



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)
Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais (PPGEM)
Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC)

**Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas
soldadas da liga Inconel 625, como material de interesse para a indústria
petrolífera**

Maiquel Emersom Pfingstag
Eng. Metalúrgico

Porto Alegre
2009



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)
Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais(PPGEM)
Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC)

Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625, como material de interesse para a indústria petrolífera

Maiquel Emersom Pffingstag
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da Ufrgs, dentro do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM , como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2009

I - AGRADECIMENTOS

A Deus.

A minha namorada Aline Tigre pelo amor e atenção.

Aos professores Dr. Iduvirges Lourdes Müller e Dr. Roberto Moreira Schroeder pela orientação, incentivo e amizade.

A minha família e principalmente a minha mãe Helenita por tudo.

A meus amigos que sempre me incentivaram e me apoiaram ao longo dessa trajetória.

Aos colegas e bolsistas de iniciação científica do LAPEC (Laboratório de Pesquisa em Corrosão) pelo companheirismo e colaborações oportunas e também ao colega Dr. Alexandre F. Gálio pelas ajudas técnicas.

À FAPERGS pelo auxílio financeiro.

À Petrobrás S.A. e Cenpes pelas sugestões.

Ao Conselho de Aperfeiçoamento de Pessoal do Ensino Superior (CAPES) e Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa concedida.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração de meu trabalho.

II - SUMÁRIO

I AGRADECIMENTOS	3
II SUMÁRIO	4
III LISTA DE FIGURAS	6
IV LISTA DE TABELAS	8
V RESUMO.....	9
VI ABSTRACT	10
1-INTRODUÇÃO	11
2 -REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1 História do Níquel e Considerações Sobre a Liga Inconel	13
2.2 Sistema Cristalino	15
2.3 Corrosão-Fadiga	16
2.4 Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga.....	18
2.5 Comportamento à Fadiga do Metal Depositado a Partir de Eletrodo Revestido	19
2.6 Velocidade de Propagação de Trinca	20
2.7 Efeitos das Variáveis Metalúrgicas na Corrosão em Ligas de Níquel	21
2.8 Efeitos da Composição Química no Comportamento à Corrosão	22
2.9 Outros Fatores que Afetam o Comportamento à Corrosão	23
2.10 Mudanças Microestruturais.....	25
2.11 Estabilidade de Fases de Ligas a Base de Níquel e Comportamento à Corrosão	25
2.12 Considerações Finais Sobre Variáveis Metalúrgicas.....	26
2.13 Fundamentos de Soldagem.....	26
2.14 Estudos Recentes em Inconel.....	29
3 -MATERIAIS E MÉTODOS	32
3.1 Materiais	32
3.2 Procedimentos Experimentais.....	33

4 -RESULTADOS	38
4.1 Ensaio de Tração do Material Base: Inconel 625(Chapa)	38
4.2 Ensaio de Tração do Material Depositado a Partir de Eletrodo Revestido.	39
4.3 Ensaio de Tração da Junta Soldada (chapa- solda- chapa)	40
4.4 Ensaio de Fadiga	41
4.4.1 Ensaio de fadiga na junta soldada ao ar	41
4.4.2 Ensaio de Fadiga da Junta soldada no meio eletrolítico	42
4.5 Curvas de Polarização	43
4.6 Ensaio de Perda de Massa	45
4.7 Macrografias e Micrografias	45
4.8 Perfil de Dureza	47
4.9 Análise do Local de Fratura	48
4.10 Microscopia Eletrônica de Varredura	49
5 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	53
5.1 Ensaio de Fadiga	53
5.2 Ensaio de Tração	58
5.3 Análise de Fraturas	59
5.4 Comportamento Eletroquímico do Inconel 625.....	60
5.5 Análises de Macro e Micrografias	61
6 - CONCLUSÕES	62
7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	63
8 – Anexo 1	64
9- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65

III - LISTA DE FIGURAS

Figura 1 Riser flexível mostrando em corte a configuração de armaduras, carcaça e revestimentos poliméricos.....	12
Figura 2 Sistema cristalino cúbico de face centrada.....	15
Figura 3 Microestrutura Inconel mostrando carbeto metálicos	16
Figura 4 A) Curva de fadiga de um aço ao ar; B) Curva de fadiga de um aço em meio corrosivo	17
Figura 5 Triângulo da mecânica da fratura mostrando como estão correlacionados o carregamento aplicado, o tamanho crítico do defeito e a propriedade do material.....	19
Figura 6 SxN do depósito de solda (eletrodos revestidos)	20
Figura 7 Comportamento típico da taxa de crescimento da trinca de fadiga.....	21
Figura 8 (a) Secções transversais de superfícies isotérmicas, (b) Gradiente de temperatura.....	28
Figura 9 Aspecto e dimensões dos corpos de prova	34
Figura 10 Procedimento de soldagem e metodologia de confecção..... dos corpos de prova.....	34
Figura 11 Foto da máquina de fadiga com célula de contenção de acrílico.....	35
Figura 12 Desenho esquemático da máquina de fadiga	35
Figura 13 Esquema da máquina usada na tração do Inconel 625.....	36
Figura 14 Tração do material base (chapa).....	38
Figura 15 Tração do material de solda	39
Figura 16 Ensaio de tração da junta soldada	40
Figura 17 Curva de fadiga ao ar da junta soldada	41
Figura 18 Curva de corrosão-fadiga da junta soldada	42
Figura 19 Curvas potencioestáticas do Inconel 625 em forma de chapa, em solução 115000ppm de Cl ⁻	43
Figura 20 – Curva de polarização do Inconel 625 na condição de solda, com varredura a partir de potenciais catódicos, em solução 115g/l Cl ⁻ ,	44

Figura 21 Macrografia e micrografia da seção útil do corpo de prova	45
Figura 22 Aspecto micrográfico da chapa de Inconel 625.....	46
Figura 23 Aspecto micrográfico da região da solda de Inconel 625	46
Figura 24 Zona de transição solda - chapa (obs: pites gerados pelo ataque químico).....	47
Figura 25 Aspecto macrográfico da junta soldada antes da usinagem do corpo de prova, com medidas de dureza.....	47
Figura 26 Macrografias das regiões das fraturas.(A) CP ao ar carga de 450MPa, (B) CP ao Ar carga de 400 MPa, (C) CP em Solução com carga de 500MPa, (D) CP em solução com carga de 400MPa, (E) CP em solução com carga de 450Mpa	48
Figura 27 Região da fratura do CP em fadiga, mostrando as duas regiões típicas (região de sobrecarga e região de propagação de fissura).....	49
Figura 28 Desenvolvimento de trinca típica de fadiga.....	50
Figura 29 Área do desenvolvimento de fratura por fadiga (região II fig.3).....	50
Figura 30 Micrografia referente a região III (fig.3) sobrecarga	51
Figura 31 Região da fratura de CP de Inconel 625 soldado submetido a tração, mostrando planos de deslizamento em área lateral que podem funcionar como concentradores de tensões.....	51
Figura 32 Comparação dos resultados dos ensaios de fadiga e corrosão-fadiga da junta soldada de Inconel 625.....	53
Figura 33 Ensaios de fadiga e corrosão fadiga da junta soldada e solda de Inconel 625	54
Figura 34 Tensão X número de ciclos em presença de eletrólito (115g/l Cl ⁻) para o aço APIX65 e para a liga Inconel 625.....	55
Figura 35 Ilustração de tubulação à ser soldada	56
Figura 36 Comparações entre curvas de tração	58
Figura 37 Comparação entre curvas de polarização potencioestática do Inconel 625 em chapa e sob a forma de cordão de solda.....	60
Figura 38 Esquema para usinagem de corpo de prova em chapas soldadas...	64

IV - LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação estrutural das ligas de Inconel	14
Tabela 2. Composição do Inconel 625.....	32
Tabela 3. Composição química dos eletrodos revestidos (% peso)	32
Tabela 4 . Propriedades do Inconel 625.....	33

V - RESUMO

Estudou-se neste trabalho o comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas de Inconel 625 que poderiam ser empregadas em plataformas off-shore em alimentadores (“risers”). Um dos pontos mais susceptíveis a sofrer esses processos de degradação é a solda circunferencial entre os tubos, uma vez que são geradas tensões devido ao processo de soldagem, e fluem no interior destes; soluções contendo elementos agressivos como cloretos, gás carbônico, entre outros.

Os testes utilizados para avaliação desses fenômenos consistiram em curvas de polarização para caracterização do comportamento à corrosão, ensaios de tração ao ar e em presença do meio corrosivo, ensaios de fadiga e corrosão fadiga em máquinas tipo excêntrica, sendo os ensaios monitorados com sistema da aquisição de dados adequado.

Esta liga demonstrou uma boa resistência a corrosão com um potencial de pite de 0,6 V, e uma boa durabilidade frente a fadiga e corrosão-fadiga, resistindo mesmo em tensões superiores às de trabalho a mais de 5 milhões de ciclos.

VI - ABSTRACT

It was studied the fatigue and corrosion fatigue behavior of welded specimens of a nickel base alloy, namely Inconel 625, that may be used in oil and gas production in off-shore plants like risers. One of the most susceptible regions, to suffer these processes of degradation, are the circumferential welds between pipes due to stress concentration from the welding process. The environment inside these pipes may contain aggressive elements like carbonic gas and chlorides among others and low pH. The tests used, in this work, to evaluate these phenomena, were polarization curves, slow strain rate technique, in air and in the presence of corrosive medium and fatigue and corrosion-fatigue tests using an eccentric type machine and an data acquisition system. This alloy shows a good corrosion resistance and a good behavior considering fatigue and corrosion fatigue tests, where even in stress levels higher than the ones used in service conditions, the number of cycles to failure of the specimens surpassed 5 million cycles.

1- INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de tecnologia para a perfuração e produção de petróleo em plataformas “off-shore” em águas profundas e ultraprofundas em condições adversas, leva à necessidade de estudos buscando o desenvolvimento de novos materiais ou realizando novas avaliações para diferentes situações, dos materiais já existentes. A liga de alto níquel Inconel 625, que foi estudada neste trabalho poderia ser proposta para ser usada como material estrutural, em aplicações off-shore, sofrendo então ação de esforços estáticos como seu próprio peso, e esforços cíclicos como movimento de vagas e marés, que quando associados ao meio corrosivo, podem conduzir, entre outras formas de corrosão, à corrosão-fadiga. As soldas circunferenciais entre os segmentos de tubos aparecem como uma região crítica para o surgimento desse tipo de degradação, tanto pela presença de defeitos inerentes a este processo de fabricação como também devido às tensões residuais de soldagem que podem conjuntamente com as demais tensões, concentrar a degradação nesses pontos. ⁽¹⁾

A presença de hidrogênio no interior de metais pode alterar o comportamento deles modificando as suas propriedades mecânicas, podendo a liga sofrer fraturas frágeis inesperadas, dependendo de certas características do material, do meio e do teor de hidrogênio absorvido. ⁽²⁾

Um fator acelerador do processo de entrada de hidrogênio é a redução do teor de oxigênio dissolvido na água do mar à medida que a profundidade aumenta, pois este gás, quando presente, compete com o hidrogênio em termos de adsorção sobre a superfície reduzindo o efeito do segundo. Por outro lado as reações que levam a corrosão, na ausência de oxigênio, também são freadas, neste caso reduzindo a oferta de hidrogênio para a fissuração. ⁽²⁾

Quando os esforços são cíclicos, em um aço por exemplo, o ingresso de hidrogênio, pode ser através de um processo corrosivo na superfície do tubo ou proveniente mesmo da operação de soldagem, podendo reduzir o limite de fadiga a valores bastante baixos, colocando a estrutura em riscos de sofrer falhas por

esse processo principalmente na junta soldada, sendo que para o Inconel tal ingresso ainda é objeto de estudo.⁽³⁾

A água do mar e seus sais (cloretos, sulfetos, etc) além de gases como CO_2 e H_2S que acompanham o petróleo são eletrólitos sabidamente bastante agressivos, podendo através de um processo de corrosão-fadiga causar fissuração. Este processo poderia envolver um mecanismo de dissolução anódica, ou fragilização pelo hidrogênio a partir de uma corrosão localizada como pites ou frestas, que funcionariam como nucleantes do processo, ou ainda a partir de corrosão generalizada onde uma das reações catódicas é a redução do íon hidrogênio à gás H_2 .⁽⁴⁾

O estudo do Inconel 625 quanto ao seu comportamento em relação à presença do hidrogênio e a participação de outros mecanismos na corrosão-fadiga seria de grande importância para o conhecimento desse material visando futuras aplicações com maior grau de confiabilidade. O Inconel 625 tem aplicações importantes e diversas, como, equipamentos de processos químicos, motores de aeronaves, componentes de turbinas, microchips, navios e partes de submarinos, e ainda em reatores nucleares⁽⁵⁾. O presente estudo, tem também como meta, mostrar a possibilidade do uso desse material como revestimento interno (carcaça) de *risers* de prospecção de petróleo onde atualmente usa-se aço, e que tem a configuração segundo a figura 1:

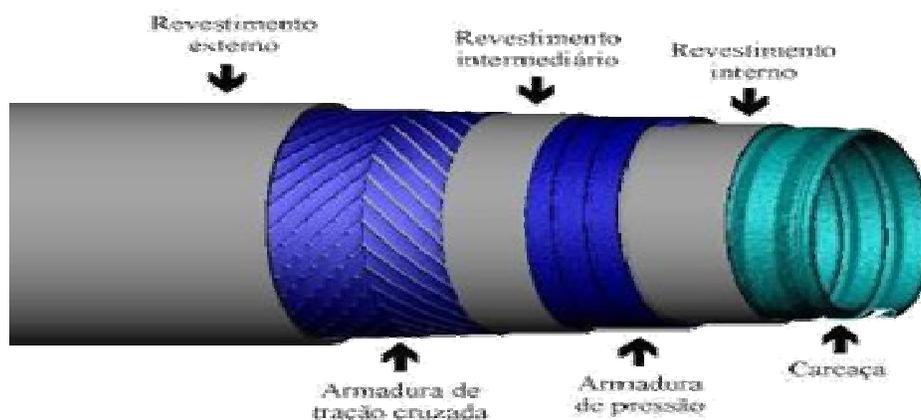


Figura 1 Riser flexível mostrando em corte a configuração de armaduras, carcaça e revestimentos poliméricos.

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 História do Níquel e Considerações Sobre a Liga Inconel

Dados mostram que Canadá, EUA, Austrália, África do Sul e Brasil são os maiores produtores de níquel do mundo. Estima-se que o uso do níquel remonta aproximadamente ao século IV A.C, juntamente com a era do cobre, primeiro metal utilizado pelo homem, uma vez que aparece com frequência nos minerais deste metal. Bronzes originários da atual Síria tem conteúdos de níquel superiores a 2%. É similar, em muitos aspectos, ao ferro, porém com uma melhor resistência à oxidação e à corrosão. É utilizado principalmente na melhoria de resistência mecânica a altas temperaturas, resistência à corrosão e outras propriedades como componente em uma ampla faixa de ligas ferrosas e não-ferrosas. Outras propriedades que se destacam ainda são: a condutividade térmica e elétrica, como também sua propriedade ferromagnética, propriedades estas que fazem do níquel e suas ligas, materiais bastante valiosos.⁽⁶⁾

Inconel é o nome comercial (Special Metals Corporation) de uma série de ligas austeníticas de níquel que possuem porcentagens de níquel, e às vezes também de cromo, maiores que as de aços inoxidáveis, além de muitos outros elementos em pequenas quantidades, onde essas adições têm como função, entre outras, o endurecimento da solução sólida. Essas ligas estão classificadas em normas, e também são citadas pelas siglas:⁽⁷⁾

- UNS (Unified Numbering Systems), N06625
- ANSI(American National Standards Institute), H34.19, H34.20, H34.22.
- ASTM (American Society for Testing and Materials), B443, B444, B446.
- DIN (Deustcher Industrie Normen), L 331

A tabela 1 compara algumas composições de diferentes tipos de Inconel.

Tabela 1 - Comparação estrutural das ligas de Inconel⁽⁷⁾

Tipo	%peso	% Ni	% Cr	% C	% Mn	% Si	% Fe	% S	% Cu	% Al	% Ti	% P	% Co	% Nb	% B	% Mo
600		72,0 min	14,0 - 17,0	0,15 max	1,0 max	0,5 max	6,0 - 10,0	0,015 max	0,15 max	0	0	0	0	0	0	0
601		58,0 - 63,0	21,0 - 25,0	0,1 max	1,0 max	0,5 max	bal	0,015 max	1,0 max	1,0 - 1,7	0	0	0	0	0	0
625		58,0 min	20,0 - 23,0	0,1 max	0,5 max	0,5 max	5,0 max	0,015 max	0	0,4 max	0,4 max	0,015 max	1,0 max	3,15 - 4,15	0	8,0 - 10,0
718		50,0 - 55,0	17,0 - 21,0	0,08 max	0,35 max	0,35 max	bal	0,015 max	0,3 max	0,2 - 0,8	0,65 - 1,15	0,015	1,0 max	4,75 - 5,5	0,006 max	2,8 - 3,3
800		32,5	21,0	0,1 max	0,8 max	0,008 max	46,0	0	0,4	0,4	0,4	0	0	0	0	0

Bal – balanço; Max - máximo; min - mínimo.

Superligas são materiais projetados para funcionar por longos períodos em atmosferas altamente oxidantes e corrosivas, submetidos à temperatura acima de 650°C. As superligas de níquel normalmente contêm elementos como cromo, cobalto, ferro, molibdênio, tungstênio e nióbio. São materiais com grande resistência à corrosão, sendo sua rigidez próxima à do aço. Algumas ligas têm elevada tenacidade e resistência a temperaturas sub – zero, já outras têm elevada resistência até 1200°C, mantendo a resistência à corrosão.⁽⁸⁾

2.2 Sistema Cristalino

Para o estudo das propriedades mecânicas e de corrosão, necessita-se conhecer a estrutura cristalina do material, bem como o processo de fabricação. O inconel possui um sistema cristalino cúbico de face centrada (figura 2), como na maioria das ligas em que níquel predomina. Nas ligas de níquel, cromo, molibdênio e outros elementos podem permanecer em solução sólida substitucional, na microestrutura ainda aparecem elementos secundários e inclusões, além de carbeto como podem ser observados na micrografia da figura 3⁽¹⁰⁾, de uma liga semelhante à utilizada no presente trabalho. Estes detalhes microestruturais são de suma importância pois influenciam principalmente as propriedades mecânicas.⁽⁹⁾

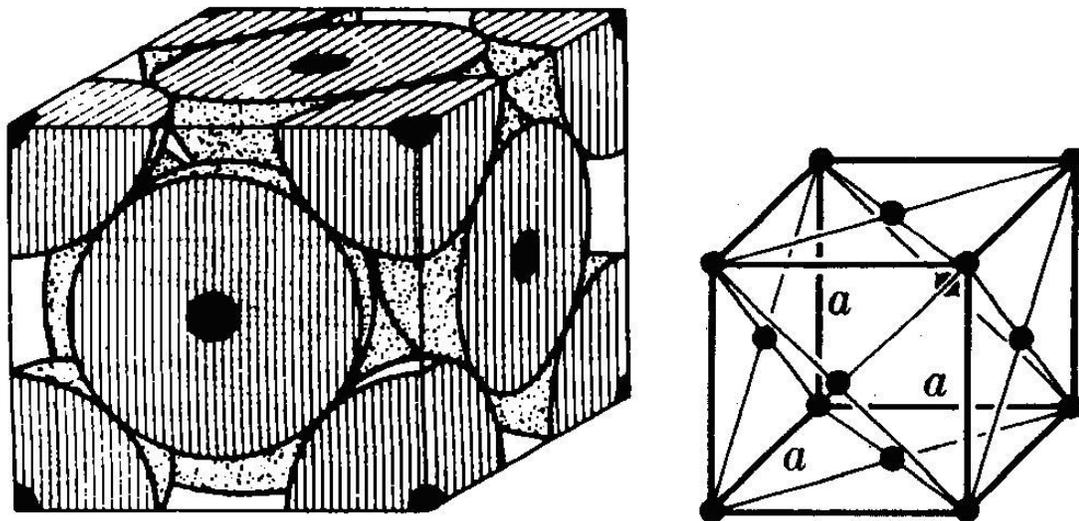


Figura 2 Sistema cristalino cúbico de face centrada⁽⁸⁾

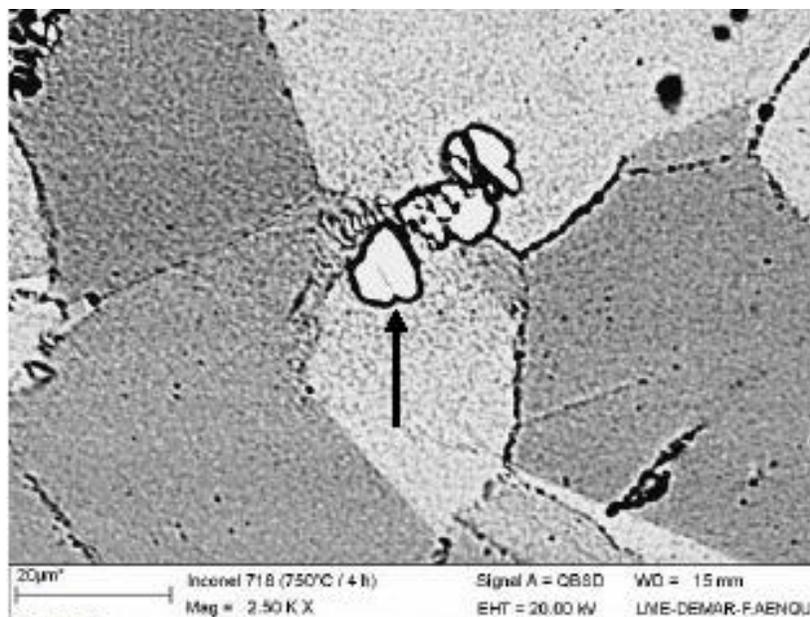


Figura 3 Microestrutura de Inconel mostrando carbeto metálicos (1500X) ⁽¹⁰⁾

2.3 Corrosão-Fadiga

A fadiga de um material é a progressão de uma trinca a partir da superfície ou eventualmente em situação sub-superficial até a fratura, devido ao material ser submetido a solicitações mecânicas cíclicas. A fadiga, normalmente, inicia-se em uma imperfeição da estrutura que serve como um ponto de concentração de tensões e progride perpendicularmente à direção da tensão. A falha ocorre com um nível de tensões consideravelmente inferior ao limite de escoamento para carga estática. O termo fadiga é usado, pois normalmente a falha ocorre após um longo período de tensão repetitiva.⁽¹¹⁾ A progressão da trinca dá-se pela deformação plástica verificada na base da trinca associada ao constante aumento de concentração de tensões. Após atingir um tamanho crítico na trinca, o material se rompe bruscamente causando a falha por fadiga. A resistência à fadiga dos materiais é determinada através das curvas de fadiga. Nestas curvas relaciona-se a tensão máxima do ciclo, ou então o fator máximo de intensidade de tensão K_t , com o número de ciclos para ocorrência de ruptura. O valor do fator de intensidade de tensão pode ser diretamente relacionado com a carga nominal

aplicada, σ , e com a raiz quadrada do tamanho da trinca, a . Em todos os casos, a forma geral do fator de intensidade de tensão pode ser dada por:

$K_t = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f$, onde f é um parâmetro que depende da geometria da peça, condições de carregamento, forma e orientação da trinca.⁽¹²⁾

Um processo corrosivo pode ser a causa do surgimento da trinca superficial por onde inicia-se a fadiga. O vértice da trinca é uma região tensionada e encruada que age como área anódica em relação ao restante do material, logo a presença de um eletrólito no interior da trinca provoca corrosão e acelera a progressão da mesma. A associação dos dois efeitos causa a falha do material em um número muito menor de ciclos do que o fenômeno de fadiga ou corrosão isoladamente. Com a ocorrência dos dois efeitos, as curvas de Wöhler ficam profundamente modificadas conforme mostra a figura 4, e mesmo para os metais ferrosos desaparece o limite de fadiga quando se tem corrosão fadiga.⁽¹³⁾

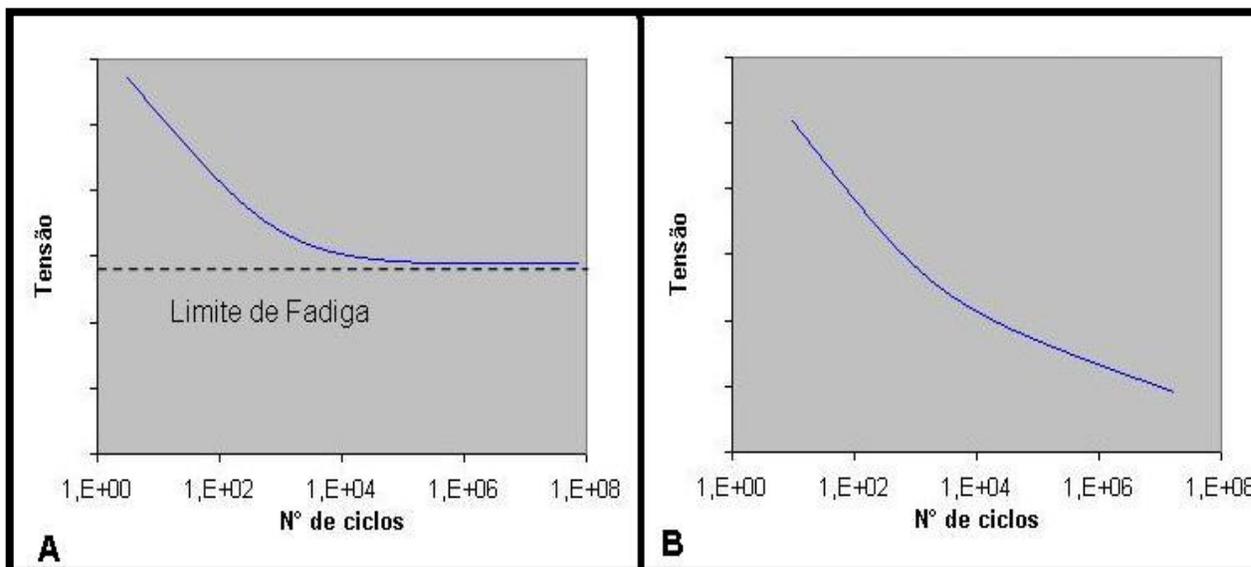


Figura 4 A) Curva de fadiga de um aço ao ar; B) Curva de fadiga de um aço em meio corrosivo.⁽⁴⁾

Observa-se que para os materiais ferrosos há um limite de tensão abaixo do qual por mais que se aumente o número de ciclos não haverá ruptura por fadiga. A este valor de tensão chama-se limite de fadiga. Os metais não ferrosos, de modo geral, não apresentam limite de fadiga. Por isso geralmente estipula-se a tensão

correspondente a um valor pré-estabelecido de ciclos para a ruptura como sendo essa a tensão limite de fadiga desses materiais, por exemplo 10^6 ou 10^7 ciclos.

Os meios aquosos que causam corrosão-fadiga, são numerosos e não específicos. Por exemplo, um aço sofre corrosão-fadiga em água de rios, água de mar, produtos de combustão condensados e meios químicos, entre outros. Nesse tipo de corrosão, o fator mais importante é evidentemente, o caráter corrosivo do meio. Para um material metálico o valor máximo de resistência à fadiga é conseguido no meio de menor corrosividade. Pode-se dizer que a maior resistência à corrosão-fadiga está mais relacionada com a resistência à corrosão em si, do que com a alta resistência mecânica do material.⁽⁴⁾

2.4 Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

Os últimos trinta anos ^(14,15, 16, 17) mostraram um desenvolvimento notável na aplicação da mecânica da fratura ao problema de fadiga e, atualmente, ela vem sendo largamente utilizada. Um exemplo é a aproximação utilizada na pesquisa sobre a integridade de trilhos, onde a filosofia de tolerância ao dano é similar à originalmente adotada pela força aérea norte-americana e depois pela indústria aérea. Esta filosofia assume que as trincas são inevitáveis, causadas ou por processo de manufatura ou por processo de fadiga. Análises da mecânica da fratura e testes podem ser aplicados para predeterminar o tamanho das trincas que deverão ser detectadas por inspeções periódicas, antes que elas cresçam até um tamanho grande o suficiente para causar uma falha estrutural e estão relacionadas como no triangulo da figura 5.

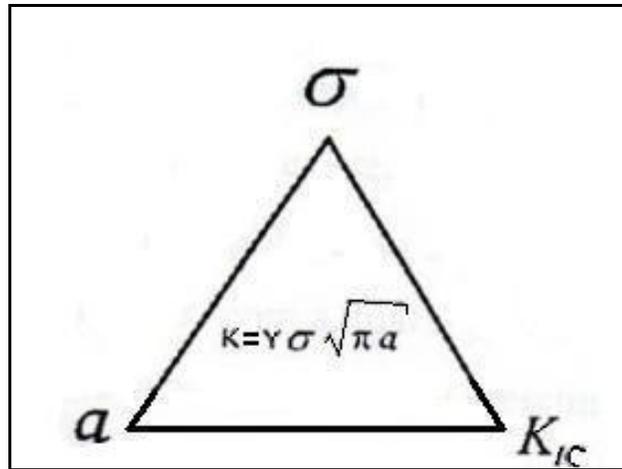


Figura 5 Triângulo da mecânica da fratura mostrando como estão correlacionados o carregamento aplicado, o tamanho crítico do defeito e a Tenacidade a fratura (fator de intensidade de tensões crítico) que é uma propriedade do material.⁽¹¹⁾

A vida em fadiga pode ser estimada com base em parâmetros do material e do estado de tensões. Com a mecânica da fratura, pode-se determinar o comprimento máximo de uma trinca que pode ser tolerado sem que haja a indução de uma ruptura catastrófica.⁽¹¹⁾

No contexto de sistemas que utilizem tubulações soldadas, tolerância ao dano é a capacidade de o duto continuar a conduzir fluido sem vazamento e sem modificação da posição estrutural inicial, depois do surgimento de uma falha superficial. Quanto mais resistente à corrosão for o material, menos defeitos superficiais e menos pontos nucleantes de trincas são esperados, daí a importância de usar o material mais conveniente gerando conseqüentemente economia para as empresas em manutenção.⁽¹⁸⁾

2.5 Comportamento à Fadiga do Metal Depositado a Partir de Eletrodo Revestido

Na figura 6, encontram-se resultados de ensaios de fadiga em que foram usados corpos de prova confeccionados a partir do depósito de eletrodos de solda

de Ni-Cr-Mo sobre uma “cama” de aço-carbono; os corpos de prova foram usinados deste material depositado, de acordo com norma explicitada no trabalho.⁽¹⁹⁾

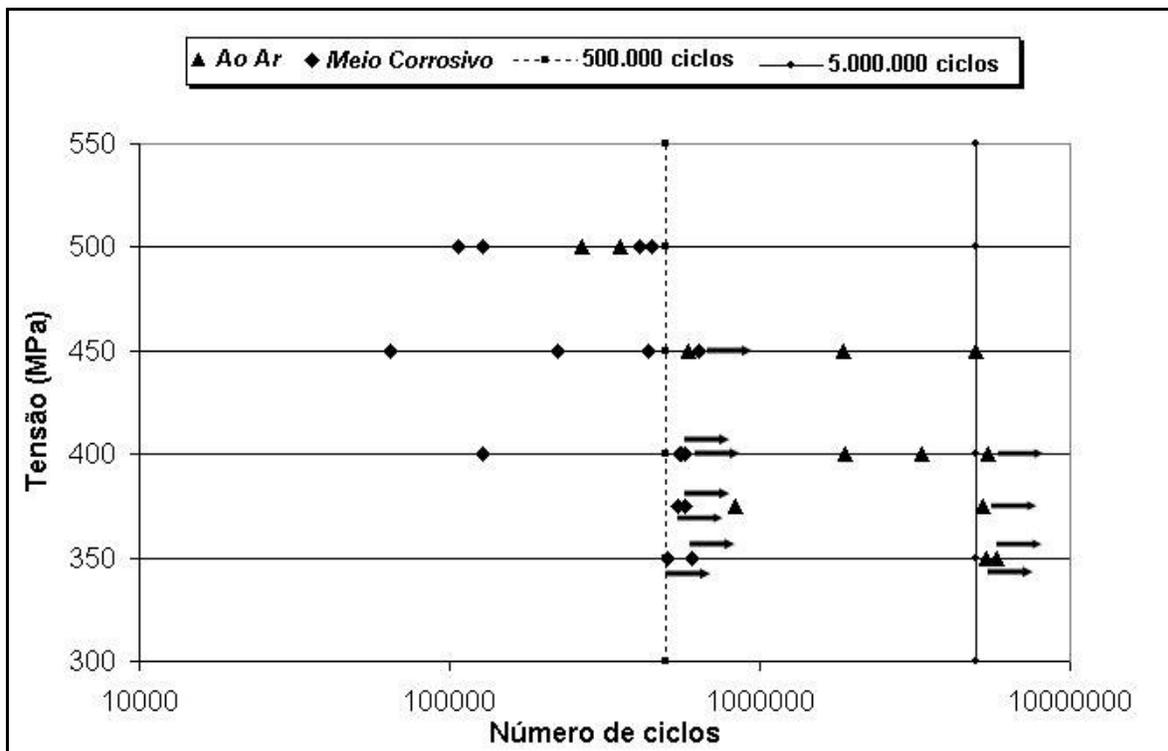


Figura 6 - SxN do depósito de solda (eletrodos revestidos) ⁽¹⁹⁾

Mostra-se que houve dispersão dos resultados e que para cargas intermediárias como 450 MPa romperam e também ultrapassaram o limite de fadiga estipulado. Fica claro, ser a solda um ponto de interrogação, no que se diz numero de ciclos para falha.

2.6 Velocidade de Propagação de Trinca

Sob influência de tensões cíclicas, trincas podem nuclear e propagar, e caso não se alterem os parâmetros responsáveis por essa propagação, rupturas catastróficas podem ser esperadas.

A velocidade de propagação da trinca é uma função não somente do nível de tensão e do tamanho da trinca, mas também das propriedades do material.⁽¹³⁾

O comportamento típico da taxa de crescimento da trinca de fadiga em materiais está representado esquematicamente na Figura 7. A curva pode ser dividida em três regiões distintas: na região I, em baixos níveis de tensão ou pequenos tamanhos de defeito, as trincas preexistentes não irão crescer em resposta ao carregamento cíclico. A curva é essencialmente linear na região II, onde existe, efetivamente, uma relação entre a velocidade de propagação, da/dN , e a amplitude do fator de intensidade de tensões ΔK . Esta relação é expressa pela lei de Paris, com a qual é possível estimar a vida em fadiga para peças e componentes.⁽²⁰⁾ Na região III, existe um crescimento acelerado da trinca, o qual ocorre até que o $K_{m\acute{a}x}$ se aproxime do K_c , onde a fratura instável é iminente.

Na região II, a propagação ocorre predominantemente por um mecanismo de estriação dúctil transgranular e é pouco afetada pela microestrutura, tensão média e espessura.⁽²¹⁾

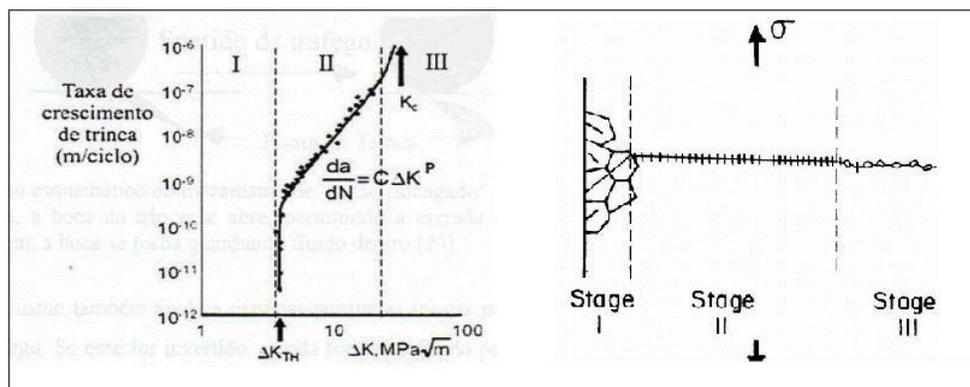


Figura 7 Comportamento típico da taxa de crescimento da trinca de fadiga.

2.7 Efeitos das Variáveis Metalúrgicas na Corrosão em Ligas de Níquel

Ligas de Níquel normalmente formam solução sólida com os elementos que formam as suas principais ligas. Embora essas ligas à base de níquel, contenham, em geral, grande proporção de outros elementos, elas geralmente mantêm a estrutura cúbica de face centrada; (CFC ou gama) com o elemento níquel. Como

uma consequência da estrutura CFC, ligas a base de níquel tem excelente ductilidade, maleabilidade e plasticidade, no entanto são de difícil usinagem. Ligas de níquel são também facilmente soldáveis. Há dois grandes grupos de ligas comerciais. Um grupo foi designado para resistir altas temperaturas e corrosão gasosa, enquanto o outro é principalmente indicado para resistir à corrosão aquosa e baixas temperaturas. Ligas à base de níquel usadas para baixa temperatura em meio aquoso ou sistema condensado são geralmente conhecidas como “C.R.A” (corrosion- resistant alloys), e ligas de níquel usadas para aplicações à altas temperaturas são conhecidas como “HRA” (heat-resistant alloys), e “HTA” (high-temperature alloys), ou superligas. Na prática industrial a fronteira entre temperatura alta e baixa está em 500 ° C. A maioria das ligas de níquel tem seu uso específico, como CRA ou como HRA; de qualquer modo, uma minoria das ligas podem ser usadas em ambas as aplicações que é o exemplo da liga usada no presente trabalho, UNS N06625 ou resumidamente Inconel 625. Para cada liga específica, um efeito metalúrgico é considerado quando para uma mesma composição global da liga é a mesma; porém a performance a corrosão pode mudar com a presença de fase secundária ou uma solda. ⁽⁵⁾

2.8 Efeitos da Composição Química no Comportamento à Corrosão

Ligas de níquel são altamente resistentes à corrosão, e na maior parte dos meios têm alta performance, mostrando melhor desempenho que os aços inoxidáveis. Uma das razões é devido ao níquel poder formar ligas, com outros elementos em maiores teores que o ferro. Vários elementos específicos podem se dissolver propositalmente no níquel gerando uma liga específica para um fim particular. Em geral, meios corrosivos encontrados nas indústrias podem ser divididos em duas principais categorias: oxidantes e redutores. Esses termos estão associados a faixa de potencial de eletrodo a que a liga estará sujeita no específico meio, e que é controlada pela reação catódica do sistema. Desta forma uma condição redutora é geralmente controlada pela descarga de hidrogênio de

um ácido redutor tal como o ácido clorídrico. Um ambiente oxidante tem um potencial que é maior que o potencial da descarga de hidrogênio. Este potencial pode ser estabilizado por outras reações catódicas, tais como redução do oxigênio dissolvido, redução do gás cloro, do peróxido de hidrogênio, de cromatos, nitratos e íons metálicos em solução. Ligas de níquel, igualmente a outras ligas, podem sofrer dois tipos principais de corrosão: corrosão uniforme e corrosão localizada. Corrosão uniforme pode acontecer dentro de condições redutoras na região ativa de potencial, e também dentro de condições oxidantes no caso de o processo de passivação ser lento. Corrosão localizada, tal como por pite e por fresta, geralmente ocorre em presença de condições oxidantes. Corrosão sob tensão (CST), ou corrosão associada a esforços mecânicos (CAEM), podem ocorrer mais facilmente para alguma determinada faixa de potencial. Três condições são necessárias para ocorrência de CST: a susceptibilidade do material com sua composição e a microestrutura correspondente, um meio específico agressivo, e a presença de tensões trativas. Baseado na composição química, e na resistência à corrosão, as ligas de níquel podem ser agrupadas como: níquel comercialmente puro, ligas Ni-Cu, ligas Ni-Mo, ligas Ni-Cr-Mo e ligas Ni-Cr-Fe.⁽⁵⁾

2.9 Outros Fatores que Afetam o Comportamento à Corrosão

A corrosão de metais e ligas depende de fatores internos e externos. Fatores internos incluem composição química e microestrutura, e fatores externos incluem meio eletrolítico, temperatura e potencial de eletrodo. Em geral, o uso de ligas de níquel em aplicações corrosivas é baseado em sua composição química. Por exemplo, uma liga tal como N06030 poderá ser usada dentro de condições altamente oxidantes e ácidas, porque contém uma alta quantidade de cromo. Outras ligas tais como B-3, são recomendadas para condições altamente ácidas redutoras, porque ela contém uma alta quantidade de molibdênio. Contudo, para cada liga de composição química única, o comportamento à corrosão também depende em particular da microestrutura ou condições metalúrgicas de sua matriz. Um

típico exemplo disto é o comportamento da região de solda autógena em tubos industriais soldados em aplicações corrosivas. Tanto a costura soldada como a matriz trabalhada tem essencialmente a mesma composição química global. No entanto, é comumente observado em corpos de prova de campo que a costura soldada e a matriz imediatamente adjacente tem menor resistência a corrosão que a matriz trabalhada não afetada pela solda. Este comportamento dissimilar à corrosão não é devido a uma composição química diferente, mas a microestrutura diferente ou a condição metalúrgica da liga. A solda apresenta uma microestrutura fundida do tipo dendrítica, que geralmente é anisotrópica, com zonas de elevada concentração de elementos de liga, ao passo que outras áreas estão empobrecidas destes mesmos elementos (segregação). A matriz imediatamente adjacente a solda é chamada de zona afetada pelo calor (ZAC). A área da ZAC em geral ainda mantém a estrutura isotrópica da matriz; porém ela pode sofrer transformações no estado sólido (precipitação intergranular) devido a altas temperaturas da execução da soldagem. A área imediatamente próxima da ZAC tem a microestrutura isotrópica CFC de uma matriz forjada com grãos equiaxiais. Portanto em uma região estreita próxima a solda, há três áreas de equivalente composição química mas de diferente microestrutura. Cada uma dessas áreas reage de maneira diferente ao ambiente corrosivo externo. Outro efeito da microestrutura que influi sobre a análise do comportamento à corrosão é a orientação com que o corpo de prova usado nos testes é retirado da matéria-prima. Este pormenor é comumente esquecido. Quando o teste é preparado com um material produzido por laminação em chapa, existem duas principais direções, isto é, paralelo com a direção de laminação (longitudinal) e perpendicular (transversal) à direção de laminação. Embora o padrão ser plenamente recozido com composição química isotrópica, é freqüente observar que a direção perpendicular da chapa comporta-se de maneira diferente da direção paralela, especialmente em casos de corrosão sob tensão e corrosão localizada. A direção através da espessura da chapa (transversal), em geral, tem menor resistência a corrosão que a direção longitudinal. A presença de inclusões não-metálicas

alongadas na direção longitudinal as vezes levam ao ataque localizado em grãos finais de arestas de cortes transversais .⁽⁵⁾

2.10 Mudanças Microestruturais

Como visto anteriormente, há implicações em termos de corrosão quando se modifica a microestrutura da liga . Essa microestrutura pode ser alterada, devido a diversos processos metalúrgicos, como por exemplo:

- tratamentos térmicos envolvendo transformação no estado sólido ou precipitação de fase secundária;
- trabalhado à frio;
- na condição fundida ou deformada plasticamente (trabalhada);
- na condição soldada;

No presente trabalho, conforme será descrito na seção correspondente à parte experimental, partiu-se de uma chapa laminada a quente a qual foi soldada o que, portanto, correspondeu à obtenção de diferentes microestruturas como apresentado nas figuras 22, 23 e 24.

2.11 Estabilidade de Fases de Ligas a Base de Níquel e Comportamento à Corrosão (Precipitação de Segunda fase)

Em geral, as diversas ligas Ni-Cr-Mo e Ni-Cr-Fe contém, além dos elementos majoritários, ainda uma larga soma de elementos de liga, os quais influem em sua resistência a específicos tipos de corrosão em diversos meios e, portanto, definem diferentes campos de aplicação. Estes elementos estão dissolvidos dentro do metal líquido em altas temperaturas, e permanecem em solução sólida quando o produto final é resfriado. Na temperatura ambiente estas ligas permanecem com uma microestrutura constituída de uma fase única CFC indefinidamente. Porém quanto mais tempo estas ligas ficam expostas a temperaturas acima de 500°C por variados períodos, mais elas podem

desenvolver precipitados de segunda fase, com mudança em torno das propriedades mecânicas e resistência a corrosão. Em geral, quanto maior a quantidade de elementos ligantes, mais instável a microestrutura cúbica de face centrada da liga. Outro tipo de instabilidade de fase é a formação de carbeto secundários, que está sendo tratado nas ligas modernas mantendo o teor de carbono baixo. ⁽²²⁾

2.12 Considerações Finais sobre Variáveis Metalúrgicas

No processo de seleção de materiais para aplicações em corrosão, a composição química da liga é geralmente o mais importante fator em considerações de engenharia. Entretanto, as condições metalúrgicas ou microestruturais de uma liga de níquel particular é também um fator muito importante. Para a mesma composição química global, a susceptibilidade à corrosão de uma mesma liga pode modificar severamente sua ordem de magnitude, dependendo de uma particular microestrutura. Um importante fator metalúrgico que deve ser considerado ainda, é precipitação de uma fase secundária, devido à instabilidade térmica, e a presença de carbeto.

2.13 Fundamentos de Soldagem

Independente da sua origem, a energia utilizada para soldagem provoca notáveis alterações nos metais base e de solda. Um fluxo térmico é estabelecido e, sob a ótica desta tecnologia, o mesmo exerce profunda influência sobre pelo menos os seguintes aspectos da junta soldada:

- Macroestrutura e solidificação do metal solda
- Transformações microestruturais, isto é, crescimento de grão, transformação de fase;
- Propriedades mecânico-metalúrgicas;
- Descontinuidades;

-Tensões residuais;

-Deformações;

Atualmente são disponíveis modelos razoavelmente acurados para determinar o fluxo térmico provocado por uma dada condição de soldagem, e isto fundamentalmente envolve o cálculo dos “ciclos térmicos” dos pontos de interesse, ou seja, a variação da temperatura nos mesmos com o passar do tempo.⁽²³⁾

Usualmente, a análise da transferência do calor é realizada pelos três modos em que a mesma ocorre, ou seja, condução⁽²⁴⁾, convecção⁽²⁵⁾ e radiação⁽²⁶⁾. Adicionalmente, um conceito básico neste assunto é aquele relativo ao campo de temperaturas, ou os valores instantâneos da temperatura em pontos no espaço de interesse (os quais podem estar situados numa peça, num cordão de solda, etc). Observe-se, que tal como a temperatura, este campo é uma quantidade escalar. Quando as temperaturas destes pontos de interesse variam somente em função da posição que os mesmos ocupam no espaço, o campo é dito encontrar-se no estado estacionário. Portanto, estando um ponto determinado por suas coordenadas (x,y,z) , a temperatura (T) do mesmo, considerada independente do tempo, $(\partial T/\partial t = 0)$, é dada por:

$$T = f(x,y,z)$$

Por outro lado, o campo de temperaturas será não-estacionário na medida em que a temperatura dos seus pontos varia com a posição e, também, com o tempo:

$$T = G(x,y,z, t)$$

Eventualmente, quando $(t \rightarrow \infty)$ o campo pode tornar-se “assintoticamente estacionário”. Usualmente, porém, esta distinção não é feita e este estado é simplesmente dito estacionário.

Desta forma, em qualquer sólido aquecido, formam-se superfícies que possuem a mesma temperatura, as quais são denominadas “isotermas” do campo considerado. Na figura 8 estão ilustradas tais superfícies isotérmicas, vistas numa seção transversal de um corpo metálico sob forma de chapa.

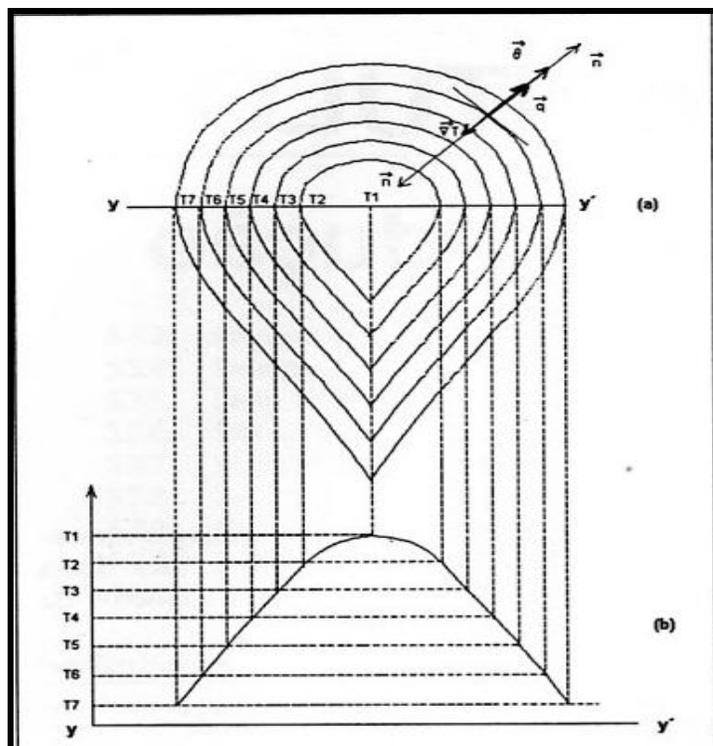


Figura 8 (a) Seções transversais de superfícies isotérmicas, (b) Gradiente de temperatura.⁽²³⁾

Assim sendo, por definição cada superfície isotérmica encontra-se numa dada temperatura (T_1, T_2, T_3, \dots) e, quando o campo é contínuo, as mesmas nunca se interceptam. Além disso, em qualquer direção diferente daquela da própria isoterma, a temperatura pode variar (neste caso, $T_1 > T_2 > T_3 > \dots$).

Logo, ao longo da normal à superfície da isoterma é caracterizado o máximo gradiente de temperatura, dado por:

$\text{grad } T = n_0 (\delta T / \delta t)$, onde n_0 é o vetor unitário ao longo da normal à superfície, na direção em que a temperatura varia com o tempo ($\delta T / \delta t$). Note-se que o gradiente positivo corresponde à um aumento da temperatura.⁽²³⁾

Consequentemente: $\text{grad } T = \nabla T = i (\delta T / \delta x) + j (\delta T / \delta y) + k (\delta T / \delta z)$

Sendo $\text{grad } T$, portanto, um vetor e aqui introduzido o operador ∇ (nabla).

Uma interpretação gráfica deste gradiente é mostrada na figura 8 (b), na qual o mesmo equivale a dT/dy , quando considerado o trajeto yy' entre as

isotermas e há variação da temperatura. Por sua vez, a intensidade do campo de temperaturas (θ) é oposta ao gradiente de temperatura, ou seja: $\theta = -\nabla T$.⁽²³⁾

No caso da soldagem do presente estudo há variações na velocidade de soldagem (processo manual), e também na direção, assim obteremos campos com isotermas que diferem do apresentado sendo que sua solidificação apresentará estruturas não alinhadas gerando mais tensões residuais e conseqüente perda de resistência mecânica.

2.14 Estudos recentes em Inconel

A partir do momento em que houve interesse tecnológico, o Inconel começou a ser extensivamente estudado por vários grupos de pesquisa⁽²⁷⁻²⁸⁾ de todo o mundo. Não somente a liga 625, mas os vários tipos de Inconel, têm sido investigados no que se refere à resistência a corrosão sob tensão, corrosão em altas temperaturas, mecanismos de permeação de hidrogênio, morfologia e propriedades dos filmes de óxidos, efeitos de tratamento térmico, em busca do conhecimento das características e propriedades destas superligas.

Dentre vários estudos, cabe destacar o trabalho de Mintz e Devine⁽²⁹⁾, que estudaram a influência dos filmes superficiais na suscetibilidade do Inconel 600 a corrosão sob tensão (CST), em meio contendo cloreto a um pH ácido 4 e temperatura ambiente. Os autores sugerem que para que ocorra este tipo de corrosão é necessária a presença de filmes superficiais particulares. Usando a técnica de espectroscopia Raman “*in situ*” verificaram que não houve a formação de filmes no Inconel 600 em potenciais logo abaixo do potencial de corrosão. Óxido de cromo se formava na região tensionada e NiO quando o potencial era elevado. A potenciais mais altos ainda, filmes de $(Fe,Cr)_2 O_3$ e $Ni_{3-x}Fe_xO_4$ se formavam.

Na corrosão sob tensão do Inconel, um fator muito importante a ser considerado é a permeação de hidrogênio intergranular em baixas temperaturas. Diversos trabalhos sobre este tema podem ser encontrados na literatura. Trabalhos como o de Magnin, et al.⁽³⁰⁾, Cizelj *et al.*⁽³¹⁾ ou Gonzalez e Fionova⁽³²⁾

tentaram chegar a um melhor conhecimento sobre os mecanismos de propagação de trincas na CST em reatores nucleares de água pressurizada. Shen e Shewmon⁽³³⁾ propuseram um mecanismo interessante para este fenômeno. Estudando Inconel 600 em alta temperatura, na presença de água, sugeriram que fissuras eram iniciadas no contorno de grão com ação combinada da tensão aplicada e alta pressão. Devido ao seu grande uso por indústrias nucleares e petrolíferas, o Inconel também tem sido bastante estudado, e trabalhos científicos são encontrados na literatura⁽³³⁻³⁴⁾. Sabe-se que a expansão do uso de Inconel para aplicações como acima citadas, está de certa forma, restrita devido a sua suscetibilidade à corrosão sob tensão intergranular. Reduzir o risco desse fenômeno, que está diretamente ligado à formação das fases intermetálicas Υ'' (tetragonal de corpo centrado Ni_3Nb) e Υ' (cúbico de face centrada Ni_3Al), é um grande desafio para pesquisadores. Pode-se citar, por exemplo, os trabalhos de Chen et al.⁽³⁴⁾ que estudaram a taxa de crescimento da trinca de corrosão por fadiga e vida útil do Inconel 718 em diversas temperaturas. Verificou-se que esta taxa poderia ser estimada pela lei de crescimento das pequenas fissuras em altos níveis de tensão e que a fadiga é maior em temperaturas mais elevadas. Os autores mencionam que, mesmo que o Inconel seja considerado resistente a altas temperaturas, a fadiga em condições ambientais específicas pode causar mudança no comportamento do crescimento de trincas. Um estudo feito por Cooper et al.⁽³⁵⁾ buscando aumentar a dureza e a resistência a abrasão em Inconel 625 em presença de água do mar, pela introdução de partículas de WC e TiC na superfície desta liga utilizando refusão por laser mostrou que a primeira partícula causa diminuição da resistência a corrosão pela formação de células galvânicas enquanto a presença da segunda partícula não causou alteração.

Vale ressaltar que não foram encontrados muitos estudos em Inconel sob o enfoque específico de corrosão-fadiga em soluções que simulassem ambientes marítimos, com e sem a presença de microorganismos, principalmente a temperatura ambiente⁽³⁶⁾. Um estudo nesse sentido foi realizado no próprio LAPEC⁽³⁷⁾, no qual realizaram-se ensaios de fadiga e corrosão-fadiga em presença de solução contendo íon cloreto saturado com CO_2 para avaliação da

liga Inconel 625 obtida a partir de um depósito de solda em uma “cama” de aço carbono sendo os corpos de prova usinados a partir desse depósito e ensaiados a fadiga e a corrosão-fadiga. Este estudo interessa diretamente às indústrias petrolíferas, que podem vir a utilizar essa liga em plataformas marítimas, e têm tido muitos problemas principalmente em plantas *offshore*, uma vez que o movimento das águas podem causar corrosão por fadiga sobre os *risers*, que saem das plataformas em direção ao fundo do mar.⁽³⁸⁾

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Para realização dos ensaios foi utilizada uma chapa de Inconel 625 cuja composição química está apresentada na tabela 2 . Essa chapa foi cortada e soldada com eletrodos revestidos AWS A5.11 de composição química mostrada na tabela 3. Uma representação esquemática dos corpos de provas e da maneira como se processou a soldagem pode ser observada nas figuras 8 e 9.

Tabela 2. Composição química do Inconel 625 ⁽³⁹⁾

Elementos	C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Ti	Nb	Fe	P	Al	Co	Ta
% (peso)	0,023	0,001	22,3	61,04	0,04	0,13	9	0,21	3,45	3,4	0,004	0,16	0,1	0,02

Há uma adição de nióbio que deve atuar juntamente com o molibdênio para fortalecer a matriz da liga de alta resistência e, assim, proporcionar boas propriedades mecânicas sem necessidade de tratamento térmico. ⁽⁴⁰⁾

Tabela 3. Composição química dos eletrodos revestidos (% peso)

Ni	C	Mn	Fe	S	Cu	Si	Cr	Nb	Mo	P
	0,10									0,03
55 min max		1 max	7 max	0,02 max	0,5 max	0,75 max	20 - 23	3,15 - 4,15	8 - 10,1	max

As propriedades mecânicas dos materiais são muito importantes pois definem quantitativamente o desempenho de determinado componente quando solicitado. O ensaio mais adequado para obter essas propriedades é o de tração, por ser um ensaio relativamente simples e de realização rápida além de fornecer informações importantes e primordiais. O Inconel utilizado, proveniente de uma chapa laminada a quente, segundo o fabricante, apresenta as propriedades mecânicas dadas na tabela 4.

Tabela 4 . Propriedades Mecânicas da chapa de Inconel 625 ⁽³⁹⁾

Dureza	Tensão Máxima	Deformação
96 HRB	891 MPa	58%

Os testes executados no presente trabalho resultaram em valores de tensão máxima de 30 a 60 MPa acima do da tabela citada e a deformação ficou em 48%. Já os valores de dureza permaneceram muito próximos em relação aos dados do fabricante, mostrando assim alta confiabilidade.

3.2 Procedimentos Experimentais

O eletrólito usado nos ensaios de corrosão fadiga, polarização e perda de massa, foi a solução de 115 g/l de cloreto, segundo a norma ASTM D1141-90⁽⁴¹⁾. Para todas as soluções utilizou-se reagentes p.a. e água bidestilada, com NaCl como fonte de cloreto e pH regulado a 4 com ácido acético. Para os ensaios de polarização utilizou-se fatias cortadas a partir da chapa e de material depositado com eletrodo revestido separadamente, com área circular exposta ao meio em questão, de aproximadamente 10 mm². A célula eletroquímica usada foi em vidro Pyrex e desenhada de modo a permitir o emprego de eletrodos na forma de chapas ou discos, cuja área exposta à solução fica próxima a um capilar de Luggin em contato com o eletrodo de referência em relação ao qual os potenciais são monitorados e ou aplicados. Para os ensaios eletroquímicos, o eletrodo de referência adotado foi o eletrodo de calomelano saturado. Como eletrodo auxiliar, foi utilizado um espiral de platina de grande área.

O Inconel 625 foi empregado como corpos de prova usinados em forma cilíndrica, em ensaios de fadiga, corrosão-fadiga e tração. Para estes ensaios, seguiram padrões *sub-size* de dimensões estabelecidos pela norma ASTM-A-370, sendo que sofreram tratamento com lixas de granulometria desde #100 até #1000 para remoção das marcas inerentes ao processo de usinagem. As dimensões e aspecto da amostra padronizada para estes testes são dados na figura 9.

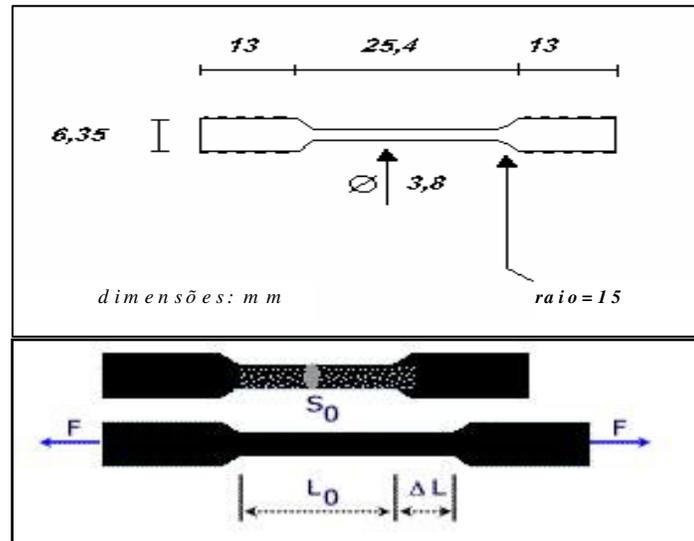


Figura 9 Aspectos e dimensões dos corpos de prova.

As chapas de onde se retiraram os corpos de prova foram soldados pelo processo manual com eletrodos revestidos AWS A5.11, conforme a figura 10. Nesta figura se vê também como foram cortados em relação ao cordão de solda. A região da solda ficou na parte central do corpo de prova; o corte foi por processo de eletro-erosão pois o material apresentou alta resistência ao corte mecânico por haver aquecimento excessivo na região afetada pelo calor, facilitando a precipitação de carbeto e fase secundária o que aumentava ainda mais sua resistência.

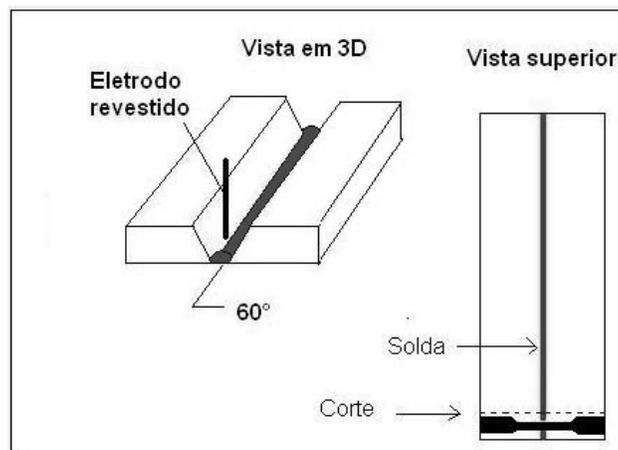


Figura 10 – Procedimento de soldagem e metodologia de confecção dos corpos de prova.

Os parâmetros usados na soldagem foram os seguintes: Corrente de 115 A; Secagem do eletrodo por 2 h a 180 °C; com velocidade de soldagem variável, ou seja, processo manual.

Este trabalho avaliou o comportamento à fadiga e a corrosão-fadiga do material de solda (eletrodo revestido 112 –AWS A5.11) com a liga Inconel 625 em chapa laminada a quente, fato pela qual há variações na microestrutura dependendo do número de passes, tempo entre eles, e temperaturas iniciais. ⁽⁴²⁾ Os testes foram feitos em uma máquina de fadiga apresentada na figura 11, tipo excêntrica com 20 KN de capacidade, conforme mostra o esquema de funcionamento da figura 12.

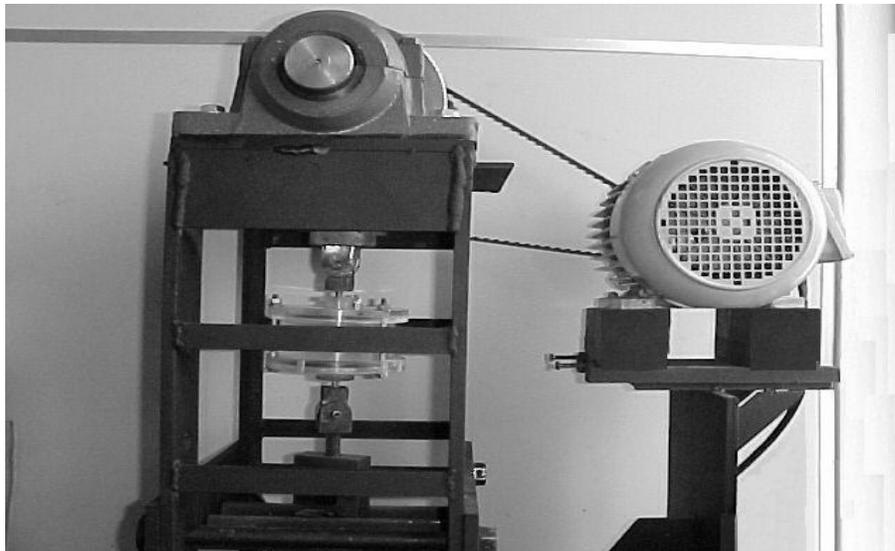


Figura 11 Foto da máquina de fadiga com célula de contenção de acrílico

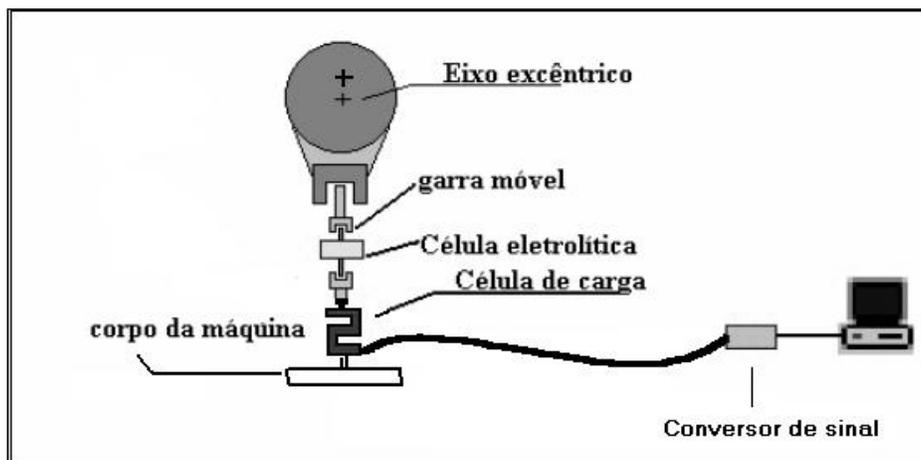


Figura 12 – Desenho esquemático da máquina de fadiga e sistema de aquisição.

Os resultados foram plotados em curvas tensão máxima *versus*. número de ciclos, também conhecidas como curvas de Wöhler, onde pode-se avaliar os efeitos da corrosão. Os testes realizados ao ar foram feitos em alta freqüência (10 Hz) ; já na presença do meio corrosivo descrito, usou-se uma baixa freqüência (0.7 Hz), para ser da ordem de grandeza da freqüência das vagas e correntes marítimas mais comum a que a plataforma está submetida.⁽⁴³⁾ Nos ensaios de corrosão-fadiga foram feitos à temperatura ambiente e ao potencial de corrosão. A freqüência dos ciclos de carga foi ajustada com um inversor de freqüência, o qual controla e modifica adequadamente a velocidade do motor elétrico. Os ciclos de carga foram monitorados com um software desenvolvido no laboratório, permitindo registrá-los diretamente na tela de um computador. Os valores de carga foram ajustados com uma célula de carga com a mesma capacidade da máquina de fadiga.

Nos ensaios de tração, o mesmo tipo de amostra cilíndrica padronizada como apresentado anteriormente (ASTM-A-370), é submetida a um esforço longitudinal conforme a figura 13 mostrada a seguir. A força aplicada foi continuamente aumentada com uma velocidade constante de 1 mm/min até a ruptura da peça, que se dá evidentemente na porção útil (mais fina) do corpo de prova. A máquina utilizada foi de tração vertical, marca Emic, modelo DL2000(1996), com deslocamento mecânico, possuindo carga máxima de 2000 kg. Os resultados são traçados na forma de um gráfico de tensão x deformação, sendo a deformação calculada a partir do tempo de ensaio uma vez que o deslocamento das garras é constante.

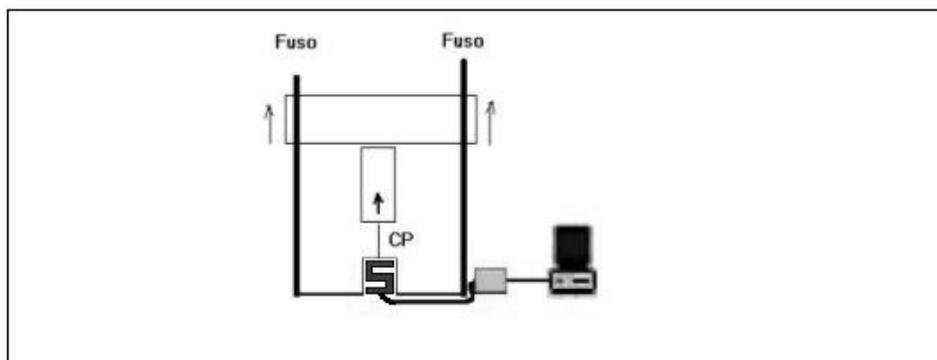


Figura 13 Esquema da máquina usada na tração do Inconel 625

Nos testes de perda de massa do Inconel no eletrólito em questão, foram usados corpos de prova cortados diretamente da chapa em forma retangular permanecendo durante 30 dias imergidos e pesados em balança de precisão.

Na preparação da superfície para revelação metalográfica, dos corpos de prova rompidos em fadiga, foram inicialmente embutidos em polímero e para fotos em microscópio óptico de reflexão, usou-se lixas d'água de granulometria decrescente desde 120 até 600, e suspensão de óxido de alumínio de 0,4 μm em panos de polimento. A ataque foi feito quimicamente com uma mistura de 95% de HCl concentrado e 5 % de H_2O_2 imergindo-os por 10 segundos.

4. RESULTADOS

4.1 Ensaio de Tração do material-base: Inconel 625 (Chapa)

Determinou-se as propriedades mecânicas do Inconel 625 antes de ser soldado para fins de comparação.

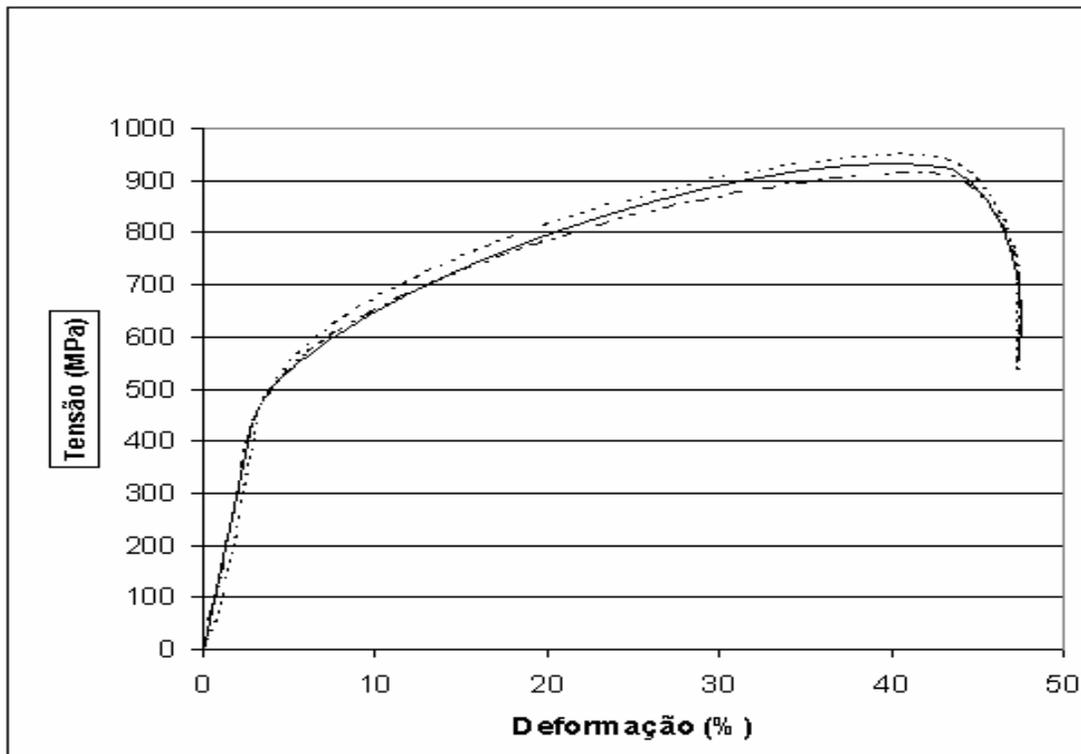


Figura 14 - Tração do material base (chapa)

Conforme mostrado na figura 14, obteve-se boa concordância nos resultados dos ensaios de tração do material base, com uma tensão máxima próxima a 920 MPa e um alongamento de 48%. Nesses corpos de prova a tensão de escoamento foi próxima a 450MPa.

4.2 Ensaio de Tração do material depositado a partir de Eletrodo Revestido

Ensaio com o material de solda foram executados no Lapec em um trabalho anterior ⁽¹⁹⁾. Foram feitos corpos de prova do material de um cordão de solda obtido a partir de eletrodos revestidos depositado sobre um leito de aço carbono.

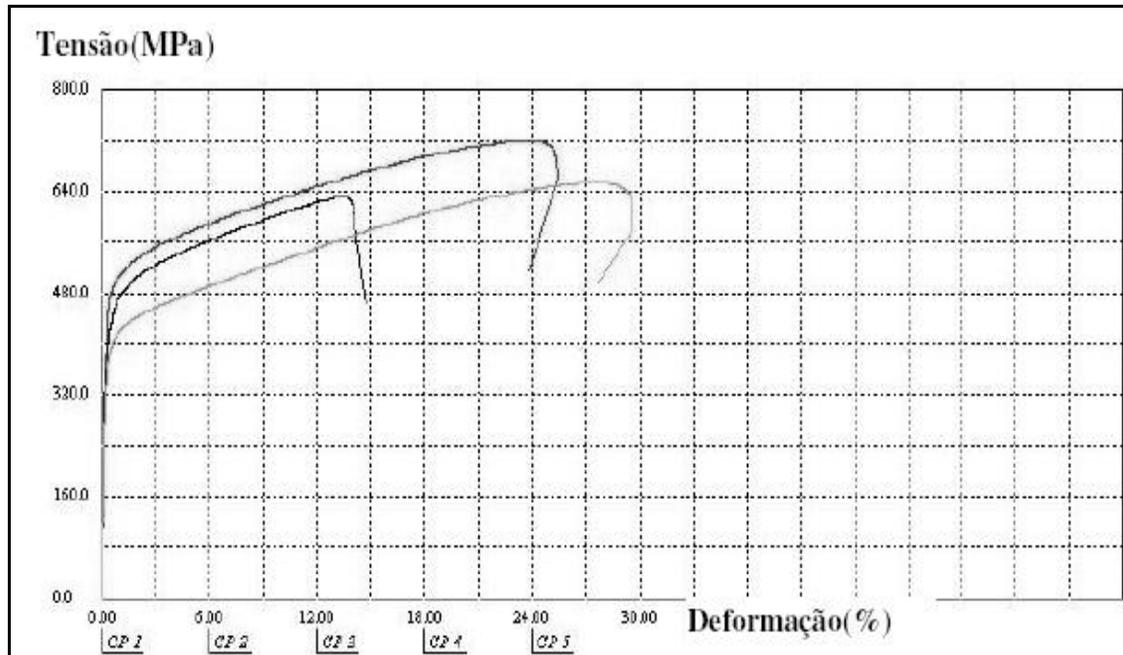


Figura 15 - Tração do material de solda⁽¹⁹⁾

O comportamento deste material está representado na figura 15 para três corpos de prova. Usou-se estes gráficos como comparação com os dados dos corpos de prova do presente trabalho (seção 4.3), que contêm uma solda, pois os materiais de solda são semelhantes em composição química. Vimos que a solda fica com, no máximo, 30% de deformação e em média 700 MPa de tensão máxima, inferior às propriedades da chapa laminada.

4.3 Ensaio de Tração da Junta Soldada (Chapa- Solda- Chapa)

Os resultados dos ensaios de tração da junta soldada mostraram que as propriedades mecânicas foram determinadas principalmente pelas propriedades da solda, conforme se observa na figura 16. A deformação não chegou a 30% e a tensão máxima a 720 MPa. Também a tensão de escoamento de ~450 MPa foi um pouco inferior ao valor da chapa original. O comportamento ficou portanto mais parecido com o de cordões de solda do que o da chapa laminada.

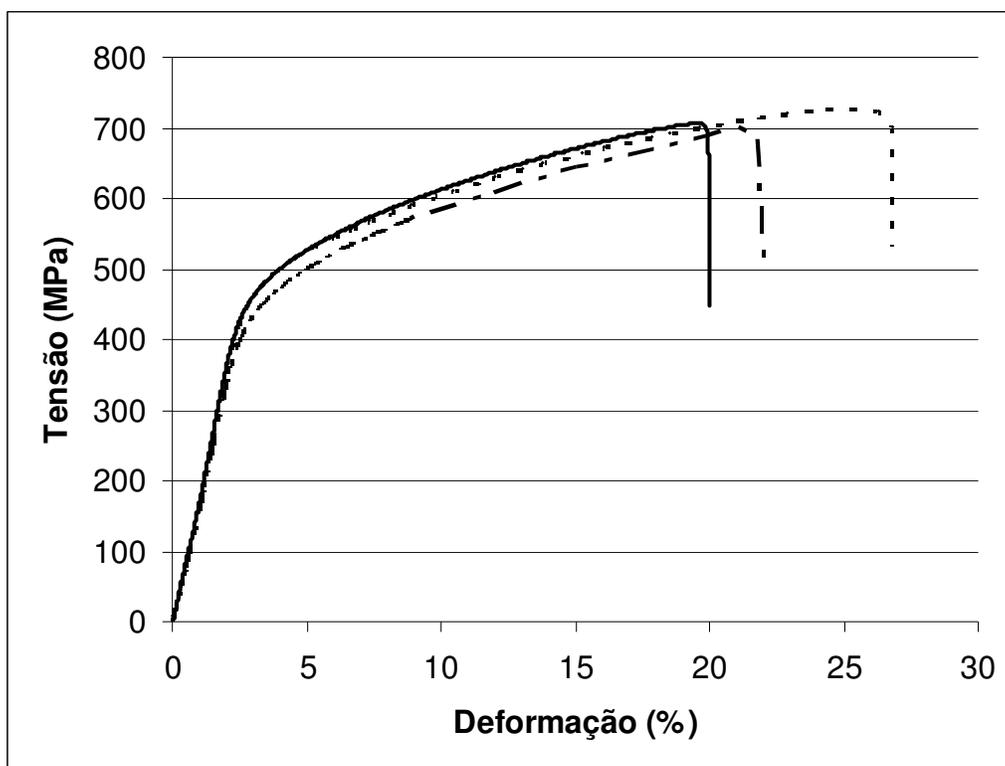


Figura 16 - Ensaio de tração da junta soldada

Houve uniformidade nos resultados para tensões de escoamento e máxima, mas uma dispersão para a deformação total, evidenciando provavelmente uma diferente deformação estrutural devido a quantidade variada de defeitos como bolhas e inclusões de escória.

4.4 Ensaios de Fadiga

Lembrando que se está analisando juntas soldadas, devido a dispersão de resultados inerentes a defeitos inseridos no processo de soldagem, os ensaios de fadiga foram realizados em triplicata e para os resultados considerou-se a média aritmética de 3 resultados para cada carga. Estudou-se 6 cargas, começando próximo a tensão de escoamento, com 3 ensaios para cada carga, totalizando 18 corpos de prova a cada gráfico, com tempo médio de execução por ensaio de 20 dias.

4.4.1 Ensaios de fadiga na junta soldada ao ar

A curva de fadiga ao ar (na ausência de meio corrosivo), a qual representa a relação entre a magnitude da carga máxima do ciclo (ou a diferença entre carga máxima e carga mínima) e o tempo de vida (em número de ciclos) de corpos de prova de dado material, é de grande importância pois é usada como curva-padrão e permite verificar se há limite de fadiga para o material. Em geral, metais não ferrosos não apresentam tal limite. A comparação da curva obtida ao ar com os resultados obtidos na presença de um meio corrosivo dará informação sobre a influência deste meio nas propriedades de resistência à fadiga. Na figura 17 tem-se os resultados dos ensaios de fadiga ao ar do Inconel contendo a junta soldada.

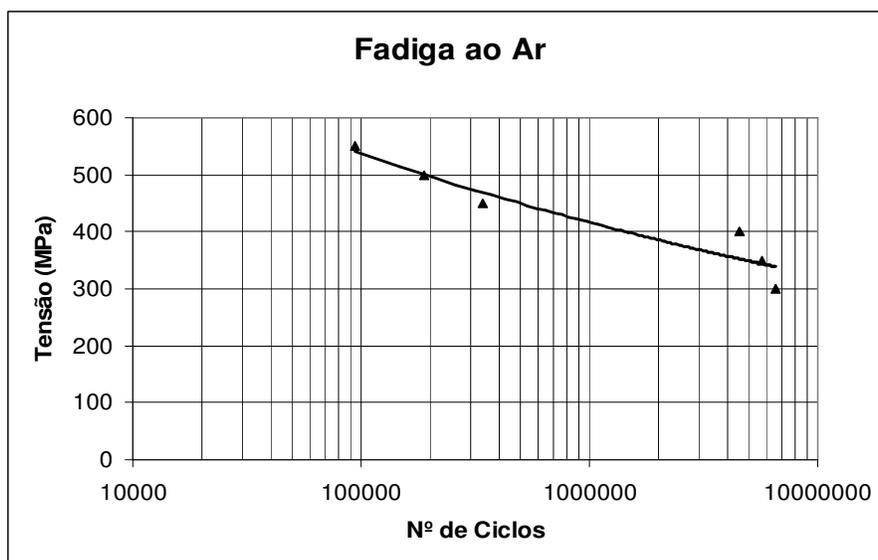


Figura 17 - Curva de fadiga ao ar da junta soldada

Usou-se o limite de 5 milhões de ciclos, e para o primeiro valor testado abaixo de 400 MPa não há mais fratura. Para corpos de prova não rompidos, analisou-se a superfície dos corpos de prova a fim de observar se houve trincas superficiais que pudessem indicar uma fratura relativamente próxima, para estas tensões. Não foi detectado nada, fato que faz pensar que uma quantidade maior de ciclos será necessária para o início do processo de ruptura por fadiga.

4.4.2 Ensaio de Fadiga da Junta Soldada no Meio Eletrolítico

Na figura 18 observa-se os resultados obtidos em ensaios de corrosão-fadiga, isto é, no meio corrosivo (115 g/l Cl⁻), para uma junta soldada de Inconel 625 nota-se um bom comportamento da junta no que se refere a resistência ao processo de corrosão-fadiga.

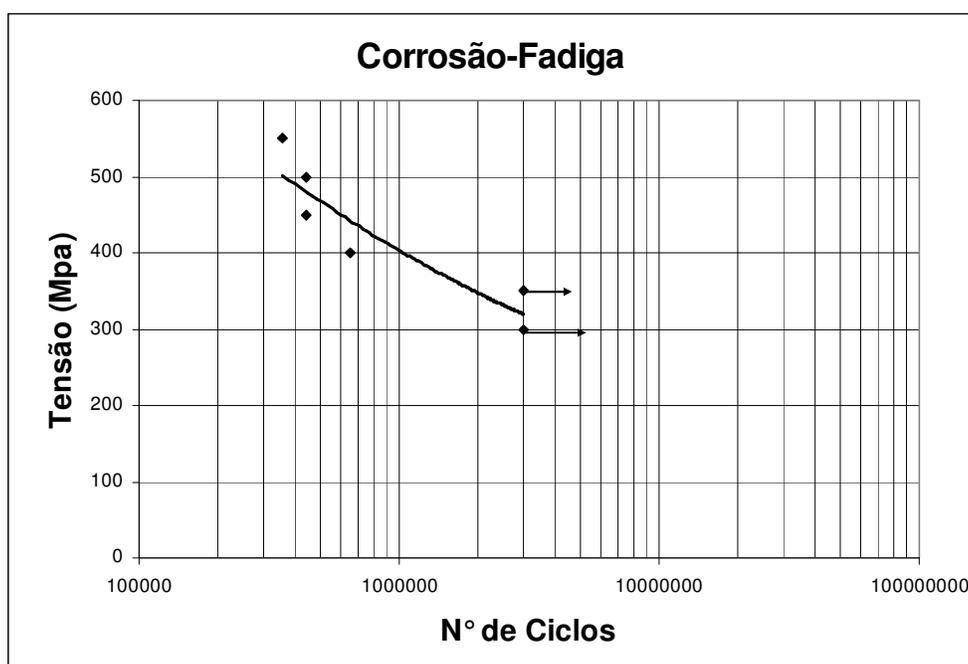


Figura 18 - Curva de Corrosão-Fadiga da junta soldada

Os resultados mostram que mesmo em presença do meio corrosivo e aplicando cargas na região elástica das deformações os corpos de prova não

rompem pelo efeito da fadiga para cargas inferiores a 350 MPa, mostrando que o meio pouco influi no limite de fadiga dessa liga, já que foi semelhante ao encontrado ao ar. O limite de número de ciclos empregado nos testes feitos em presença de meio corrosivo foi também 5 milhões de ciclos.

4.5 Curvas de Polarização

Nos ensaios potenciostáticos, foi empregada a velocidade de varredura de potencial de 10mV/ min. Na figura 19, tem-se os resultados do material submetido a dois ensaios, uma varredura no sentido catódico, e outra no sentido anódico, ambas partindo do potencial de corrosão. Este apresentou valores em torno de -0,2 V. Na zona anódica, encontra-se uma região de corrente passiva de aproximadamente 0,001 mA/cm². Um potencial de quebra de passividade da ordem de 0,6 Vecs determina o início da corrosão localizada por pites e/ou de transpassividade da liga.

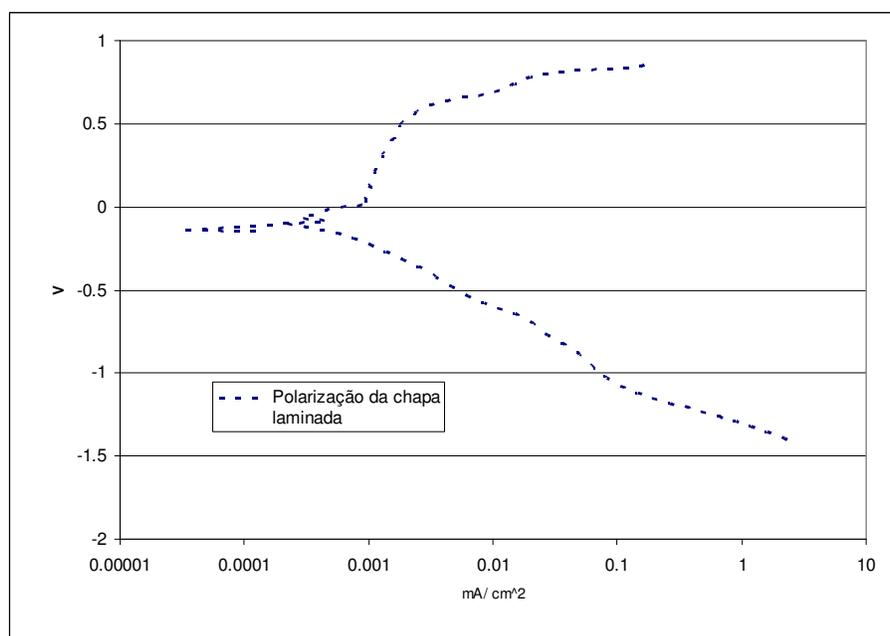


Figura 19 - Curvas potenciostáticas do Inconel 625 em forma de chapa, em solução 115000 ppm de Cl⁻

A curva catódica não mostra apenas a redução de H^+ , a qual deve corresponder à parte da curva situada na região de potenciais mais negativos, aproximadamente linear. Em potenciais mais elevados, há resquícios da redução de O_2 dissolvido que se somam à redução de íon hidrogênio.

Os resultados da figura 20 correspondem ao Inconel soldado. Trata-se de uma varredura única, desde potenciais catódicos até anódicos e apresentou um potencial de corrosão de $-0,4$ V e densidade de corrente de passivação de, também, aproximadamente $0,001$ mA/cm².

Cabe ressaltar que as velocidades de varredura não foram modificadas em ambos os ensaios e que as condições externas de ambiente e temperatura foram iguais, tendo só diferença no ponto de partida da varredura o que modificou o potencial de corrosão pela redução do filme nos potenciais catódicos, diferença essa que não se constata medindo isoladamente solda e chapa,

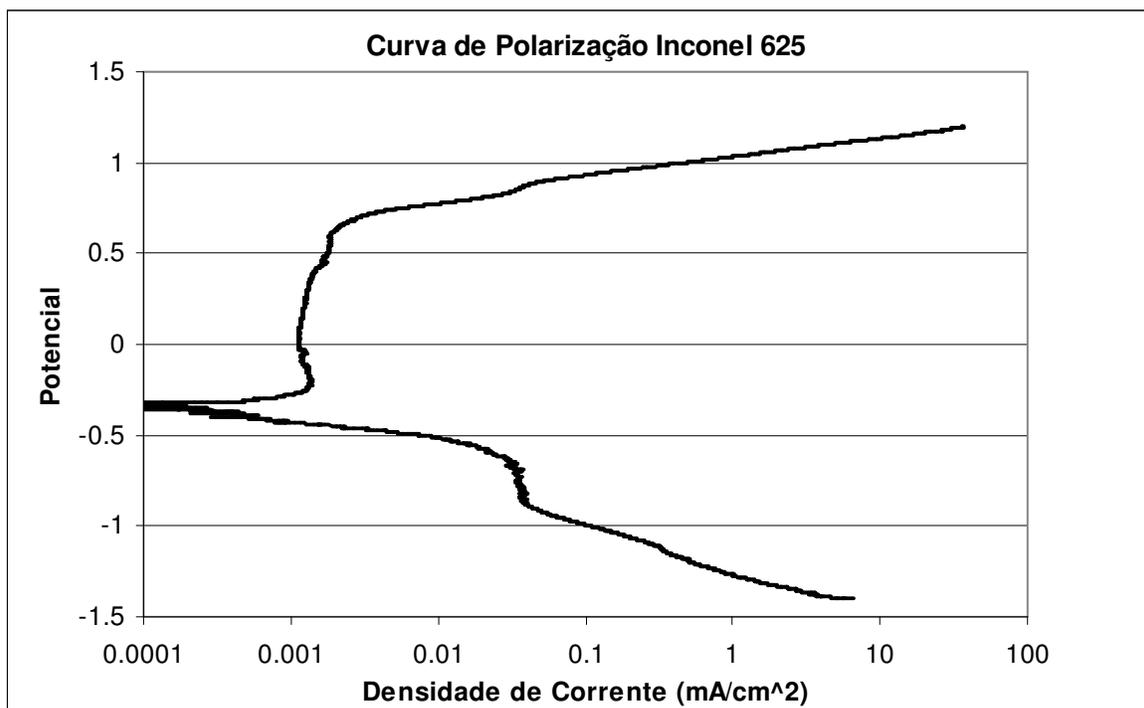


Figura 20 – Curva de polarização do Inconel 625 na condição de solda, com varredura a partir de potenciais catódicos, em solução 115000ppm de Cl^-

4.6 Ensaio de Perda de Massa

Para amostras imergidas no eletrólito proposto no trabalho, à temperatura ambiente, não houve perda significativa de massa durante trinta dias, com leitura em balança de precisão, usando precisão de três casas decimais. Na observação em lupa e microscópio óptico nada pode se ver, como pites ou corrosão por fresta.

4.7 Macrografias e Micrografias

Para revelação da microestrutura das amostras de inconel foi usado uma solução contendo 95% HCl e 5% H₂O₂ à temperatura ambiente, imergindo por alguns segundos as amostras.

Vê-se, conforme a figura 21, a região do material de fusão da solda, ser a parte mais clara, e que, em maior aumento, está representado na figura 23, mostrando sua estrutura dendrítica e nas extremidades a estrutura da chapa original, também melhor visualizado na figura 22, mostrando fase única, e ainda na figura 24 a região da ZAC na transição entre solda e chapa.

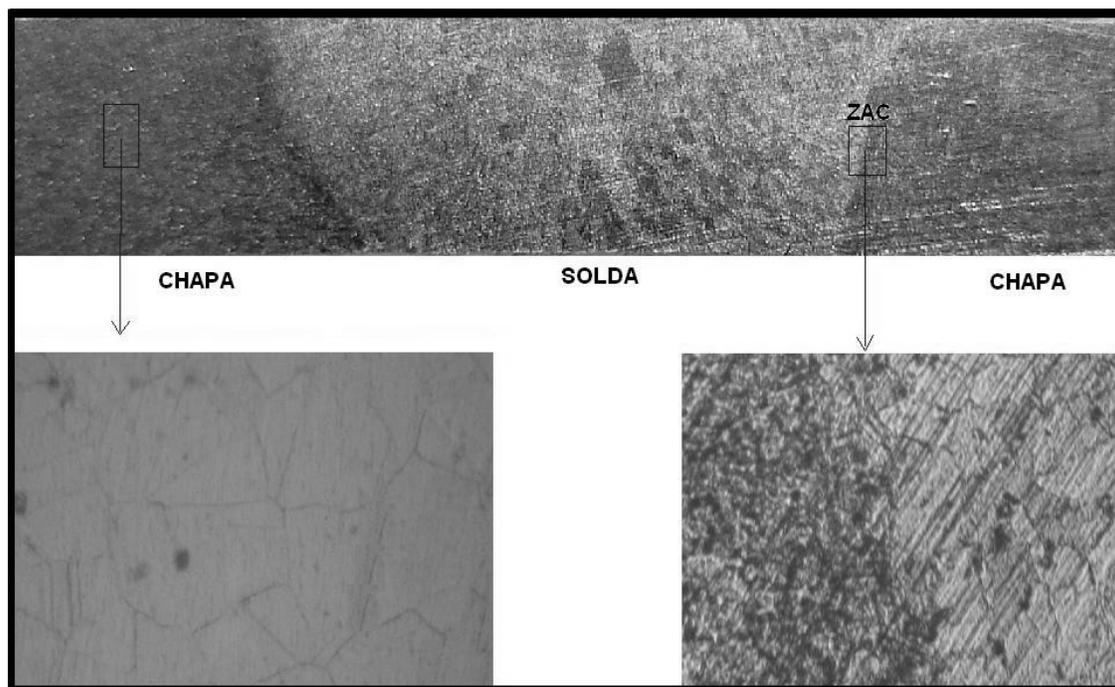


Figura 21 - Macrografia e micrografia da seção útil do corpo de prova.

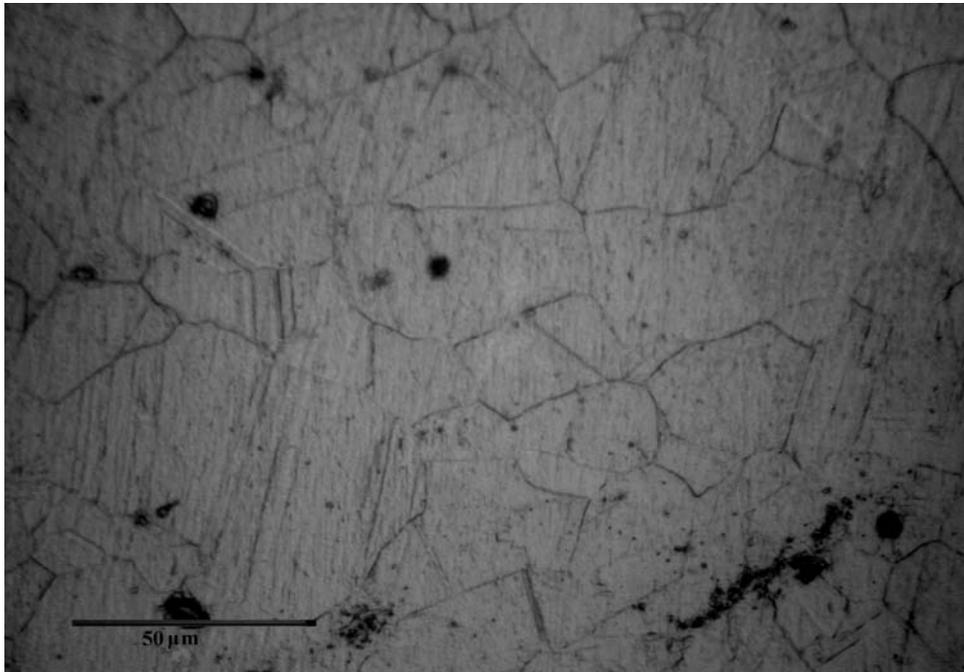


Figura 22- Aspecto micrográfico da chapa de Inconel 625.

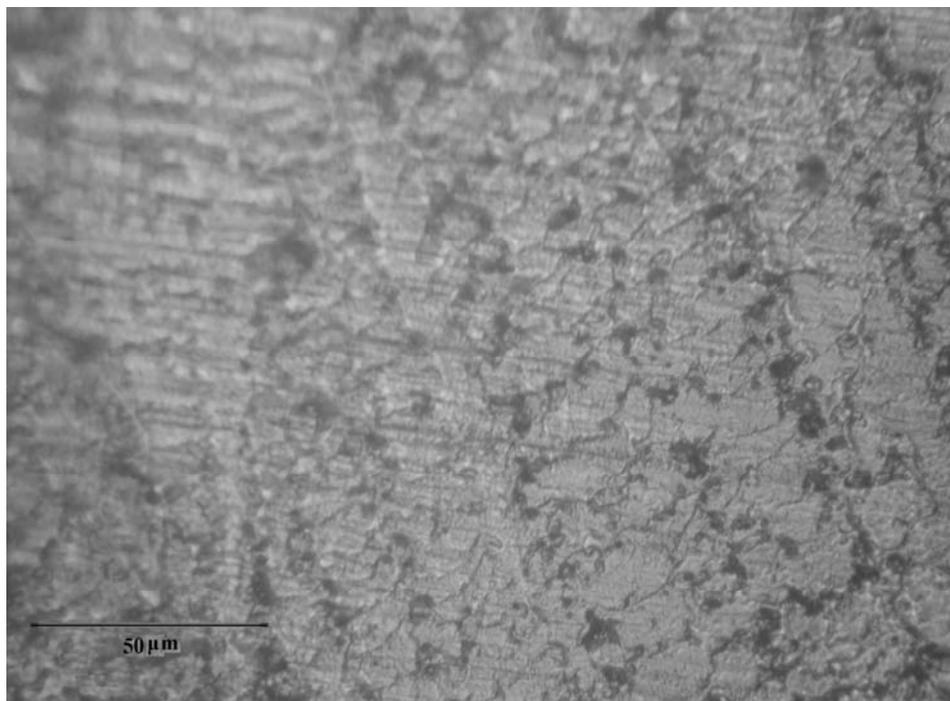


Figura 23 - Aspecto micrográfico da região da solda de Inconel 625.

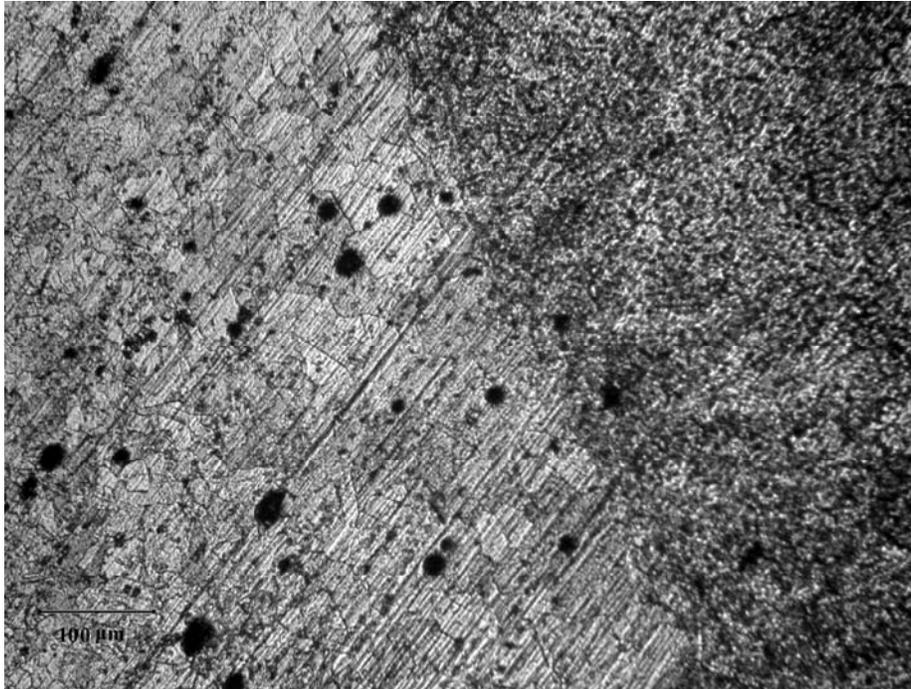


Figura 24 - Zona de transição solda chapa. (obs: pites gerados pelo ataque químico)

4.8 Perfil de Dureza

Para medida de dureza foi usada a escala Rockwell B. Foram avaliadas as durezas em diversas regiões da solda e do corpo de prova segundo a figura 25.

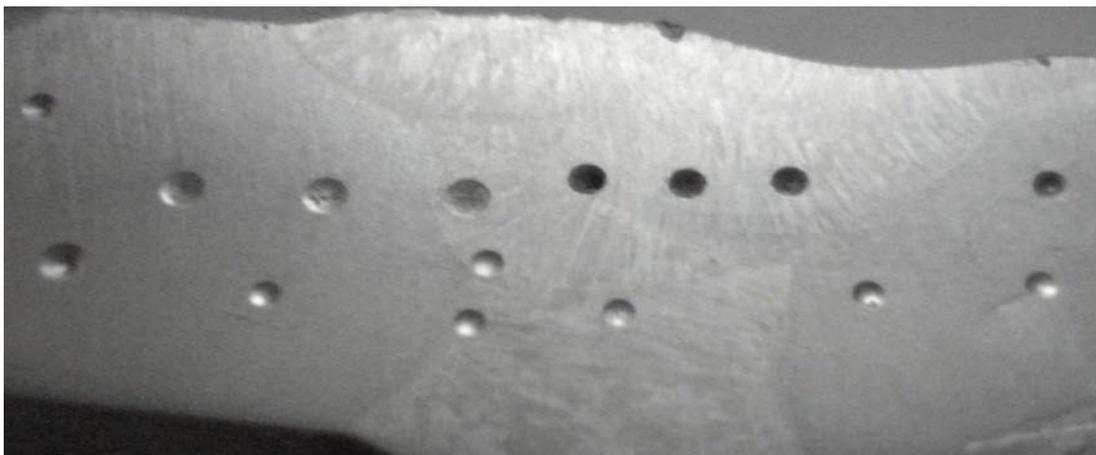


Figura 25 - Aspecto macrográfico da junta soldada antes da usinagem do corpo de prova, com as indentações relativas às medidas de dureza.

A dureza manteve-se constante em toda superfície com valor de 95 HRB, ao contrário do que era esperado, de que a região de solda, a zona afetada pelo calor, e o material-base, cada qual apresentasse dureza específica. Uma interpretação dessa constância pode ser talvez devida a uma combinação de fatores como a precipitação de partículas de segunda fase e crescimento e refino de grão nas zonas afetadas pelo calor.

4.9 Análise do local de fratura

Os corpos de prova submetidos a fadiga e a corrosão-fadiga após ensaiados, foram lixados polidos e embutidos segundo os procedimentos já comentados anteriormente, e com as macrografias notou-se rompimentos dentro da região do material de solda como pode-se ver na figura 26:

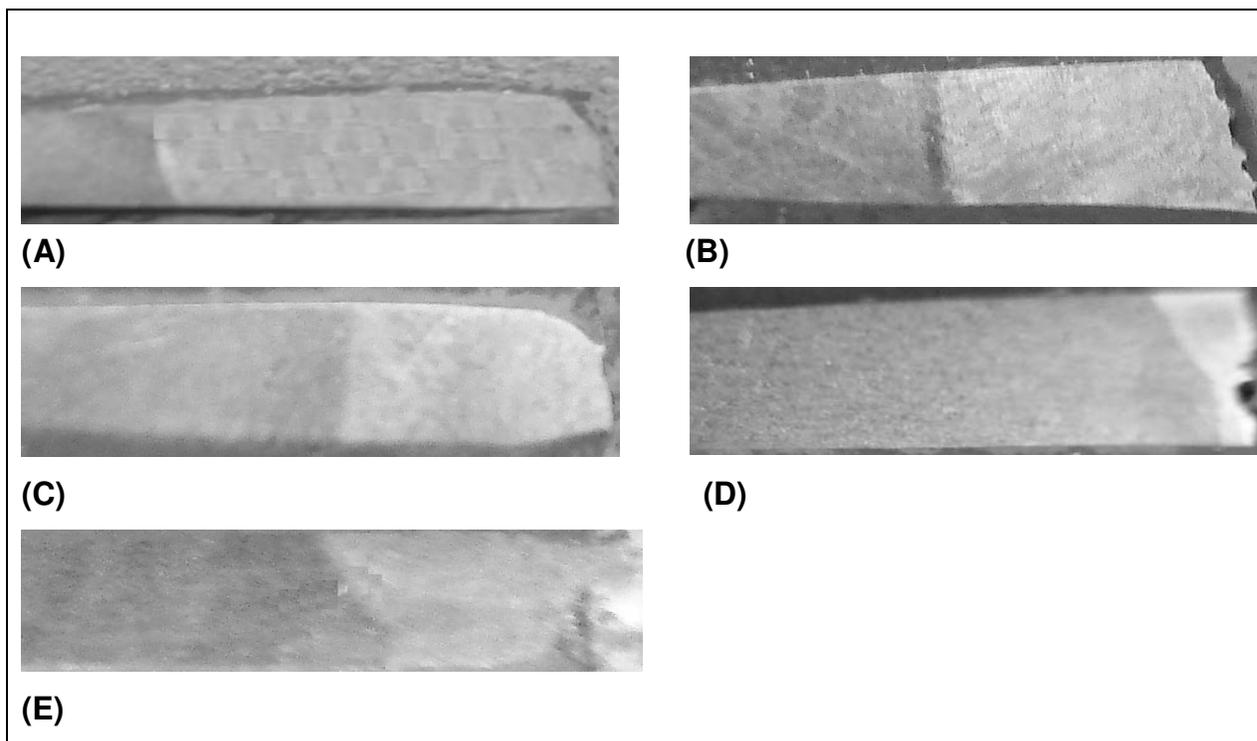


Figura 26 – Macrografias das regiões das fraturas.(A) CP ao ar carga de 450MPa, (B) CP ao Ar carga de 400 MPa, (C) CP em Solução com carga de 500MPa, (D) CP em solução com carga de 400MPa, (E) CP em solução com carga de 450MPa

4.10 Microscopia Eletrônica de Varredura

As imagens de microscopia de varredura foram obtidas no (CME) Centro de Microscopia Eletrônica da UFRGS, em um Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL - JSM 5800 com as seguintes especificações:

- Voltagem de aceleração de 0,3 a 30 kV
- Resolução para imagem de ponto: 3,5 nm
- Faixa de magnificação: 18 X a 300.000 X
- Estágio goniométrico motorizado de 5 eixos, excêntrico em todas as posições (X= 125 mm, Y= 100 mm, Z=43 mm), inclinação de amostras de -10° a $+90^{\circ}$ e rotação de 360°

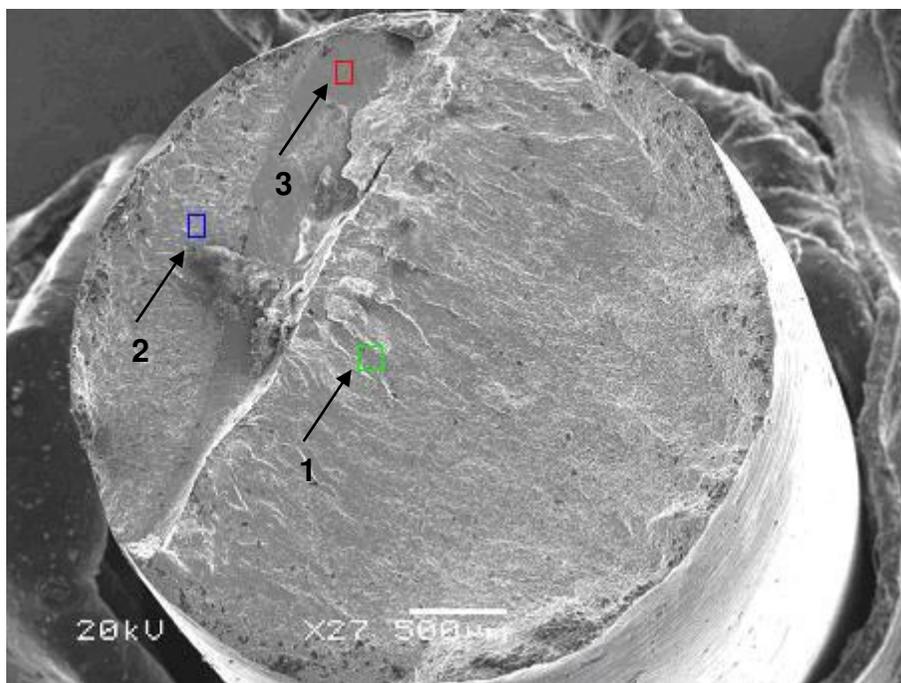


Figura 27 - Região da fratura do CP em fadiga(450MPa) ao ar, mostrando as duas regiões típicas (região de sobrecarga e região de propagação de fissura).

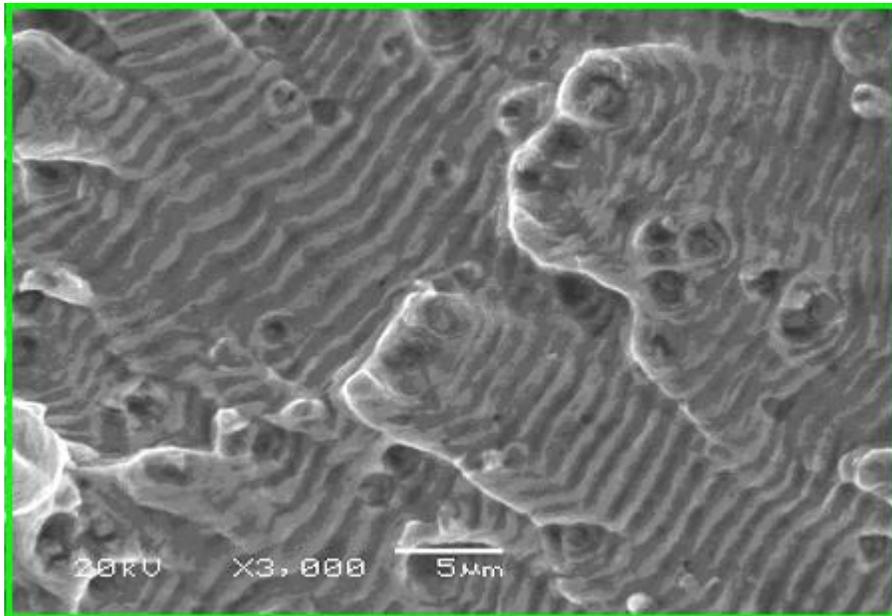


Figura 28 - Desenvolvimento de trinca típica de fadiga (reg.II -fig.7-cap.2)

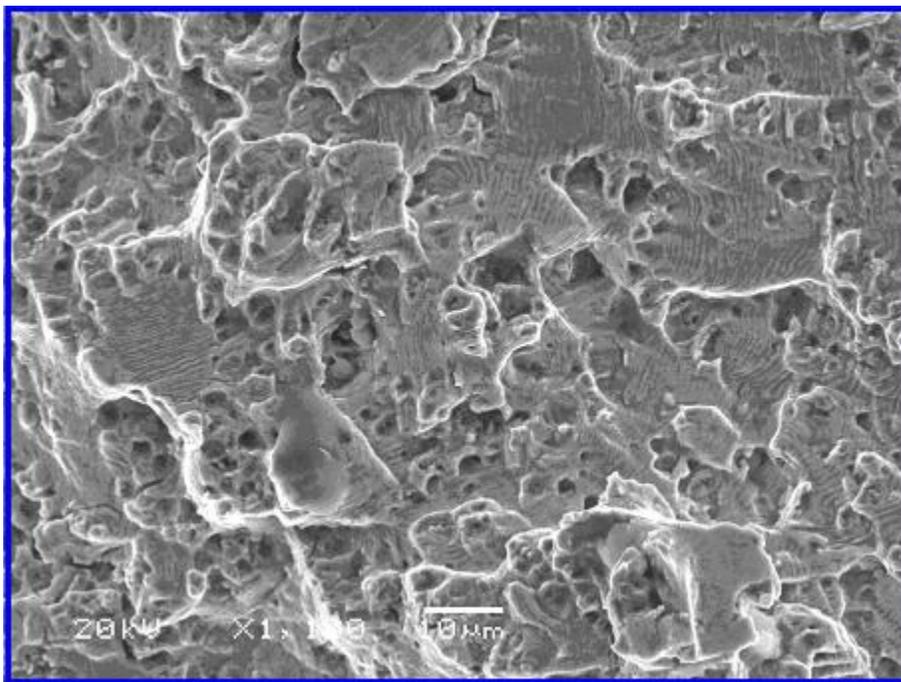


Figura 29 Área do desenvolvimento de fratura por fadiga (região II-fig.7-Cap.2)

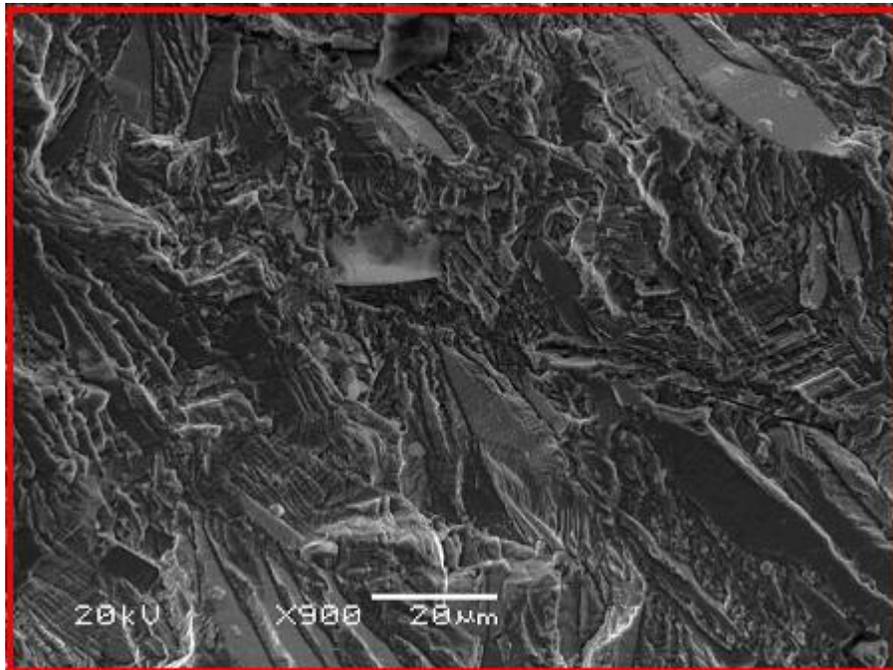


Figura 30 Micrografia referente a sobrecarga, (região III-fig.7-Cap.2).

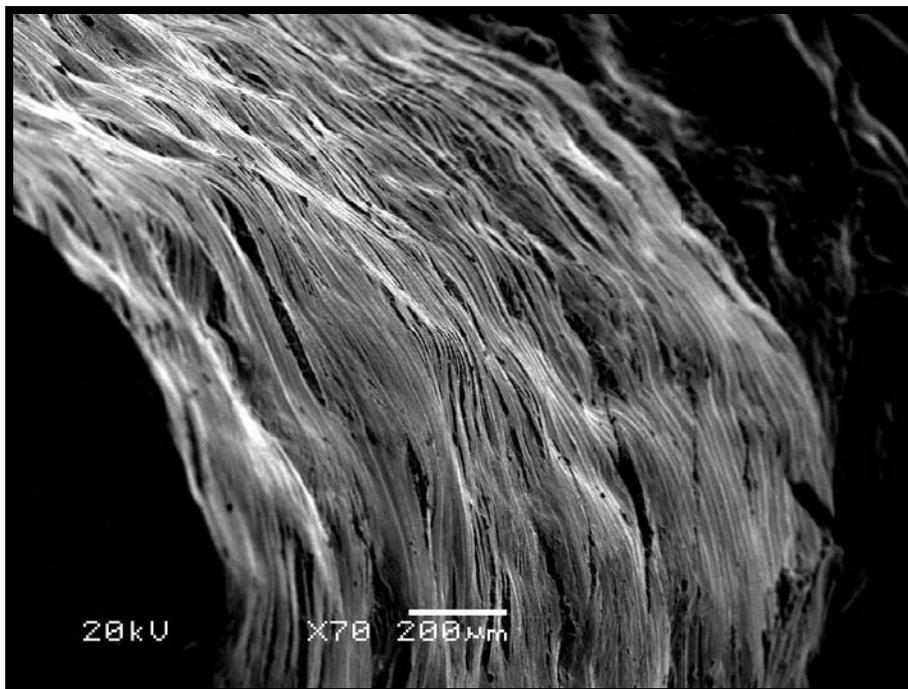


Figura 31 - Região da fratura de CP de Inconel 625 soldado submetido a tração, mostrando planos de deslizamento em área lateral que podem funcionar como concentradores de tensões.

As figuras das fraturas e diferentes aumentos nos mostram claramente as regiões e fases dos ciclos de tensões. Na figura 27 observamos a seção transversal ao sentido da força da fadiga, mostrando a meia lua clássica apresentada em aços. Já na figura seguinte verificou-se as estrias relacionadas com a segunda região do ciclo de fadiga dentro do campo indicado pela seta 1 na figura 27. Na foto da figura 29 retirado do área indicado pela seta 2 da figura 27 ainda mostrou o comportamento da segunda região do processo de fadiga sendo que difere da figura 28 em magnitude, pois em maiores aumentos ainda via-se estrias, porém não alinhadas. Na figura 30 finalmente observa-se a etapa final do processo de fratura em fadiga (sobrecarga), ampliada do campo indicado pela seta 3 na figura 27. Na última fotografia de MEV, apresentada na figura 31, usamos um ângulo máximo de inclinação lateral do microscópio eletrônico para vermos a área lateral de um corpo de prova rompido em tração, que apresentou fratura dúctil à 45° (característica do estado plano de tensões).

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 Ensaios de Fadiga

Serão discutidos os resultados obtidos dos ensaios para avaliar o comportamento da liga em relação a fadiga e a corrosão-fadiga, e analisar nesses termos o uso do Inconel 625 em tubulações de extração de petróleo e posteriormente serão feitas outras considerações decorrentes do trabalho.

Para comparação, a figura 32 apresenta as curvas de fadiga ao ar e em solução (115 g/l Cl⁻), reproduzidas a partir das figuras 17 e 18.

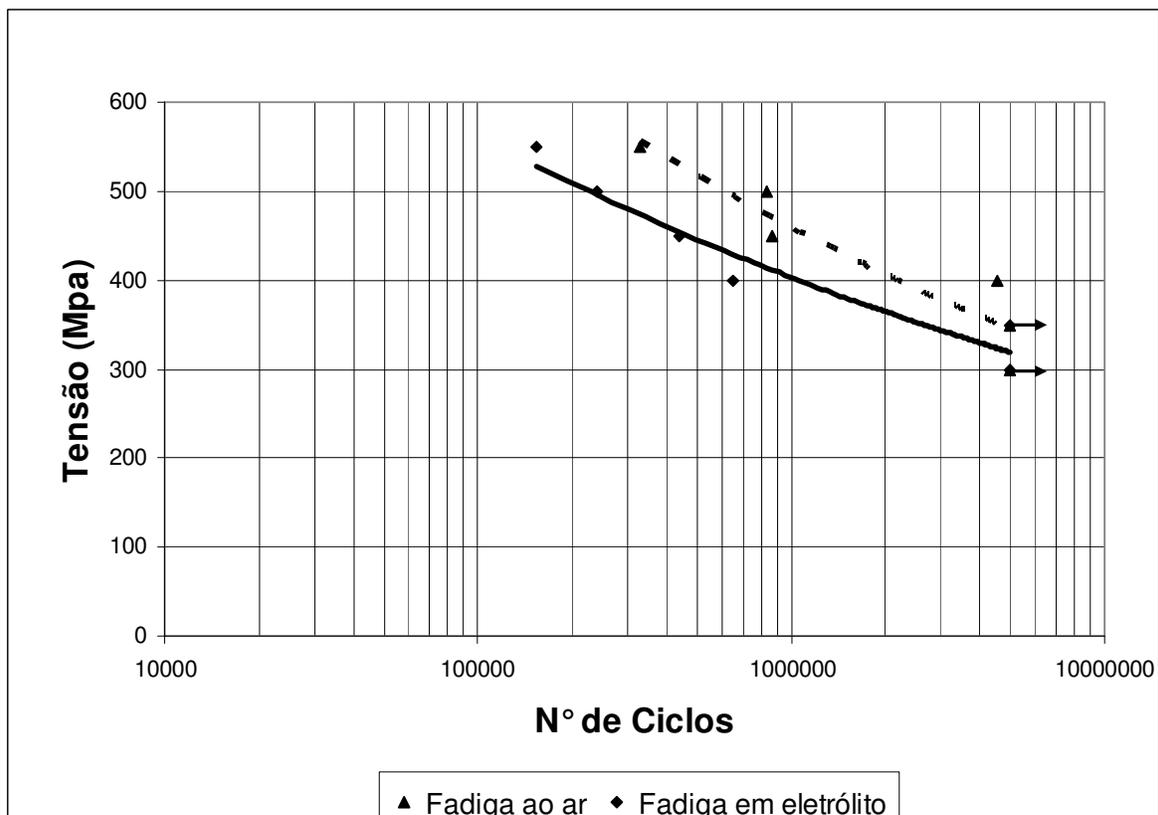


Figura 32 Comparação dos resultados dos ensaios de fadiga e corrosão-fadiga da junta soldada de Inconel 625

Como se pode observar houve uma influência significativa do meio nos resultados, e esta se mostrou de forma mais acentuada para a carga intermediária

de 400 MPa. Mostrou-se aí uma diferença de aproximadamente 4 milhões de ciclos no tempo de vida em fadiga, sendo que o ensaio no meio corrosivo falhou após 700 000 ciclos e o ao ar em 4,5 milhões de ciclos. Deve-se chamar a atenção que estes dados correspondem aos valores experimentais e não àqueles indicados pelas curvas de tendência apresentadas no gráfico. Tem-se a impressão, do comportamento geral que este valor de tensão máximo no caso dos ensaios ao ar já está próximo de um possível limite de fadiga, o que não deve acontecer para os ensaios de corrosão-fadiga. Os ensaios realizados, tanto ao ar quanto em meio corrosivo, foram truncados em 5 milhões de ciclos, já que, esse número de ciclos, com a freqüência de carregamento empregada de 0,7 Hz (nos ensaios em meio líquido), fazia o ensaio ter longa duração, cerca de 1000h cada, aproximadamente 45 dias, o que fazia prever problemas de modificação do eletrólito para ensaios mais longos.

Na figura 33 , foram justapostos os resultados do presente trabalho com os já publicados por Schroeder e Muller ; ⁽¹⁹⁾

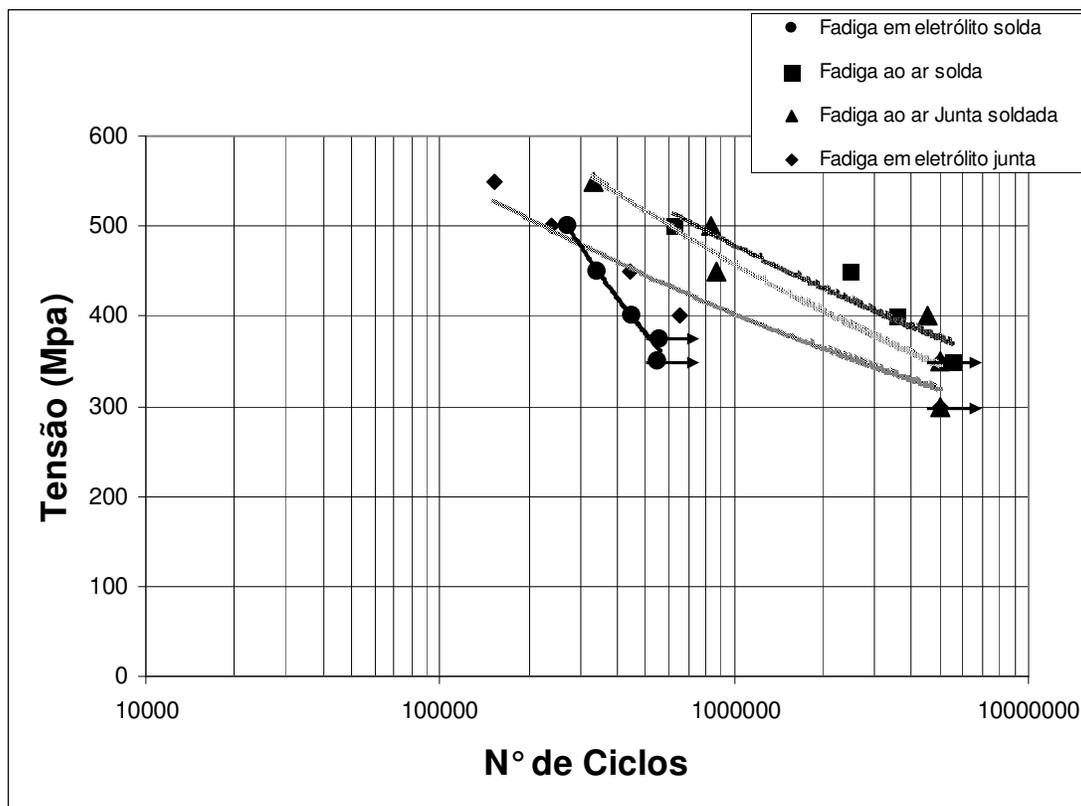


Figura 33 Ensaio de fadiga e corrosão fadiga da junta soldada e solda de Inconel 625

Em relação aos resultados obtidos para o material de solda os dois pontos indicados com as setas foram truncados em 500.000 ciclos (diferente do presente trabalho em que se usou número máximo de 5×10^6 ciclos) devido as baixas freqüências empregadas nos testes (0,3Hz) em presença do meio corrosivo e considerando que esse número de ciclos já seria suficiente para uma análise dos componentes de interesse no trabalho anterior. Porém, para uma análise mais completa, deixou-se, no presente trabalho, os ensaios até 5 milhões de ciclos, para saber se a interrupção proposta anteriormente em 500.000 ciclos não estaria deixando de mostrar possíveis falhas por corrosão-fadiga que poderiam aparecer para número de ciclos maiores. Notou-se que, nos testes com carga aplicada de 400 MPa ou maiores, houve ruptura em todos os ensaios antes dos 5 milhões e, para cargas menores que 400 MPa, foram todos truncados em no máximo 5 milhões de ciclos não rompendo até esse número de ciclos. Os materiais analisados acima apresentaram suas curvas muito próximas e semelhantes, ficando explícita que uma junta soldada apresentará as características da região da solda que se comporta de maneira menos resistiva aos processos de corrosão-fadiga; nos testes realizados parece ser o material bruto de fusão da região da solda, portanto a zona mais propícia à ruptura.

Houve a preocupação de comparar-se materiais já utilizados em plataformas de extração de petróleo⁽⁴⁵⁾ e obteve-se o resultado da figura a seguir:

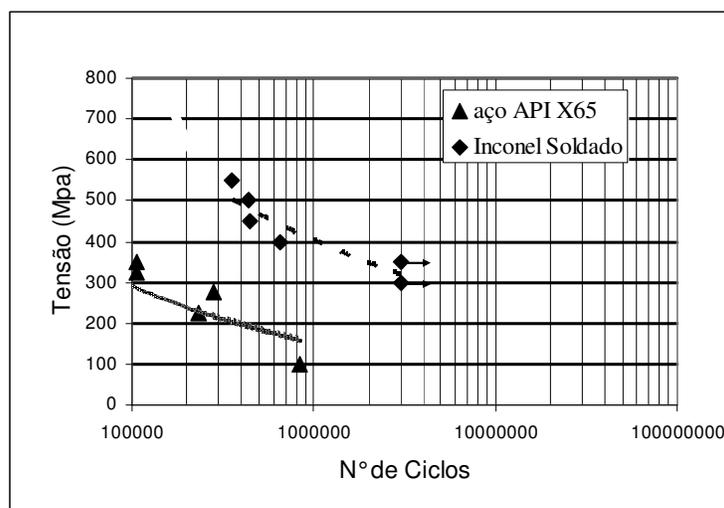


Figura 34 Tensão X número de ciclos em presença de eletrólito (115g/l Cl⁻) para o aço APIX65 e para a liga Inconel 625. ⁽⁴⁴⁾

O comportamento desses dois materiais, foi analisado com os dados do aço API X 65 obtidos em trabalho anterior ⁽⁴⁴⁾. Estes dados com os do presente trabalho observa-se que a resistência à corrosão-fadiga do aço é muito inferior à da liga de níquel, apresentando, essa última, uma resistência muito superior à corrosão de uma maneira geral. Mesmo com o alto custo do Inconel, pode-se tornar mais econômico seu emprego com o aço citado acima, na forma de revestimento interno, já que o aço parece resistir bem ao ataque corrosivo da água do mar puramente. Um ponto de fraqueza nessa tubulação mista seria a região soldada onde se teria uma solda dissimilar entre o eletrodo Ni-Cr-Mo e o aço empregado assim como é mostrado na figura abaixo:

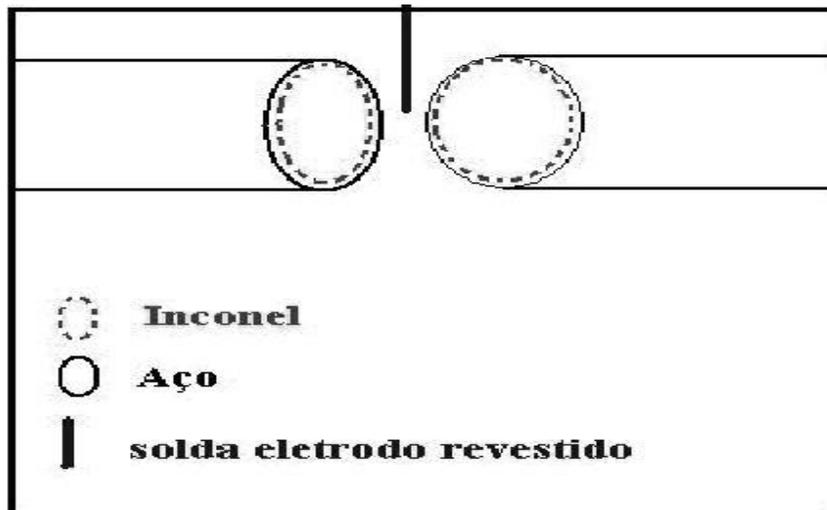


Figura 35 Ilustração de tubulação à ser soldada

Segundo Kejelin⁽⁴⁶⁾, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) apresentam elevada soldabilidade quando se utiliza como metal de adição uma liga de níquel, mesmo com processos de soldagem a arco que introduzam relativamente altos teores de hidrogênio na solda. Entretanto, a acentuada diferença de composição química entre estes materiais promove alguns fenômenos peculiares. Em muitos casos observa-se a ocorrência de falhas em estruturas dissimilares soldadas, sendo que a região crítica associada com o início destes eventos é aquela adjacente à linha de fusão.

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas elevadas e, portanto, serem frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição. ⁽⁴⁶⁾

Ensaio de corrosão e medidas sobre o par galvânico aço API X65 e da liga NI-Cr-Mo que se formará na solda circunferencial a cada tubo, seria de grande valia no sentido de ver qual o comportamento assumido por esses metais, estando em contato; tanto em termos de corrosão como em relação ao efeito da corrosão-fadiga;. Nesse trabalho estudou-se apenas o comportamento do inonel soldado, e em outro trabalho o comportamento do aço API X65 ⁽⁴⁴⁾ mas não se tem informações sobre a liga formada entre esses dois materiais quando soldados em uma mesma junta. Entre outros aspectos, ainda seria importante analisar se a proteção catódica seria um meio possível de proteção ou se poderia causar algum tipo de fragilização, por exemplo, ou ainda a possibilidade de emprego de isoladores ou coberturas sintéticas para áreas de materiais diferentes expostos a um mesmo meio corrosivo. ^(47, 48, 49)

5.2 Ensaio de Tração

Analisando os ensaios de tração realizados, verificou-se na figura 36 que:

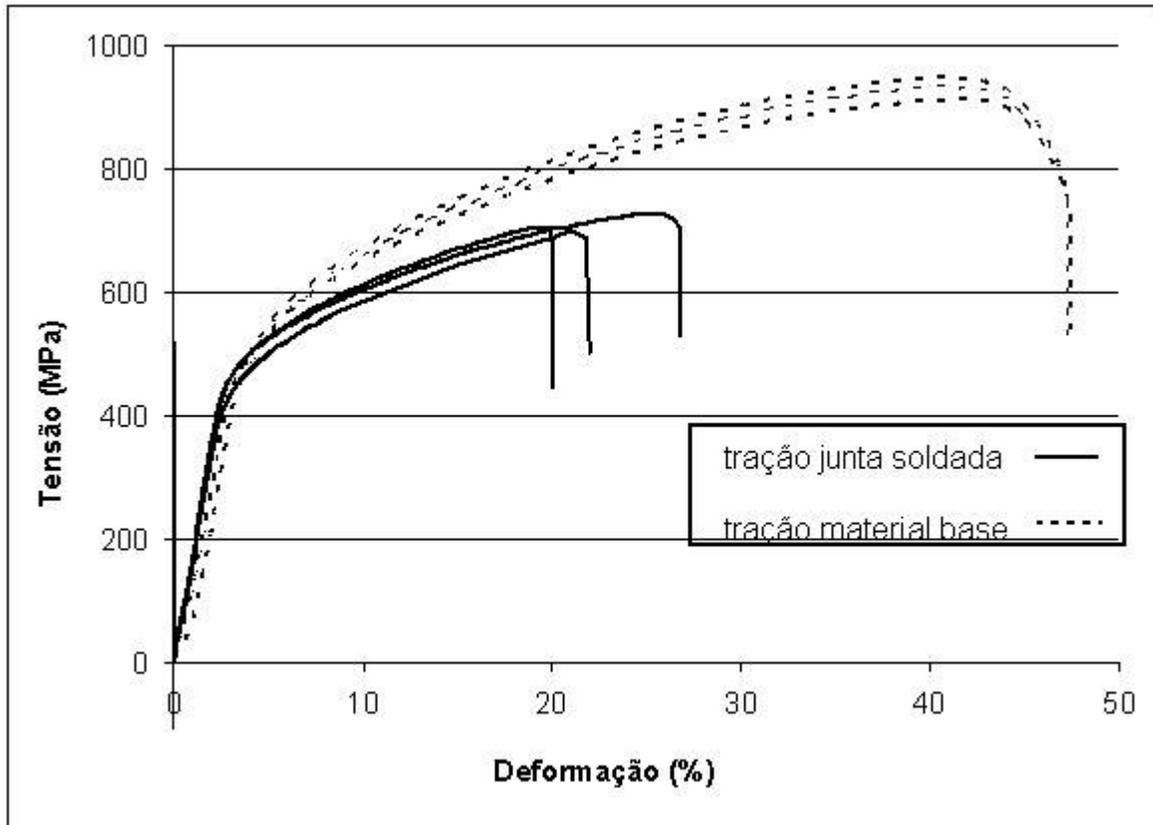


Figura 36 Comparações de Curvas de Tração

O fato de Inconel ser soldado não parece influenciar sua tensão de escoamento, no entanto deixou o material bem menos dúctil já que houve uma redução no alongamento máximo de 47% para valores abaixo de 28%. Além disso a tensão máxima parece ter sido bastante reduzida pela presença da solda. O inconel 625 puramente laminado mostra uma grande ductilidade e houve uma extricção de até 35% na área da seção transversal.

Se forem comparadas as figuras 15 e 16 do presente trabalho nota-se uma leve diferença entre depósito de solda e junta soldada. A junta obteve tensões máximas aproximadas com as do material puramente depositado e pequena diferença na tensão de escoamento e zona plástica, mostrando ficar dependendo em suas características mecânicas puramente da qualidade da solda, que

apresenta como se vê em diversas bibliografias ^(50, 51) uma grande dispersão de resultados por problemas inerentes ao processo e variáveis que a ele se incluem.

5.3 Análise de Fraturas

Houve uma investigação no sentido de descobrir em que locais a fratura se dava. Em todos os ensaios tanto os que realmente romperam quanto os truncados foram após retirados, embutidos, lixados e polidos, para uma análise de macro e micrografia do local exato da fratura ou de possíveis trincas nos não rompidos.

Segundo o conjunto de fotos da figura 26 pode-se notar que todas as rupturas deram-se no interior da solda, seja ela no início do cordão, no meio ou intermédios do mesmo. Mostra-se, pois, que por fadiga a solda comporta-se mais fragilmente que o material laminado e a zona afetada pelo calor, sendo um campo de possibilidades de início na nucleação da fratura, com seus defeitos seja eles inclusões, bolhas, etc. Também tensões residuais em diversas direções devido a solda, somam-se com as tensões das forças externas tornando-se aliado ao ponto inicial da falha por fadiga.

5.4 Comportamento eletroquímico do Inconel 625

Segundo análise das figuras 18 e 19 observa-se abaixo:

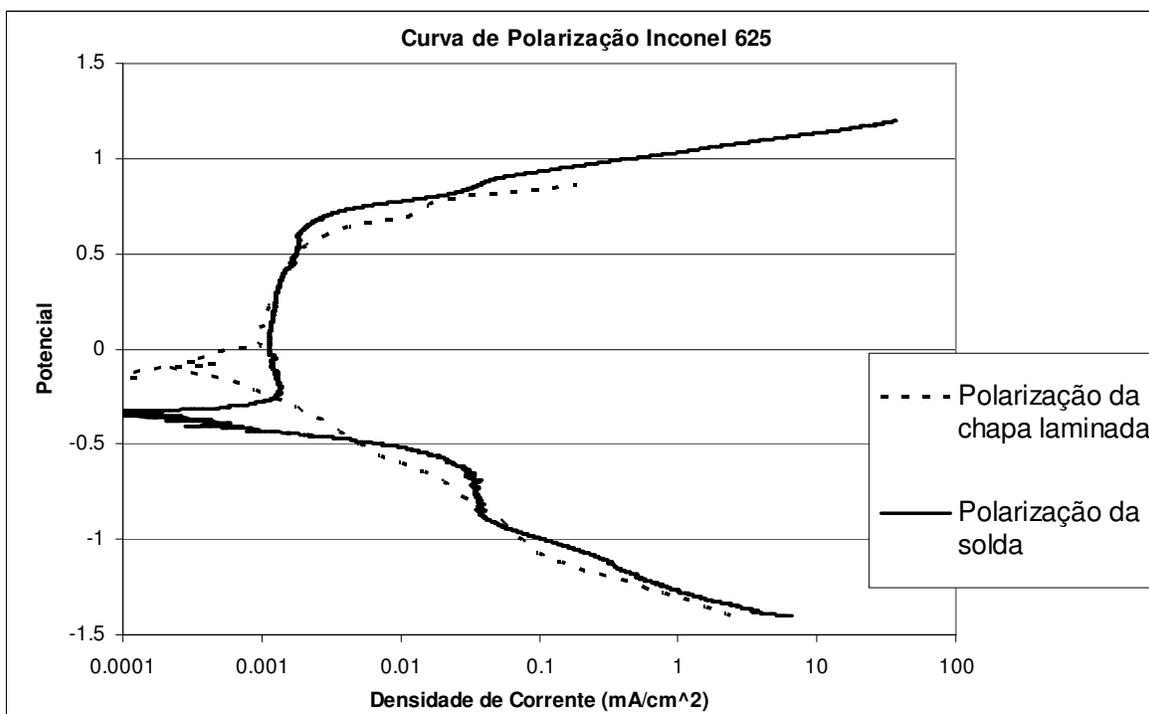


Figura 37 Comparação entre Curvas de Polarização Potenciostática do Inconel 625 em chapa e sob a forma de cordão de solda

As curvas de polarização de material puramente depositado e da chapa laminada mostram que houve uma pequena mudança do potencial de corrosão, possivelmente por uma das varreduras ser executada sem interrupção, desde potenciais catódicos até os anódicos, mas não houve mudança importante da corrente de passivação, em torno de 1 mA/cm^2 , comportando-se o material nas duas condições de forma muito semelhante exceto na zona catódica que parece observar-se melhor num do que noutro a corrente limite da redução do oxigênio dissolvido.

Assim, pode-se dizer que em termos de comportamento à corrosão, possivelmente não se terá degradação por alguma diferença de comportamento eletroquímico nas junções entre Inconel laminado e solda eletrodo 112 Ni-Cr-Mo. Além disso, as curvas de polarização parecem indicar que a influência da solda

no comportamento da liga em estudo está muito mais relacionada a fatores mecânicos, como tensões e concentração de tensões em defeitos, que eletroquímicos. Ainda cabe salientar que a zona de diluição das juntas parece comportar-se com dureza e resistência a tração semelhante a da chapa laminada, e também seu comportamento eletroquímico se assemelha ao resto do material laminado não formando pares galvânicos importantes.

5.5 Análises de Macro e Micrografias

Notou-se que com apenas 10 segundos de imersão revelava-se bem os contornos de grão, porém se ficassem expostos por mais 5 segundos tínhamos a superfície “queimada” observando-se apenas regiões escuras.

Segundo figura 22 e 23 vê-se claramente as diferenças estruturais encontradas na chapa puramente laminada e no material de solda, correspondendo, respectivamente, a grãos com tendência a orientação no sentido da laminação e estrutura puramente dendrítica.

Houve uma diminuição significativa do tamanho de grão, à medida que se afasta do cordão de solda (fig.24), comprovando o efeito do aquecimento proveniente do processo de soldagem sobre a estrutura laminada, que apresentava tamanhos de grão uniformes (fig 22) em toda a superfície.

6. CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos nesse trabalho chegou-se as seguintes conclusões:

-O Inconel 625, com base na polarização apresentada e testes de perda de massa realizados, mostrou uma forte resistência à corrosão, mostrando ser uma liga adequada para processos que envolvam a presença de meios ácidos (pH 4) contendo cloreto, similares ao empregado nesse trabalho.

-Mostrou ter alta resistência a ruptura por fadiga, quando comparados a outros materiais, nos níveis de tensões e condições de trabalho empregadas. Em comparação ao aço API X 65 já empregado em extração de petróleo⁽⁴⁴⁾ observou-se um comportamento muito melhor do Inconel projetando uma vida em fadiga muito superior.

- A ruptura por fadiga e corrosão fadiga, tendem a se localizar, nos testes realizados nesse trabalho, na região bruta de fusão soldada, o que poderia sugerir que a região soldada deveria ser melhor estudada buscando aprimoramento do procedimento de soldagem ou mesmo estudando a possibilidade da aplicação de tratamentos térmicos nessa região buscando melhorar a sua estrutura.

- Como a solda parece ter comportamento similar em relação à corrosão à chapa original, pode-se supor, que a maior susceptibilidade da região soldada à corrosão-fadiga esteja relacionada a fatores mecânicos como as tensões geradas pela soldagem e a presença de defeitos e sua inerente concentração de tensões nessa área, potencializados pela presença do meio.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios com aplicação de potencial;
- Realizar algum tipo de tratamentos térmico no Inconel soldado;
- Ensaio com o aço API X60 soldado com eletrodo 112 Ni-Cr-Mo, como em trabalho junto com inconel 625. (Anexo1);

Anexo 1

Os resultados obtidos mostraram que o material em questão é excelente para o emprego em aplicações em que seja importante sua boa resistência à corrosão, resistência a fadiga e corrosão-fadiga e também apresentou boas propriedades mecânicas como foi visto na tensão máxima, taxa de deformação e tensão de escoamento. Mas, sua solda poderia comportar-se melhor, fazendo uso de outra técnica de soldagem que incluía menor número de defeitos.

Como já deixou-se como sugestão a trabalhos futuros, para obter-se resultado com exatidão sobre a vida útil de risers, deve-se fazer ensaios com corpos de prova soldados segundo sugestão abaixo, com chapas de materiais diferentes.

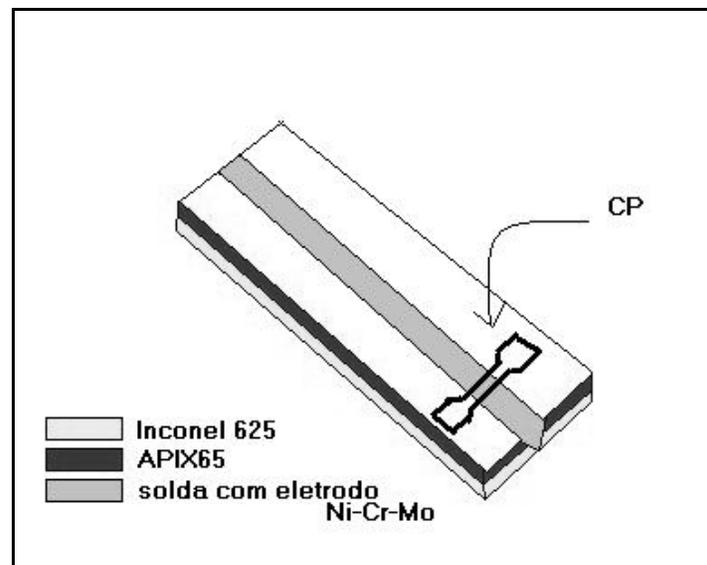


Figura 38 Esquema para usinagem de corpo de prova em chapas soldadas

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) Ávila G.G. , **Cálculo de Fadiga de Risers Rígidos Através da Mecânica da Fratura** – Dissertação de mestrado, COPPE/UFRJ, 2005.
- 2) L. I. Smirnov, "**Effect of Interaction of Dissolved Hydrogen Atoms upon Metals' Strength and Plasticity**", Int. J. Hydrogen Energy, vol. 22, n. 2/3, pp. 299-302, 1997.
- 3) MIRANDA, P. E. V. ; OLIVEIRA, S. P. . **Concentração Crítica de Hidrogênio para a Fragilização pelo Hidrogênio em Aços**. Materia, v. 5, 2001.
- 4) Gentil. V.; **Corrosão**, 4º edição, 2003.
- 5) **Metals Handbook**, American Society for Metals. Properties and selection Tool materials and special purpose metals. V.3, p.143, 1980.
- 6) NICKEL. In: **Encyclopaedia Britannica Macropedia**. Chicago, 1973. v.13, p.71-74.
- 7).INCONEL.Disponível.em:<http://www.eng.vt.edu/eng/materials/classes/MSE2094_notebook/96classproj/examples/nicrfe.html>. Acesso em: 08/2004.
- 8) Artigo técnico USP; disponível em: <http://sbrtv1.ibict.br/upload/sbrt4202.pdf?PHPSESSID=88b1b4d2cd3443f5ba7c6b29362aed16> , acesso em: 03/2007.
- 9) Bergman C. P.; apostila **Ciência dos Materiais**, pós-graduação DEMET UFRGS, 2005.
- 10) Medeiros N. de; **Evolução Microestrutural da Superliga Inconel 718 Após Envelhecimento a 750° C** – XVII Congresso Brasileiro de Ciência dos Materiais-CBECIMAT, Foz do Iguaçu-PR, 2006.
- 11) SCHNEIDER, E.L.; **Análise da Vida Remanescente de Trilhos com Defeitos Transversais Desgastados em Serviço** – Dissertação de Mestrado, PPGEM UFRGS, 2005.
- 12) Miranda, A. C. de O.; **Propagação de Trincas por Fadiga em Geometrias 2D Complexas Sobre Cargas Cíclicas Variáveis** – Tese de doutorado, PPGECC PUC-Rio de Janeiro, 2003.

- 13) Callister, W.D.Jr.; **Fundamentals of Materials Science and Engineering**, Department of Metallurgical Engineering the University of Utah, 5ª edição.
- 14) PASTOUKHOV, V.; **Análise da Resistência à Propagação Subcrítica de Trincas sob Carregamento Cíclico**. 1º Seminário sobre Mecânica da Fratura, Ouro Preto, MG,1995.
- 15) KLESNIL, M. and LUCAS, P.; “**Eng. Fract. Mech.**”, 1972, 4. p. 77.
- 16) HERTZBERG, R. W.; “**Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**”, John W., N.Y., 3ª ed. 1989.
- 17) Knott J. F.; '**Fundamentals of Fracture Mechanics**', reprinted, Butterworths Londres, 2ª ed.1979.
- 18) GODEFROID L.B.; **Tenacidade à Fratura e Propagação de Trinca de Fadiga de uma Superliga INCONEL 600**, Revista Matéria, v. 9, n. 4, pp. 315 – 324, 2004.
- 19) Schroeder, R.M.; Muller, I. L.; **Comportamento à Fadiga e Corrosão Fadiga dos Aços Inoxidáveis 13Cr e Duplex e de uma Liga de Níquel Empregados na Produção de Petróleo**. In: XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Porto Alegre, 2004.
- 20) Paris, P.C., Ergdogan, F.J.; **Basis Eng. Trans.** ASME, Ser.D, 1963.
- 21) Richards, C.E., Lindley T.C. **Eng. Fract. Mech.** 1972.
- 22) Porter, David A; **Phase Transformations in Metals and Alloys**, 2nd ed: Chapman & Hall, London , 1992.
- 23) Machado, I.G.; **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos e Aplicações** – 1ªedição, p.1-2, 2000.
- 24) Carslaw, H.S.; **Conduction of Heat in Solids**. Oxford University Press, New York, 1959.
- 25) Arpaci, W.S.; **Convection Heat Transfer**. Prentice-hall, EngleWood Cliffs,N.S., 1984.
- 26) Edwards, D.K.; **Radiation Heat Transfer Notes**. Hemisphere, New York, 1981.

- 27) KIM, J.; MOON J. **C-ring stress corrosion test for Inconel 600 and Inconel 690 sleeve joint welded by Nd:YAG laser**. Corrosion Science. V.46, p. 807-818, 2004.
- 28) BACHE, M.R.; EVANS W.J.; HARDY, M.C. **The effects of environment and loading waveform on fatigue crack growth in Inconel 718**. International Journal of Fatigue. V.21, p. S69-S77, 1999.
- 29) MINTZ, T.S.; DEVINE, T.M. **Influence of surface films on the susceptibility of Inconel 600 to stress corrosion cracking**. Engineering Materials. V.261-263, p.875-884, 2004.
- 30) MAGNIN, T.; NOEL, D.; RIOS, R. **Microfractographic aspects of stress corrosion cracking of Inconel 600 in a pressurized water reactor environment**. Materials Science & Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. V.A177, p. L11-L14, 1994.
- 31) CIZELJ, L.; HAUER, I.; ROUSSEL, G.; CUVELLIEZ, C. **Probabilistic assessment of excessive leakage through steam generator tubes degraded by secondary side corrosion**. Nuclear Engineering and Design. V.185, p. 347-359, 1998.
- 32) GONZALEZ, J.G.; FIONOVA, L. **The effect of structural evolution in Inconel 601 on intergranular corrosion**. Material Chemistry and Physics. V.56, p.70-73, 1998
- 33) SHEN,C.H.; SHEWMON, P.G. **Mechanism for Hydrogen-Induced Intergranular Stress Corrosion Cracking in Alloy 600**. Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science). V.21A, p.1261-1271, 1990.
- 34) CHEN, Q.; KAWAGOISHI, N.; NISITANI, H. **Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures**. Materials Science and Engineering, V. A277, p. 250-257, 2000.
- 35) COOPER, K.P.; SLEBODNICK, P.; THOMAS, E.D. **Seawater corrosion behavior of laser surface modified Inconel 625 alloy**. Materials Science and Engineering, V.A206, p.138-149, 1996.

- 36) AMAYA, M.; MARTINEZ, R.; MARTINEZ, L. **Corrosion induced for a Novel Aerobic Bactéria isolated in a offshore injection system**. The Journal of Science and Engineering Corrosion. V.57, n.11, p.999-1003, 2001.
- 37) SCHROEDER, R.M.; MÜLLER, I.L. 7º COTEC – **Conferência em Tecnologia de Equipamentos** – Florianópolis, 2003.
- 38) CZYRYCA, E.J. **Fatigue and corrosion Fatigue properties of alloys 625 plus, 718, 725 and K-500**. In: 4th International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and derivatives, 1997, Pittsburgh. **Anais...** p.639-652.
- 39) Fornecido pelo fabricante, **Philip Corners e CO LTDA**, Majestic road , Nursling Estate, Southampton, Hampshire.
- 40) Mankins, W. L.; **Nickel and Nickel Alloys**, Inco Alloys International, Inc.
- 41) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D1141-90**: Standard Specification for substitute ocean water West Conshohocken, 1996. 2p.
- 42) Okimoto P.C.; **Refino de Grão do Inconel 718 por Tratamentos Termomecânicos** – Dissertação de mestrado, DEMA, UFSC, 2002.
- 43) Betanzos, J.T.; **Projeto, Construção e Teste de Equipamento para Ensaios de Fadiga de Risers Flexíveis**, Dissertação de mestrado, PPGEM, UFRGS, 2004.
- 44) Pfingst, M.E. **Estudo de Coberturas Metálicas Sobre o Aço API 5L X60 para Otimização Da Vida Útil em Corrosão-Fadiga**; Trabalho de Diplomação, DEMET UFRGS, 2004.
- 45) Frainer, V.J.; **Avaliação do Comportamento em Fratura de Riser Rígido**; Dissertação de mestrado, PPGEM UFRGS; 2007.
- 46) Kejelin N.Z., et al.; **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625** , XXXII CONSOLDA, Belo Horizonte - MG.ABS, 2006.
- 47) Lafontaine, J. P.; **Cathodic Protection Monitoring of Offshore Pipelines and Structures in Alaskan Waters**, Deepwater Corrosion Services, Inc.6830 N. Eldridge Parkway Suite 211 Houston, Texas 77041
- 48) Britton J. N.; **External Corrosion Control and Inspection of Deep Water Pipelines** , Deepwater Corrosion Services Inc, Houston, TX.

- 49) Britton J.; “ **Protecting Pipeline Corrosion Control Systems During Installation**”, Offshore Magazine – April 1996.
- 50) Pinto D. F.; **Propagação de Trinca por Fadiga em Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldada com Consumível Austenítico AISI 316LSi**, 8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2007.
- 51) Albuquerque, M.C.S.; **Resistência a fadiga de juntas soldadas de tubulações de aço utilizado em exploração e transporte de petróleo**, 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, 2003.