



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

MODELAGEM COMPUTACIONAL DE UMA JUNTA DE AÇO 9% NÍQUEL
SOLDADA COM INCONEL 625 PARA AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO SOB FLEXÃO EM 4 PONTOS

Pedro Henrique Fontes Leitão

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: João da Cruz Payão Filho

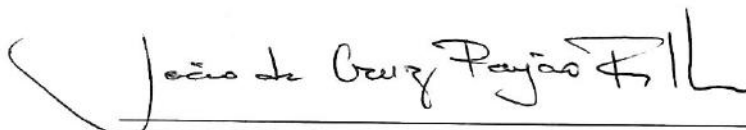
Rio de Janeiro
Março de 2019

MODELAGEM COMPUTACIONAL DE UMA JUNTA DE AÇO 9% NÍQUEL
SOLDADA COM INCONEL 625 PARA AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO SOB FLEXÃO EM 4 PONTOS

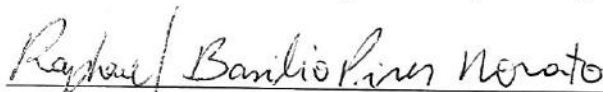
Pedro Henrique Fontes Leitão

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO 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.

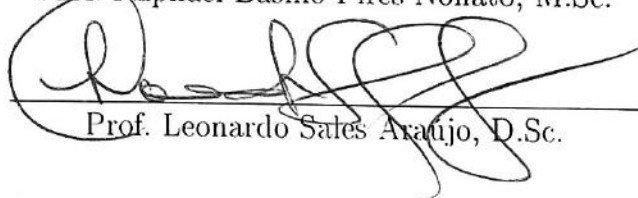
Examinado por:



Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.



Prof. Raphael Basilio Pires Nonato, M.Sc.



Prof. Leonardo Sales Araujo, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL
MARÇO DE 2019

Fontes Leitão, Pedro Henrique

Modelagem computacional de uma junta de aço 9% níquel soldada com inconel 625 para avaliação do comportamento mecânico sob flexão em 4 pontos/Pedro Henrique Fontes Leitão. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2019.

VIII, 66 p. 29, 7cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 61 – 66.

1. 9% Níquel. 2. Inconel 625. 3. Soldagem. 4. Flexão em 4 pontos. 5. Método dos elementos finitos. I. da Cruz Payão Filho, João. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título.

*“Nada é permanente, exceto a
mudança.” (Heráclito)*

*Dedico este trabalho a minha
família, com muito amor.*

Agradecimentos

Gostaria de começar agradecendo a todos os meus professores, desde o início dos meus estudos até a faculdade, todos foram extremamente importantes na minha formação não só como profissional mas também como pessoa. Um agradecimento especial aos professores Dilson dos Santos, por ter sido meu orientador de intercâmbio, Leonardo Sales por participar da correção do meu trabalho e da banca avaliadora e ao professor Raphael Basílio, que me ajudou durante a confecção do meu trabalho.

Em especial, gostaria de agradecer ao Professor João da Cruz Payão, orientador do meu trabalho, ao Rodrigo Moura, Rodrigo Stohler, Mara Rios, Augusto Veríssimo e a todos meus colegas do laboratório nacional de tecnologia da soldagem (LNTSold), por terem me ajudado durante a confecção do meu trabalho.

Para todos os meus familiares e amigos, um agradecimento extraordinário por terem me dado suporte emocional e motivacional. Todos vocês de alguma maneira contribuíram para que eu chegasse até aqui.

Por último e mais importante, gostaria de expressar meu amor e gratidão por meus pais Alessandra Fontes e Fábio José Borsatto Leitão e minha irmã Karoline Fontes Leitão. Vocês são minha maior motivação, sempre me apoiaram em todas as minhas decisões, dando conselhos e muito amor. Amo vocês mais que tudo!

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

MODELAGEM COMPUTACIONAL DE UMA JUNTA DE AÇO 9% NÍQUEL
SOLDADA COM INCONEL 625 PARA AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO SOB FLEXÃO EM 4 PONTOS

Pedro Henrique Fontes Leitão

Março/2019

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Curso: Engenharia Metalúrgica

Apresenta-se neste trabalho uma análise do comportamento mecânico de uma junta de aço com 9% de níquel soldada com inconel 625 como material de adição. As juntas soldadas foram retiradas de tubos usados para injeção de CO₂ soldados com o processo GTAW nos passes de raiz e GMAW nos passes de preenchimento. Essa análise foi feita através do método dos elementos finitos, onde o objetivo foi calcular o deslocamento, os campos de tensão e de deformação da junta durante o teste de flexão em 4 pontos. Além disso, ensaios de flexão sob tensão constante e igual a 80% do limite de escoamento do metal de base foram feitos em nove amostras durante 720 horas. Três juntas foram testadas na condição sem tratamento térmico pós soldagem, três com um tratamento térmico e as últimas três com duplo tratamento térmico de alívio de tensão. Estes ensaios foram conduzidos com os corpos de prova imersos em um meio corrosivo contendo H₂S. Optou-se por conservar a raiz da solda durante os testes para uma avaliação mais coerente com a realidade. Por fim, foram feitas análises visuais, macrográficas e micrográficas acerca do surgimento de trincas. Os resultados mostram que as amostras com tratamento térmico de alívio de tensão apresentaram menor resistência ao surgimento de pites e propagação de trincas que àquelas sem tratamento térmico. As marcas de usinagem na parede interna dos tubos foram intensos concentradores de tensão, assim como a geometria do cordão de solda na fronteira com o metal de base.

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

COMPUTATIONAL MODELING OF A WELDED 9% NICKEL STEEL JOINT
WITH 625 INCONEL TO EVALUATE THE MECHANICAL BEHAVIOR
UNDER 4-POINT BENDING TESTS

Pedro Henrique Fontes Leitão

March/2019

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Course: Metallurgical Engineering

The mechanical behavior assessment of a steel joint with 9 % nickel welded with inconel 625 as the weld metal is presented in this work. The welded joints were taken from tubes used for CO₂ injection welded with GTAW process in the root passes and GMAW in the fill passes. This analysis was done using the finite element method, where the objective was to calculate the displacement, tensile and strain fields of the joint during 4-point bending test. In addition, bending tests under constant stress and equal to 80 % of the yield limit of the base metal were done in nine samples for 720 hours. Three joints were tested in the condition without heat treatment after welding, three with one heat treatment and the last three with double tension relief heat treatment. These tests were conducted with the specimens immersed in a corrosive solution containing H₂S. It was decided to keep the root of the weld during the tests for a more realistic assessment. Finally, visual, macrographic and micrographic analyzes were performed on the cracks appearance. The results show that the annealed samples presented less resistance to pitting and cracks propagation than the others. The machining marks on the inner wall of the tubes were intense stress concentrators as well as the weld bead geometry at the border with the base metal.

Sumário

Agradecimentos	v
1 Introdução	1
1.1 Contexto e motivação	1
1.2 Visão geral	2
1.3 Objetivos	5
2 Revisão Bibliográfica	6
2.1 Fundamentos da soldagem	6
2.2 Soldagem TIG	7
2.3 Soldagem MIG/MAG	8
2.4 Corrosão sob tensão (CST)	22
2.5 Fragilização pelo H ₂ S	23
2.6 Modelo analítico para análise de tensões	25
3 Materiais e métodos	31
3.1 Materiais	31
3.2 Métodos	33
4 Resultados e Discussões	44
5 Conclusões	58
Referências Bibliográficas	61

Capítulo 1

Introdução

Este capítulo trata dos aspectos contextuais e motivacionais para o desenvolvimento deste trabalho. Além disso, apresenta-se uma visão geral de como é feita a extração de petróleo e algumas técnicas que aumentam a produtividade do poço. Aborda-se também a necessidade do uso dos tubos envolvendo os materiais em questão e como os seus principais componentes são fabricados. Por fim, os objetivos deste estudo são descritos.

1.1 Contexto e motivação

A população mundial vem crescendo a cada ano e espera-se que até o final do século XXI o número de habitantes chegue a 10 bilhões. Por volta de 2070, a população mundial será 10 vezes maior que em 1800. As previsões também mostram que até a década de 2050 haverá um acréscimo de 2 a 4 bilhões de indivíduos no mundo. Ainda, o nível de industrialização e o consumo energético crescem à taxas ainda maiores, cerca de 2% ao ano. As estimativas são que a demanda energética dobre em 2050 em relação ao ano 2000. Portanto, para suprir essa demanda, as empresas do setor energético investem para extrair, transformar e transportar energia com maior amplitude e menor custo [1–3].

Essa progressiva necessidade energética estimula as companhias de energia a buscarem novos materiais com propriedades mais adequadas às condições requeridas.

Por isso, pesquisadores vem desenvolvendo e/ou otimizando materiais para atender a maiores solicitações mecânicas, com maior tenacidade, maior vida em fadiga e sob corrosão. Dois exemplos de materiais muito utilizados pela indústria de energia são o aço baixo carbono com 9% de níquel e a superliga de níquel Inconel 625 [4].

1.2 Visão geral

Procedimento de extração de petróleo

Os processos de extração convencionais são capazes de retirar cerca de 45% do que existe nos reservatórios. Para um maior aproveitamento, diferentes técnicas complementares podem ser usadas, ao exemplo da injeção de água com CO₂ nos poços. Essa técnica é conhecida como Recuperação de Óleo Aprimorada (ROA) e pode aumentar a produção em até 15%, além de diminuir a quantidade de gases de efeito estufa lançados na atmosfera, já que boa parte do CO₂ injetado é proveniente do reservatório onde está sendo feita a extração [5, 6].

Existem três estágios durante a extração de petróleo:

1. Extração primária: é a etapa inicial durante a produção de óleo onde a própria pressão do reservatório mais a pressão exercida pelas bombas conduzem o fluxo de óleo até os reservatórios na superfície. Muito frequentemente, além do óleo, retira-se uma grande quantidade de água e mistura de gases, que são devidamente separados. Quando a pressão interna começa a diminuir devido a retirada de petróleo, essa etapa passa a não ser mais rentável e começa o segundo estágio.
2. Extração secundária: para compensar a queda de pressão interna, injeta-se fluidos, geralmente água proveniente da extração primária, para ajudar no escoamento de óleo para os reservatórios na superfície. Outros fluidos podem ser injetados durante essa fase como gás natural e ar.
3. Extração terciária: quando o segundo ciclo se encerra, começa o ciclo final de

extração, a (ROA). A técnica mais frequente é a com injeção de CO_2 . Cerca de 5% a 15% a mais de óleo pode ser extraído durante esse estágio, que marca o fim da vida útil do poço [5-8].

A recuperação de óleo por meio da infiltração por dióxido de carbono é feita através do transporte de massa. Quando o gás injetado entra em contato com as rochas no poço, há uma interação físico-química, que auxilia na recuperação de petróleo. Alguns dos efeitos dessa técnica são a redução da capilaridade, que inibe o fluxo de óleo através dos poros do reservatório, a diminuição da tensão interfacial entre o óleo e a rocha do reservatório e a expansão do volume do óleo que diminui sua viscosidade e melhora a fluidez. Desde que hajam certas condições de temperatura, pressão e composição química do óleo do poço, o dióxido de carbono no estado supercrítico pode se misturar formando um fluido de uma fase. Esse composto aumenta de volume, logo, sua viscosidade é reduzida e os efeitos de tensão superficial são minimizados, ajudando o escoamento do óleo para fora do reservatório. Por esse motivo, o transporte de CO_2 , que seria gasoso em temperatura e pressão ambiente, é feito sob altas pressões, para que se atinja o estado supercrítico. Para um gás como o dióxido de carbono atingir este estado, a temperatura e a pressão do sistema devem ser maiores ou iguais aos níveis críticos (31,10 °C e 72,9 atm), como mostra a figura 1.1 [5-7].

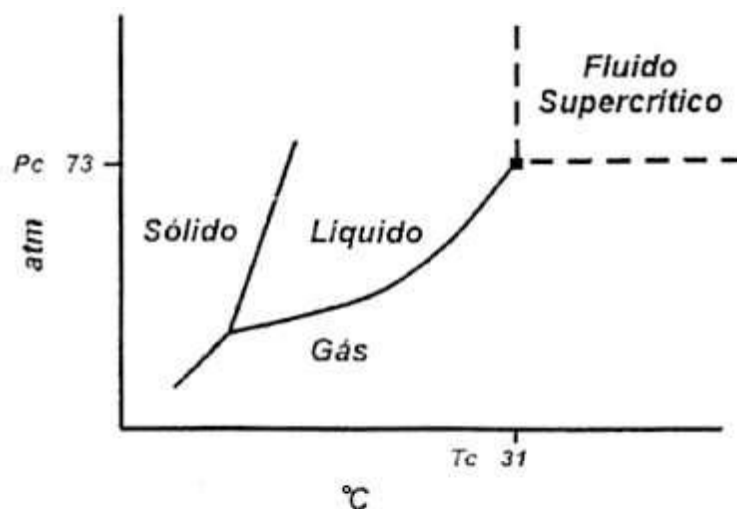


Figura 1.1: Diagrama de pressão e temperatura do CO_2 . Adaptado de [9].

Além do CO_2 , outros gases são extraídos durante a exploração de um reservatório. Esses gases acabam sendo injetados com o CO_2 , apesar de passarem por processos de separação. Alguns gases danosos aos materiais são os hidrocarbonetos e o H_2S , já que têm grande potencial de liberação de hidrogênio, dependendo das condições do sistema, aumentando a possibilidade de fragilização dos aços. Ainda, a presença de CO_2 em meio úmido e submetido a altas pressões pode potencializar esse efeito [10, 11].

Uma norma internacional que determina os requisitos e recomendações para seleção de materiais em ambientes contendo H_2S é a NACE MR0175-2015 (ISO 15156), que define que a dureza deve ser menor que 22 HRC. e caso sejam submetidos ao processo de soldagem ou trabalho a frio, recomenda-se tratamento térmico de alívio de tensões posterior à soldagem. Para outros materiais não listados, a norma permite a utilização de testes laboratoriais a partir da norma NACE TM0177-2016. No entanto, sabe-se que presença de H_2S limita os valores de dureza do aço em 250 HV, tanto no metal de base quanto no metal de solda, de forma a prevenir o trincamento sob tensão [12–14].

1.3 Objetivos

O objetivo deste trabalho é criar um modelo computacional capaz de prever o comportamento mecânico de uma junta soldada pelos processos de soldagem GTAW e GMAW sob momentos fletores ao ar. Adicionalmente, o comportamento mecânico desta mesma junta submetida à flexão, porém em meio corrosivo contendo H_2S foi avaliado através de nove amostras. Seis amostras passaram por tratamento térmico de alívio de tensão e três não. Dito isso, o presente trabalho foi realizado com base nas seguintes propósitos:

- Calibração de um modelo analítico para calcular a força aplicada e a deflexão gerada durante o ensaio;
- Utilização do método por elementos finitos (MEF) para compreensão de como se comportam as tensões, deformações e deslocamentos durante o teste de flexão sem influência do meio com H_2S ;
- Realização de testes de flexão em 4 pontos em meio corrosivo com a seguinte configuração: 8000 ppm de H_2S ; pH = 3,0; tempo total de 720 horas;
- Investigação visual, macro e micrográfica sobre o surgimento de trincas após os testes de flexão em meio corrosivo;

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

Neste capítulo são abordados aspectos básicos da soldagem, os dois processos de união usados no material de estudo, assim como uma visão geral das duas ligas em questão. Também são tratados os possíveis problemas de corrosão e estudos sobre análise pelo MEF em juntas soldadas.

2.1 Fundamentos da soldagem

De acordo com a *American Welding Society* (AWS), soldagem "é o processo de união de materiais usado para obter a coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição". Outra definição diz que é o "processo de união de materiais no estabelecimento de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, na região de ligação entre os materiais que estão sendo unidos" [15, 16].

Para que um material possa ser soldado, existe um conjunto de fatores que qualificam um material quanto à soldabilidade. De acordo com a AWS, soldabilidade é a capacidade de um material ser soldado sob condições de fabricação impostas a uma estrutura projetada específica e adequada e funcionar satisfatoriamente durante o serviço pretendido [15].

Os processos de soldagem envolvem calor, como ação ou como consequência da união. O calor fornecido altera as propriedades do material, isso pode ser benéfico ou não. Para que haja a soldagem, deve haver a ligação interatômica entre partes que se encontravam separadas. Essa ligação não ocorre com metais se simplesmente aproximarmos duas peças distintas por causa de obstáculos que existem na superfície, como a formação de óxidos, existência de poeira, rugosidade e umidade, e principalmente difusividade atômica ser muito baixa a temperatura ambiente. Existem dois tipos de soldagem que suplantam as dificuldades mencionadas, as que envolvem o calor, aquecimento, fusão e solidificação e os que são feitos através de deformação localizada ou pressão, onde o calor também participa da circunstância, mas não há a fusão do material. Os processos que envolvem o aquecimento e fusão são muitos, porém os mais usados são os que envolvem o aquecimento por arco elétrico, por uma chama ou por efeito joule. Os dois processos de soldagem utilizados para se criar a união dos tubos usados no presente trabalho são descritos no próximo item [16].

2.2 Soldagem TIG

O processo GTAW, acrônimo de *Gas Tungsten Arc Welding*, mais conhecido no Brasil como soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo de soldagem a arco elétrico que funde a peça localmente. O arco é estabelecido entre o eletrodo de tungstênio não consumível e a peça a ser soldada para formar a poça de fusão. Este processo utiliza gás de proteção, ativo ou inerte, e um metal de adição pode ser usado ou não. O eletrodo de tungstênio está conectado a um tubo de contato de cobre, que pode ser refrigerado com água circulante ou recirculante. Devido a alta qualidade de soldagem, esse processo é indispensável em indústrias como a aeroespacial, petroquímica e de semicondutores e é usado para se fazer os passes de raiz da união das tubulações. Graças à versatilidade deste processo, inúmeros materiais podem ser soldados como aço, alumínio, cobre, titânio e outros. A figura 2.1 mostra um esquema do processo de soldagem GTAW completo. É recomendável que se utilize uma base de cobre para fazer o contato [16, 17].

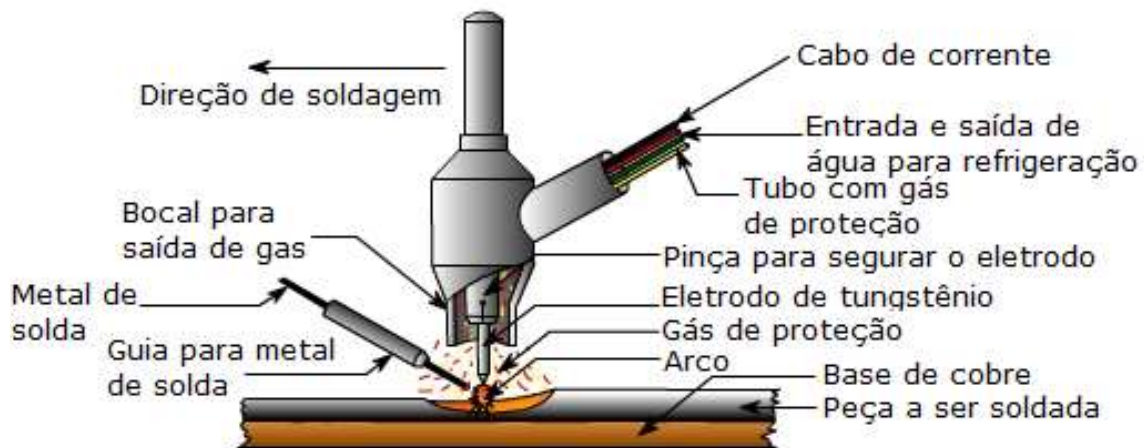


Figura 2.1: Esquema do processo de soldagem GTAW. Adaptado de [18].

O eletrodo não consumível pode ser de tungstênio ou liga de tungstênio. Ele é preso à tocha de soldagem e está diretamente ligado à fonte de soldagem. O tungstênio é usado como eletrodo por causa das suas propriedades físicas, a tabela 2.1 abaixo mostra algumas propriedades de adequação deste material a este tipo de aplicação [19].

Tabela 2.1: Propriedades físicas do tungstênio

Ponto de fusão	3410 °C
Ponto de ebulição	5530 °C
Condutividade térmica	0,40 cal/cm/°C/s
Resistividade elétrica	5,5 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$

2.3 Soldagem MIG/MAG

O processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) é caracterizado por haver um eletrodo consumível, que é o próprio metal de adição, o gás de proteção, que pode ser ativo, inerte ou mistura de ambos. A união ocorre por aquecimento das peças pelo arco elétrico estabelecido entre o eletrodo consumível e a peça. A figura 2.2 mostra esquematicamente o processo de soldagem. No Brasil, o processo GMAW

é mais conhecido como soldagem MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*) [16, 17].

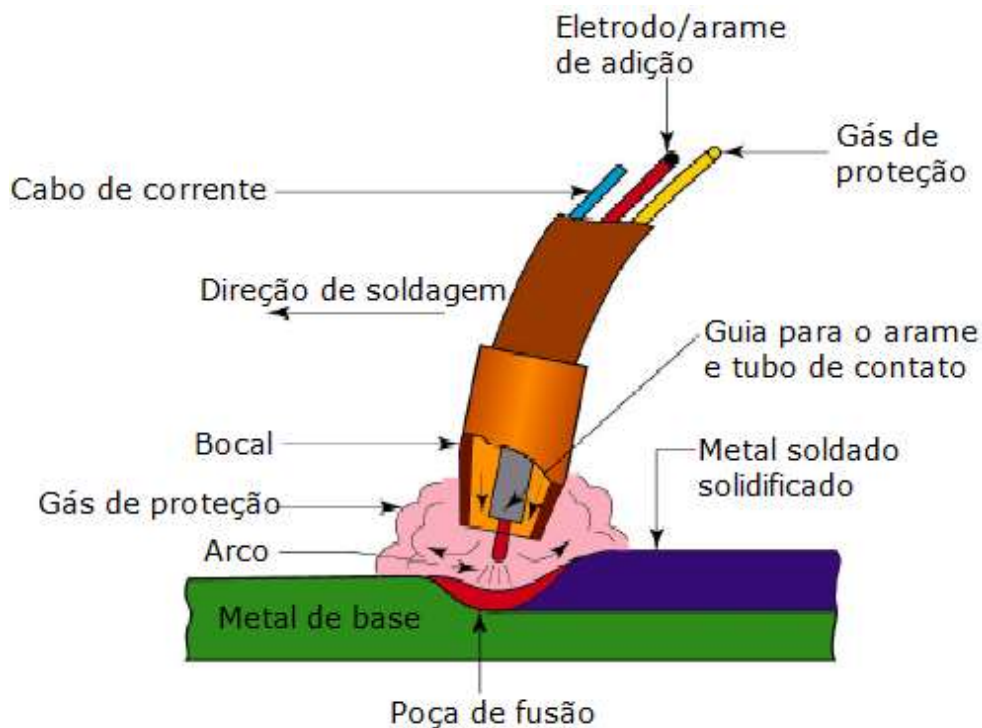


Figura 2.2: Esquema do processo de soldagem GMAW. Adaptado de [20].

Este processo geralmente é usado em aplicações onde se deseja uma maior velocidade de soldagem em comparação com a soldagem TIG, visto que a qualidade é inferior, já que o eletrodo que forma o arco elétrico está em constante renovação. Isso faz com que haja uma maior instabilidade do arco elétrico. Por esse motivo, este processo é usado durante a união dos tubos, porém em passes de preenchimento.

Aço 9%Ni

A liga 9Ni foi desenvolvida na década de 1940 para competir com ligas mais onerosas como as de níquel ou aços inoxidáveis austeníticos, que normalmente são selecionados para temperaturas criogênicas de trabalho (i.e. temperaturas inferiores a $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$), já que muitos gases são transportados no estado líquido por ocuparem menos volume e por serem menos suscetíveis à explosões. Somente na segunda metade da década de 1950 que o 9Ni foi reconhecido normativamente pela ASME

para usos em temperaturas criogênicas. Hoje, são usados em tanques de estocagem de gás liquefeito de petróleo (GLP), nitrogênio e oxigênio líquidos. Isso se deve principalmente à alta tenacidade deste aço em temperaturas baixas [21, 22].

Além das aplicações citadas acima, este aço é um dos mais usados envolvendo o transporte de CO₂ no estado supercrítico. Apesar desse tipo de tubulação não ser submetido à temperaturas constantemente baixas, em momentos de aberturas de válvulas, ocorrem altas descompressões dos gases em alta velocidade, isso faz com que o gás se expanda rapidamente e retire calor da parede do tubo. Essa rápida expansão diminui a temperatura da tubulação localmente, gerando um intenso gradiente térmico, que pode comprometer a integridade da estrutura caso não se utilize materiais qualificados. Esse efeito é conhecido como Expansão Joule-Thompson [12, 23].

Os tubos de 9Ni que são usados para o transporte de CO₂ supercrítico são fabricados através do processo Mannesmann, exemplificado na figura 2.3. É um procedimento de laminação a quente e consiste num mandril que abre um furo no tarugo de aço e aumenta o diâmetro interno. Resumidamente, o processo pode ser descrito por quatro etapas: o aquecimento do tarugo, onde atinge-se temperaturas de laminação próximas de 1300 °C em um forno rotatório; a próxima etapa, chamada de *piercing*, consiste na abertura do furo para formação do tubo. Cilindros cônicos comprimem o tarugo e forçam sua passagem através de um mandril que abre o furo centralizado. As duas últimas etapas consistem na laminação do tubo para obter as dimensões finais desejadas. Ao final, são feitos tratamentos térmicos para garantia de propriedades mecânicas desejadas [24, 25].

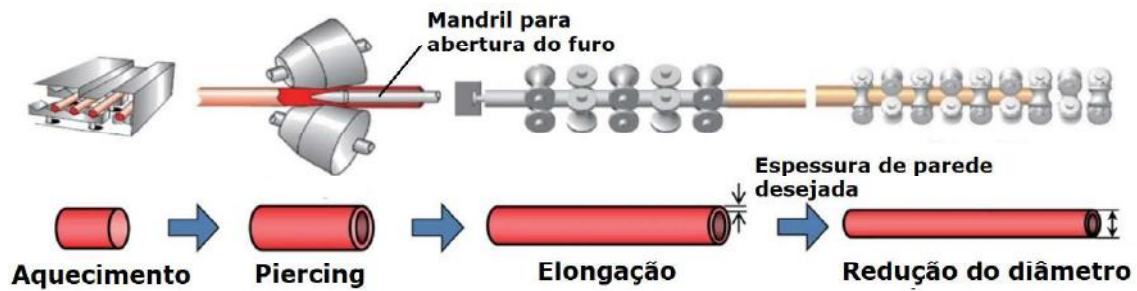


Figura 2.3: Esquema do processo de laminação Mannesman. Adaptado de [24].

Este processo foi patenteado pela Vallourec[®] e é um dos processos que produz tubos sem costura, evitando processos de soldagem longitudinal, encontradas em tubos que são produzidos através da conformação mecânica de chapas seguida de soldagem ao longo do tubo. Entretanto, existe um limite para a fabricação desses tubos quanto ao comprimento, que devem ser soldados circunferencialmente para união de um tubo com outro. Essa soldagem deve ser feita visando a maior qualidade e produtividade, portanto, faz-se o passe de raiz com o processo GTAW e o preenchimento da solda com o processo GMAW. O processo GTAW é usado na raiz por ter maior qualidade de soldagem, produzir menos defeitos, porém é um processo menos produtivo. Depois, usa-se o processo GMAW por ter maior produtividade.

A composição química de um aço é de fundamental importância para obtenção das propriedades desejadas. A composição do aço 9% Ni pode ser verificada na tabela 2.2.

Tabela 2.2: Composição química do aço 9Ni. Adaptado de [12].

Elemento (%)	Grau 8
Carbono (máx.)	0,13
Manganês (máx.)	0,90
Fósforo (máx.)	0,015
Enxofre (máx.)	0,015
Silício	0,15 - 0,40
Níquel	8,50 - 9,50

Para melhor entendimento desta liga, apresenta-se abaixo a influência metalúrgica dos três principais elementos químicos presentes neste aço.

Carbono

O carbono é um forte endurecedor dos aços por ser um elemento intersticial. É um elemento *gamagênico* (i.e. estabilizador da fase γ) e corrobora para a temperabilidade do aço e aumento da resistência mecânica, porém sua adição é inversamente proporcional à ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Por estes motivos sua composição deve ser muito bem controlada [26].

Níquel

O níquel é também um elemento *gamagênico*. Ele aumenta a temperabilidade do aço e é endurecedor por solução sólida da ferrita. A adição deste elemento melhora a resistência mecânica e a corrosão [26].

Manganês

Este elemento também é estabilizador da austenita e também endurece a ferrita por solução sólida. Outra característica da adição deste elemento é o aumento da usinabilidade e soldabilidade [26].

Níquel

A adição de níquel em aços com baixo teor de carbono é melhor compreendida através do diagrama de fases binário Fe-Ni (figura 2.4). Pode-se afirmar que um incremento de níquel reduz progressivamente a temperatura de transformação da austenita para ferrita, conforme mencionado. A existência de carbono até 0,15% altera as relações de fase devido a formação de carbetos nos domínios de temperatura e composição onde a fase ferrítica é predominante [27–30].

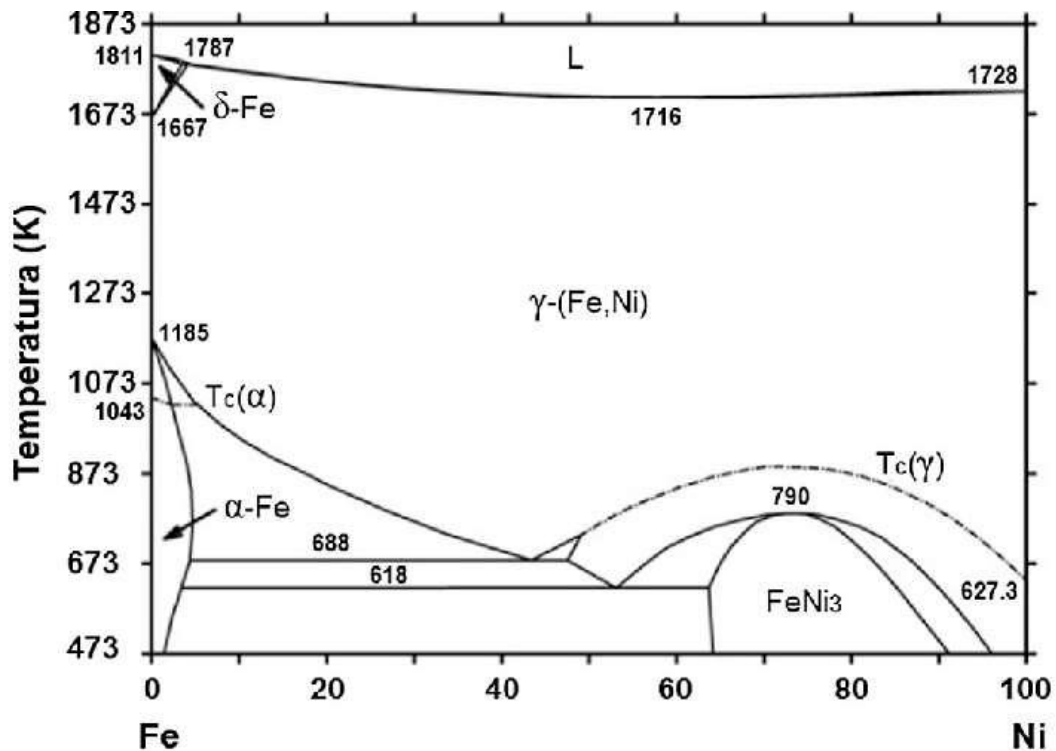


Figura 2.4: Diagrama de fases Ferro-Níquel. Adaptado de [27].

Apesar do diagrama de fases ser extremamente importante no entendimento da metalurgia de um metal, dificilmente fabricam-se aços industriais a taxas de resfriamento tão baixas, em que há a formação das fases nas temperaturas indicadas no diagrama. Então, dependendo das condições de processamento podem-se obter diferentes microestruturas, como mostra o diagrama CCT do 9Ni (figura 2.5). Nesse caso, quando há um resfriamento ao ar a partir do campo austenítico, há a formação de martensita com alguma austenita retida. Isso é comum ocorrer durante o processamento do tubo e esta microestrutura é frágil.

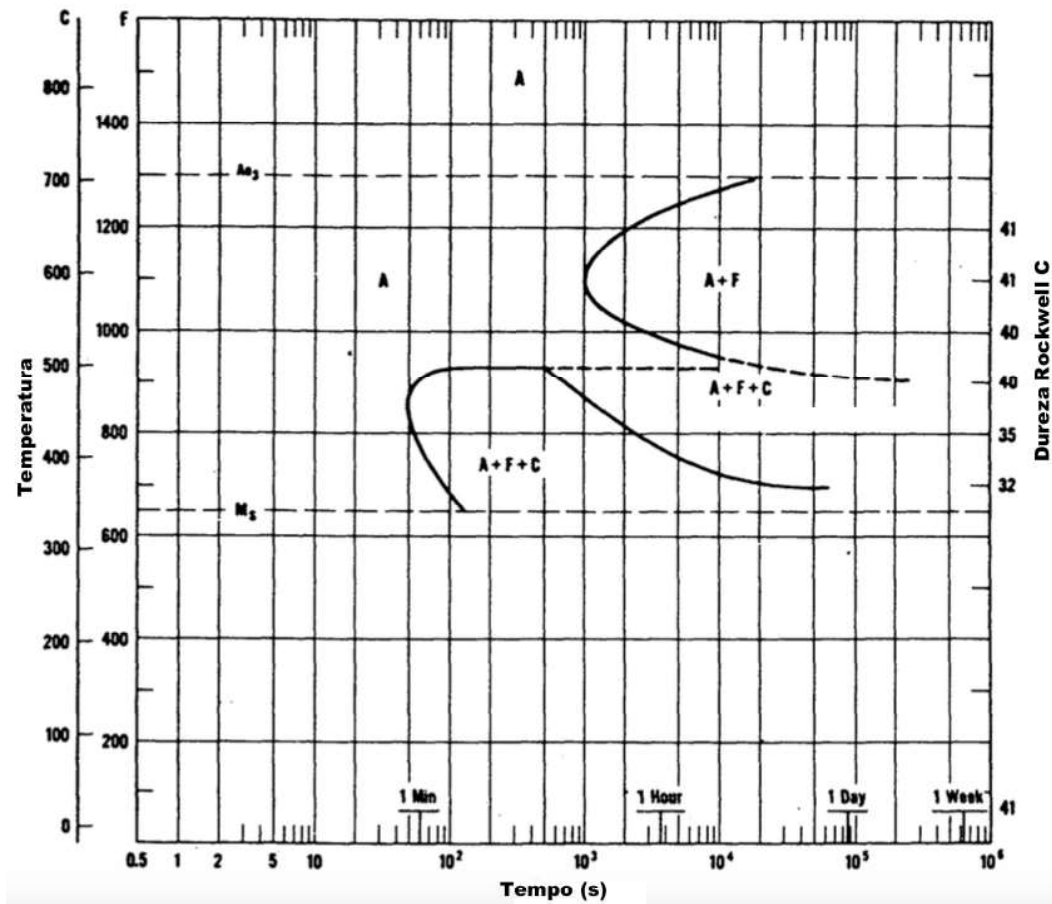


Figura 2.5: Diagrama CCT do aço 9%Ni. [27].

Algumas normas fixam alguns tratamentos térmicos posteriores para melhorar as propriedades. A ASTM 353 institui dupla normalização, a primeira a 900 °C e a segunda a 790 °C e revenido entre 565 °C e 610 °C com resfriamento em ar ou água. Já a norma ASTM 553 determina têmpera em água a partir de 800 °C e revenido na mesma faixa de temperatura do tratamento anterior, para maiores limites de escoamento e tenacidade. A figura 2.6 ilustra uma microestrutura típica de uma chapa de aço 9Ni após rápido resfriamento, exibindo uma característica martensítica ou bainítica com cerca de 10% de austenita retida [27, 30–32].



Figura 2.6: Microestrutura do aço 9Ni como recebido. Adaptado de [30].

Pode-se observar na figura 2.6 que existem marcas de bandas de segregação, que são linhas mais escuras na mesma direção, nesse caso horizontalmente alinhadas. Isso acontece durante a laminação ou forjamento devido a heterogeneidade da composição química do aço e é comum em aços como o 9Ni.

No trabalho de Vasconcelos, C., foi feita uma análise sobre diferentes temperaturas de tratamento térmico de revenido em diferentes tempos. Geralmente, quanto mais tempo exposto a temperatura o aço permanece, menor será sua dureza e maior será a quantidade de austenita retida, chegando a 6,6% em amostras que fizeram revenido a 600 °C por 5 horas. Isso está de acordo com a literatura de um modo geral. A tabela 2.3 sintetiza alguns resultados que podem servir de apoio no presente estudo [33].

Tabela 2.3: Algumas propriedades do aço 9Ni após diferentes tratamentos de revenido. Adaptado de [33].

Tempo [h]	Temperatura [°C]	Tamanho de grão ASTM	Dureza HV10
-	-	14,2	247
3	535	12,8	227
2	585	11,9	229
4	600	11,6	212

De acordo com [33], as microestruturas do aço 9Ni sem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), com TTAT a 535 °C por 3 horas, com TTAT a 585 °C por 2 horas e a 600 °C por 4 horas. As micrografias das amostras nas condições acima estão representadas pelas figuras 2.7, 2.8, 2.9 e 2.10, respectivamente.

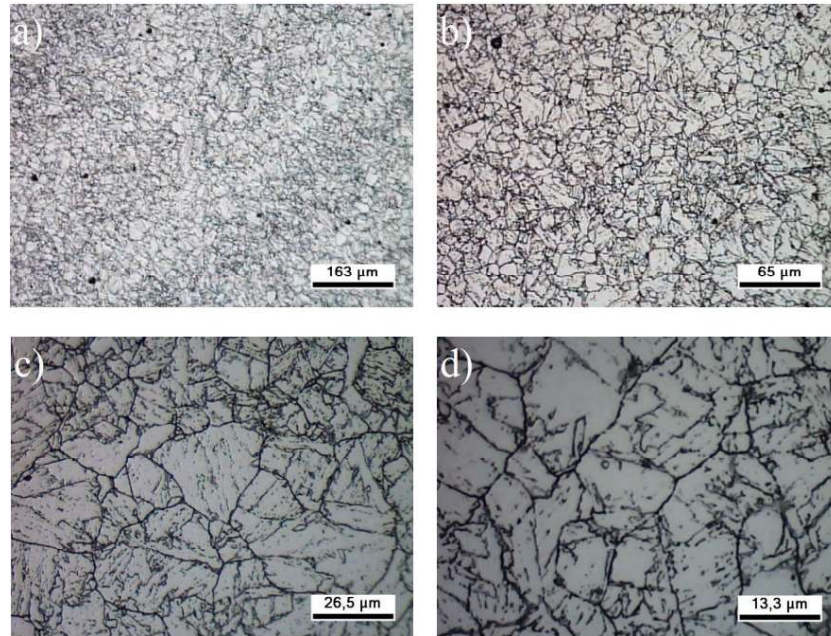


Figura 2.7: Micrografia do aço 9Ni sem TTAT. Adaptado de [33].

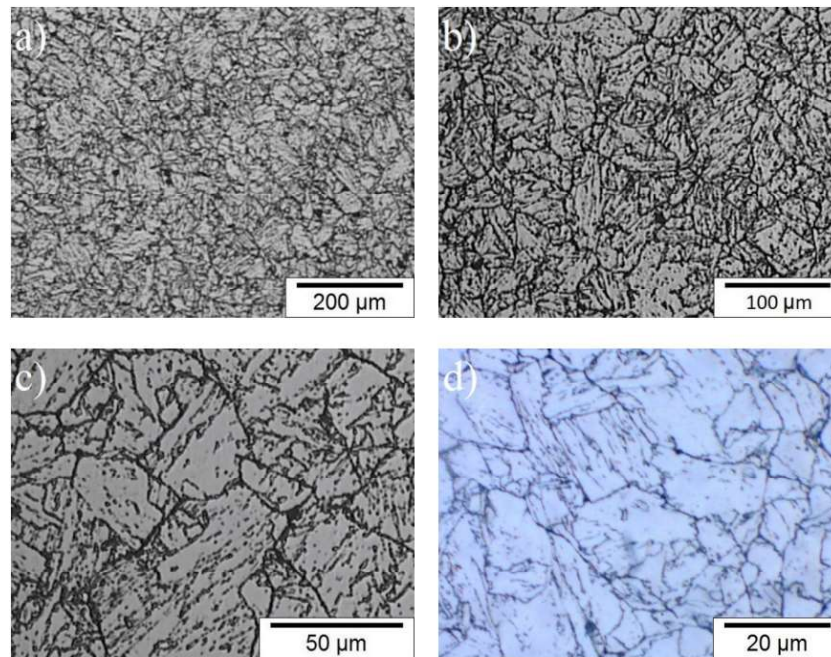


Figura 2.8: Micrografia do aço 9Ni com TTAT a 535 °C por 3 horas. Adaptado de [33].

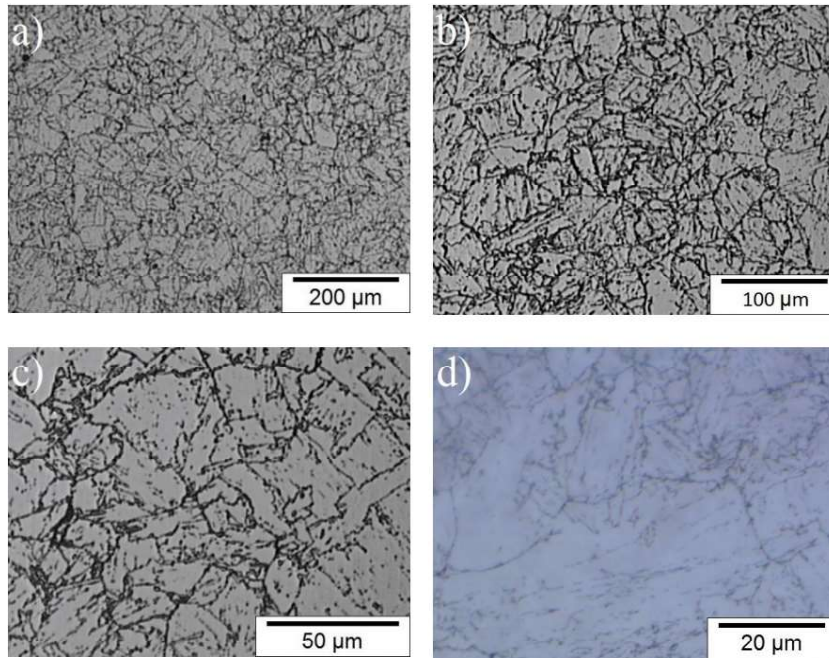


Figura 2.9: Micrografia do aço 9Ni com TTAT a 585 °C por 2 horas. Adaptado de [33].

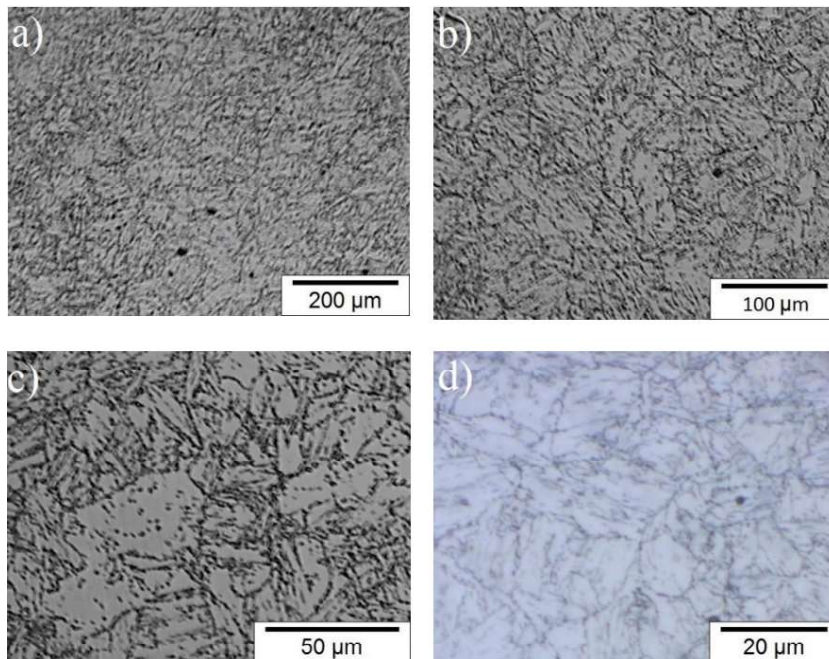


Figura 2.10: Micrografia do aço 9Ni com TTAT a 600 °C por 4 horas. Adaptado de [33].

Pode-se observar que a microestrutura não muda radicalmente de um tratamento térmico para outro, onde pode haver martensita, austenita prévia, carbeto e bainita.

Complementar ao diagrama CCT, a figura 2.11 mostra o diagrama de Schaeffler, salientando o ponto onde estaria localizado o aço 9Ni de acordo com seus respectivos valores de cromo e níquel equivalentes. Este diagrama ilustra que, para a composição química do 9Ni, há uma probabilidade de formar uma estrutura 100% martensítica após o processo de soldagem. Tal fato está em coerência com o diagrama CCT em casos onde há uma solidificação bastante acentuada, geralmente encontrada em processos de soldagem a arco elétrico [34].

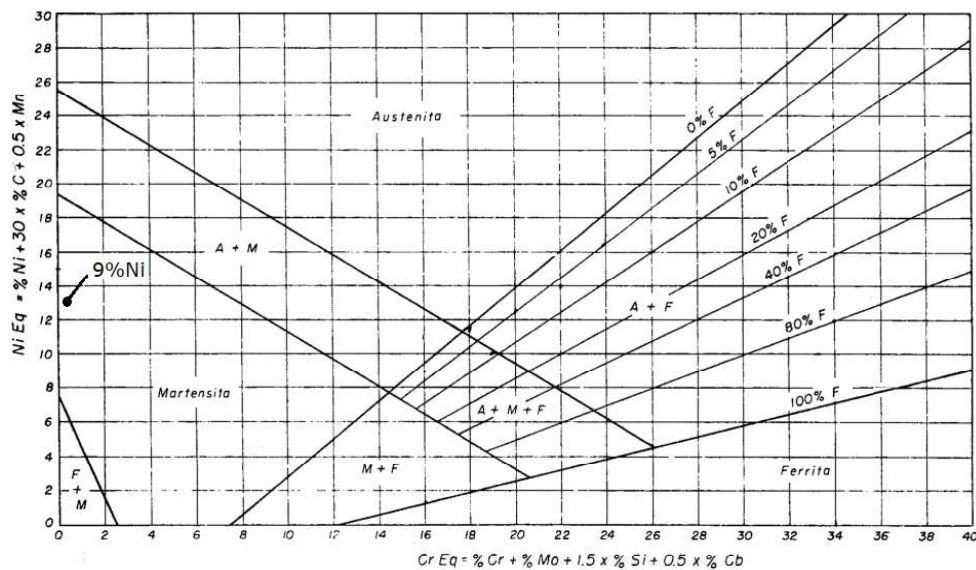


Figura 2.11: Diagrama de Schaeffler. Adaptado de [34].

Nas regiões vizinhas à zona fundida tem-se a zona termicamente afetada (ZTA). Esta geralmente é uma região crítica em equipamentos que são soldados pois é intensamente afetada pelo calor da soldagem, passando da temperatura crítica A_{C3} . Isso faz com que os grãos cresçam, formando uma região de grãos grosseiros que são mais suscetíveis a formação de martensita quando houver o resfriamento, tornando essa localidade frágil. A figura 2.12 mostra esta região com a formação de grãos grosseiros de martensita [30, 35].

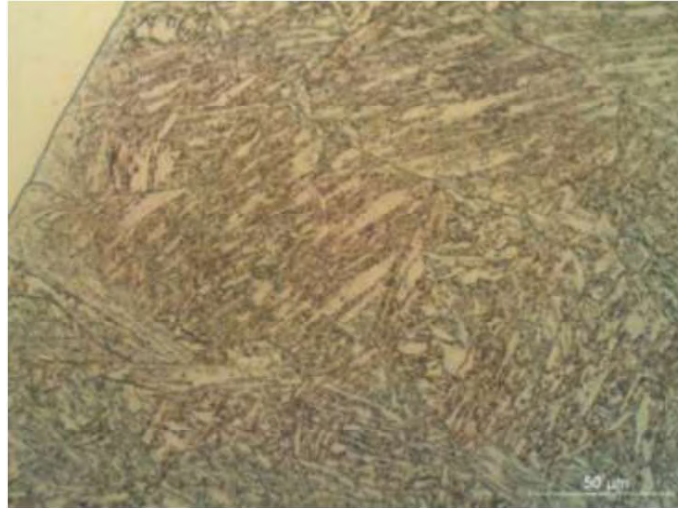


Figura 2.12: ZTA do aço com 9% de níquel. Adaptado de [30].

Inconel 625

Os primeiros estudos sobre as superligas de níquel começaram a sair na década de 1940. Assim que as técnicas de fusão à vácuo foram estabelecidas, a fabricação das superligas se tornou real. Por volta da metade da década de 60, grande parte dessas ligas usadas hoje já tinham sido desenvolvidas. Inicialmente, esses metais foram desenvolvidos para aplicações em altas temperaturas, geralmente usados em condições extremas na aviação e em turbinas industriais a gás. Porém, hoje encontra-se vasta aplicação para estas ligas em temperaturas criogênicas [36, 37].

As superligas de níquel também possuem grande tenacidade em baixas temperaturas, porém o custo para produção é muito maior que o custo da liga 9Ni, por esse motivo o 9Ni é usado em escala industrial. Entretanto, em situações críticas como em revestimentos e cordões de solda, utiliza-se superligas como metal de adição por terem boa soldabilidade com o 9Ni e por apresentar um coeficiente de expansão térmica mais próximo do material de base que os aços inoxidáveis, caso fossem utilizados como metal de adição. Isso reduz defeitos gerados por fadiga térmica causados durante a soldagem [38].

As superligas de níquel são ligas metálicas usadas para aplicações extremas, onde há a necessidade de alta resistência mecânica, em ambientes sujeitos a corrosão que

variam de temperaturas criogênicas até 1000 °C, aproximadamente. Adicionalmente, estas ligas são usadas em ambientes salinos por apresentarem boa resistência a corrosão homogênea, a corrosão localizada (*pitting corrosion*) e corrosão sob tensão na presença de íons cloreto. A denominação de superliga é obtida quando um material consegue suportar altas temperaturas, perto de $0,7 T_f$, mantendo suas propriedades mecânicas. Essa característica é pouco comum já que a maioria das ligas metálicas sofre fluência em temperaturas perto de $0,5 T_f$. Uma das ligas comerciais mais utilizadas é a liga Inconel 625, na qual a composição química é mostrada na tabela 2.4 [37, 39–41].

Tabela 2.4: Composição química do Inconel 625. Adaptado de [42]

Elemento (%)	UNS N06625
Carbono (máx.)	0,10
Manganês (máx.)	0,50
Fósforo (máx.)	0,015
Enxofre (máx.)	0,015
Silício (máx.)	0,50
Titânio (máx.)	0,40
Alumínio (máx.)	0,40
Cobalto (máx.)	1,00
Ferro (máx.)	5,00
Molibdênio	8,00 - 10,00
Nióbio (+ Tântalo)	3,15 - 4,15
Cromo	20,00 - 23,00

Sabe-se que materiais a base de níquel possuem uma estrutura cúbica de face centrada. Os principais elementos responsáveis pelo endurecimento no inconel 625 são o nióbio e o molibdênio. O diagrama de fases do níquel com nióbio é mostrado na figura 2.13 [40, 43].

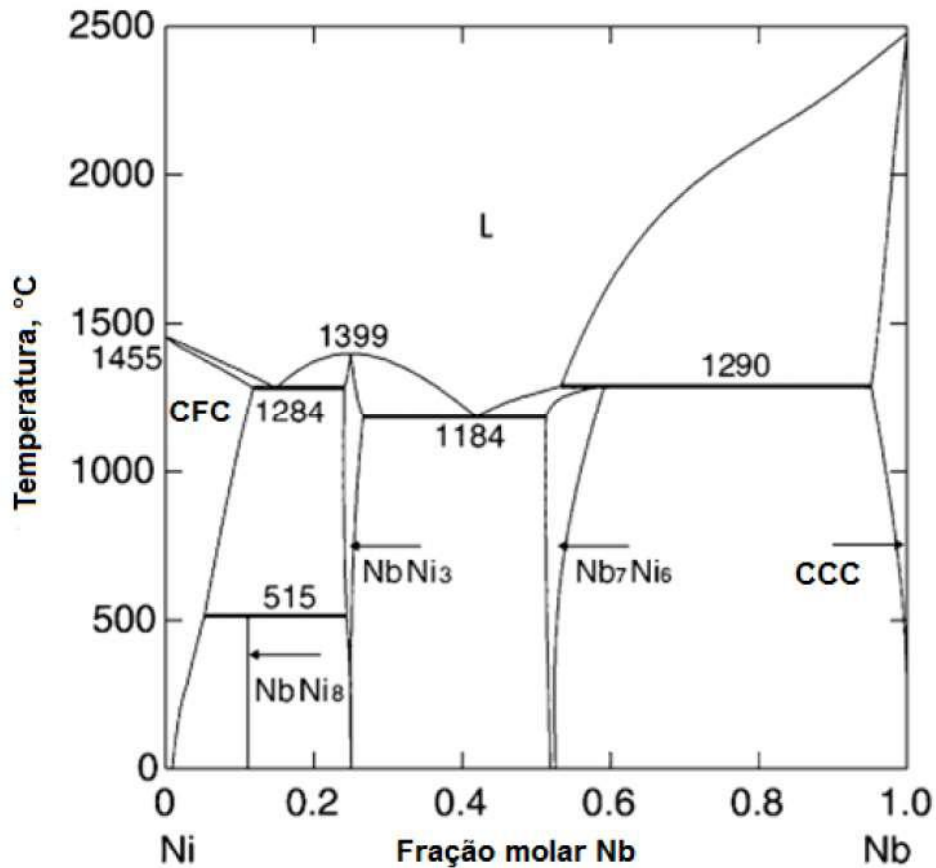


Figura 2.13: Diagrama de fases Ni-Nb. Adaptado de [43].

O endurecimento pode ser feito através da precipitação de carbeto ou intermetálicos, mas principalmente por solução sólida. Além disso, esta liga pode ser tratada termicamente para precipitação da fase γ'' para aplicações específicas ou esta fase pode precipitar dependendo do tempo e temperatura de serviço, como mostra o diagrama TTT (2.14). Pode-se verificar também o surgimento de carbeto do tipo MC, M_6C e $M_{23}C_6$, no diagrama do Inconel 625. [40].

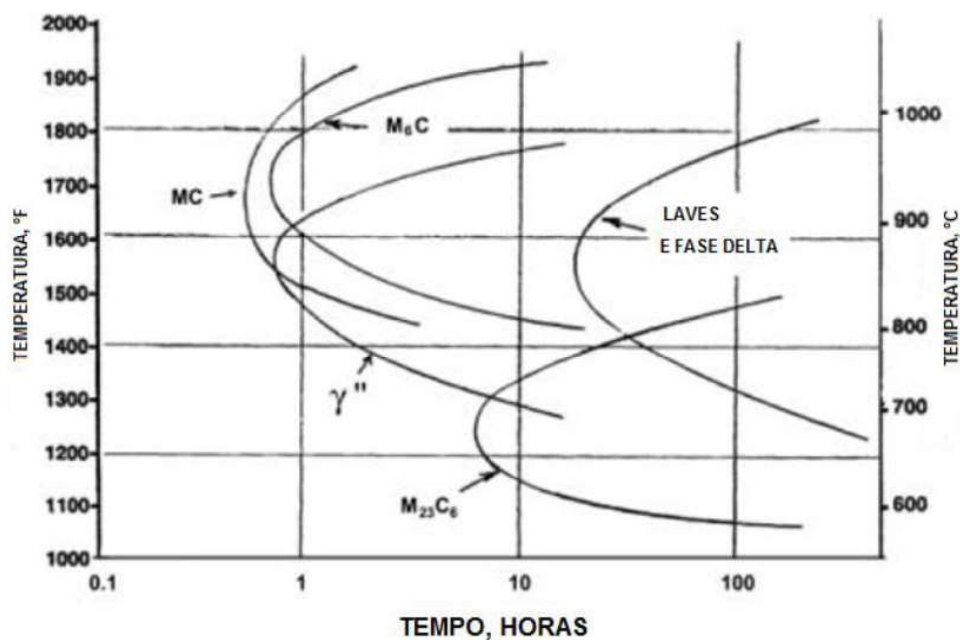


Figura 2.14: Diagrama CCT do Inconel 625. Adaptado de [44].

Neste trabalho, o Inconel 625 é usado com metal de adição. As propriedades mecânicas como metal de deposição estão descritas na tabela 2.5.

Tabela 2.5: Propriedade mecânicas do Inconel 625 como metal de solda [45].

Propriedade	AMS 5837
Limite de resistência	689 MPa
Limite de escoamento	414 MPa
Deformação até a ruptura	30%

2.4 Corrosão sob tensão (CST)

A corrosão é o fenômeno de desgaste e pode acontecer de duas maneiras, por ação química ou eletroquímicas, podendo estar relacionada a esforços mecânicos. Problemas de corrosão são comuns em materiais metálicos, já que tendem a se oxidar com a passagem do tempo e o aumento da temperatura, ou seja, tendem a perder massa e dimensional ao longo de sua vida útil [46].

A corrosão química acontece quando há uma interação química entre elementos

e esta reação gera compostos de menor resistência, invalidando o uso do componente corroído. Este tipo de corrosão pode ou não ser espontâneo, dependendo de condições como temperatura, pressão, área de contato entre os elementos e quantidade. Já a corrosão eletroquímica é mais comum de acontecer por ser um processo espontâneo. Para que ela aconteça três fatores devem estar presentes: deve haver pelo menos dois metais com potenciais elétricos suficientemente diferentes; deve existir um meio em contato com os metais capaz de conduzir íons, chamado de eletrólito; deve existir contato elétrico entre os metais; Quando todos estes fatores existem, reações anódicas e catódicas acontecem simultaneamente e ocorre a corrosão [47].

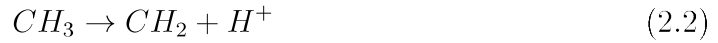
Uma das formas de deterioração mais danosas é a corrosão sob tensão (CST), que acontece quando um componente está em contato com um meio corrosivo e ao mesmo tempo submetido à tensões provenientes de esforços mecânicos ao longo de sua operação ou tensões residuais oriundas de outros processos, como a soldagem durante a fabricação. Caracteriza-se como CST quando um componente falha prematuramente devido à coexistência do dois fatores citados anteriormente, quando nenhum dos dois sozinho seria capaz de produzir o defeito. A característica de uma falha por CST consiste na iniciação da trinca na superfície do material e propagação transversal à direção dos esforços. Pode ocorrer de forma inter ou transgranular dependendo das condições metalúrgicas [28, 48, 49].

2.5 Fragilização pelo H₂S

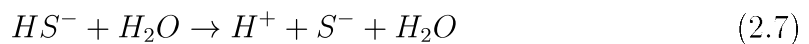
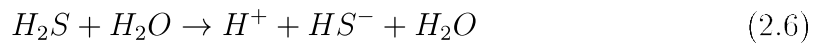
Durante o processo de injeção de CO₂, vários outros gases estão presentes por consequência da etapa de tratamento de gases não ser completamente eficaz. Dentre esses gases, os mais prejudiciais para as estruturas de aço são os hidrocarbonetos e o sulfeto de hidrogênio.

Os hidrocarbonetos podem reagir conforme as seguintes equações, liberando H⁺:





Já o sulfeto de hidrogênio pode ser dissolvido em água e formar uma solução ácida, essa solução aquosa contendo enxofre têm grande capacidade para gerar corrosão em aços, dependendo das condições do meio e tende a se intensificar conforme o pH decresce, a partir de pH = 6. A corrosão em pH suficientemente baixo acontece pois existe a interação entre o ferro metálico, a água e o sulfeto de hidrogênio, conforme mostram as equações abaixo [50]:



A combinação das equações 2.5, 2.6 e 2.8 forma a equação global de corrosão do ferro pelo sulfeto de hidrogênio:



Na prática, outros produtos podem ser formar como FeS_2 , Fe_7S_8 e Fe_9S_8 dependendo do pH, da pressão parcial de H_2S e da concentração de cloretos. A taxa de corrosão de aços na presença de H_2S pode ser alta (maior que 2,5 mm/ano) e geralmente apresentam pites e outras formas de corrosão localizada. Foi encon-

trado que aço baixa liga contendo mais que 1,0% de níquel são mais susceptíveis ao trincamento por H_2S que aço que não contém níquel, como mostra a figura 2.15 [50].

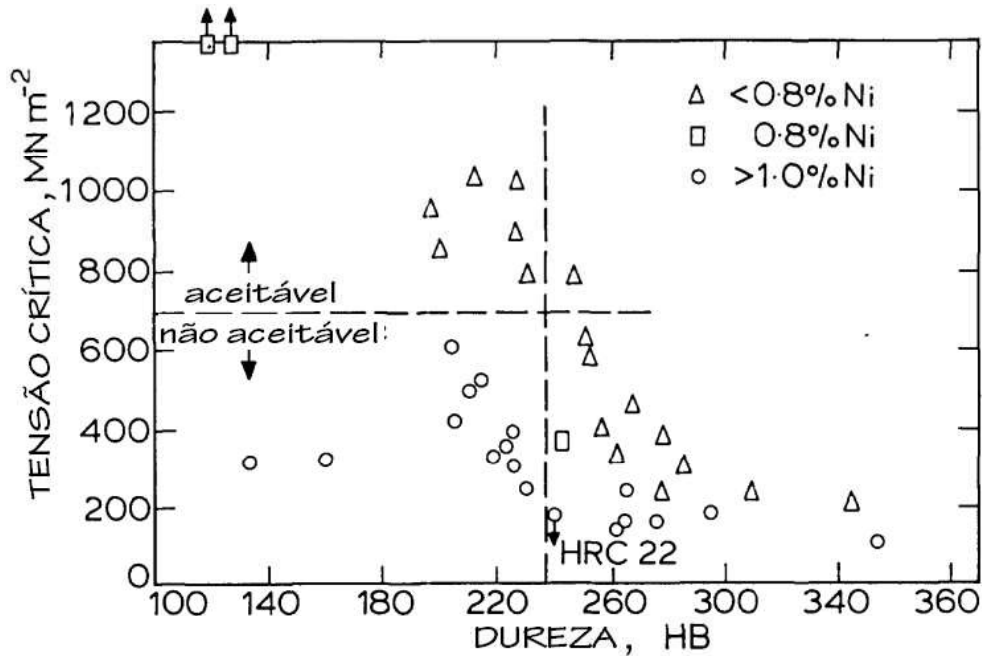


Figura 2.15: Efeito da quantidade de Ni sobre a susceptibilidade à trinca por H_2S . Adaptado de [50].

Outros autores também mostraram que aços com teor maior do que 1% de níquel são susceptíveis a fragilização causada por sulfeto para durezas bem abaixo de 22 RC. Uma das explicações para isso é o fato de existir martensita não revenida, que mesmo em baixas pressões parciais de H_2S pode sofrer corrosão sob tensão. Este fato mostra que deve haver uma maior atenção para serviços que envolvem o contato com H_2S [51–53].

2.6 Modelo analítico para análise de tensões

Com a evolução da tecnologia e o conseqüente uso de computadores com grandes capacidades de processamento, passou-se a executar simulações computacionais para diminuir a quantidade de ensaios físicos, que normalmente são muito caros ou demandam muito tempo. Essas simulações são feitas através do MEF. Isso nada mais

é que tentar representar a realidade em um ambiente virtual e reproduzir resultados próximos dos que seriam obtidos em um ensaio real. Neste caso, há um interesse em calcular os campos de tensão e deformação de um teste de flexão. Quando a deformação do sólido atinge a zona plástica, equações lineares não são suficientes para a resolução em questão. Neste caso, o uso de simulações pelo MEF torna-se essencial [54].

Existem várias metodologias para a resolução de problemas de engenharia, que geralmente passam por um modelo analítico, um método numérico e experimentos reais para validação dos resultados. Uma vez que o método numérico foi validado, a quantidade de experimentos pode ser drasticamente minimizada. Para iniciar o modelo analítico, é necessário o conhecimento do diagrama de corpo livre (DCL) do problema a ser solucionado, fazer aproximações que tornem os cálculos possíveis, porém sem perder a essência da problematização. Para este estudo especificamente, os simples cálculos para vigas em duas dimensões são suficientes. Depois, cria-se o modelo geométrico com dimensões próximas das reais, aplica-se as propriedades dos materiais, cria-se a malha, aplica-se as condições de contorno e faz-se testes de convergência. Caso os resultados tendam ao resultado do teste experimental, pode-se dizer que o modelo numérico está calibrado [55]. O modelo criado neste trabalho teve como referência inicial o estudo de [56].

Cálculos

O modelo geométrico simplificado criado para representar o ensaio de flexão em quatro pontos está esquematizado na figura 2.16. Pela simetria de carga e de geometria, pode-se fazer uma simplificação para realizar todos os cálculos apenas em duas dimensões.

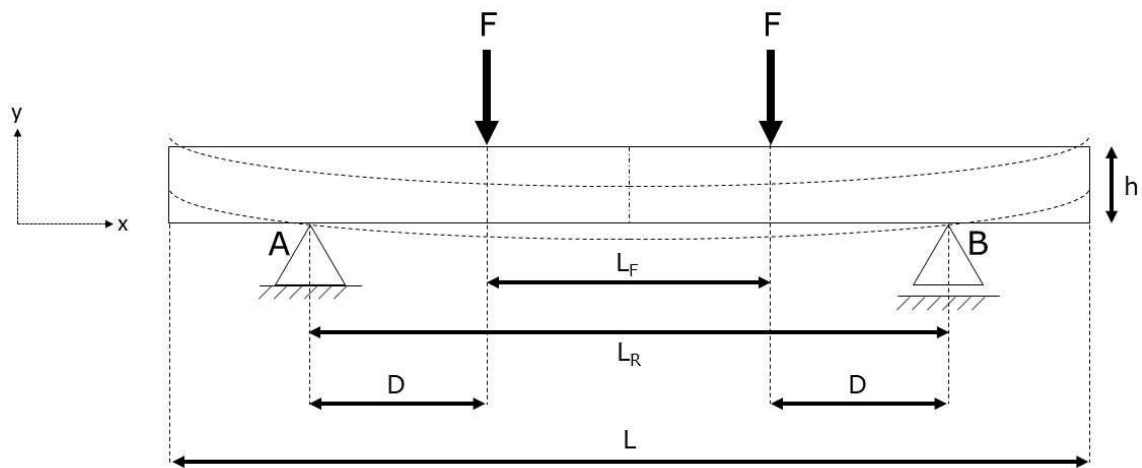


Figura 2.16: Modelo geométrico simplificado para flexão em quatro pontos

Nesta situação, utilizou-se dois suportes, um tipo pino e outro de rolete, já que os graus de liberdade de rotação são livres, porém pode haver pequenos deslizamentos entre a viga e um suporte. Duas forças de igual módulo, direção e sentido foram aplicadas, simétricas em relação ao plano médio da viga.

As equações a seguir foram elaboradas para estimar o valor da força aplicada em cada ponto. O objetivo de calcular a magnitude da força através de valores de tensão é obter as curvas de deflexão.

A relação entre as dimensões é:

$$D = \frac{(L_R - L_F)}{2} \quad (2.9)$$

Faz-se necessário o cálculo de três resultantes, uma vertical e uma horizontal no primeiro suporte (pino) e outra vertical no segundo suporte (rolete), H_a , V_a e V_b , respectivamente, como mostrado na figura 2.17.

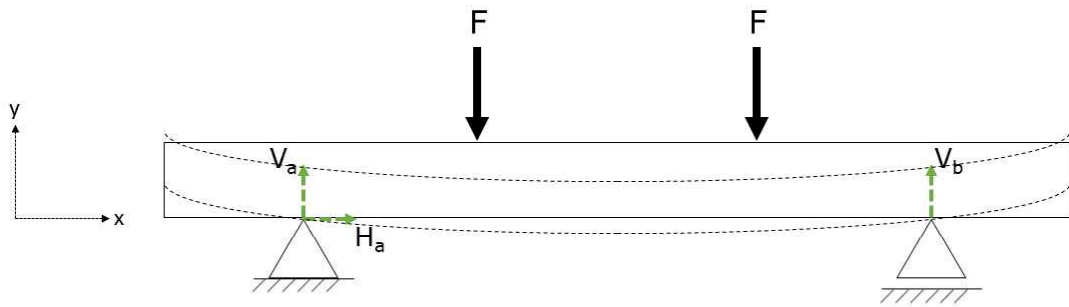


Figura 2.17: Modelo geométrico simplificado para flexão em quatro pontos, destacando as reações nos apoios

Por se tratar de uma condição de carregamento que pode ser aproximada pela estática, o somatório de todas as forças e todos os momentos em todas direções deve ser igual a zero:

$$\sum F_x = 0 \Rightarrow H_a = 0 \quad (2.10)$$

$$\sum F_y = 0 \Rightarrow V_a + V_b = 2 \cdot F \quad (2.11)$$

$$\sum M_a = 0 \Rightarrow V_a \cdot 0 + F \cdot D + F \cdot (L_F + D) - V_b \cdot L_R = 0 \quad (2.12)$$

$$\boxed{V_b = F = V_a} \quad (2.13)$$

Quando se tem uma viga em flexão pura, existem duas zonas importantes para cálculo de tensões, uma é a região compressiva, neste caso acima da linha neutra e crescente na direção contrária a aplicação das forças, e outra região trativa, simétrica em relação ao eixo X . Neste exemplo, vamos avaliar a seção que está a 4 mm do plano de simetria da viga. Isso porque é onde foi colado o *strain gage*, mais especi-

ficamente na região trativa. Foi aplicado um deslocamento tal que se obtivesse 80% do limite de escoamento do metal de base, ilustrada por σ_{80} na figura 2.18. Para uma simplificação ainda maior, pode-se considerar metade da viga, como se o centro estivesse engastado e com a aplicação de duas forças, uma na posição e direção onde realmente já havia uma força e outra na posição onde o rolete se encontrava, porém em sentido contrário. Para calcular as equações de momento e de esforço cortante, faz-se necessária a separação do problema em três partes: a primeira da posição do engaste até a primeira força F ($0 \leq x \leq L_F/2$); a segunda entre a primeira força e segunda ($L_F/2 \leq x \leq L_R/2$); a última da segunda força até o final da viga ($L_R/2 \leq x \leq L$), usando como referência a figura 2.16.

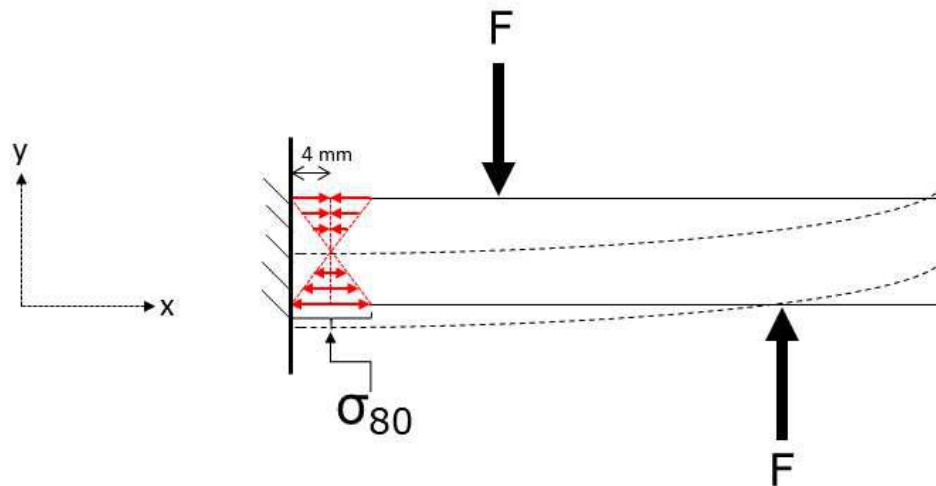


Figura 2.18: Modelo geométrico simplificado para flexão em quatro pontos, frisando as regiões de compressão e tração deslocadas 4 mm do centro somente na metade da viga

De acordo com a equação Momento-Curvatura da teoria de vigas, temos a seguinte relação:

$$\sigma_x = -\frac{(M \cdot y)}{I} \quad (2.14)$$

Onde I é o momento de inércia da viga e σ_x é a tensão na direção X calculada em cada ponto da altura Y da viga. Para calcularmos o momento a uma distância

de 4 mm do centro da viga, temos:

$$\sum M_{4mm} = 0 \Rightarrow M_{4mm} = F \cdot \left(\frac{L_F}{2} - 4\right) - F \cdot \left(\frac{L_R}{2} - 4\right) \quad (2.15)$$

Por fim, usando as equações 2.14 e 2.15, chegamos a expressão final entre força e tensão para aquela região (2.16). Com esta relação de força pode-se encontrar o valor de deflexão máxima (0,708 mm).

$$F = -\frac{\sigma_{80} \cdot I}{D \cdot y} \quad (2.16)$$

A metodologia deste tipo de ensaio é regida pelas normas NACE TG 494 e ISO 16540. Já a norma NACE TM0316-2016 descreve a metodologia para testes padrões para materiais designados para aplicações *Oil and Gas*. Esta última, além de descrever como deve ser realizado o ensaio, expõe uma equação para o cálculo da deflexão máxima para testes dentro do regime elástico, descrito na equação 2.17 [57].

$$Y = \frac{\sigma \cdot (3 \cdot H^2 - 4 \cdot A^2)}{12 \cdot E \cdot t} \quad (2.17)$$

A equação acima usa os parâmetros da figura 2.19 e E é o módulo de elasticidade do material. O valor de deflexão máxima com esta relação é de 0,671 mm, revelando um erro de 5,51% em relação à equação 2.16.

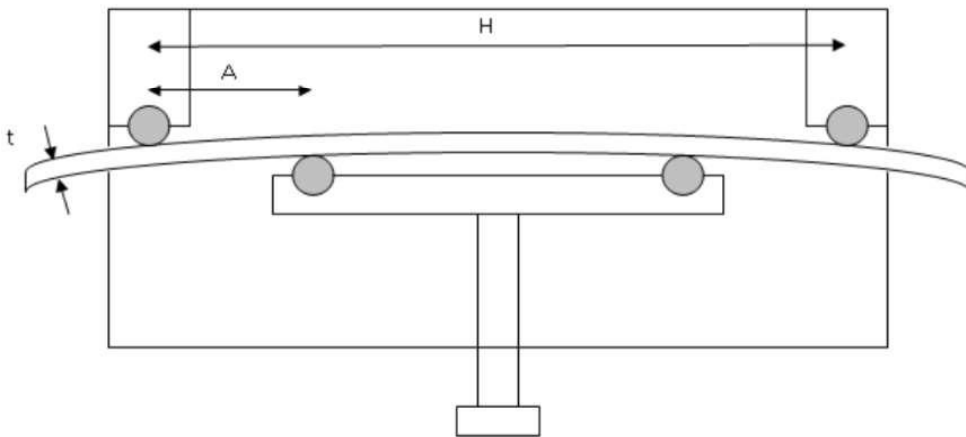


Figura 2.19: Parâmetros geométricos do ensaio de flexão pela NACE TM0316 [57].

Capítulo 3

Materiais e métodos

Neste capítulo, os métodos escolhidos para análises do problema e suas razões são discutidos bem como os materiais envolvidos e os procedimentos para a preparação das amostras para cada ensaio.

3.1 Materiais

Os materiais usados para este estudo foram o aço 9%Ni e o inonel 625, extraídos de tubos usados no transporte de CO₂. Esses tubos não têm soldas longitudinais, porém são soldados circunferencialmente através dos processos GTAW na raiz e GMAW no preenchimento do chanfro.

Preparação dos corpos de prova

Foram retirados corpos de prova para ensaio de tração uniaxial para obtenção das curvas tensão vs. deformação, tanto do metal base quanto do metal de solda, para servir de *input* na análise pelo MEF. Além disso, nove corpos de prova foram preparados para ensaios de flexão em 4 pontos em meio corrosivo. Estes testes foram feitos em triplicata.

Os corpos de prova para tração foram retirados conforme ilustra o esquema da figura 3.1. Foram removidos dois corpos de prova com metal base e mais dois para avaliar as propriedades mecânicas da solda. Os corpos de prova com a solda

devem ter um rebaixo para que as tensões durante o ensaio sejam concentradas majoritariamente na solda.

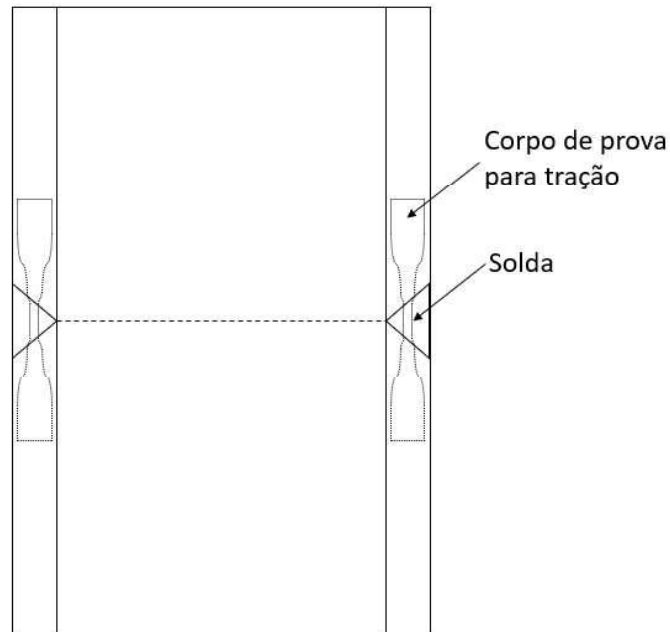


Figura 3.1: Esquema mostrando como os corpos de prova para tração foram retirados dos tubos

Já os corpos de prova para flexão em meio corrosivo foram retirados dos tubos conforme ilustra a figura 3.2. Depois disso, usinou-se para que as faces em contato com o rolos estivessem paralelas, porém decidiu-se manter a raiz da solda para análise. Foram preparadas nove amostras, três sem tratamento térmico, três com um tratamento térmico e três com duplo tratamento térmico. A tabela 3.1 sintetiza as amostras com seus respectivos códigos e os dados dos seus tratamentos térmicos.

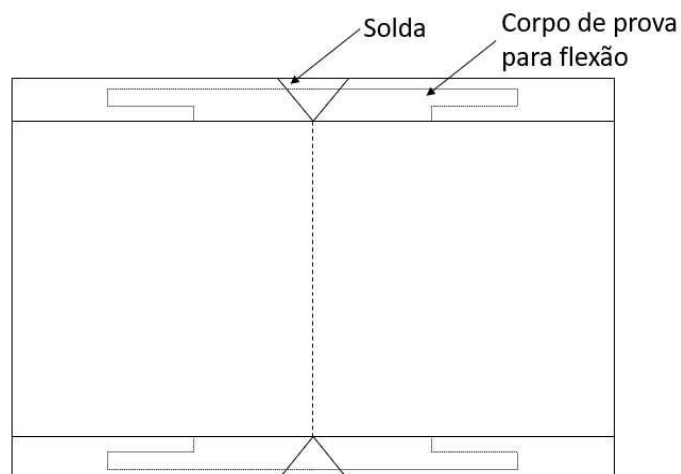


Figura 3.2: Esquema ilustrando como os corpos de prova para flexão foram retirados dos tubos

Tabela 3.1: Nomenclatura das amostras e seus respectivos tratamentos térmicos

Corpo de prova	Tratamento térmico
74/18-1	4 horas a 600 °C
74/18-2	
74/18-3	
74/18-4	Sem tratamento térmico
74/18-5	
74/18-6	
74/18-7	2 horas a 585 °C + 3 horas a 535 °C
74/18-8	
74/18-9	

3.2 Métodos

A metodologia para obtenção dos resultados levou em consideração os objetivos citados no capítulo 1 para obtenção de resultados suficientemente satisfatórios para posterior conclusão. Foram realizados ensaios mecânicos, tanto para inserção de dados nas análises pelo MEF quanto para a definição de um limite de tensão durante

o serviço dos tubos. Além disso, foram feitas análises macro e micrográficas dos corpos de prova.

Tração uniaxial

Os ensaios de tração foram feitos conforme a norma ASTM E8/E8M 16a a uma taxa de deslocamento de 0,20 mm/min com célula de carga de 100 kN. A máquina usada foi uma Emic linha DL. A figura 3.3 é uma macrografia dos corpos de prova para obtenção das propriedades mecânicas da solda antes do teste, sendo os dois de cima do metal de base e os dois de baixo com rebaixo para análise da solda.



Figura 3.3: Corpos de prova usados para ensaio de tração

Flexão em 4 pontos em meio corrosivo

Para uma análise mais completa sobre corpos de prova que sofrem flexão, são feitos ensaios de flexão em 4 pontos. Esse ensaio pode ser reproduzido ao ar ou em ambiente corrosivo, que é o caso do presente estudo.

Para avaliar se haveria o surgimento de trincas da tubulação quando submetida

a esforços flexivos em serviço, foram realizados testes de flexão em 4 pontos em meio corrosivo. A solução usada para o teste segue a norma NACE TM0284. Optou-se por deixar a raiz da solda por ser uma região crítica e também porque na montagem de um gasoduto não se retira essa parte por questões produtivas. As condições de ensaio foram: 8000 ppm de H₂S; pH = 3,0 ±0,2; temperatura = 24 °C; corpos de prova tensionados para atingirem 80% do limite de escoamento; tempo total de 720 horas. A figura 3.4 mostra como é a montagem de um teste, sendo os suportes constituídos de poliéster éter cetona (PEEK) [57, 58].

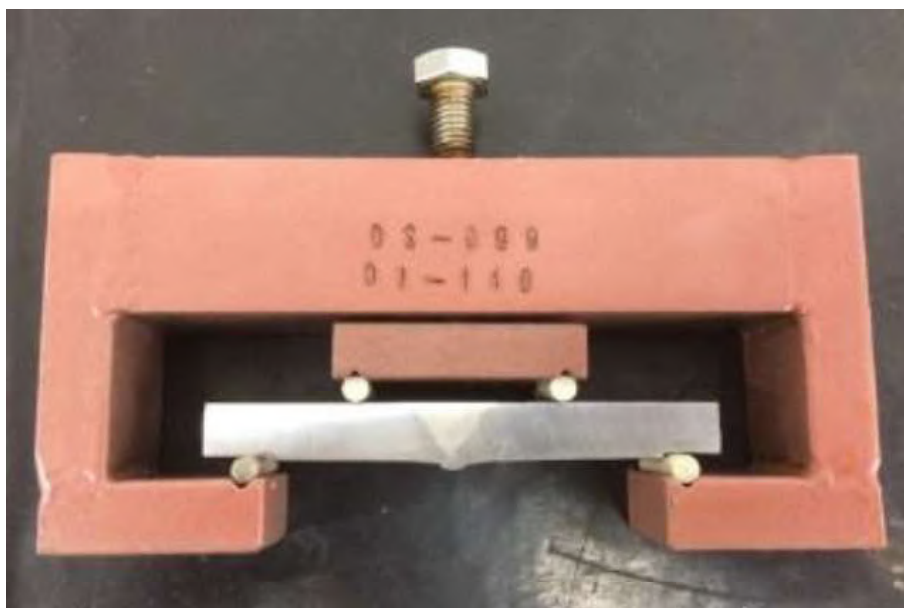


Figura 3.4: Foto da montagem de um ensaio de flexão em 4 pontos (relatório 4-point sourtec)

Nesse momento, faz-se o uso de *strain gages* (SG) do tipo T de 2 mm alinhados longitudinalmente ao corpo de prova, colados entre 3 mm e 5 mm a partir da raiz da solda, segundo a norma NACE TM0316. A tabela 3.2 informa o nível de tensão aplicada em cada corpo de prova.

Tabela 3.2: Tensão aplicada durante o ensaio de flexão em 4 pontos (relatório 4-point sourtec)

Corpo de prova	Tensão aplicada [MPa]	Limite de escoamento [MPa]
74/18-1	521,0	649,54
74/18-2	519,0	
74/18-3	518,9	
74/18-4	564,7	703,33
74/18-5	567,3	
74/18-6	563,7	
74/18-7	461,3	578,37
74/18-8	463,9	
74/18-9	462,9	

Após aplicação de tensão, os SG foram removidos com acetona e então os dispositivos foram posicionados dentro da célula de teste. A figura 3.5 mostra a célula de ensaio utilizada durante o teste. A solução foi desaerada previamente durante 1 hora com argônio. A célula de ensaio foi fechada com as amostras no seu interior e então desaerada com argônio. Após a desaeração da célula de ensaio, a solução desaerada previamente foi transferida para a célula. Após a transferência, a solução de ensaio foi desaerada até alcançar oxigênio dissolvido menor que 10 ppb e então foi medido o pH para início da saturação com gás de trabalho. A saturação com o gás de trabalho foi realizada por 1 hora/L de solução com vazão de 100 ml/min. de gás, medida através de rotâmetro. O tempo total de teste foi de 720 horas. Ao final do teste, as amostras foram limpas com acetona. A figura 3.6 mostra como os corpos de prova foram colocados dentro da célula de teste.

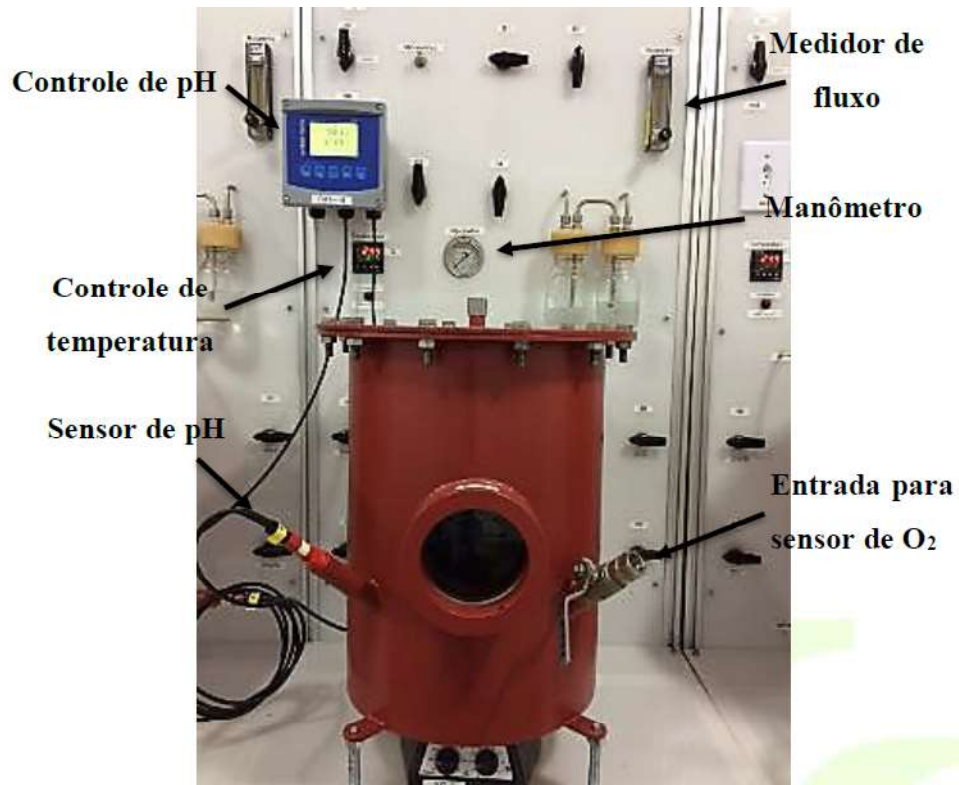


Figura 3.5: Foto da célula usada para realizar os testes de flexão imersos em meio corrosivo (relatório 4-point sourtec)



Figura 3.6: Foto dos corpos de prova posicionados dentro da célula de teste (relatório 4-point sourtec)

Inspeção visual por líquido penetrante (LP)

Um dos métodos mais usados para a identificação de trincas superficiais é a inspeção por líquido penetrante. Para realização deste teste deve-se limpar as superfícies, aplicar o líquido penetrante, esperar cerca de 15 minutos, lavar com água e por fim, aplicar o revelador.

Como este ensaio é baseado no fenômeno de capilaridade para detecção de trincas, alguns fatores podem mascarar possíveis descontinuidades como a existência de rebarbas provenientes dos cortes e marcas de usinagem na mesma face em contato com a raiz da solda, que são feitos para melhor alinhamento dos tubos no momento da soldagem.

Análise pelo método dos elementos finitos (MEF)

Consoante com a literatura, vários autores fazem o uso do MEF para simulações sob flexão. Isso porque é um dos métodos mais assertivos e mais difundidos para estudos sobre comportamento mecânico. Leonard R. Herrmann e Shiro Kobayashi realizaram pesquisas sobre a flexão de placas através do MEF. Já A. Hillerborg produziu pesquisas sobre a formação de trincas e seu crescimento por meio do MEF [59–61].

Visto que a metodologia seguida é bem aceita no mundo acadêmico, seguimos nossa análise de acordo com as equações 2.16 e 2.17. Foi calculada a deflexão máxima atingida durante o ensaio de flexão, representado por Y na tabela 3.3.

Tabela 3.3: Cálculo do valor da força F

σ_{80}	565,23 MPa
A	25,00 mm
H	100,00 mm
E	192,93 GPa
t	10,00 mm
Y	-0,671 mm

Os dados dos materiais inseridos para análise estão disponíveis nas tabelas 3.4 e 3.5 e nas figuras 3.7 e 3.8, conforme os resultados obtidos nos testes de tração do metal de base e do metal de solda (3.3). Foi inserida a propriedade de endurecimento multilinear isotrópico para cálculos de plasticidade em ambos materiais.

Tabela 3.4: Propriedades mecânicas do 9Ni usadas na AEF

Limite de escoamento	703,33 MPa
Módulo de elasticidade	192,93 GPa
Módulo de cisalhamento	74,26 GPa
Coefficiente de Poisson	0,299

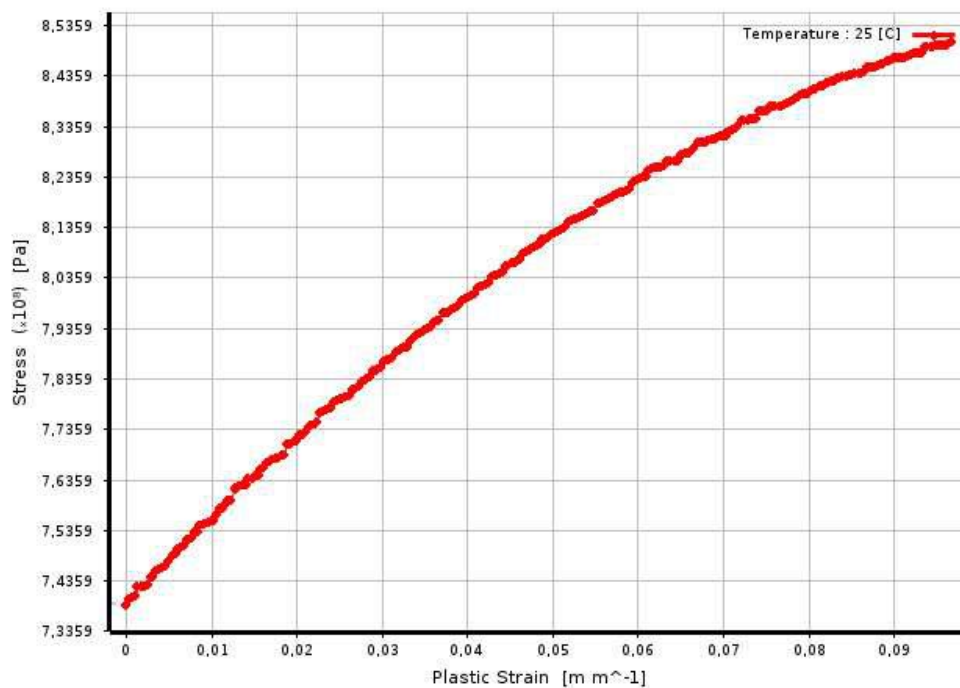


Figura 3.7: Curva tensão x deformação plástica do aço 9Ni

Tabela 3.5: Propriedades mecânicas do Inconel 625 usadas na AEF

Limite de escoamento	502,65 MPa
Módulo de elasticidade	207,50 GPa
Módulo de cisalhamento	81,06 GPa
Coefficiente de Poisson	0,280

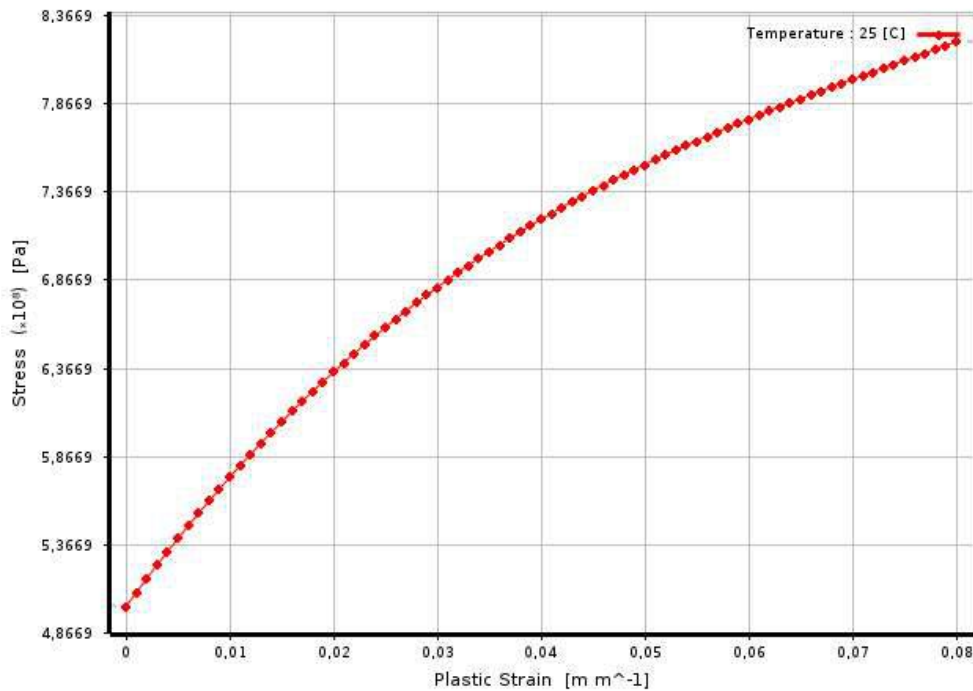


Figura 3.8: Curva tensão x deformação plástica do inconel 625

Antes de iniciar a modelagem proposta, fez-se uma calibração da simulação através de um corpo prismático. O objetivo desta calibração foi chegar no mesmo valor de tensão usado durante o teste físico aplicando a deflexão máxima calculada. A figura 3.9 mostra como a geometria inicial foi tratada e a malha utilizada, que passou por um refinamento posterior. Vale salientar que o deslocamento dos rolos são diferentes do valor calculado, que serve apenas para o centro da viga. Para tal problema, foi feito um cálculo de proporcionalidade para verificar o quanto os rolos se movimentariam no eixo Y. Por este motivo, não se espera chegar a um resultado exato, porém resultados perto 95% seriam satisfatórios.

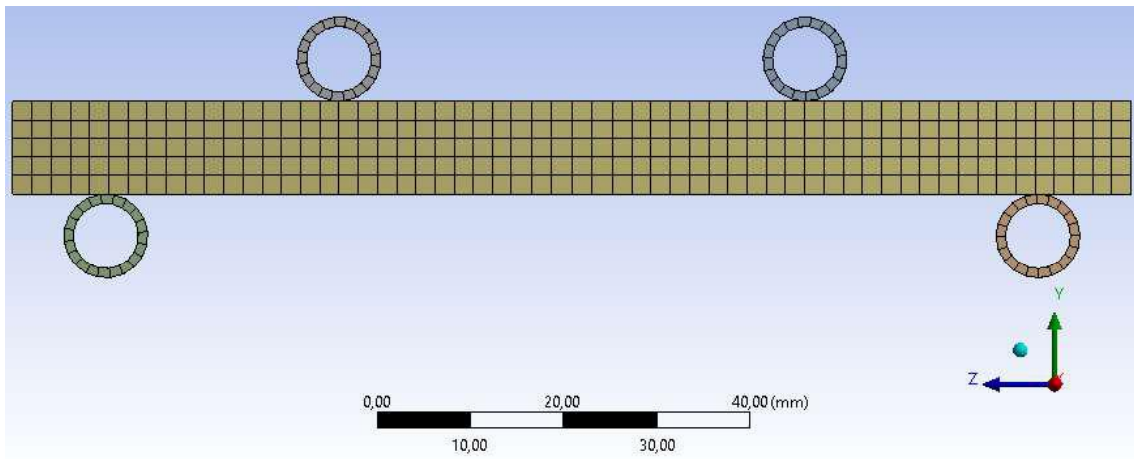


Figura 3.9: Simulação pelo MEF de uma barra prismática sob flexão

De acordo com o valor de deflexão máximo calculado anteriormente, aplicou-se um deslocamento nos rolos superiores de 0,495 mm para que se atingisse o deslocamento máximo real obtido, de 0,671 mm. A figura 3.10 mostra que o deslocamento máximo durante a simulação foi de 0,674 mm, apenas 0,003 mm diferente da real.

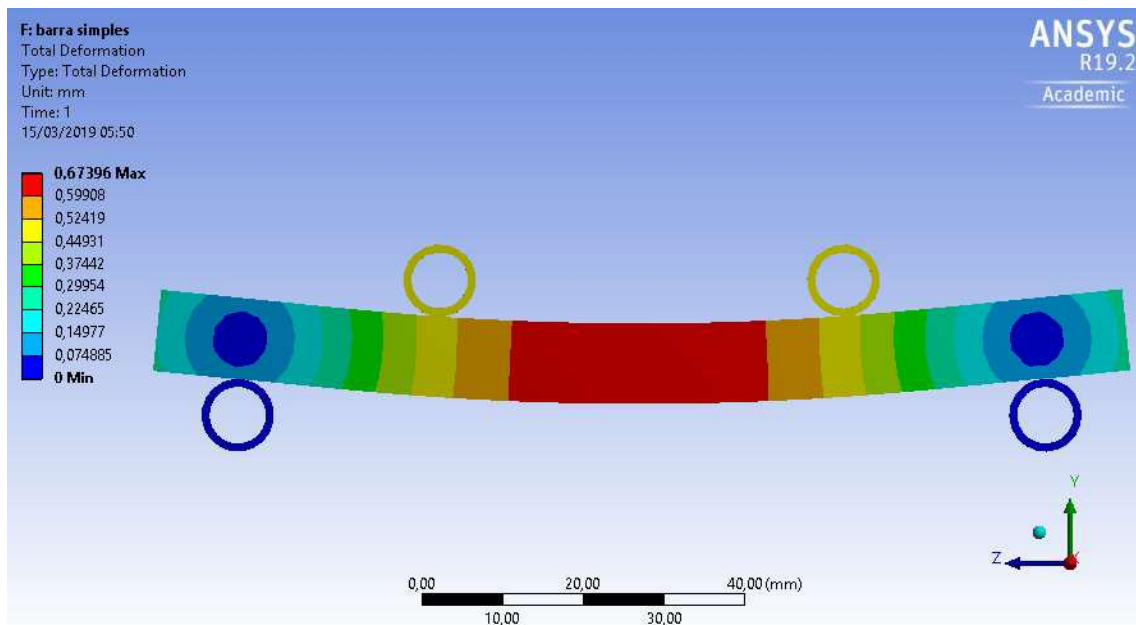


Figura 3.10: Espectro de deslocamento durante a simulação pelo MEF de uma barra prismática sob flexão

Seguindo para a análise das tensões, separou-se as regiões equivalentes às que os *strain gages* foram colados nos testes reais para uma análise comparativa mais precisa. Pode-se observar na figura 3.11 que a tensão atingida na região destacada foi próxima de 580 MPa, não estando muito distante dos 565 MPa aplicados durante o ensaio físico.

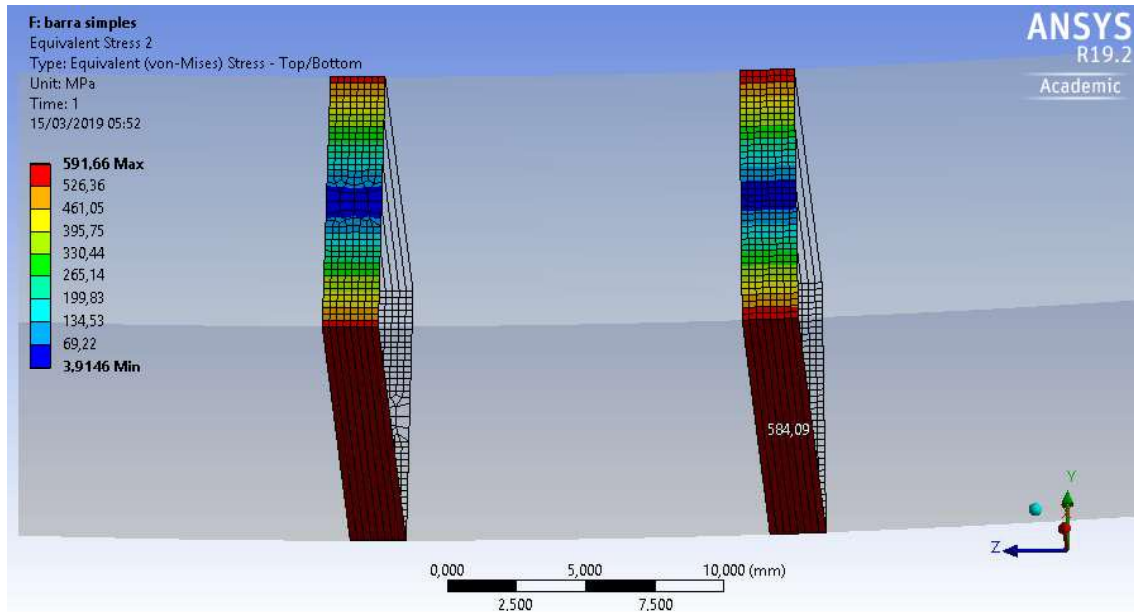
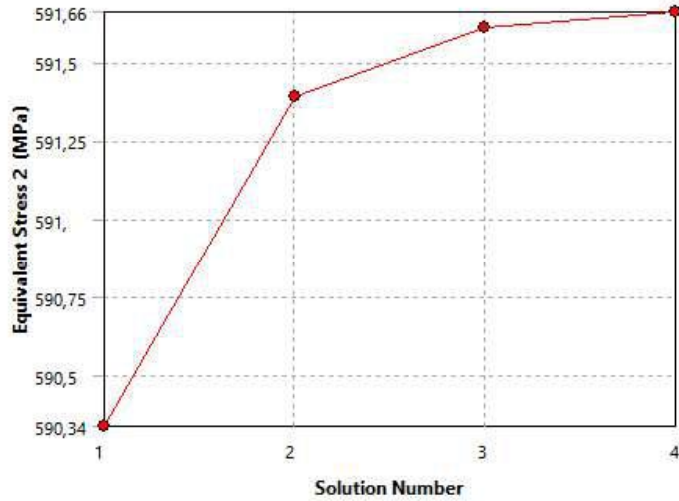


Figura 3.11: Distribuição das tensões na região dos strain gages

Para garantir que não houvesse nenhuma singularidade durante os cálculos computacionais, foi feito um teste de convergência através do refino da malha. Pode-se observar na figura 3.12 que com apenas três incrementos na quantidade de nós e elementos obteve-se uma discrepância da ordem de 0,008% e entre os valores de tensão. Outro fator importante a ser analisado é se a tensão máxima flutua bruscamente entre pontos distintos da geometria, que neste caso não ocorreu.



	Equivalent Stress 2 (MPa)	Change (%)	Nodes	Elements
1	590,34		1065	922
2	591,39	0,17803	1279	1124
3	591,61	3,6622e-002	1755	1584
4	591,66	8,7813e-003	2827	2638

Figura 3.12: Teste de convergência de tensão

Para sintetizar os resultados obtidos durante a calibração deste modelo computacional, foi feita a tabela 3.6. Pode-se observar que o erro entre o modelo de calibração e o valor real de tensão foi da ordem de 3%, sendo admissível devido a inexactidões do posicionamento dos *strain gages*, imprecisões de sua própria medida, mas principalmente pelas diferenças geométricas entre o corpo de prova real e a barra prismática.

Tabela 3.6: Resultados obtidos durante a simulação do corpo prismático

Propriedade	Valor
σ_{max}	584,85 MPa
σ_{min}	581,28 MPa
σ_{med}	583,07 MPa
σ_{real}	565,23 MPa
<i>Erro</i>	3,16%

Capítulo 4

Resultados e Discussões

A primeira etapa da investigação das amostras que passaram pelos testes de flexão em meio corrosivo sobre o surgimento de trincas foi feita através da inspeção visual por líquido penetrante. Este tipo de inspeção foi escolhido por ser uma método que detecta pequenas descontinuidades superficiais, já que a corrosão sob tensão gera a iniciação de trinca na superfície do material.

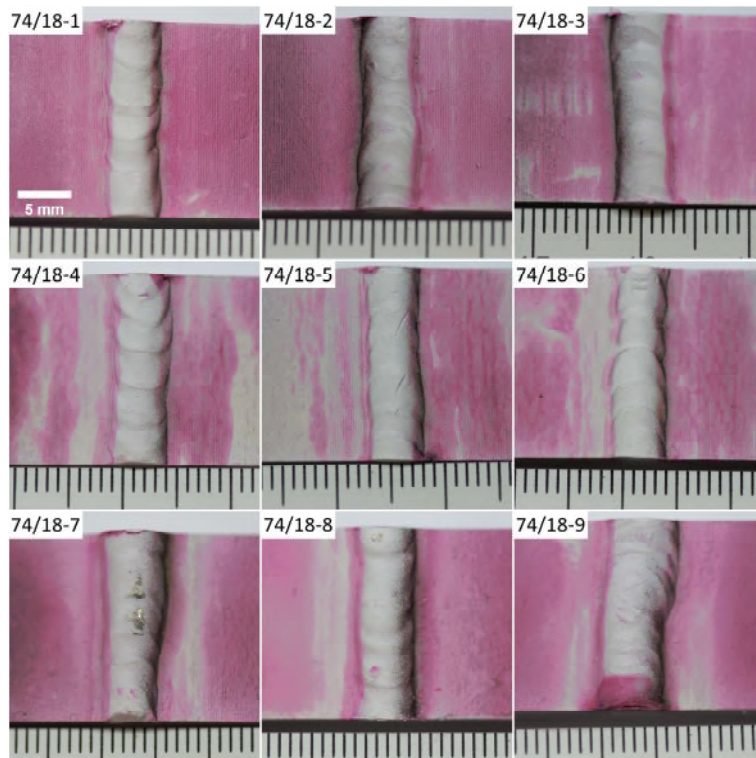


Figura 4.1: Macrografia dos corpos de prova após líquido revelador

Entretanto, baseando-se apenas nesse tipo de inspeção, percebe-se que as amostras não apresentaram trincas na região da raiz da solda, nas localidades adjacentes ou nas cavidades entre passes. A figura 4.1 mostra em detalhe que não se encontrou trincas visíveis. As marcas das bordas são devido à rebarba dos cortes e algumas pequenas marcas na raiz da solda não foram consideradas trincas mas sítios de corrosão como será explicado em seguida.

Além desta, outras análises foram feitas como macrografia e micrografia. Para isso, as amostras foram cortadas no centro, na direção longitudinal. A espessura da ferramenta de corte foi considerada de modo que o corte mostrasse exatamente o centro da amostra, que é uma região de interesse por estar em estado plano de deformações, mas ainda sim conservando a simetria do corpo de prova. Depois da etapa de corte, foi feito o lixamento e polimento para análise macrográfica e uma etapa adicional de ataque químico foi executada para análise micrográfica.

A figura 4.2 mostra as figuras obtidas da macrografia. Pode-se ver que houve nucleação de pites e propagação de trincas em todas as amostras, com maior intensidade nos corpos de prova 74/18-1, 74/18-2 e 74/18-3. Já as amostras 74/18-4, 74/18-5 e 74/18-6 exibiram defeitos com menor recorrência, porém com comprimentos maiores que as demais. Vale ressaltar que as únicas amostras que não passaram por tratamento térmico são a 74/18-4, 74/18-5 e 74/18-6, como mostrado anteriormente na tabela 3.1. Todas as amostras apresentaram pites e propagação de trinca no limite entre a raiz do cordão de solda e o metal de base.

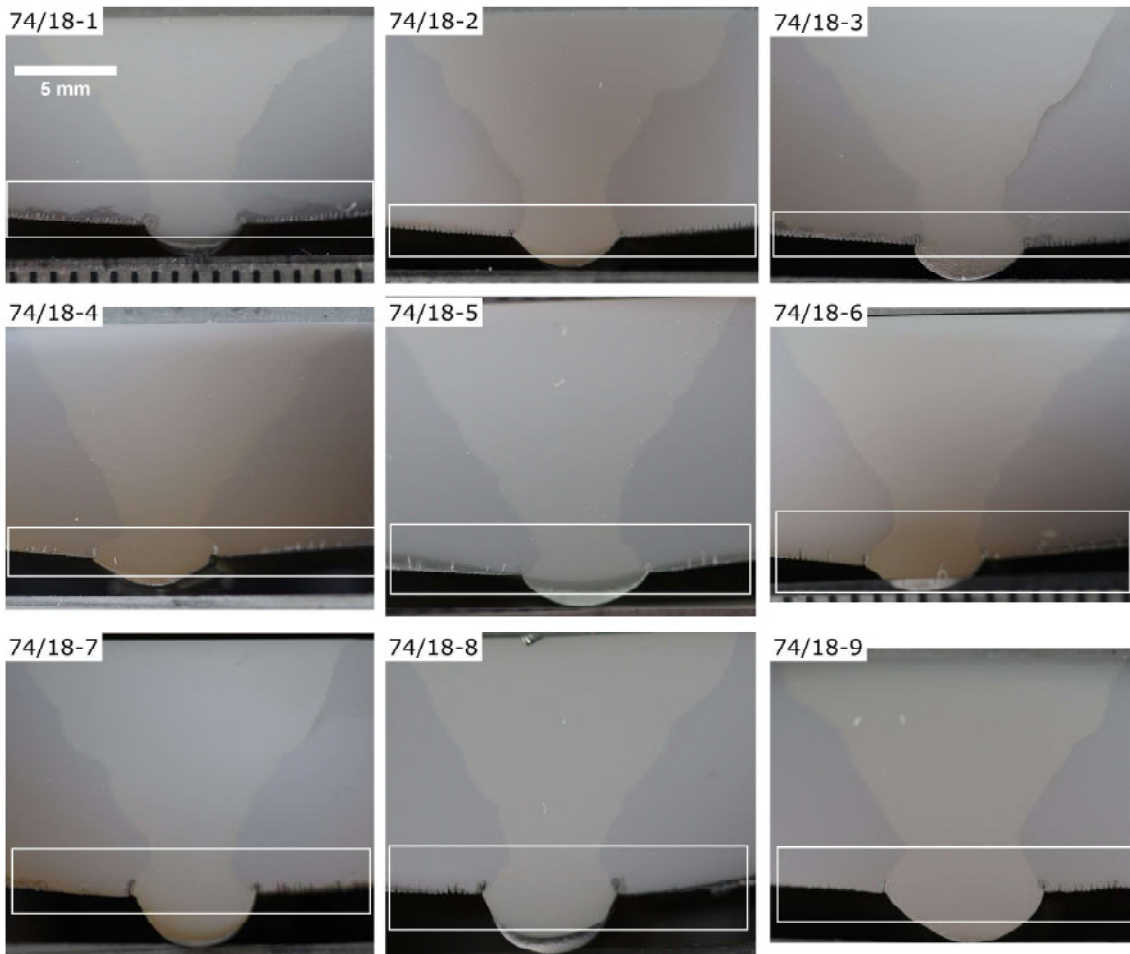


Figura 4.2: Macrografia do centro dos corpos de prova após corte

Para uma análise mais detalhada, a figura 4.3 exibe a amostra 74/18-3 com uma ampliação. Percebe-se que os pites adjacentes à linha de fusão são maiores e todos os outros pites seguem um padrão, tanto em comprimento quanto no espaçamento entre eles, como mostra a figura 4.3. Uma importante observação demonstra que existe uma correlação entre as marcas de usinagem dos corpos de prova e a nucleação dos pites. Em média, a distância entre os pites é da ordem de 220 micrômetros, aproximadamente, melhor visto na figura 4.4. Esta é a mesma distância entre os passes de usinagem, aproximadamente.

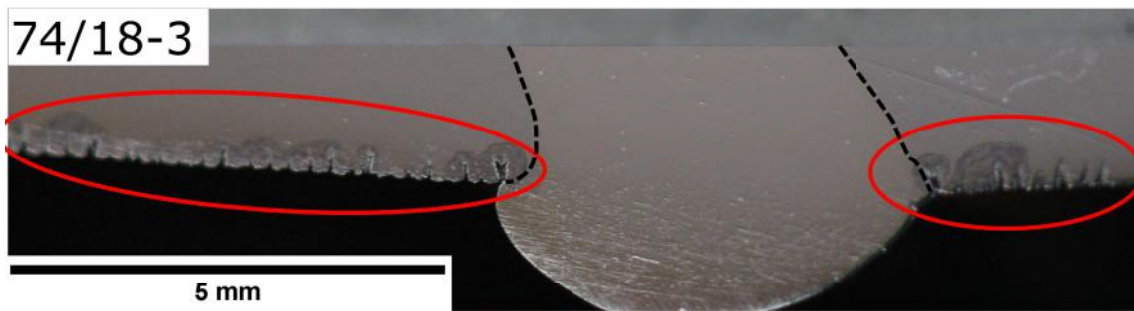


Figura 4.3: Macrografia ampliada na região das micro trincas

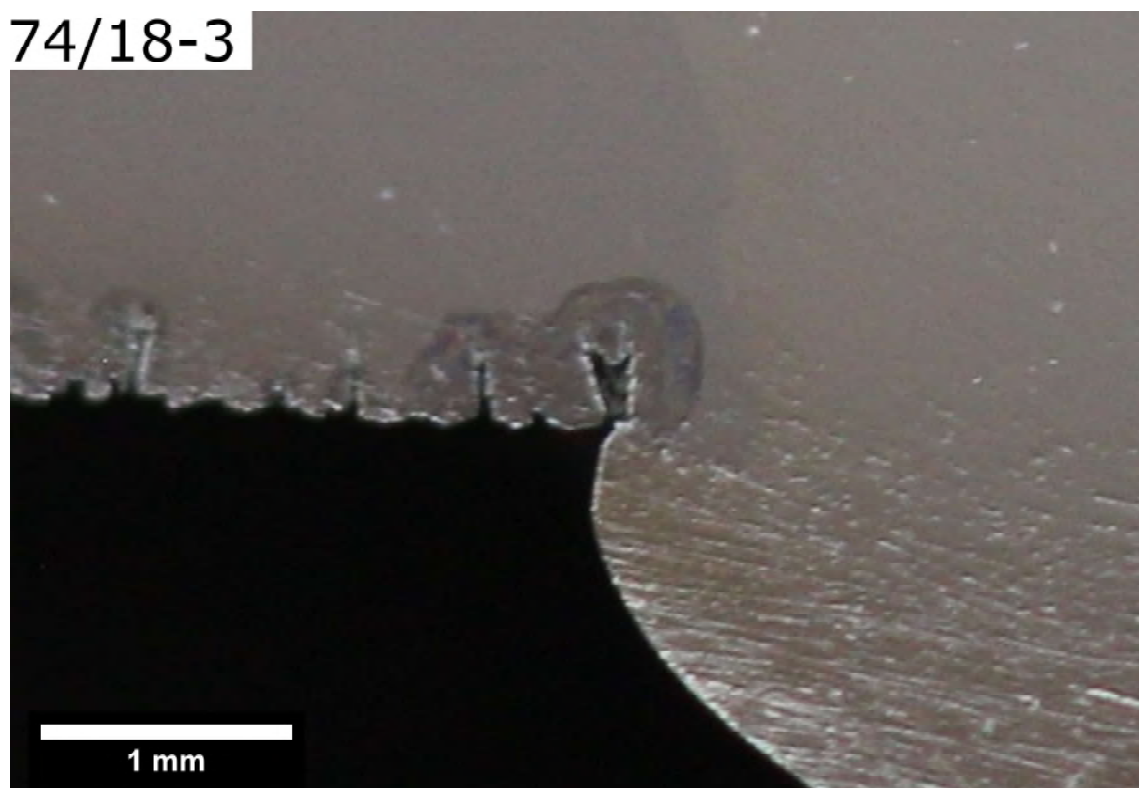


Figura 4.4: Macrografia da região do passe de raiz e entorno, focando no pite

Já a figura 4.5 exibe a região da raiz. Percebe-se que existem algumas marcas no centro do cordão, provavelmente causadas por corrosão localizada. Verifica-se também que as marcas de usinagem ao longo do corpo de prova têm em média 200 micrômetros entre um passe e outro. Logo, fica evidente que estas marcas formam regiões concentradoras de tensão críticas para o surgimento dos pites. Esta mesma

conclusão foi feita no estudo de A. Turnbull, onde houve uma maior propensão de início de *pitting* em locais defeituosos na superfície, como quinas e ranhuras mais profundas em amostras que foram usinadas [62].



Figura 4.5: Macrografia da região do passe de raiz e entorno, mostrando marcas de usinagem

Todas as nove amostras foram atacadas quimicamente com o agente nital 2% a analisadas por microscopia óptica, como mostra a figura 4.6. Pode-se notar a presença das bandas de segregação (linhas mais escuras) na direção longitudinal. Percebe-se que as linhas não estão exatamente horizontais, exibindo uma curvatura próxima à linha de fusão, isso mostra que de fato houve deformação plástica durante o teste de flexão. Além disso, pode-se verificar que as bandas de segregação são mais reveladas nas amostras que sofreram tratamento térmico (amostras 1 a 3 e 7 a 9).

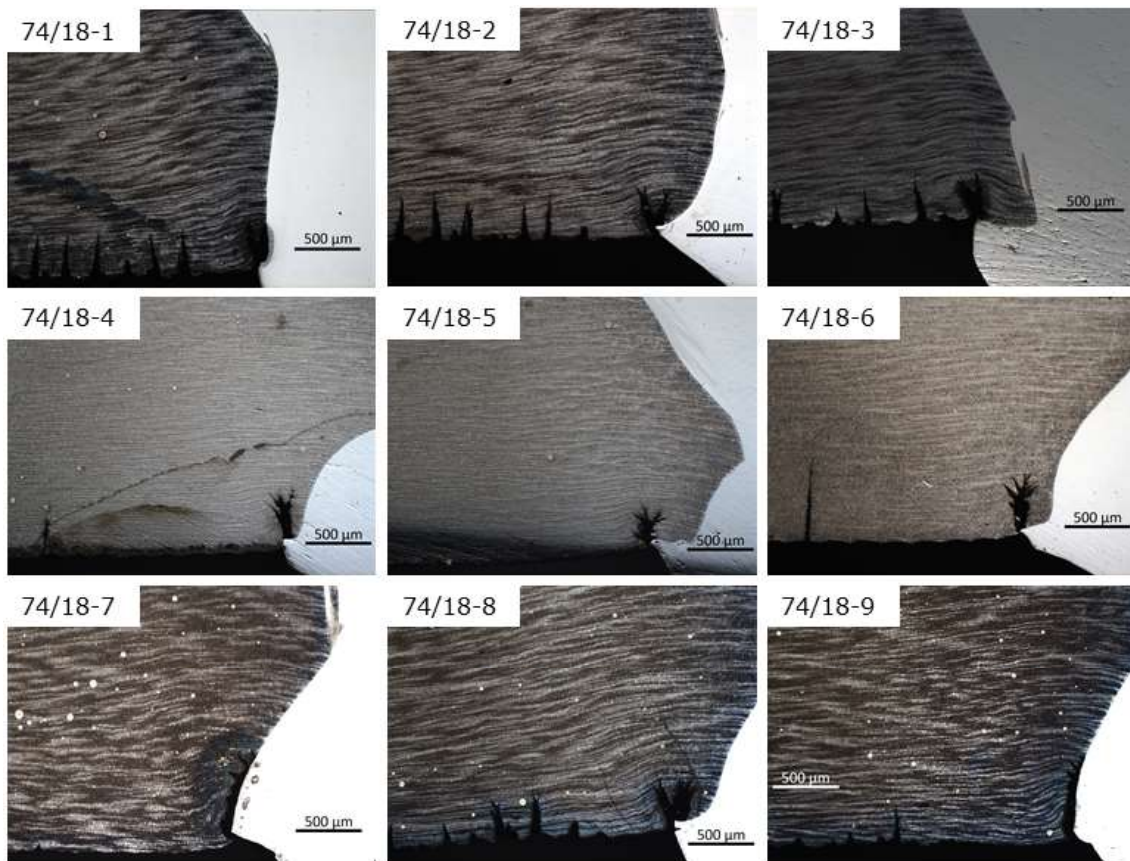


Figura 4.6: Micrografias das nove amostras da região contendo trincas

Uma análise mais ampliada, nas figuras 4.7, 4.8 e 4.10 mostra que a interface entre a raiz da solda e o metal base é a região concentradora de tensão mais intensa, onde o pite se inicia com mais severidade, seguido de propagação de trincas transversais à direção das tensões. Percebe-se também que quando há regiões com diferença de concentração de carbono (mais escuras e mais claras) existe uma menor resistência a corrosão, quando comparado com a amostra com microestrutura mais homogênea. Isso ocorre provavelmente pelo fato de regiões com maior concentração de carbono, gerarem zonas de composição heterogênea. Estas zonas heterogêneas representam localidades mais suscetíveis à CST por causa do gradiente químico, que posteriormente dariam início a propagação de trincas.

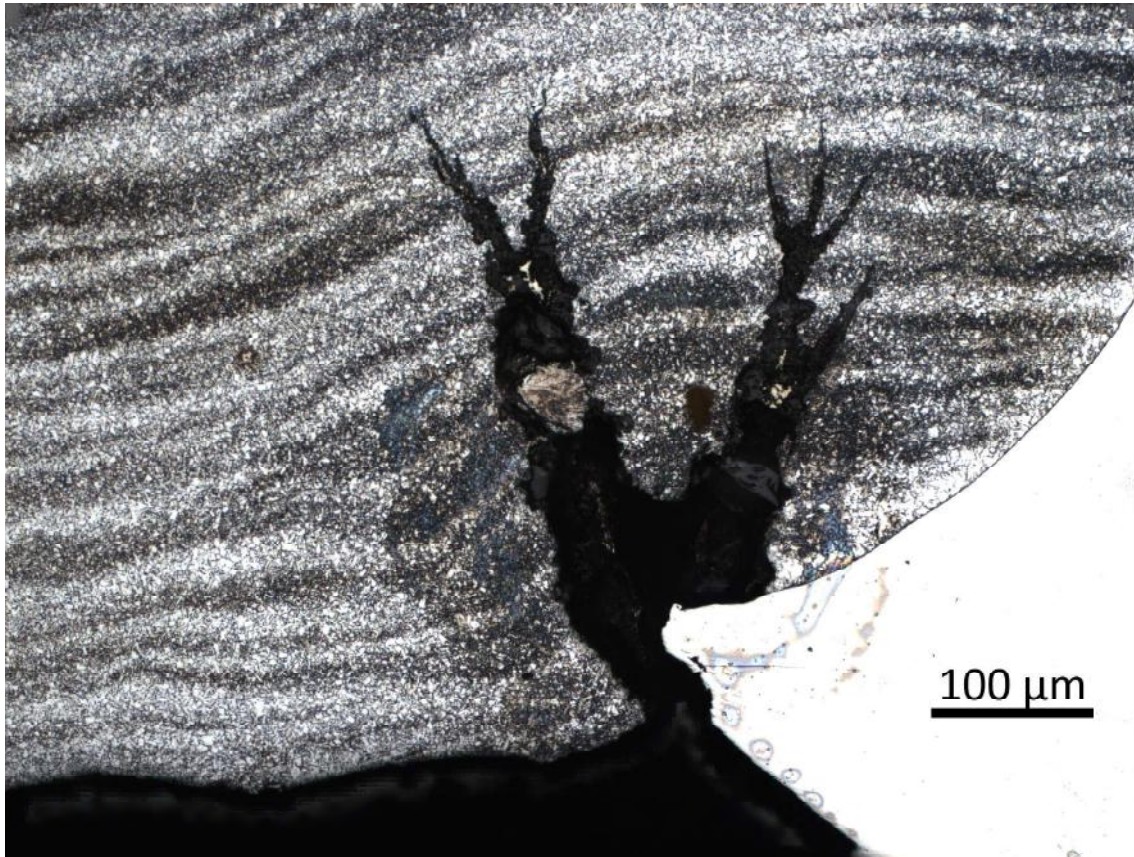


Figura 4.7: Micrografia da amostra 74/18-2 realçando trinca da ZTA

Uma fratura frágil na região da ZTA é esperada uma vez que a região termicamente afetada desta liga pode conter fases como martensita, martensita não revenida ou bainita. Além disso, a região entre a solda e o metal base forma uma geometria favorável ao acúmulo de solução, podendo influenciar na aeração naquela região e gerando uma maior corrosão galvânica por diferença de concentração. Este é um dos motivos para os pites serem mais largos naquela localidade nas amostras das figuras 4.7 e 4.8. Já na amostra da figura 4.10, o pite é mais estreito, provavelmente por ter tido um menor gradiente químico da solução, e a trinca penetra mais, através da linha de fusão, supostamente pela geometria induzir este movimento.

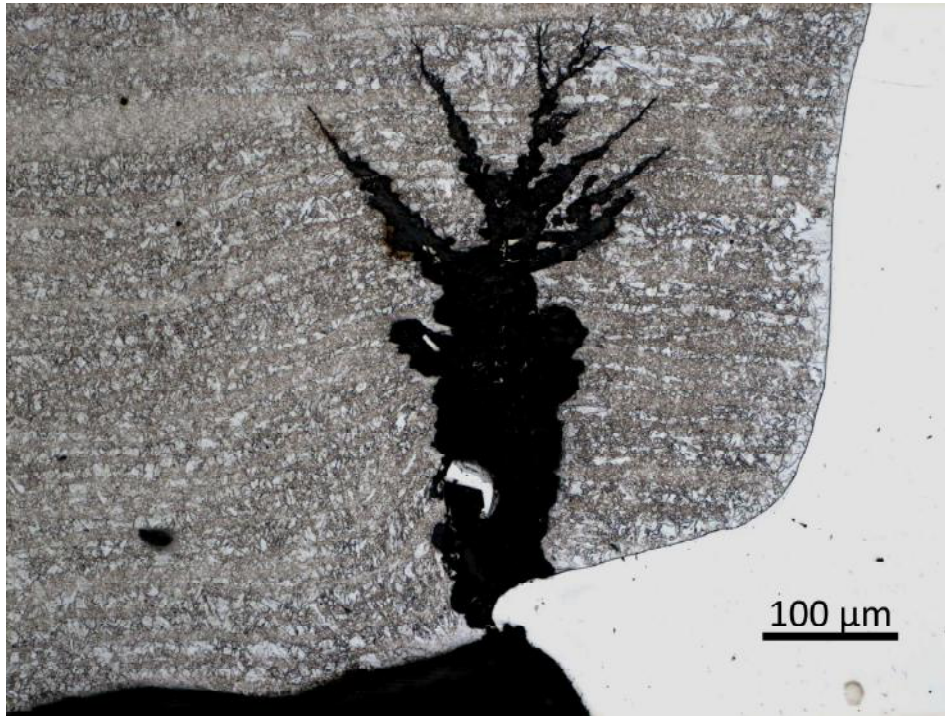


Figura 4.8: Micrografia da amostra 74/18-6 realçando trinca da ZTA

Outro ponto importante na morfologia e propagação da trinca após a nucleação do pite é que quando a linha de fusão está perpendicular às linhas de bandas de segregação, a trinca se propaga ao longo da linha de fusão, como explicado no parágrafo anterior hipoteticamente. Isso faz com que a trinca atinja distâncias maiores, caso que seria mais crítico por haver uma maior diminuição da seção transversal, como é o caso das figuras 4.9 e 4.10 referentes à amostra 74/18-9. Caso esta morfologia seja gerada pela geometria ou desalinhamento do chanfro, deve-se ter atenção nestes casos.

No estudo de [33], a microestrutura após o TTAT é de martensita revenida com "ilhas" de austenita reversa. As amostras tratadas termicamente a 600 °C por 4 horas tendem a formar mais "ilhas" de austenita reversa que as demais. Essa austenita reversa pode acumular elementos durante TTAT e formar compostos deletérios. Isso explicaria o motivo das amostras 74/18-1, -2 e -3 terem apresentado pior resultado.

Outro estudo [63] mostra que além do problema causado pela segregação de austenita reversa, a quantidade de martensita acima 5% diminui a resistência do aço 9Ni a SSC, apesar do níquel por si só não ter influência nesta fragilização.

Entretanto, a quantidade de níquel interfere na resistência ao pite, acelerado sua formação. Outra linha de pesquisa [64] informa que a quantidade de níquel presente em aços com limite de escoamento entre 690 MPa e 1035 MPa pode interferir na fragilização pela quantidade de austenita reversa, logo, deve-se tomar os devidos cuidados durante os tratamentos térmicos.

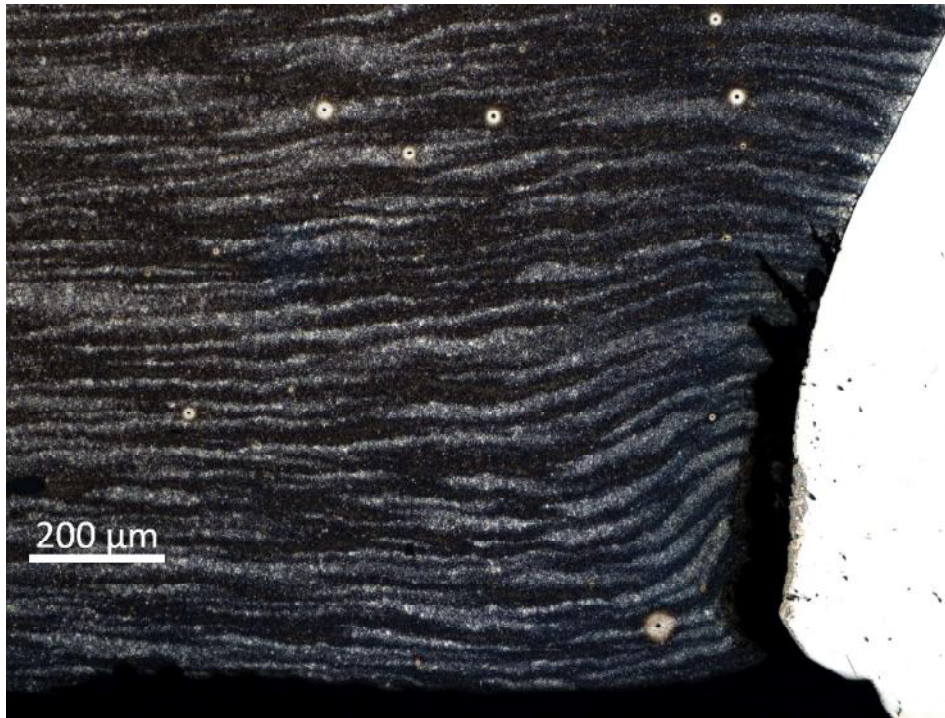


Figura 4.9: Micrografia da amostra 74/18-9 realçando trinca na linha de fusão, com aumento de 100x

No caso da figura 4.9, a descontinuidade se iniciou e se propagou na linha de fusão. Isso se deve provavelmente pela geometria do cordão de solda ter um ângulo praticamente perpendicular em relação a parede do tubo. Nesta situação, a geometria da solda estaria também perpendicular aos campos de tensão trativa, além da interface entre materiais dissimilares ser uma região energeticamente favorável à nucleação e propagação de defeitos.



Figura 4.10: Micrografia da amostra 74/18-9 realçando trinca na linha de fusão, com aumento de 200x

Além das análises feitas acima, um último estudo mostra que tubos de aço baixa liga designados para aplicação *sour* sofrem o fenômeno de SSC com mais severidade quando existe a presença de CO₂. Como explicado no capítulo 1, os tubos do presente estudo são fabricados para reinjeção de dióxido de carbono. Logo, durante o período de trabalho dos equipamentos envolvendo os materiais em questão, pode-se haver uma degradação ainda mais acentuada, apesar de estarmos falando de um aço alta liga [65].

Análise pelo método dos elementos finitos (MEF)

Após a calibração do modelo prismático apresentado no capítulo anterior, fez-se uma série de simulações com uma geometria mais próxima da real e com a inserção das propriedades mecânicas do metal de solda. A figura 4.11 mostra a geometria usada com a malha refinada no trecho central.

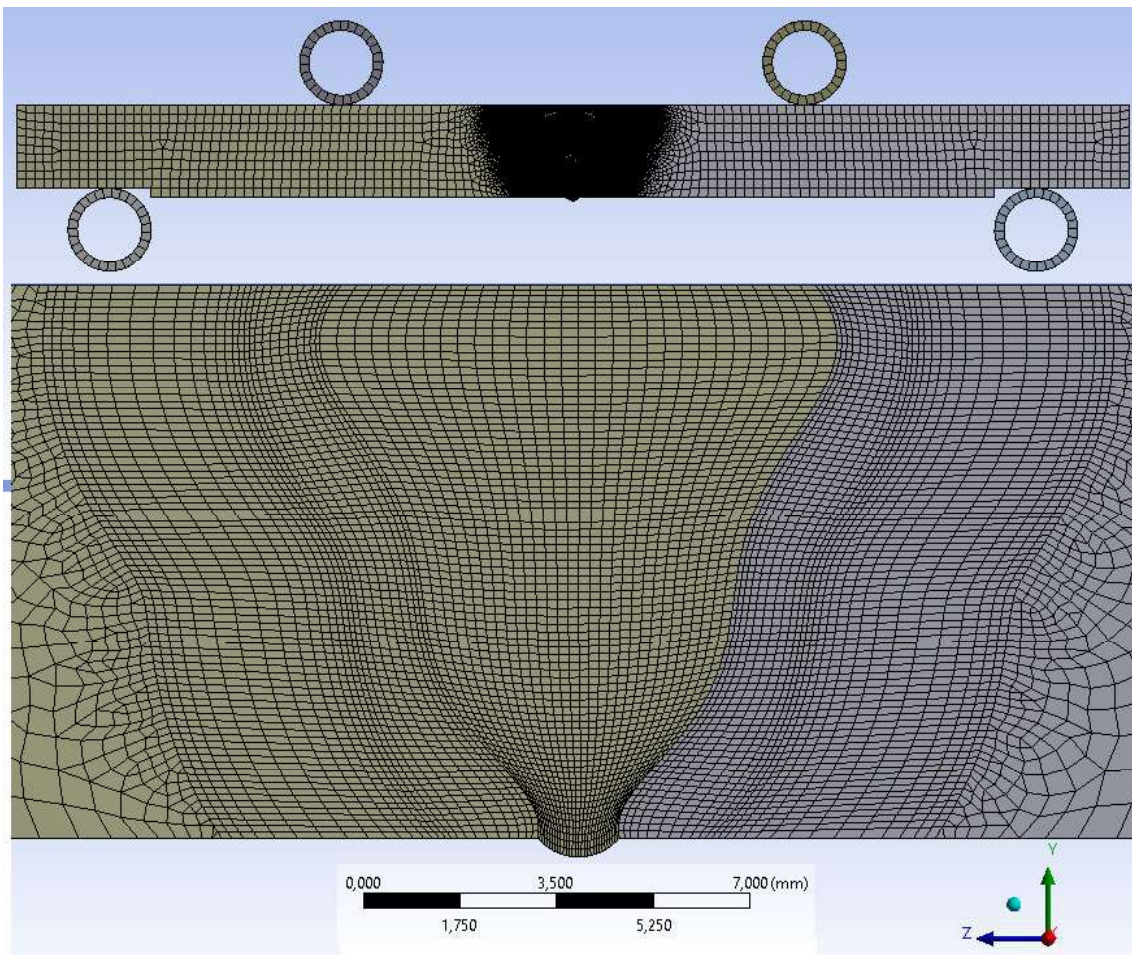


Figura 4.11: Geometria 2D para AEF exibindo refinamento de malha

Aplicou-se o mesmo deslocamento dos rolos superiores que na simulação anterior. Foram feitas ao todo 16 simulações com diferentes quantidade de nós e elementos para uma análise de convergência, como mostram as figuras 4.12 e 4.13.

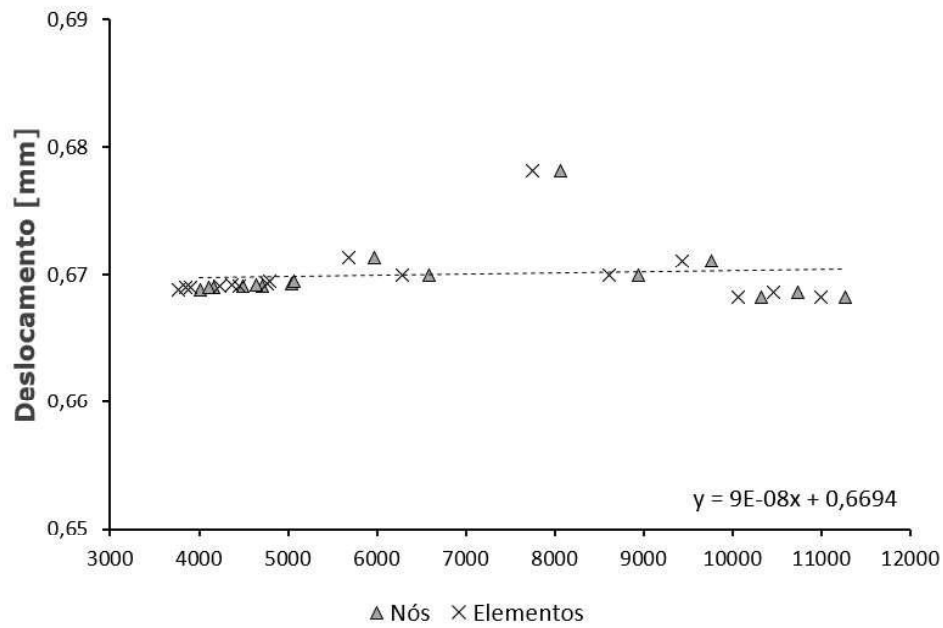


Figura 4.12: Análise de convergência: deslocamento vs. nós/elementos

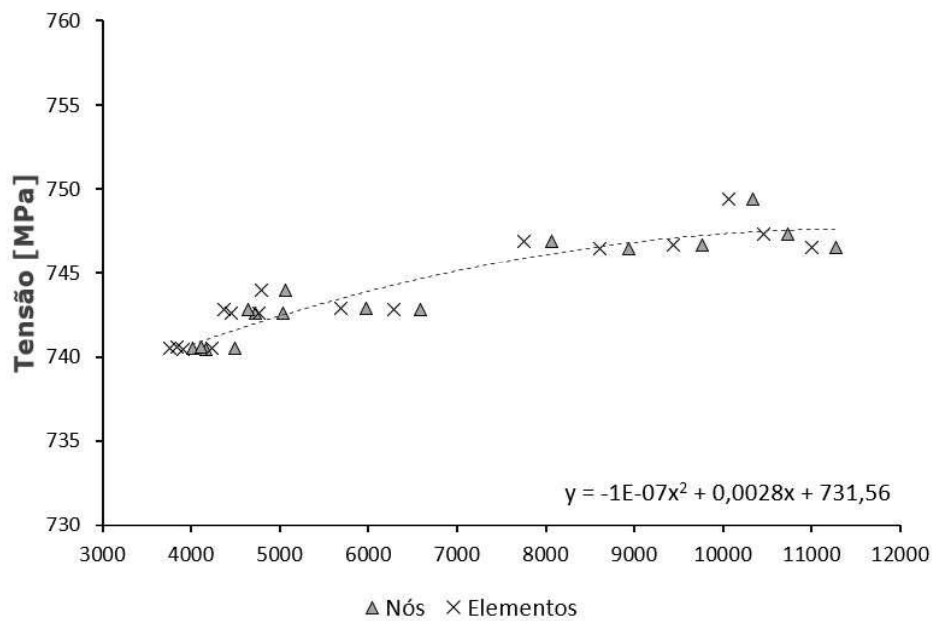


Figura 4.13: Análise de convergência: tensão vs. nós/elementos

Pode-se conferir que entre aproximadamente 4000 e 12000 nós ou elementos obteve-se uma convergência chegando nos valores finais compilados na tabela 4.1.

Tabela 4.1: Resultados obtidos na simulação pelo MEF da junta soldada

Deslocamento máximo	0,668 mm
Tensão máxima	747,44 MPa

Os resultados obtidos com a simulação mais refinada está descrito nas figuras 4.14 e 4.15. Pode ser verificado que o deslocamento máximo foi muito próximo do real, 0,668 mm no virtual versus 0,671 mm no real, um erro de 0,45%.

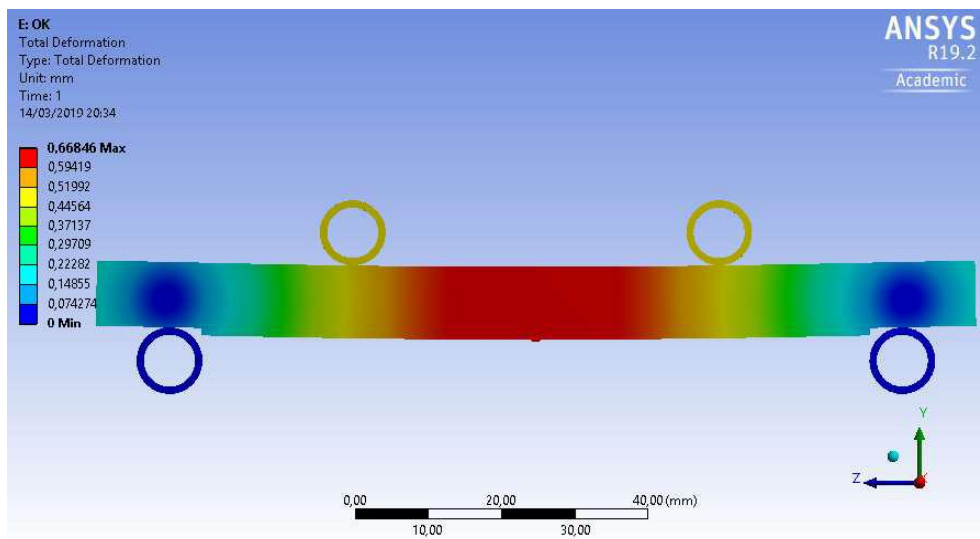


Figura 4.14: Campo de deslocamento obtido durante a simulação da junta soldada

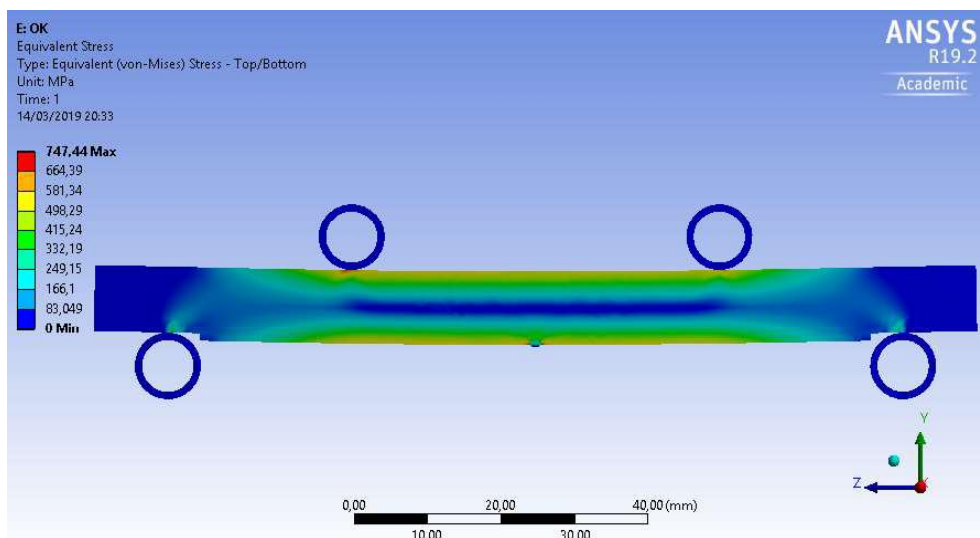


Figura 4.15: Campo de tensões da simulação da junta soldada

Apesar dos valores de deslocamento estarem coerentes, percebe-se na figura 4.16 que a geometria entre a raiz da solda e o corpo da amostra serve como intenso concentrador de tensões. Todas as simulações ultrapassaram o limite de escoamento naquela localidade. Isso está de acordo com os resultados obtidos pelos ensaios físicos, onde as linhas de banda de segregação nas vizinhanças da linha de fusão sugerem que houve deformação plástica por apresentarem uma ondulação (figura 4.6).

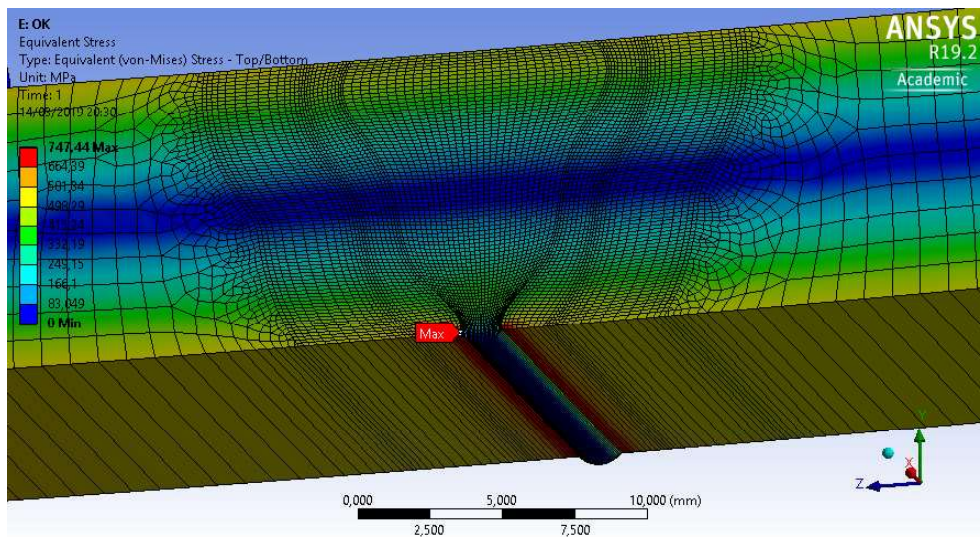


Figura 4.16: Resultados de tensão destacando região concentradora de tensão

Adicionalmente, um estudo mostra que a adição de níquel acima de 2% diminui o limite de proporcionalidade e que não existe uma correlação entre a adição de níquel e SSC [66].

Conclui-se então que a simulação pelo MEF da junta soldada foi capaz de prever que haveria deformação plástica, podendo levar a uma ruptura local, na região da interface entre a solda e o metal de base. Além disso, viu-se que o metal de solda não foi tão afetado pelas tensões a ponto de sofrer deformação plástica, confirmado pelo experimento.

Capítulo 5

Conclusões

De acordo com os objetivos traçados no início do documento, fez-se uma análise de cada item e as seguintes conclusões foram feitas:

- Realização de ensaios de flexão em 4 pontos imersos em meio corrosivo:

Em todas as amostras houve o surgimento de pites ao longo da ZTA e do metal de base;

As amostras que passaram por tratamentos térmicos apresentaram maior susceptibilidade a CST;

As marcas de usinagem serviram como sítios nucleadores para o surgimento dos pites. Recomenda-se que se faça o lixamento da parede interna do tubo antes da soldagem;

- Investigação visual, macro e micrográfica sobre o surgimento de trincas:

Ensaio por líquido penetrante não se mostrou confiável para a detecção de trincas superficiais;

Análises macrográficas mostram que os pites começam na região de tensão tratativa do metal base e se propagam de maneira perpendicular ao campo de tensões, dando início à propagação de trincas;

A geometria entre a ponta da solda e o metal base define se a trinca se propaga pela linha de fusão ou pela ZTA, sendo mais crítica no primeiro caso;

- Calibração de um modelo analítico:

O modelo analítico se mostrou coerente em relação ao cálculo da força e da deflexão, sendo reforçado pela fórmula de deflexão máxima descrita na norma NACE TM0316-2016;

- Análise pelo MEF da junta soldada:

A calibração da simulação pelo MEF se mostrou condizente com a realidade, levando em consideração um erro de aproximadamente 5% entre a tensão real aplicada medida pelos *strain gages* e a tensão calculada na mesma região;

O modelo final pode ser considerado incompleto por não levar em consideração as propriedades mecânicas da ZTA, porém mesmo assim foi capaz de mostrar o quão intenso o campo de tensões se torna quando se tem uma disparidade de materiais com um concentrador de tensão, que é o cordão de solda;

A região do metal de solda não se mostrou afetada pela flexão aplicada, não houve deformação plástica nem surgimento de defeitos como houve no metal de base;

Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar testes de flexão em 4 pontos em meio corrosivo em distintos instantes de tempo para encontrar uma relação entre o crescimento dos pites versus tempo;
- Obter propriedade dos materiais com ensaios de tração em meio corrosivo;
- Adquirir propriedade mecânica da ZTA através de testes de tração a baixa taxa de deformação ao ar e em meio corrosivo, usando o equipamento Gleeble para simular os diferentes ciclos térmicos de cada região da ZTA durante a soldagem;
- Aplicar diferença das propriedades mecânicas na região da ZTA no modelo por EF;
- Adicionar um critério de iniciação de trinca ao modelo computacional, levando em consideração o meio corrosivo;
- Realizar testes de fadiga sob flexão em meio corrosivo para estimar a vida útil da tubulação;

Referências Bibliográficas

- [1] BONGAARTS, J. “Human population growth and the demographic transition”, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London B: Biological Sciences*, v. 364, n. 1532, pp. 2985–2990, 2009.
- [2] COHEN, J. E. “Human population: the next half century”, *science*, v. 302, n. 5648, pp. 1172–1175, 2003.
- [3] JOHANSSON, T. B., PATWARDHAN, A. P., NAKIĆENović, N., et al. *Global energy assessment: toward a sustainable future*. Cambridge University Press, 2012.
- [4] HENRIQUES, C. C., JOIA, C.-J. B., GUEDES, F., et al. “Material selection for Brazilian Presalt fields”. In: *Offshore Technology Conference*. Offshore Technology Conference, 2012.
- [5] MARINOV, O., MASCHIETTI, A. P. M. *Separation and Re-Injection of CO2 in Enhanced Oil Recovery Processes*. Tese de Doutorado, Master Thesis. Aalborg University, 2015.
- [6] TZIMAS, E., GEORGAKAKI, A., CORTES, C. G., et al. “Enhanced oil recovery using carbon dioxide in the European energy system”, *Report EUR*, v. 21895, n. 6, 2005.
- [7] ENERGY, E. “Economic Impacts of CO2-enhanced oil recovery for Scotland (pp. 1–111). Final t for Scottish Enterprise, led by Element Energy Ltd London with Dundas Consultants and the Institute of Petroleum Engineering, Heriot Watt University”. 2012.
- [8] MALONE, T., KUUSKRAA, V., DIPIETRO, P. *CO2-EOR Offshore Resource Assessment*. Relatório técnico, US Department of Energy, National, 2014.
- [9] MAUL, A. “Fluidos supercríticos: situação atual e futuro da extração supercrítica”, *Biotecnologia Ciência e Desenvolvimento*, v. 2, pp. 42–46, 1999.

- [10] VOSIKOVSKY, O., RIVARD, A. “The Effect of Hydrogen Sulfide in Crude Oil on Fatigue Crack Growth in a Pipe Line Steel”, *Corrosion*, v. 38, n. 1, pp. 19–22, 1982.
- [11] EADIE, R., SZKLARZ, K., SUTHERBY, R. “Corrosion fatigue and near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel and the effect of hydrogen sulfide”, *Corrosion*, v. 61, n. 2, pp. 167–173, 2005.
- [12] RODRIGUES, R. “Avaliação das Transformações de Fase do Aço com 9% de Níquel e das Zonas Termicamente Afetadas Simuladas in situ com Difração de raios-X Síncrotron”, *Universidade Federal Fluminense, RJ*, 2016.
- [13] MR0175, N. “ISO 15156”, *Petroleum and natural gas industries-Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production*, 2001.
- [14] TM0177, N., OTHERS. “Laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H₂S environments”, *Houston, TX: NACE*, 2005.
- [15] CODE, B. W. “American Welding Society”, *D1*, v. 1, pp. D1, 1985.
- [16] MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., BRACARENSE, A. Q. *Soldagem-fundamentos e tecnologia*. Editora UFMG, 2005.
- [17] KOU, S. *Welding Metallurgy*. John Wiley and Sons, Inc., 2003.
- [18] GUPTA, S. *TIG welding*. <https://nptel.ac.in/courses/Webcourse-contents/IIT-ROORKEE/MANUFACTURING-PROCESSES/welding/lecture10.htma>.
- [19] SERVICE, M. T. *Tungsten Properties*, 2018. <https://www.tungsten.com/materials/tungsten/>.
- [20] CSWIP. *MIG/MAG Welding - GMAW process*. <http://cswipquestions.blogspot.com/2014/07/migmag-welding-gmaw-process.html>.
- [21] ARCELORMITTAL. “9% Nickel Steel: For use at cryogenic temperatures”. 2016.
- [22] PASSOS, E. *Efeito da soldagem com dupla camada na microestrutura e dureza da zona termicamente afetada do aço 9%Ni*. Tese de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2017.
- [23] SANTANNA, A. “Simulação de Processamento de Gás Natural em Plataforma Off-Shore”, *Monografia. Programa Escola de Química/Agência Nacional*

do Petróleo–Processamento, Gestão e Meio Ambiente na Indústria de Petróleo e Gás Natural. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de, pp. 13–14, 2005.

- [24] VALLOUREC. *Production processes*. Relatório técnico, Vallourec Group.
- [25] DE PAULA CYSNE, P. “Influência do hidrogênio nas propriedades de um aço inoxidável super 13Cr temperado e revenido”. .
- [26] SILVA, A., MEI, P. R. “Aços e Ligas Especiais. 2^a Edição”, *Sumaré-SP. Editora Eletrometal SA Metais Especiais*, 1988.
- [27] PENSE, A. W., STOUT, R. “Fracture Toughness and Related Characteristics of the Cryogenic Ni Steels”, *Welding Research Council, New York, N. Y. May 1975, 43 p*, 1975.
- [28] DA SILVA DE SÁ, J. “Estudo de Resistência a Corrosão e Fragilização por Hidrogênio em Aço 9% Ni”. 2015.
- [29] CORTEZ, O., MOURA, F. J., DE ALBUQUERQUE BROCCHI, E., et al. “Fe-Ni Alloy Synthesis Based on Nitrates Thermal Decomposition Followed by H₂ Reduction”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 45, n. 6, pp. 2033–2039, 2014.
- [30] ZEEMANN, A., EMYGDIO, G., OTHERS. “9% Ni alloy steel for H₂S Service”. In: *CORROSION 2014*. NACE International, 2014.
- [31] ASTM 353. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, 9 Percent Nickel, Double-Normalized and Tempered*. Standard, American Society for Testing and Materials, 1993.
- [32] ASTM 553. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Quenched and Tempered 8 and 9 Percent Nickel*. Standard, American Society for Testing and Materials, 1995.
- [33] VASCONCELOS, C. “Influência do tratamento de alívio de tensões na microestrutura e dureza de um aço alta liga de elevada tenacidade”. .
- [34] SCHAEFFLER, A. L. “Constitution diagram for stainless steel weld metal”, *Metal progress*, v. 56, n. 11, pp. 680, 1949.
- [35] ROCHA, R. “ESTUDO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE SOLDAGEM DE REVESTIMENTO DE AÇO 9% Ni COM SUPERLIGA DE Ni625 EMPREGANDO O PROCESSO GTAW”. 2018.

- [36] GUO, Q., LI, D., GUO, S., et al. “The effect of deformation temperature on the microstructure evolution of Inconel 625 superalloy”, *Journal of Nuclear Materials*, v. 414, n. 3, pp. 440–450, 2011.
- [37] BRANDOLIN, G. “Avaliação da Difusividade e Permeabilidade do Hidrogênio em Diafragmas Confeccionados em Ligas 625”, *Projeto de Graduação. Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, DEMM/UFRJ. Rio de Janeiro*, 2012.
- [38] BROOKS, C. “Heat treatment, structure and properties of Nonferrous alloys, ASM, Ohio, USA”, 1982.
- [39] DAVIS, J. R., MILLS, K. M., LAMPMAN, S., et al. *Metals Handbook: Irons, Steels, and High-performance Alloys. Properties and Selection*. ASM International, 1990.
- [40] SHOEMAKER, L. E. “Alloys 625 and 725: trends in properties and applications”, *Superalloys*, v. 718, pp. 625–706, 2005.
- [41] MILLIAMS, D. E., COTTAGE, D., TUTTLE, R. N., et al. “ISO 15156/NACE MR0175-A new international Standard for metallic materials for use in oil and gas production in sour environments”. In: *CORROSION 2003*. NACE International, 2003.
- [42] WIRE INTERNATIONAL, A. *Inconel 625*. <https://www.alloywire.com.br/products/inconel-625/>.
- [43] CHEN, H., DU, Y. “Refinement of the thermodynamic modeling of the Nb–Ni system”, *Calphad*, v. 30, n. 3, pp. 308–315, 2006.
- [44] FLOREEN, S., FUCHS, G. E., YANG, W. J. “The metallurgy of alloy 625”, *Superalloys*, v. 718, n. 625, pp. 13–37, 1994.
- [45] MATWEB. *Universal Wire Works Inconel 625 (AMS 5837) Filler Metal*, 2019. <https://http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=f93c3abfec654366bb6bda00edbf66fa>.
- [46] GENTIL, V., CORROSAO, L. “Livros técnicos e científicos”, *Rio de Janeiro: Editora SA*, 1994.
- [47] POURBAIX, M. “Lições de Corrosão Eletroquímica, CEBELCOR-Centro Belga de Estudo da Corrosão, Bruxelas, Bélgica”, *Brasileira de Corrosão-ABRACO*, v. 1, pp. 338–342, 1988.

- [48] GOMES, L. “Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão: fadiga do aço API X65 aspergido termicamente utilizado em componentes offshore”, 2003.
- [49] BRASIL, F. “Estudo de Corrosão Sob Tensão em tubos de aço inoxidável AISI 304 L, aspergidos termicamente com alumínio por arco elétrico”, 2003.
- [50] KANE, R. “Roles of H₂S in behaviour of engineering alloys”, *International Metals Reviews*, v. 30, n. 1, pp. 291–301, 1985.
- [51] TRESEDER, R., SWANSON, T. “Factors in sulfide corrosion cracking of high strength steels”, *Corrosion*, v. 24, n. 2, pp. 31–37, 1968.
- [52] SNAPE, E. “Sulfide stress corrosion of some medium and low alloy steels”, *Corrosion*, v. 23, n. 6, pp. 154–172, 1967.
- [53] HUDGINS, C., MCGLASSON, R., MEHDLZADEH, P., et al. “Hydrogen sulfide cracking of carbon and alloy steels”, *Corrosion*, v. 22, n. 8, pp. 238–251, 1966.
- [54] ZIENKIEWICZ, O. C., TAYLOR, R. L. *The finite element method for solid and structural mechanics*. Elsevier, 2005.
- [55] GOKHALE, N. S. *Practical finite element analysis*. Finite to infinite, 2008.
- [56] TURNBULL, A., LOUISE, C. “Four point bend testing - Finite element analysis of the stress and strain distribution accounting for lateral specimen curvature”, 2014.
- [57] TM0316, N. “Standard Test Method, Four-Point Bend Testing of Materials for Oil and Gas Applications”, *Houston, TX: NACE*, 2016.
- [58] TM0284, N. S. “Standard Test Method”, *Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking. NACE International*, 2003.
- [59] HERRMANN, L. R. “Finite-element bending analysis for plates”, *Journal of the Engineering Mechanics Division*, v. 93, n. 5, pp. 13–26, 1967.
- [60] OH, S., KOBAYASHI, S. “Finite element analysis of plane-strain sheet bending”, *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 22, n. 9, pp. 583–594, 1980.
- [61] HILLERBORG, A., MODÉER, M., PETERSSON, P.-E. “Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics

and finite elements”, *Cement and concrete research*, v. 6, n. 6, pp. 773–781, 1976.

- [62] TURNBULL, A., MINGARD, K., LORD, J., et al. “Sensitivity of stress corrosion cracking of stainless steel to surface machining and grinding procedure”, *Corrosion Science*, v. 53, n. 10, pp. 3398–3415, 2011.
- [63] YOSHINO, Y., MINOZAKI, Y. “Sulfide stress cracking resistance of low-alloy nickel steels”, *Corrosion*, v. 42, n. 4, pp. 222–233, 1986.
- [64] CRAIG, B. “Review of nickel’s role in sulfide stress cracking of low alloy steels”, *Corrosion*, v. 44, n. 11, pp. 776–782, 1988.
- [65] PLENNEVAUX, C., KITTEL, J., FRÉGONÈSE, M., et al. “Contribution of CO₂ on hydrogen evolution and hydrogen permeation in low alloy steels exposed to H₂S environment”, *Electrochemistry Communications*, v. 26, pp. 17–20, 2013.
- [66] CRAIG, B., BROWNLEE, J., BRUNO, T. “Sulfide stress cracking of nickel steels”, *Corrosion*, v. 48, n. 2, pp. 90–97, 1992.