material irá alterar muito as suas propriedades de fadiga. A exemplo do aço, suas propriedades podem ser bastante melhoradas a partir da formação de superfícies mais duras e resistentes, oriundas de cementação e nitretação.
3. **Tensão residual na superfície:** O método mais efetivo de aumentar o desempenho em fadiga de um componente consiste na formação de um espectro favorável de tensão residual compressiva. As tensões residuais podem ser consideradas idênticas às tensões produzidas por uma força externa para diversos objetivos. Então, a adição de uma tensão residual compressiva, que existe num ponto da superfície, a uma tensão trativa externamente aplicada sobre esta superfície, diminui a probabilidade de ocorrer à falha por fadiga neste ponto.

2.6.8 *Efeito da tensão média*

A maioria dos dados de fadiga existentes na literatura foram obtidos em condições de ciclos de tensões alternadas onde $\sigma_m = 0$, como é o caso da flexão alternada. Na prática da engenharia, frequentemente, ocorrem condições em que o carregamento consiste em uma tensão alternada superimposta a uma tensão média (σ_m) [11].

Existem vários métodos de determinações de um diagrama S-N para a situação que a tensão média é diferente de zero. A Figura 18 ilustra os dois métodos mais comuns utilizados para a apresentação dos dados experimentais.

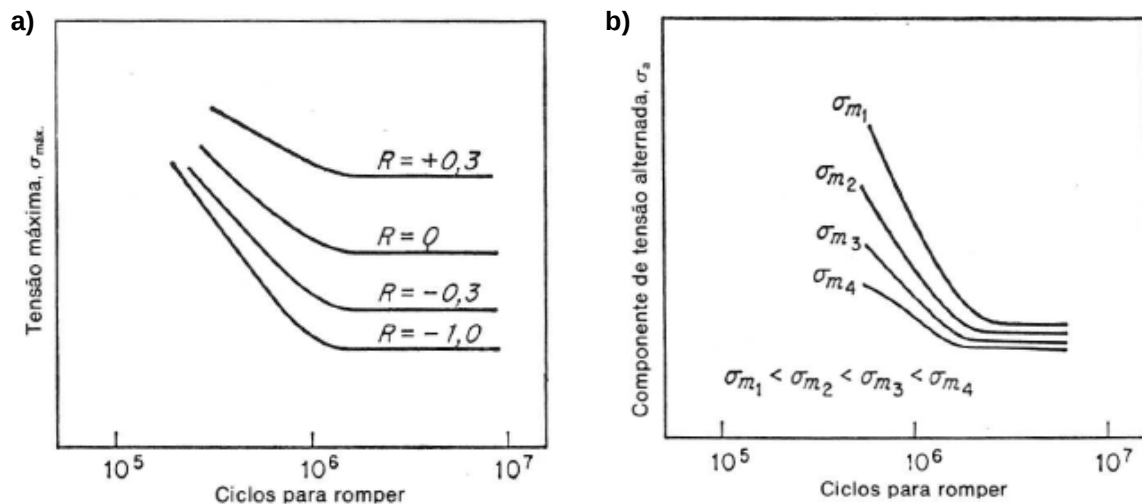


Figura 18 – Dois métodos para se apresentar os dados de fadiga quando a tensão média não é zero. a) Tensão máxima versus $\log N$; b) Tensão alternada versus número de ciclos [11].

Na Figura 18.a são lançados em gráficos de tensão máxima versus $\log N$, para valores constantes da razão de tensão (R). Este tipo de curva é obtido aplicando-se uma série de ciclos de tensão, com a tensão máxima decrescente, e ajustando-se a tensão mínima em cada caso de maneira que ela seja uma fração constante da tensão máxima [11]. Observe que à medida que R se torna mais positivo, o que equivale a aumentar a tensão média (σ_m), o limite de fadiga medido aumenta.

A Figura 18.b apresenta os mesmos dados, porém em um gráfico de tensão alternada versus o número de ciclos (N) para a fratura, para valores de tensão média constante. Observe que à medida que a tensão média se torna mais positiva, a tensão alternada permitida diminui [11].

2.6.9 Estimativa da vida em fadiga

Os danos introduzidos por fadiga mediante diversas origens (por exemplo, tensões cíclicas, devido às condições do mar ou por vibrações induzidas por vórtices) podem ser acumulados utilizando-se a *regra de Palmgren-Miner*.

Suponha que um componente seja capaz de suportar certa quantidade de dano D . Se este for sujeito a quantidades D_i ($i=1, \dots, N$) de danos por N fontes é esperado que ele venha a falhar se [17]:

$$\sum_{i=1}^N D_i = D \quad (8)$$

ou

$$\sum_{i=1}^N \frac{D_i}{D} = 1 \quad (9)$$

onde D_i / D é a fração do dano recebido pela i -ésima fonte.

Pode-se utilizar o conceito de linearização do dano em regime de fadiga considerando a situação em que o corpo é submetido a n_1 ciclos a tensão alternada σ_1 , n_2 ciclos a tensão $\sigma_2, \dots$, n_N ciclos em tensão alternada σ_N . Através da curva S-N do material é possível obter o número total de ciclos até a fratura em cada nível de tensão, N_1 para σ_1 , N_2 para $\sigma_2, \dots$, N_N para σ_N .

Logo, é razoável que a fração do dano na tensão σ_i seja simplesmente n_i / N_i . Então a condição de fratura por fadiga será atingida, de acordo com a relação de *Palmgren-Miner*, quando:

$$\sum_{i=1}^N \frac{n_i}{N_i} = 1$$

Os danos devem ser distribuídos ao longo da circunferência do *riser* para se evitar excesso de conservadorismo. Flexão é um fator importante para a fadiga, principalmente as induzidas pelas ondas [4]. A relação de *Palmgren-Miner* pode ser interpretada graficamente como uma translação na curva S-N um número n de ciclos resultando em um novo valor de N , como apresentado na Figura 19, mas apresenta algumas limitações que podem fazer com que a estimativa seja pouco confiável (presença de sobrecargas, sequência de aplicação dos diferentes ciclos de tensão, etc.).

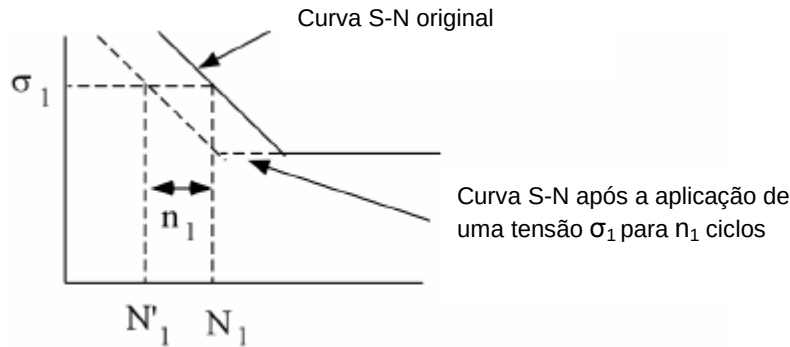


Figura 19 – Interpretação gráfica da relação de *Palmgren-Miner* [17].

2.6.10 Fadiga em risers metálicos

O setor de óleo e gás tem enfrentado o desafio de explorar em águas cada vez mais profundas em busca de soluções técnicas e mais eficientes economicamente. Existem diversas barreiras técnicas à exploração e dentre elas podem-se citar: a garantia do fluxo sem vazamentos, as elevadas tensões exercidas no *topside*, as incertezas quanto à fadiga e ao *TDP* (*Touchdown Point*) e o elevado custo em sistemas de *risers* híbridos e sistemas flexíveis [4].

Dentre os mecanismos associados às falhas de *risers* destacam-se os seguintes: vibrações induzidas por vórtices (*VIV*), *Slugging* e *Touchdown point* (*TDP*). Uma abordagem mais detalhada está apresentada nos tópicos que se seguem.

2.6.10.1 Vibrações induzidas por vórtices (*VIV*)

De acordo com a norma DNV-RP-F203, o fenômeno de vibrações induzidas por vórtices é definido como a geração de vibrações ressonantes provocadas pela formação de vórtices em uma corrente de fluido com velocidade homogênea pela presença da tubulação. O *VIV* é talvez o parâmetro mais sensível ao perfil de correntes marítimas. Para pequenas seções do *riser*, a magnitude da corrente irá determinar a ocorrência ou não de *VIV* e se esta resposta será *in-line*, *cross-flow* (transversal à direção do fluxo) ou ambas, Figura 20 [4].

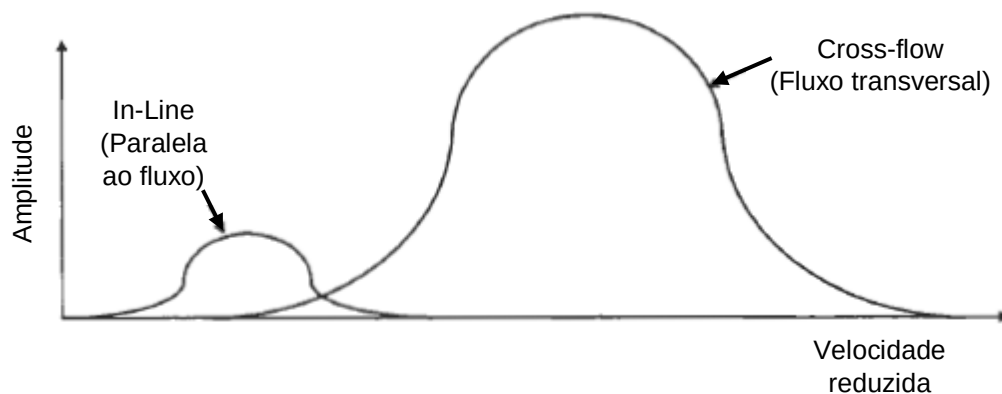


Figura 20 – Tipos de respostas geradas pelo VIV. Adaptado de [4].

Em sistemas de águas profundas, uma corrente com magnitude baixa irá provocar VIV em uma catenária com componentes de tensão horizontal baixas, pois esta possui baixa frequência natural. A variação da corrente ao longo da profundidade determina qual dos modos estará presente na resposta [4]. Vale salientar que:

- O perfil de corrente conservativo utilizado para plataformas em águas rasas não é válido para a predição de VIV em sistemas de águas profundas e ultra-profundas, isto porque o VIV é mais sensível à variação do perfil de corrente com o aumento da profundidade;
- O perfil de corrente deve ser variado durante a análise para determinar a sensibilidade dos resultados ao perfil de corrente;
- As correntes se alteram com o tempo, logo uma descrição probabilística da magnitude das correntes e de seu perfil é necessária para a análise precisa do VIV;
- Mesmo que vários modos sejam potencialmente excitados pelo perfil de corrente, apenas um único modo (ou um número pequeno deles) domina a resposta devido ao efeito de *lock-in*, no qual o *vortex shedding* tende a ajustar a frequência de vibração em certos limites (depende de vários parâmetros entre eles o número de Reynolds, etc), Figura 21.

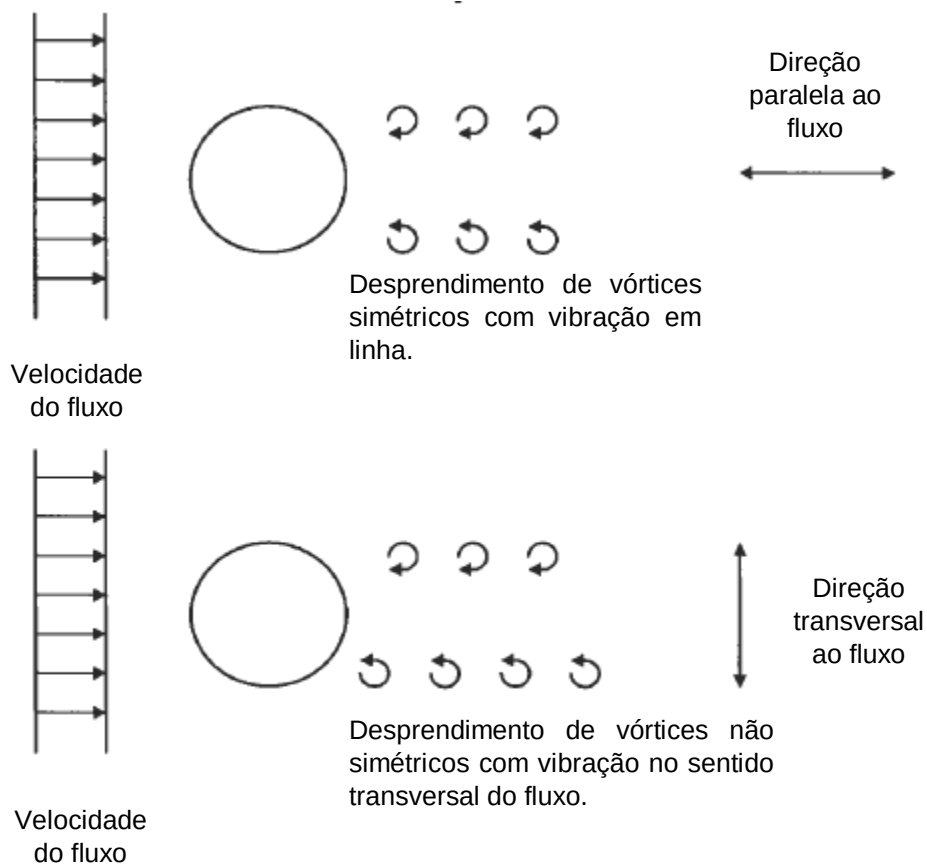


Figura 21 – Tipos de respostas geradas pelo VIV e o efeito da geração de vórtices.
Adaptado de [4].

2.6.10.2 *Slugging*

Se os hidrocarbonetos que estão sendo removidos do poço estiverem em fase líquida não haverá ocorrência de *slugging*. No entanto, se o produto for composto de fase líquida e fase gasosa ou se o poço necessitar de *gas-lift* haverá a tendência da separação das fases que resultará na mudança do momento do sistema.

2.6.10.3 Ponto de contato com o leito marinho (*Touchdown Point*)

O ponto de contato da tubulação com o leito marinho (*TDP*) varia conforme as movimentações da plataforma de primeira e segunda ordem, correntes marítimas, *VIV*, *slugging* e etc. A alteração do *TDP* muda a frequência natural dos *risers* e desta forma altera os modos de resposta, carregamentos gerados pelo *VIV*, arrasto, etc.

Levando-se em consideração as incertezas das análises, existe potencial interação entre o *riser* e o solo. O solo aumenta a rigidez do *riser*, quando este é

elevado pela movimentação da plataforma. Este efeito provoca o aumento da tensão local e impactará na redução da vida em fadiga do *riser* [4].

Existem diversos modos de falha para *risers* metálicos. No entanto, dois modos de falha são mais predominantes quanto maior a profundidade:

- Capacidade de flambagem local devido à combinação da tensão axial, da pressão e da flexão;
- Fadiga dos *risers*.

3 Materiais e Métodos

Para a condução dos testes, foram removidos 22 corpos de prova de liga Inconel 625 da seção revestida de um tubo, com uma camada de revestimento com aproximadamente 15 mm de espessura, conforme apresentado na Figura 22. O segmento de tubulação para a obtenção das amostras foi fabricada pela empresa PROTUBO mediante o processo de recobrimento por soldagem. Nesse caso particular, o recobrimento possui uma espessura de aproximadamente 15 mm, muito maior que o recobrimento normalmente executado em tubos para uso industrial. Os corpos de prova para os testes de tração e fadiga a partir da camada de liga Inconel 625 depositada por soldagem foram usinados por eletroerosão a fio, pois esse processo de usinagem apresenta boa precisão dimensional, bom acabamento superficial e não adiciona tensões residuais superficiais nos CPs.

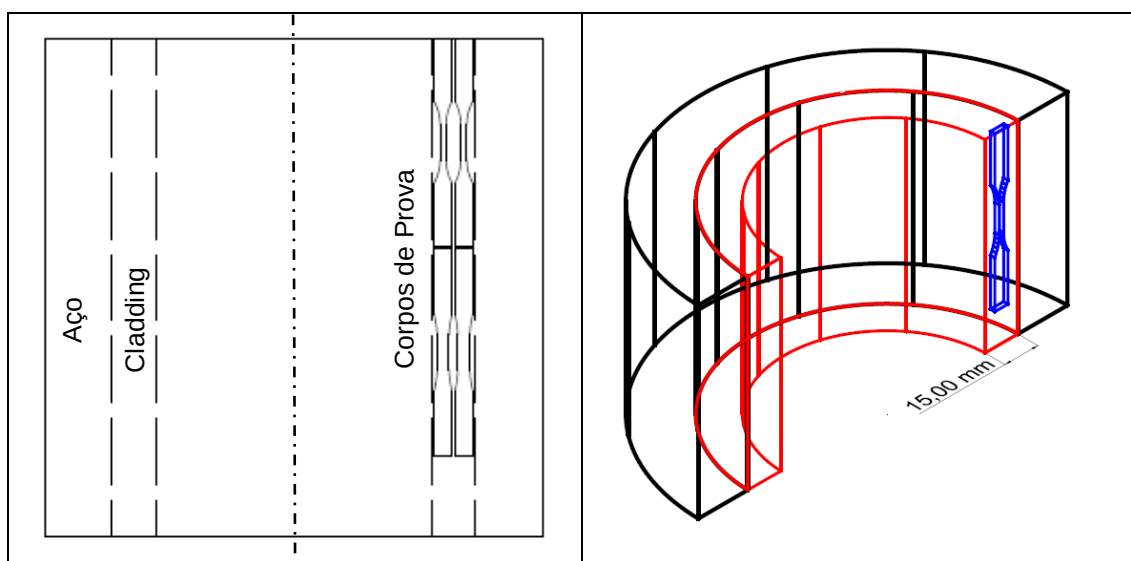


Figura 22 – Esquema da remoção dos corpos de prova da região revestida do componente.

3.1 Análise química

A análise química do material depositado por soldagem foi realizada por espectrometria de emissão ótica, com o intuito de se determinar se o material utilizado para o cladeamento do tubo atendia a composição química nominal para a liga Inconel 625 e se esta é semelhante ao material utilizado na Referência [16].

3.2 Testes de tração

Devido à dificuldade em se encontrar dados na bibliografia referentes à liga Inconel 625 na condição como soldada, foi realizado um teste de tração utilizando-se as normas ASTM E8 [18] e ASTM A370 [19] para a obtenção das propriedades mecânicas, principalmente a tensão limite de escoamento, sem a qual não é possível tratar corretamente os dados obtidos em testes de fadiga.

Para os testes de tração foram utilizados três corpos de prova de dimensão *sub-size* com todas as superfícies preparadas (lixamento e polimento) de modo a diminuir a influência da rugosidade. No lixamento, os corpos de prova foram levados até a lixa com granulometria #600 e depois polidos até o pano de $6\mu\text{m}$ contendo pasta de alumina.

Os testes de tração foram conduzidos à temperatura ambiente e utilizando-se velocidade de travessão de 1 mm/min. A Figura 23 apresenta as dimensões e o aspecto dos corpos de prova utilizados para esses ensaios.

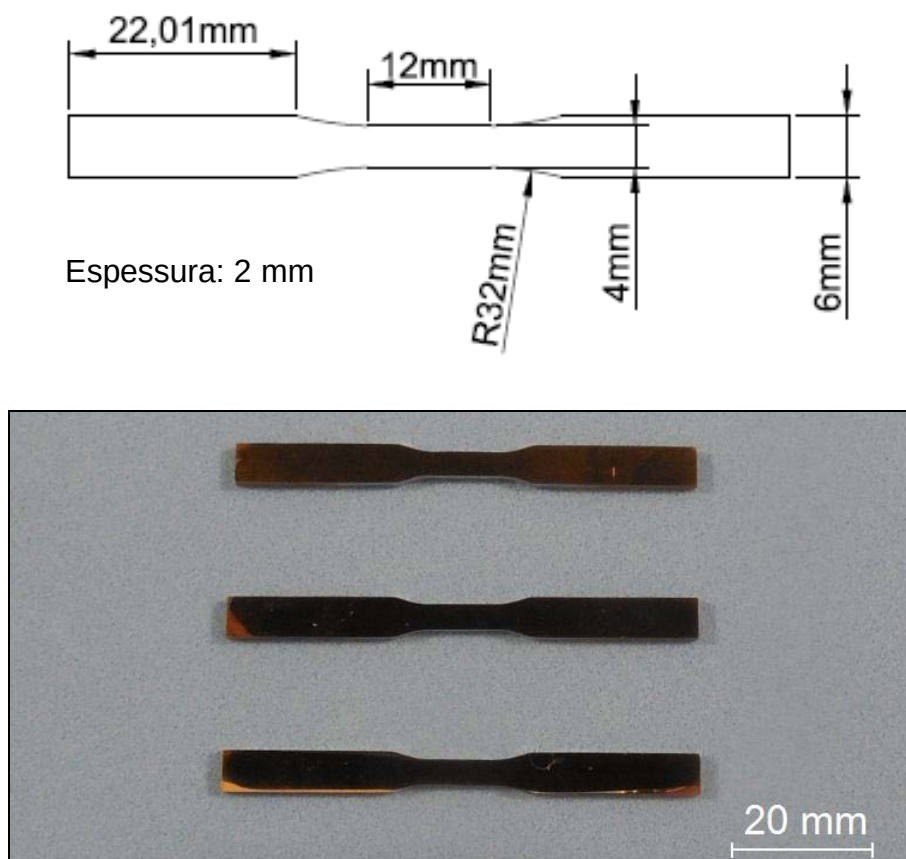


Figura 23 – Dimensões nominais e aspecto dos corpos de prova utilizados para os testes de tração.

3.3 Testes de dureza

A fim de se determinar as propriedades superficiais da liga Inconel 625, foram realizadas medidas de dureza em escala Vickers com carga de 5kg. Para o tratamento dos resultados foi utilizada a norma ASTM E 140 [20].

3.4 Testes de fadiga

Os testes de fadiga foram conduzidos segundo as normas ASTM E466 [21], ASTM E467 [22] e ASTM E468 [23].

Foi utilizada uma razão de tensão $R=0,1$, isto é, carregamento cíclico em regime de tração-tração, e frequência de 40 Hz. Foram testados 15 corpos de prova de forma sequencial, classificados conforme sua variação dimensional, na temperatura ambiente e ao ar. Detalhes quanto à dimensão e preparação dos corpos de prova podem ser vistas no item 3.4.1.

A escolha da tensão máxima durante os testes (função da tensão limite de escoamento) era definida com base nos resultados do teste anterior, desta forma esperava-se obter pontos de interesse na curva S-N com menor dispersão, já que o número de corpos de prova disponíveis era limitado. Caso um teste fosse invalidado ou apresentasse um resultado com elevada dispersão era conduzido um novo teste na mesma tensão.

Os testes de fadiga foram realizados ao ar, sob onda senoidal, em um equipamento *ElectroPuls E3000*, instalado nas dependências do Laboratório de Mecânica da Fratura (*LAMEF*). O equipamento conta com uma célula de carga de 3kN. A frequência máxima do equipamento é de até 150 Hz, mas os testes foram realizados a 40 Hz por limitações da norma. A Figura 24 e a Figura 25 apresentam a configuração do equipamento e como os corpos de prova foram afixados para a condução dos testes de fadiga.



Figura 24 – Máquina de testes Instron ElectroPuls E3000.



Figura 25 – Fixação dos corpos de prova no equipamento.

3.4.1 Corpos de prova

Para os testes de fadiga foram usinados 15 corpos de prova com as dimensões nominais apresentadas na Figura 26.

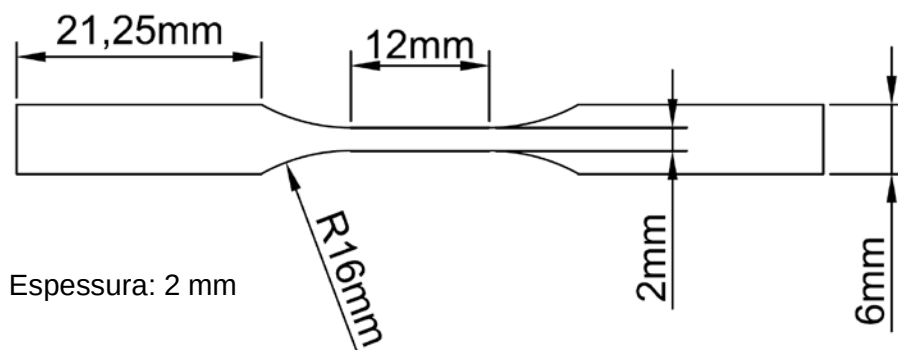


Figura 26 – Dimensional dos corpos de prova utilizados para os testes de fadiga.

A preparação dos corpos de prova foi feita por processo de lixamento e polimento. O lixamento foi realizado em série de lixas de #220 a #600, não sendo necessário utilizar lixas com granulometria maiores, pois o processo de eletroerosão resulta em uma superfície com bom acabamento. A etapa de polimento foi realizada em série de panos de 1 a 6 μm , sempre mantendo os arranhões gerados alinhados com o sentido de aplicação da tensão máxima para reduzir o efeito de concentração de tensão. A Figura 27 apresenta um corpo de prova preparado para o teste de fadiga.



Figura 27 – Aspecto do corpo de prova preparado para o teste de fadiga.

3.5 *Análise macroscópica e de baixa ampliação*

Para as análises macroscópicas e de baixa ampliação foram utilizados corpos de prova já testados em fadiga que apresentaram características em sua superfície que pudessem justificar sua resistência à fadiga. A análise de baixa ampliação utilizou microscópio estereoscópico para a documentação dos corpos de prova.

3.6 *Análise metalográfica*

Foram conduzidas análises por microscopia óptica para caracterizar o aspecto micrográfico e macrográfico dos corpos de prova, com o objetivo de apresentar características metalúrgicas do material e de propagação da trinca. Também foram conduzidas análises fractográficas em microscópio eletrônico de varredura (MEV), situado no *Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica e Microanálise - PEMM*, para a caracterização dos mecanismos de fratura presentes nas superfícies fraturadas dos corpos de prova, além de identificar possíveis evidências que pudessem estar relacionadas à resistência à fadiga do material.

As amostras selecionadas para a análise por microscopia óptica foram lixadas em série de lixas de granulometria #220 a #600 e depois polidas em série de panos contendo pasta de diamante de 1 a 6 μm . Para a macrografia e micrografias com ataque foi realizado ataque eletrolítico com Nital 5% à 5V e por 5 segundos.

4 Resultados e Discussão

4.1 Análise química

A análise química do material obtida por espectrometria de emissão ótica está apresentada na Tabela 7.

Tabela 7 – Composição química obtida por análise química (% em peso).					
Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	C
63,50	23,14	-	8,98	3,74	0,02
Mn	Si	P	S	Al	Ti
0,01	0,17	0,005	0,003	0,23	0,07

Os resultados indicam que o material possui composição química similar à composição química nominal para a liga Inconel 625, Tabela 1, e pela apresentada na Referência [16], Tabela 5. No entanto, não foi possível determinar o teor de ferro presente na liga, devido ao padrão utilizado para a configuração do equipamento de análise. O teor de ferro esperado para a liga Inconel 625 é de no máximo 5% [6].

4.2 Testes de tração

Uma das curvas tensão versus deformação obtida nos testes de tração está apresentada na Figura 28.

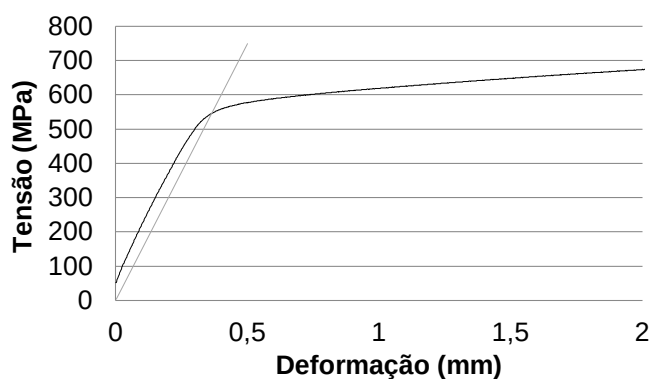


Figura 28 – Curva Tensão versus Deformação incluindo linha auxiliar para a determinação do limite de escoamento.

Na Figura 28, a tensão limite de escoamento avaliada no teste foi de 544 MPa, sendo este resultado compatível com o obtido da Referência [6]. No entanto, para a condução dos testes de fadiga recorreu-se as propriedades mecânicas obtidas pela literatura [8], Tabela 3, uma vez que este resultado foi obtido através de um número maior de corpos de prova removidos do mesmo componente cladeado. Neste caso, o valor encontrado e utilizado para a tensão limite de escoamento foi de 558 MPa.

4.3 Testes de dureza

As medidas de dureza estão apresentadas na Tabela 8. De acordo com a norma ASTM E 140 [20] para as ligas de Níquel, o valor de 256 HV pode ser convertido para 250 HBW, e desta forma observa-se que o resultado é ligeiramente superior ao reportado na Referência [6], Tabela 2. Vale ressaltar que o formato e condição de produto como soldado não foi encontrada para fim de comparação.

Tabela 8 – Medidas de dureza Vickers – 5kg.		
Medidas de Dureza Vickers – 5kg (HV)	Média	Dureza HBW (ASTM E 140)
252 – 257 – 273 – 250	258 ± 1HV	250 HBW

4.4 Testes de fadiga

Os resultados obtidos pelos testes de fadiga realizados em 15 corpos de prova, dos quais 14 foram validados, estão apresentados na curva S-N abaixo, Figura 29. A curva S-N apresentada é do tipo Log-Log.

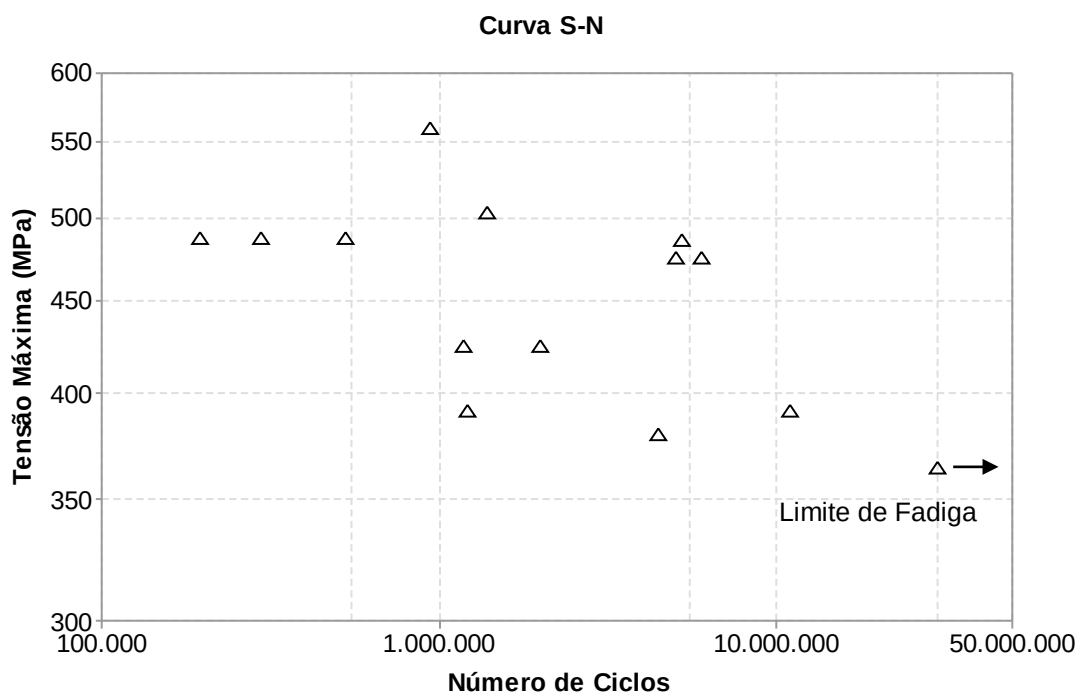


Figura 29 – Resultados dos testes de fadiga da liga Inconel 625 da camada de recobrimento.

Os resultados dos testes de fadiga e as tensões máximas utilizadas, ordenadas de forma decrescente, estão apresentados na Tabela 9.

Na tensão de 485 MPa (87% da σ_{LE}) observou-se uma dispersão de uma ordem de grandeza, desta forma reduziu-se a tensão máxima para 474 MPa (85% da σ_{LE}) para avaliar o comportamento do material. Foi verificado, após o teste de dois corpos de prova, que o material atingiu 5 milhões de ciclos, indicando que a dispersão observada no teste anterior e nos seguintes poderia estar associada a presença de defeitos inerentes ao processo de deposição da liga Inconel 625.

O teste do CP 10 foi invalidado, pois não se conseguiu fixá-lo de forma correta para a condução do teste. Mesmo aplicando uma tensão máxima de 95% da tensão limite de escoamento, o corpo de prova apresentava deformação plástica durante a

aplicação da carga e a garra escorregava. O teste do CP 9 não apresentou fratura mesmo após 30 milhões de ciclos, o que sugere que a tensão aplicada de 363 MPa (65% da σ_{LE}) está abaixo da tensão limite de fadiga. Na Figura 29 esse ponto é aquele que possui uma seta ao lado, indicando que o teste foi interrompido antes de se atingir a falha do CP.

Tabela 9 – Resultados dos testes de fadiga ao ar (25°C, $R=0,1$).

Amostra	Nº de ciclos	Tensão máxima	% σ_{LE}
CP 1	929.084	558	100%
CP 2	1.376.203	502	90%
CP 4	5.235.948	485	87%
CP 11	193.656	485	87%
CP 3	291.538	485	87%
CP 14	523.423	485	87%
CP 13	5.001.078	474	85%
CP 12	5.989.269	474	85%
CP 7	1.176.864	424	76%
CP 15	1.971.773	424	76%
CP 6	10.909.652	391	70%
CP 5	1.196.598	391	70%
CP 8	4.451.598	379	68%
CP 9	30.000.000	363	65%
CP 10	-	-	Inválido

4.4.1 Tratamento dos resultados

A curva S-N obtida revelou resultados com grande dispersão e que poderiam estar associados à presença de defeitos. Defeitos tais como porosidade e falta de fusão podem ter atuado como concentradores de tensão, reduzindo o número de ciclos atingido por um corpo de prova.

A observação cuidadosa das superfícies de fratura sugere a existência de defeitos nos CP 11 e CP 14. A partir da Figura 30 pode-se visualizar o efeito da presença de defeitos para a vida em fadiga do material.

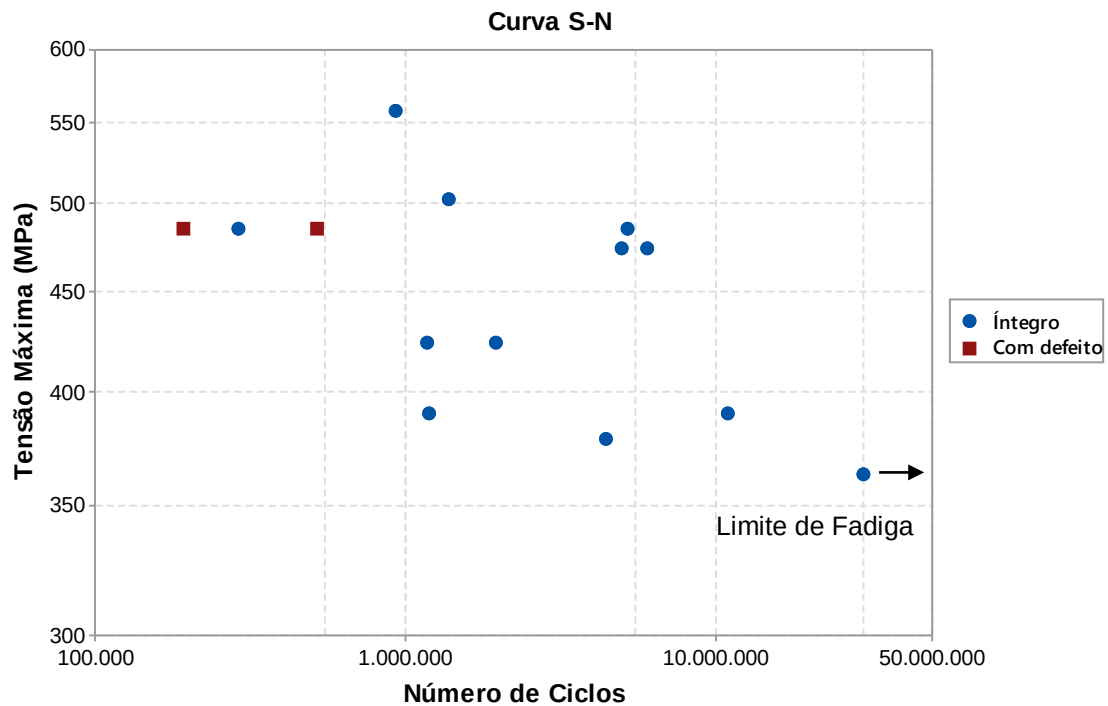


Figura 30 – Curva S-N obtida pelos testes de fadiga contendo a classificação dos corpos de prova como íntegro ou contendo defeitos.

Ajustaram-se os resultados obtidos à Equação (7) de duas formas. A primeira considerando todos os resultados e uma segunda, desconsiderando os resultados de CPs com defeitos. Os dois resultados obtidos mediante essa análise estão apresentados na Figura 31 e na Figura 32.

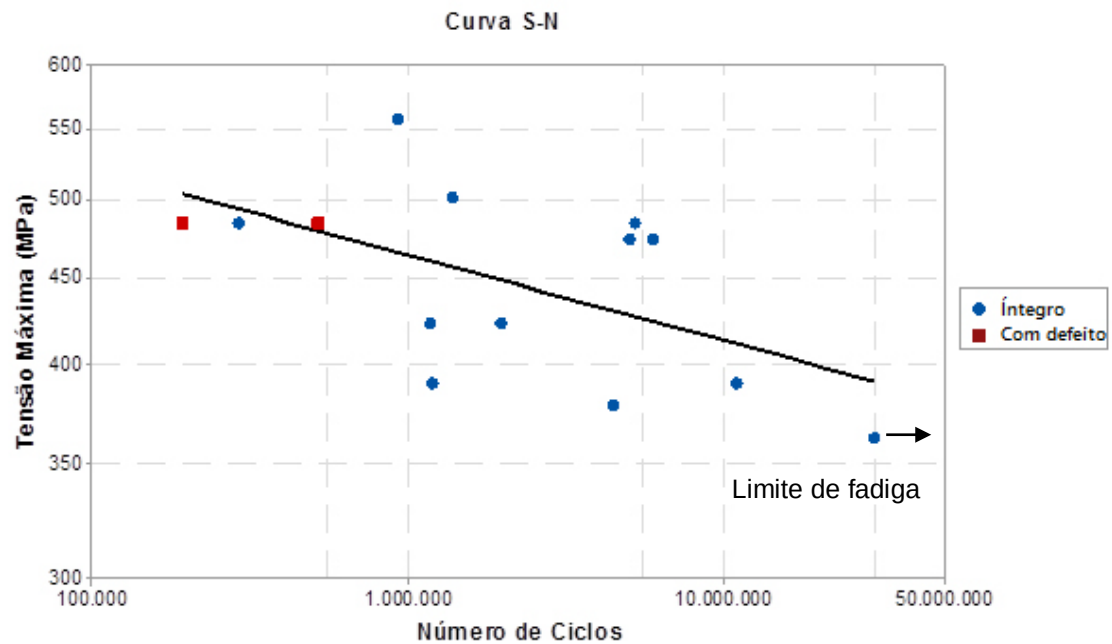


Figura 31 – Curva S-N ajustada por regressão linear considerando todos os resultados.

Para a regressão linear considerando todos os resultados obteve-se a equação:

$$\log N = 59,18 - 19,94 \cdot \log \Delta \sigma$$

para qual os parâmetros do material são:

$$C_1 = 10^{59,18}$$

$$k = 19,94$$

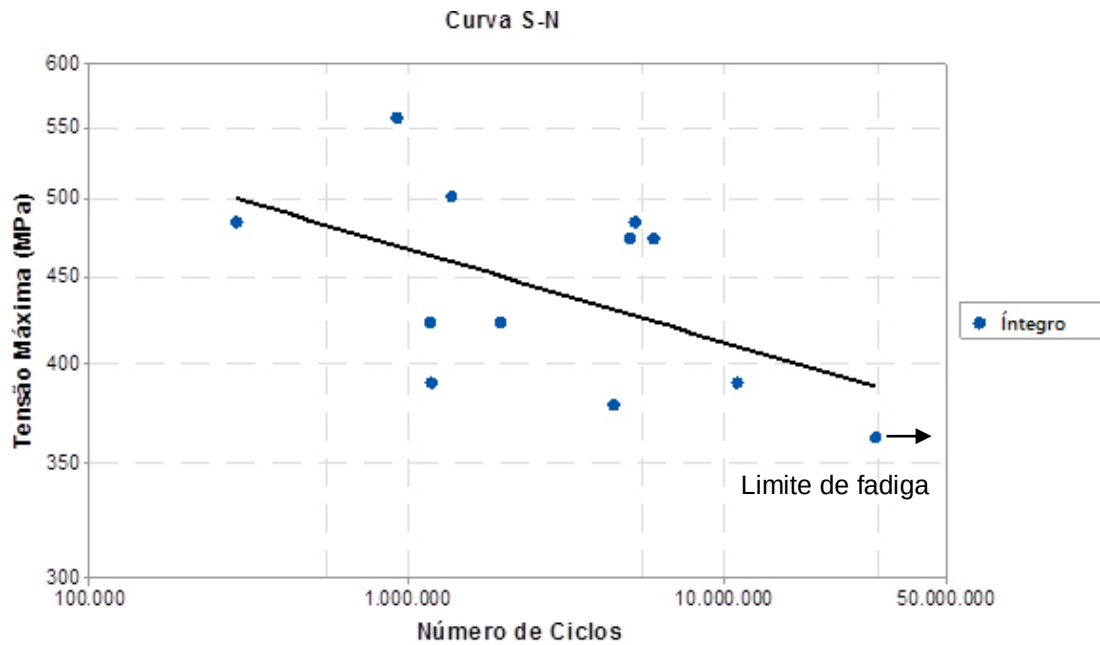


Figura 32 – Curva S-N ajustada por regressão linear desconsiderados os resultados com defeito.

Para a regressão linear desconsiderando os resultados “com defeito” obteve-se a equação:

$$\log N = 54,55 - 18,18 \cdot \log \Delta \sigma$$

para qual os parâmetros do material são:

$$C_1 = 10^{54,55}$$

$$k = 18,18$$

Para efeitos de comparação, a curva S-N obtida pela Referência [16] e a apresentada na Figura 32 foram plotadas em um mesmo gráfico, Figura 33. Observa-se que os diferentes processos de soldagem aplicados resultaram em diferentes níveis de resistência à fadiga para a liga Incoenl 625, mas os resultados são relativamente próximos, especialmente quando as tensões cíclicas aplicadas são altas.

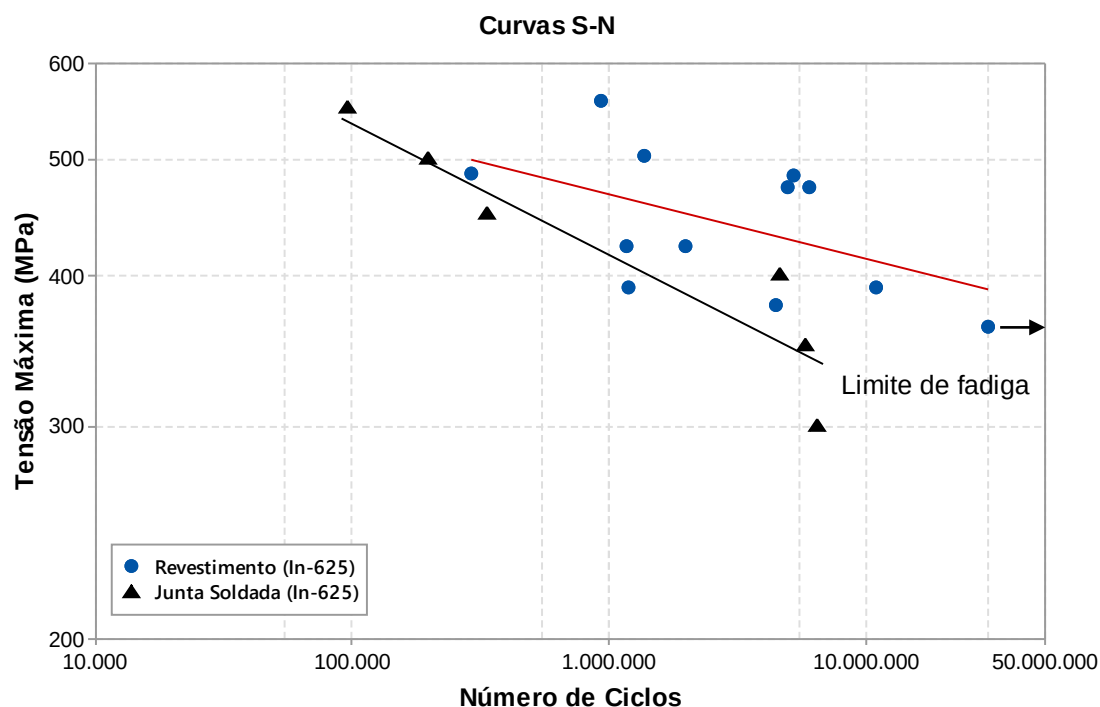


Figura 33 – Comparação entre as curvas S-N obtidas por testes de fadiga ao ar de junta soldada de liga Inconel 625 depositada por eletrodo revestido (SMAW) [16]; e testes de fadiga ao ar de revestimento de liga Inconel 625 depositada por eletrodo não-consumível (TIG).

Tanto nos resultados apresentados na Referência [16], quanto nos nossos resultados experimentais, é apresentado um limite de resistência à fadiga para a liga Inconel 625 depositada por soldagem. A partir da curva S-N obtida para a junta soldada, observa-se que para o primeiro valor testado abaixo de 400 MPa não ocorre mais fratura, sendo o teste interrompido em 5 milhões de ciclos. Os autores relatam que a superfície dos corpos de prova testados nessa tensão não apresentou nenhum indicativo de trinca. Para a camada de recobrimento depositada por soldagem é possível observar que para o teste na tensão máxima de 363 MPa não ocorre mais fratura, sendo o teste interrompido em 30 milhões de ciclos sem que fossem observados indícios de trincas na superfície do CP.

4.5 Análise macroscópica e de baixa ampliação

A análise macroscópica e de baixa ampliação foi utilizada para caracterização das superfícies dos CP 11 e 14, classificados como “com defeito”, e de possíveis defeitos que justifiquem sua baixa resistência à fadiga.

Na Figura 34 e Figura 35, é possível notar a presença de porosidade na superfície dos corpos de prova resultante do processo de deposição da liga Inconel 625.

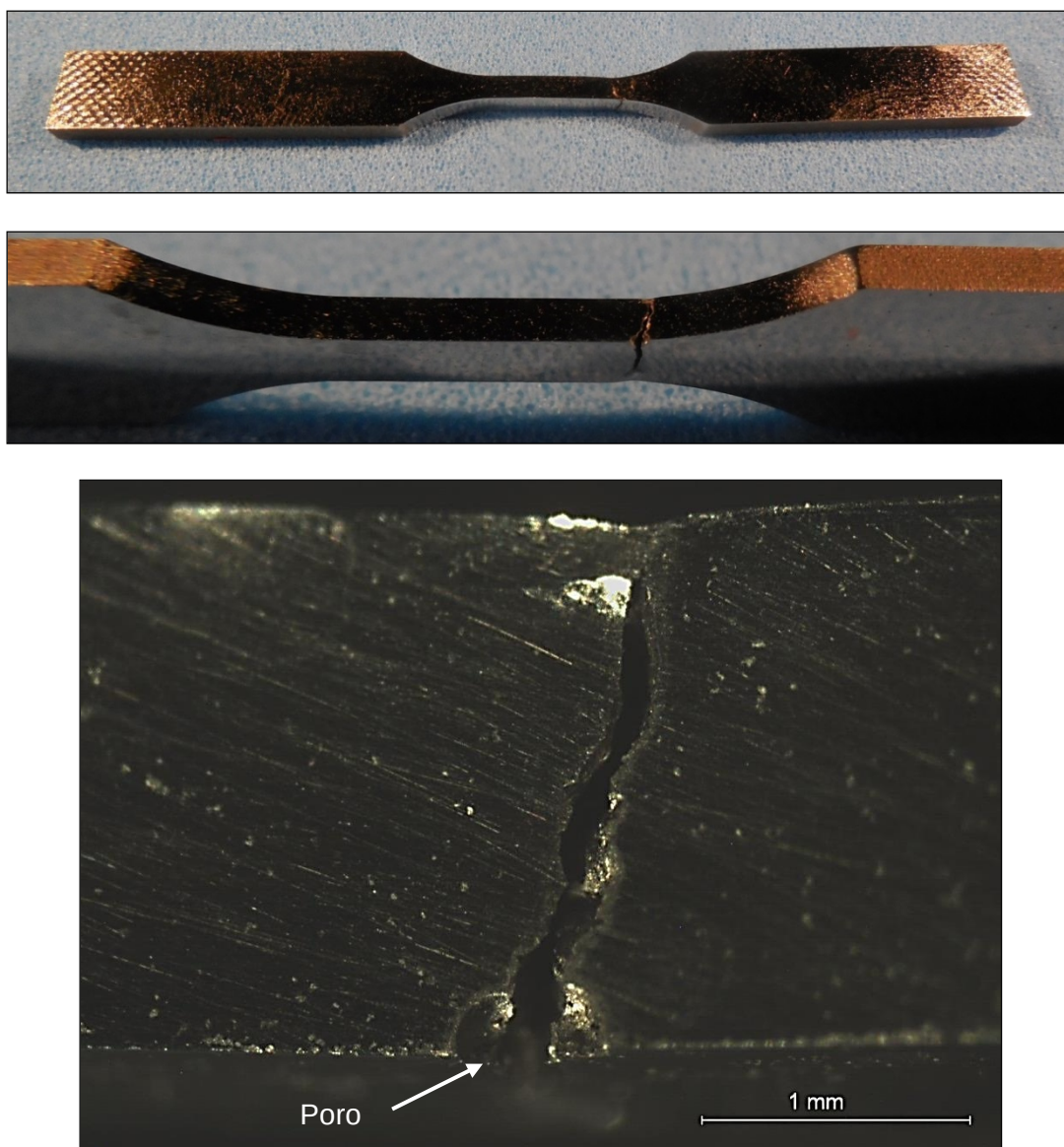


Figura 34 – Aspecto da região de fratura do CP 11.

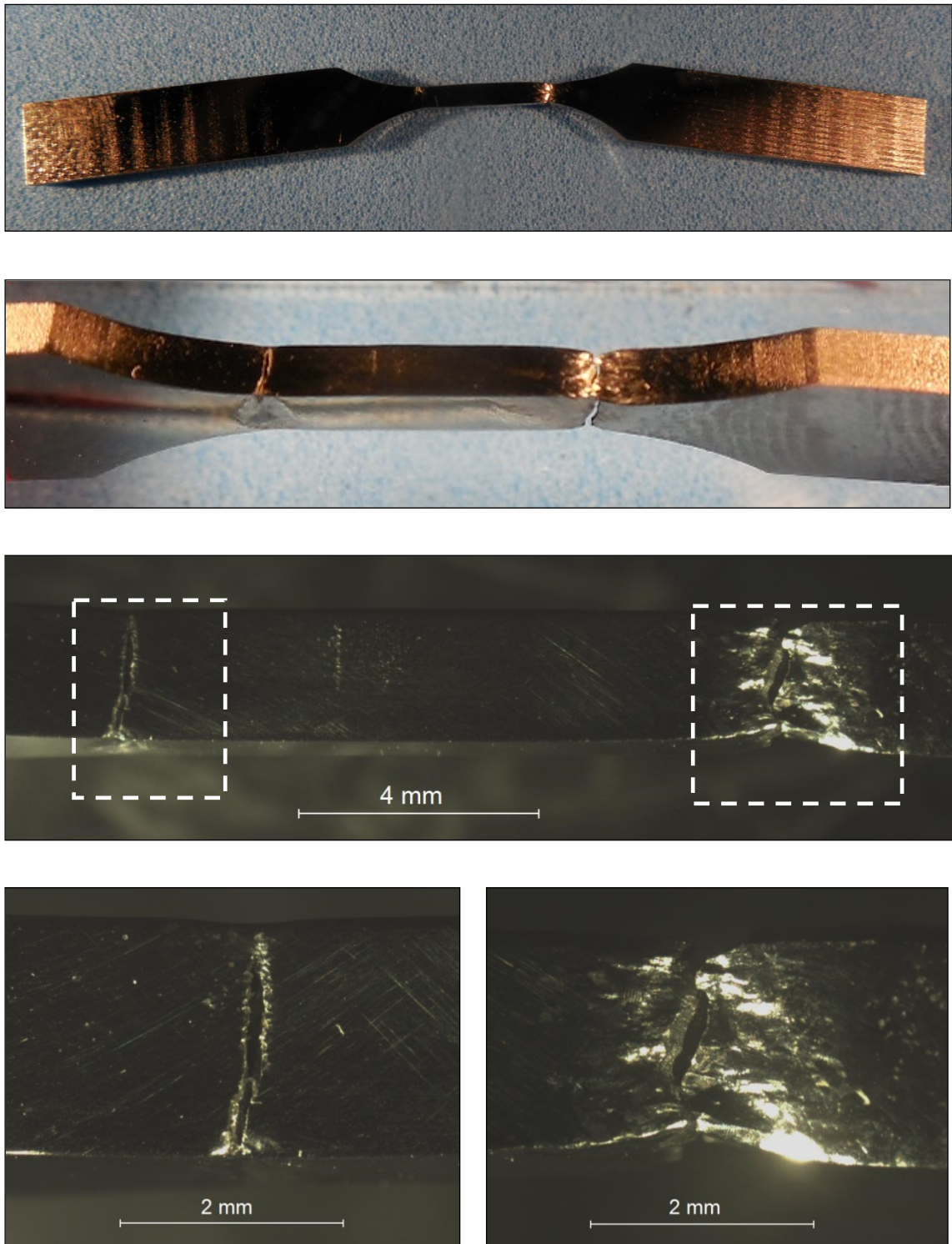


Figura 35 – Aspecto da região de fratura do CP 14.

Esses poros agiram como sítios favoráveis a nucleação e a propagação de trincas a partir da superfície dos corpos de prova. Na Figura 34 observa-se uma trinca nucleada e propagada a partir de um poro resultante do processo.

4.5 Análise metalográfica

A análise metalográfica foi conduzida por macrografia, micrografia (com e sem ataque) e análise da superfície de fratura por microscópio eletrônico de varredura, para caracterizar a estrutura metalúrgica, os defeitos e o mecanismo de fratura associado aos corpos de prova utilizados nos testes de fadiga. Os resultados estão apresentados na Figura 36 a Figura 44.

4.5.1 Macrografia

O aspecto macrográfico, Figura 36, revela a existência de duas camadas depositadas de liga Inconel 625 nos corpos de prova.

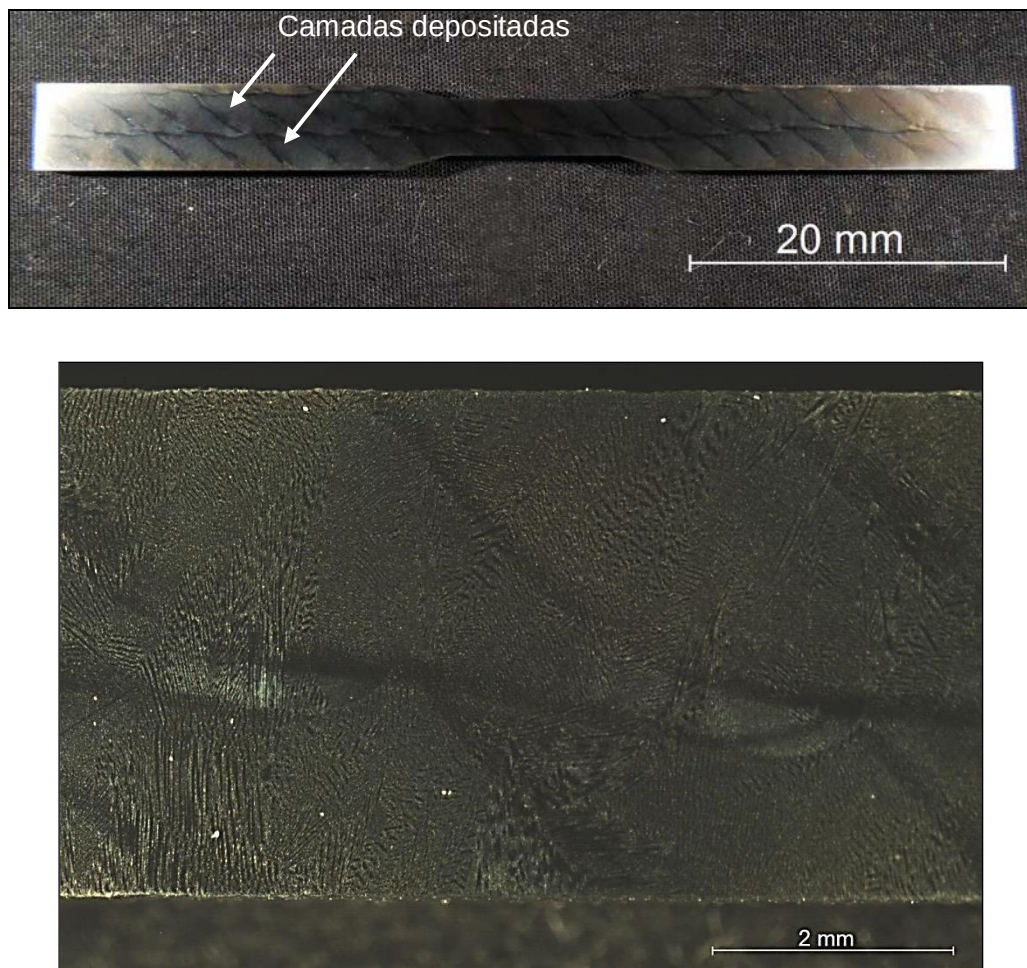


Figura 36 – Aspecto macrográfico do corpo de prova utilizado para a caracterização do material.

4.5.2 Micrografia

O aspecto micrográfico revelado por microscopia ótica sem ataque, Figura 37, revelou presença de porosidade na superfície dos corpos de prova. Como foi constatado experimentalmente, esses poros podem atuar como concentradores de tensão.



Figura 37 – Aspecto micrográfico sem ataque da superfície polida do corpo de prova apresentando porosidade resultante do procedimento de soldagem. Ampliação 500x.

O aspecto micrográfico realizado por microscopia ótica com ataque por Nital 5% eletrolítico, Figura 38, revelou microestrutura formada por matriz dendrítica γ e por fase interdendrítica com morfologia alongada.

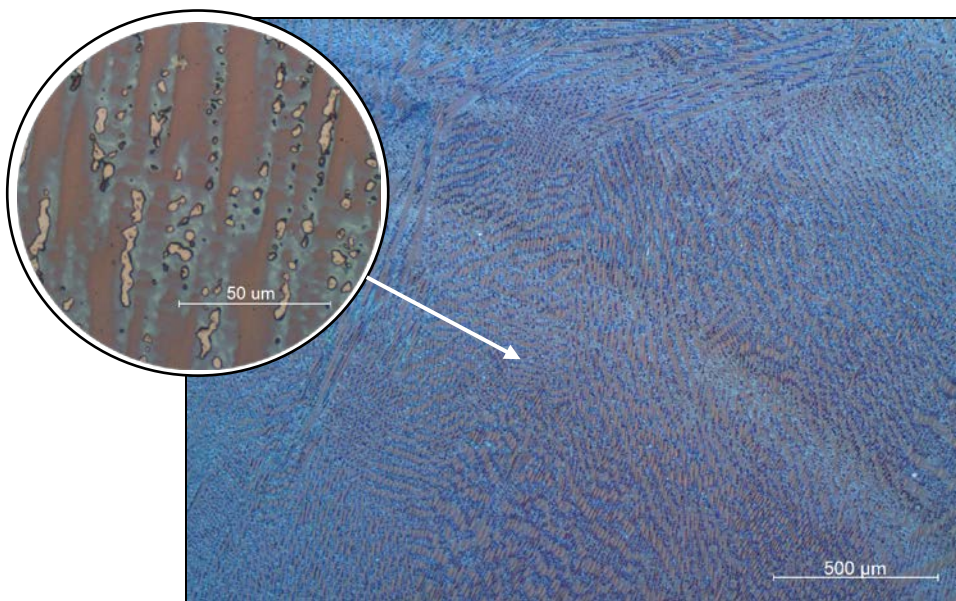


Figura 38 – Aspecto micrográfico com ataque por Nital 5% eletrolítico da região central do CP 14.

O aspecto micrográfico, Figura 39 a Figura 42, das superfícies de fratura dos corpos de prova 2 e 14 foram observados em microscópio ótico sem ataque e novamente com ataque por Nital 5% eletrolítico para observação das características de propagação da trinca.

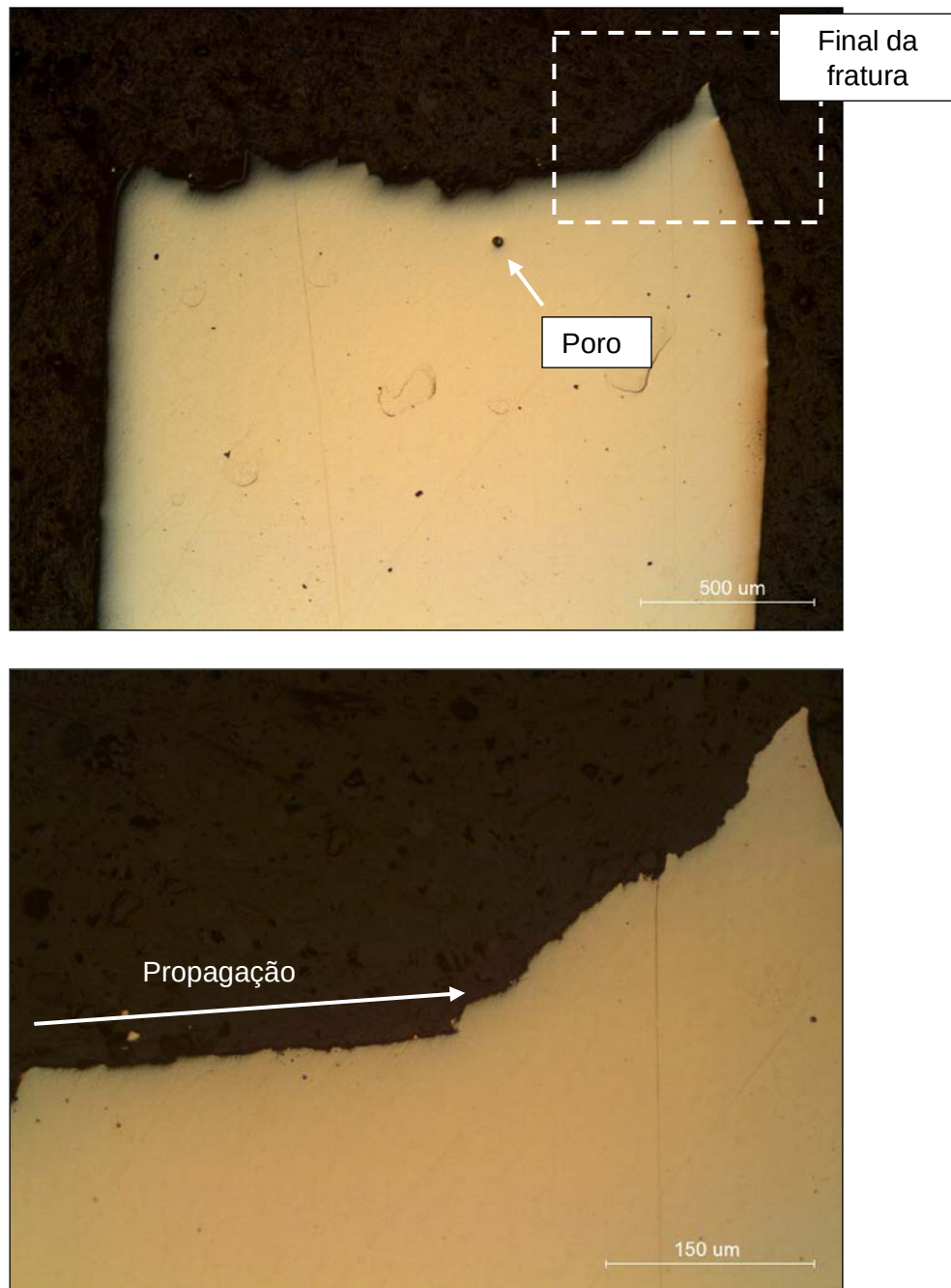


Figura 39 – Aspecto micrográfico da região de fratura do CP 2 sem ataque destacando-se o sentido de propagação da trinca por fadiga. Ampliação 50x e 200x.

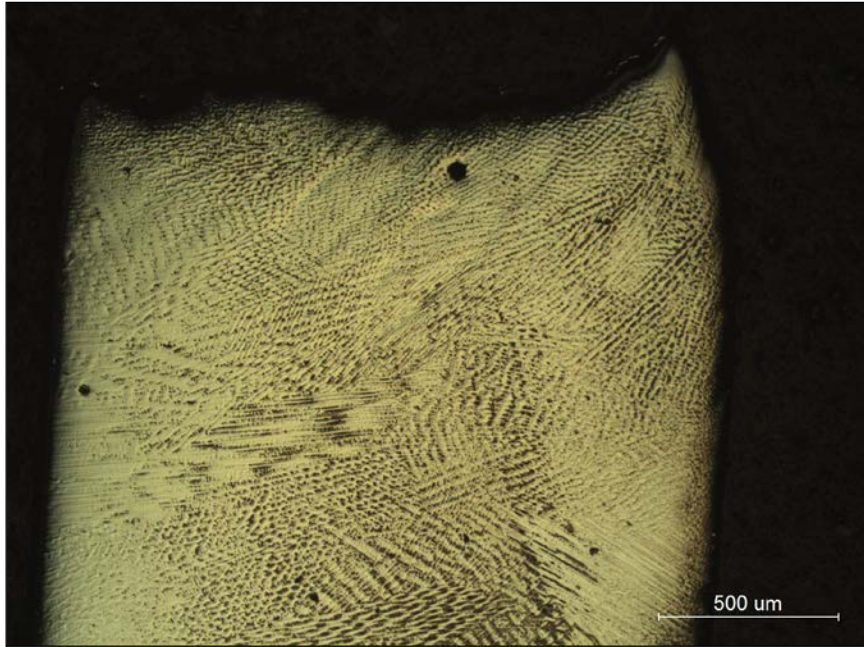


Figura 40 – Aspecto micrográfico com ataque da região de fratura do CP 2 evidenciando trinca com propagação transgranular. Ataque por Nital 5% eletrolítico. Ampliação 50x e 500x.

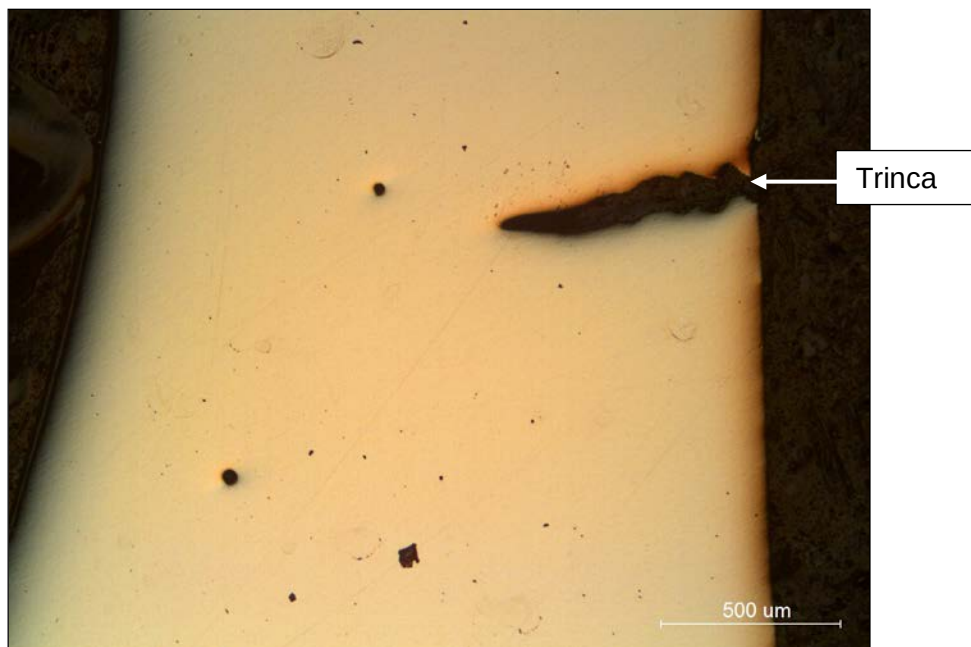
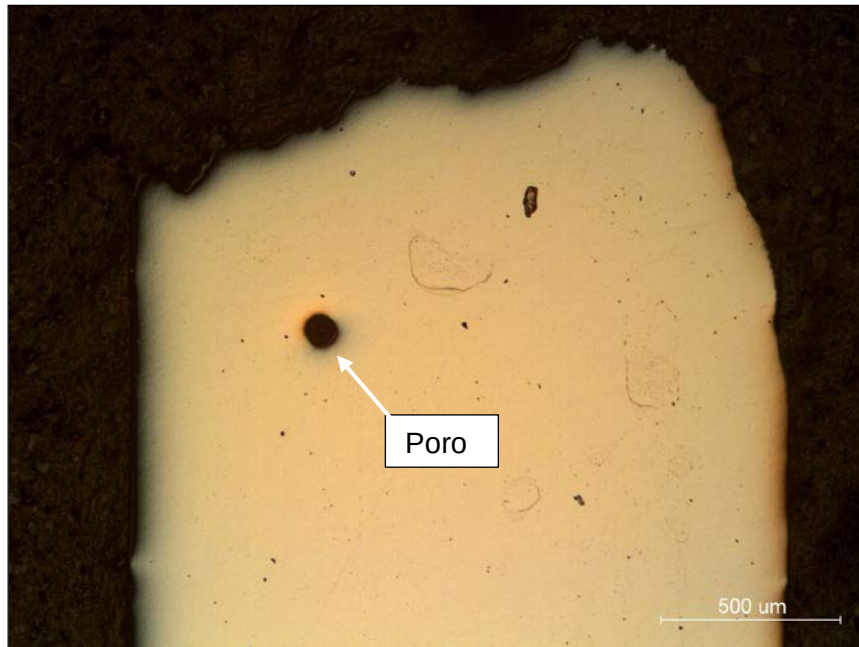


Figura 41 – Aspecto micrográfico da região de fratura do CP 14 sem ataque evidenciando trinca paralela à superfície de fratura e presença de poros. Ampliação 50x.

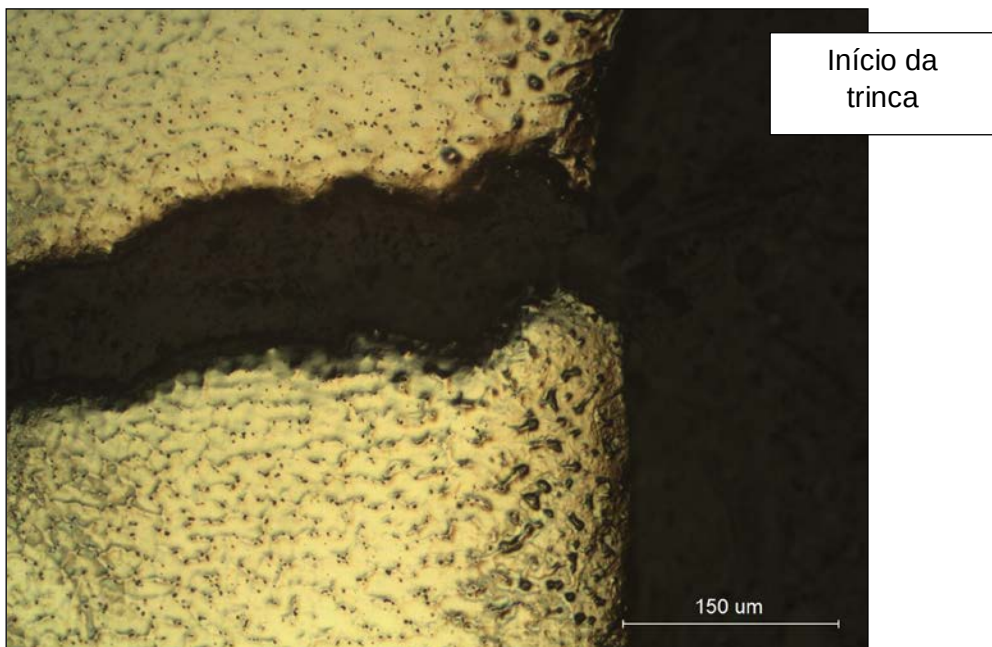
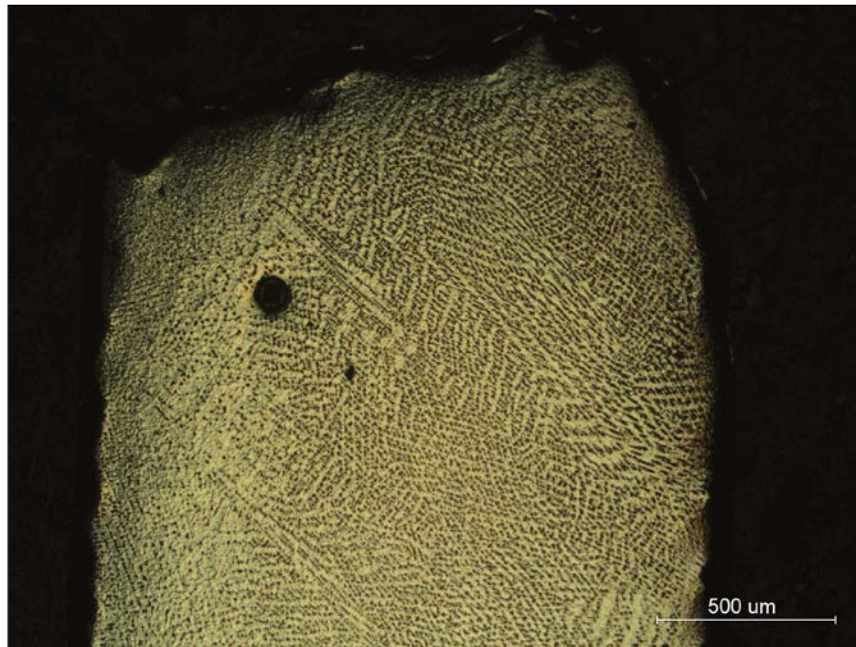


Figura 42 – Aspecto micrográfico com ataque da superfície de fratura e da trinca do CP 14. Ataque Nital 5% eletrolítico. Ampliação 50x e 200x.

Nota-se que a superfície de fratura e as trincas observadas no material possuem propagação plana, transgranular e sem deformação plástica, características esperadas para o mecanismo de crescimento de trincas por fadiga de alto ciclo. No CP 14 (vide Figura 42) nota-se um poro próximo à região de fratura, mas que não serviu como sítio preferencial para a nucleação da trinca. Do ponto de vista da microestrutura

da camada de liga Inconel 625 depositada por soldagem, nada anormal foi detectado que pudesse diminuir a vida em fadiga do material.

4.5.3 Análise fractográfica

Através de análises fractográficas conduzidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na superfície de fratura do CP 3, Figura 43 e Figura 44, é possível observar a existência de duas regiões com mecanismos de fratura distintos.

A Figura 43 apresenta a região de propagação da trinca por fadiga. Observa-se claramente a presença de estrias na superfície de fratura, assim como pelo menos uma trinca secundária. Essa morfologia é típica do processo de crescimento de trincas por fadiga na liga Inconel 625.

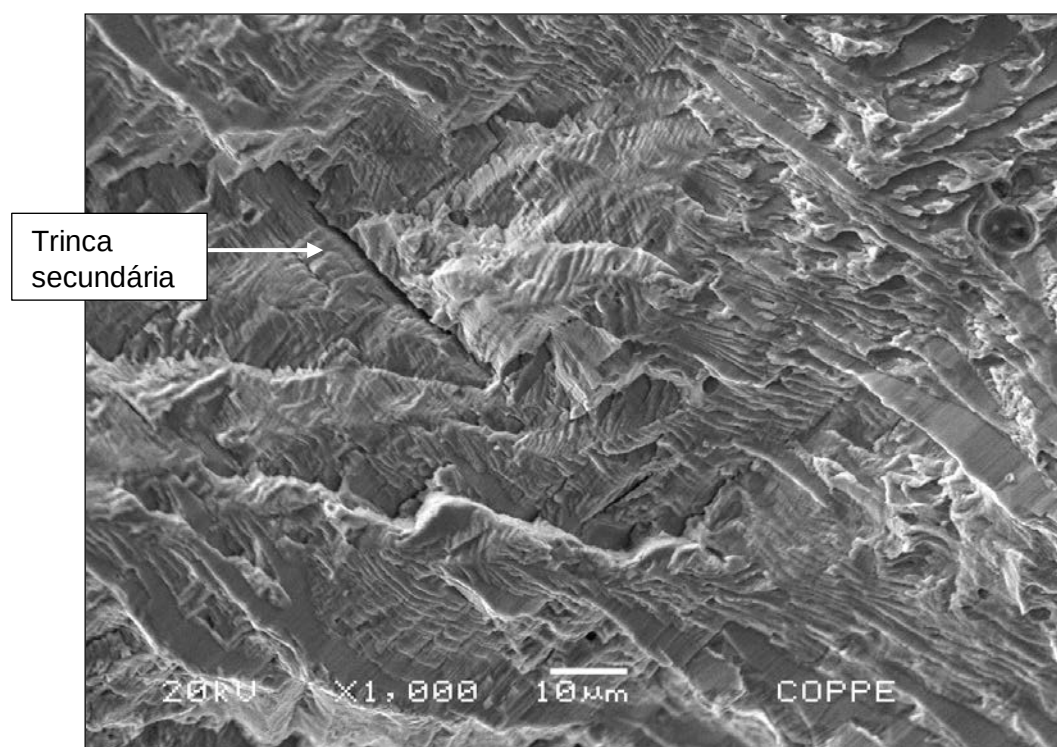


Figura 43 – Imagem de MEV da superfície de fratura do CP 3 apresentando região de propagação de trinca por fadiga.

Com o avanço do crescimento da trinca de fadiga até o comprimento crítico e a consequente fratura monotônica final, observa-se a mudança do mecanismo de fratura. Na Figura 44, imagem de MEV obtida na região final de fratura, observa-se

claramente o mecanismo de crescimento de trinca dúctil, por formação e coalescimento de microcavidades, típico da fratura monotônica ocorrida nessa região.

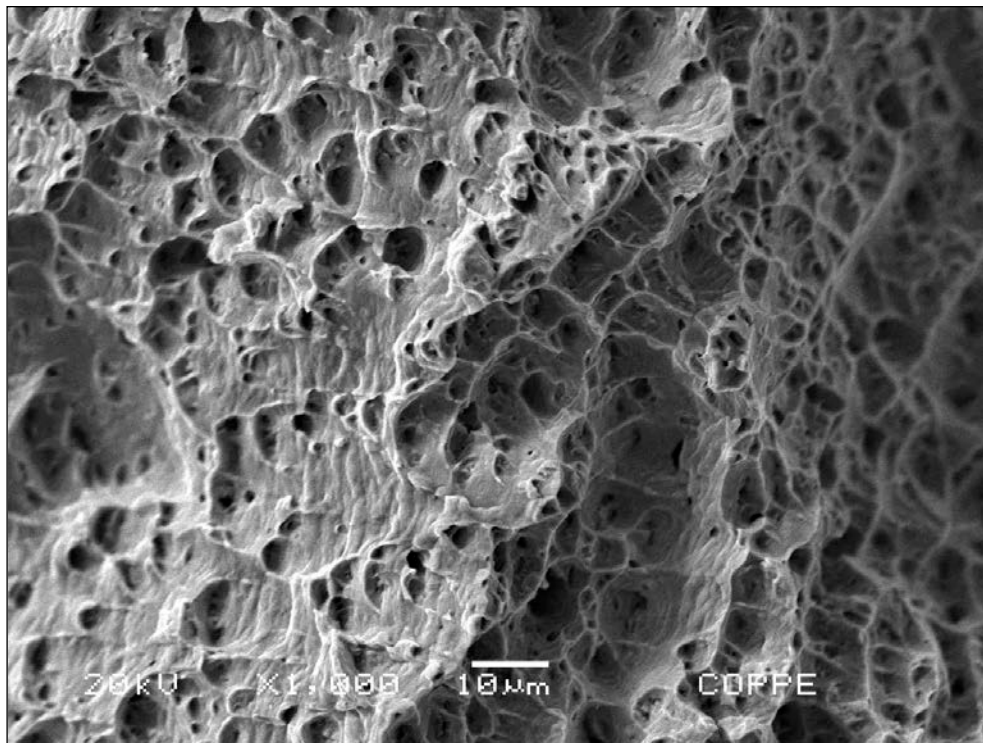


Figura 44 – Imagem de MEV da superfície de fratura do CP 3 apresentando região com microcavidades e aspecto dúctil, típica de crescimento de trinca por fratura monotônica.

5 Conclusões

A partir dos resultados apresentados neste trabalho, pode-se concluir que:

- O ajuste da equação de *Wöhler* aos resultados experimentais retornou valores de $C = 10^{59,18}$ e $k = 19,94$ quando todos os resultados foram considerados e valores de $C = 10^{54,55}$ e $k = 18,18$ quando desconsiderados os resultados individuais dos corpos de prova com defeitos preexistentes. Esses valores indicam uma resistência à fadiga levemente superior da camada depositada por soldagem na ausência de defeitos, como esperado.
- O limite de fadiga do Inconel 625 da camada depositada por soldagem foi estabelecido em 363 MPa (tensão máxima, $R = 0,1$). Esse resultado é similar ao reportado na bibliografia para a mesma liga em cordão de solda.
- A partir da comparação das curvas S-N experimental e da bibliografia é possível concluir que o Inconel 625 depositado por eletrodo revestido possui menor resistência à fadiga do que o revestimento depositado pelo processo TIG.
- Do ponto de vista macroestrutural, a presença de defeitos de soldagem (porosidades) acarretou em uma leve diminuição das propriedades em fadiga da camada de Inconel 625 depositada por soldagem, especialmente quando submetida à altas tensões.
- Do ponto de vista microestrutural, não foram detectados indícios de influência deletéria da microestrutura do Inconel 625 da camada de revestimento depositado por soldagem quanto à sua resistência à fadiga.

6 Recomendações para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros recomenda-se:

1. Realização de ensaios de corrosão-fadiga em meios semelhantes aos de operação dos equipamentos.
2. Avaliação de curvas S-N a partir de corpos de prova retirados de camadas com a espessura utilizada industrialmente, menor àquela utilizada no presente trabalho.
3. Avaliação dos efeitos de tratamentos térmicos na resistência à fadiga da liga Inconel 625 de recobrimento depositada por soldagem.
4. Avaliar a influência da tensão média na resistência à fadiga em revestimentos de liga Inconel 625 depositados por soldagem.

7 Referências

- [1] POPPOLA, L. T., GREMA, A. S., GANIYU, K. L. *et al* "Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation". **International Journal of Industrial Chemistry**, v. 4, n 35, Set. 2013.
- [2] WILHELM, S. M., KANE, R. D., MATSUI, S. *et al* "Evaluation of alloy 625 Steel Bimetallic Pipe for Petroleum Service". In: **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives**, pp. 771 – 791, 1991.
- [3] SMITH, L. **Engineering with Clad Steel**. 2ed. Nickel Institute, 2012.
- [4] BAI, Y., **Pipelines and Risers**. v.3, 1ed. United Kingdom, Elsevier, 2001.
- [5] Figura - Tubo com costura cladeado. Disponível em:
www.api5l60pipes.com/wear-abrasion-resistant-steel.html
Acessado em: 20 jul. 2014.
- [6] SPECIAL METALS, *Propriedades metalúrgicas da liga Inconel 625*. Disponível em:
<http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20625.pdf>
Acessado em: 18 mar. 2014
- [7] CRAIG, B. D., SMITH, L., **Corrosion Resistant Alloys (CRAs) in the oil and gas industry – selection guidelines update**, 3ed. Nickel Institute, 2011.
- [8] Comunicação interna. ARAUJO, A. A., Rio de Janeiro, 2014.
- [9] ASM International Handbook Committee, **Nickel, Cobalt, and their Alloys**, Davis & Associates, 2000.
- [10] FLOREEN, S., FUCHS, G. E., YANG, W. J., "The Metallurgy of Alloy 625", In: **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives**, pp. 13 – 37, 1994.
- [11] DIETER, G. E., **Metalurgia Mecânica**. 2ed., Guanabara Dois.
- [12] ASM International Handbook Committee, **Failure Analysis and Prevention**. v. 11, 2002.
- [13] PRASHANT, K., **Element of Fracture Mechanics**. 1 ed. Nova Deli, Tata McGraw Hill, 2011.
- [14] COTTRELL, A. H., HULL, D., **Proc. R. Soc. London**, vol. 242, pp.211-213, 1957.
- [15] SCHNEIDER, C. R. A., MADDUX, S. J., **Best Practice Guide on Statistical Analysis of Fatigue Data**, IIW, United Kingdom, 2003.
- [16] PFINGSTAG, M. E., *Avaliação do Comportamento à Fadiga e à Corrosão de Juntas Soldadas da Liga Inconel 625, como Material de Interesse para a Indústria Petrolífera*. Tese de M.Sc., PPGEM/ UFGRS, Porto Alegre, RS, Brasil, 2009.

- [17] IOWA STATE UNIVERSITY, *Palmgren-Miner Rule*. Disponível em:
http://www.public.iastate.edu/~e_m.424/Palmgren-Miner.pdf
 Acessado em: 10 jun. 2014
- [18] ASTM E8/E8M – 09, ***Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials***, ASTM International, Estados Unidos.
- [19] ASTM A370 – 14, ***Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products***, ASTM International, Estados Unidos.
- [20] ASTM E140 – 12b1, ***Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness***, ASTM International, Estados Unidos.
- [21] ASTM E466 – 07, ***Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials***, ASTM International, Estados Unidos.
- [22] ASTM E467 – 08, ***Standard Practice for Verification of Constant Amplitude Dynamic Forces in an Axial Fatigue Testing System***, ASTM International, Estados Unidos.
- [23] ASTM E468 – 11, ***Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials***, ASTM International, Estados Unidos.
- [24] SOHAN, L. C., RAHESHWAR, K. G., “Lining and Cladding”. In: *Materials Selection for Corrosion Control*, chapter 27, ASM International, 1993.
- [25] SMITH, G. D., YATES, D. H. “Optimization of the Fatigue Properties”, In: ***Superalloys 718, 625 and Various Derivatives***, pp. 509 – 517, 1991.
- [26] SILVA, C. C., MIRANDA, H. C., MOTTA, M. F. et al “New Insight on the Solidification Path of an Alloy 625 Weld Overlay”, ***Journal of Materials Research and Technology***, v. 2, n. 3, pp. 228-237, Ago. 2013.
- [27] KASHAEV, N., HORSTMANN, M., VENTZKE, V. et al “Comparative Study of Mechanical Properties Using Standard and Micro-Specimens of Base Materials Inconel 625, Inconel 718 and Ti-6Al-4V”, ***Journal of Materials Research and Technology***, v. 2, n. 1, pp. 43-47, Nov. 2012.