

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS
(P2CEM)

ESTUDO DE FRAGILIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ARAMES
UTILIZADOS EM ARMADURA DE TRAÇÃO DE CABOS UMBILICAIS SOLDADOS
DE TOPO POR RESISTÊNCIA E POR FRICÇÃO

MATHEUS MARIANO DA SILVA REIS

São Cristóvão – SE

Janeiro de 2023

MATHEUS MARIANO DA SILVA REIS

**ESTUDO DE FRAGILIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ARAMES
UTILIZADOS EM ARMADURA DE TRAÇÃO DE CABOS UMBILICAIS SOLDADOS
DE TOPO POR RESISTÊNCIA E POR FRICÇÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Sergipe, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

São Cristóvão – SE

Janeiro de 2023

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE**

Reis, Matheus Mariano da Silva
R375e Estudo de fragilização e propriedades mecânicas de arames utilizados em armadura de tração de cabos umbilicais soldados de topo por resistência e por fricção / Matheus Mariano da Silva Reis ; orientador Sandro Griza. - São Cristóvão, 2023.
84 f. : il.

Dissertação (mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, 2023.

1. Petróleo. 2. Cabos submarinos. 3. Soldagem. I. Griza, Sandro, Orient. II. Título.

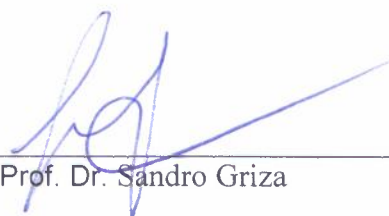
CDU 620.17

“ESTUDO DE FRAGILIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ARAMES
UTILIZADOS EM ARMADURA DE TRAÇÃO DE CABOS UMBILICAIS SOLDADOS
DE TOPO POR RESISTÊNCIA E POR FRICÇÃO”

Matheus Mariano da Silva Reis

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE
PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Aprovada por:



Prof. Dr. Sandro Griza



Prof. Dr. Thiago Figueiredo Azevedo



Prof. Dr. Wilton Walter Batista

SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL

Fevereiro/2023

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pela dádiva da vida eterna, por toda sua misericórdia e bondade, que são imensuráveis na minha vida.

Aos meus pais, Marta e Dermivaldo que fizeram de tudo para eu ser quem sou hoje, se sacrificaram para que eu pudesse estar onde estou hoje, qualquer palavra que eu disser será pouco para vocês, meu muito obrigado!

Aos meus tios que sempre me apoiou, financeiramente e me deram todo suporte para que eu pudesse estudar fora de minha cidade e poder atingir meus objetivos profissionais.

Ao meu excelentíssimo orientador Prof. Dr. Sandro Griza, por toda sua tranquilidade, sapiência e orientação ímpar, que me ensinou e ensina com toda sua capacidade e disponibilidade, o senhor é um exemplo. Muito obrigado!

Aos meus colegas da pós-graduação, o Brenno Lima, o Renan Celestino, a minha amiga/irmã Ihana Gabriela, a Íris Sterfanie e todos da equipe do laboratório CDtec, o Emanuel Simas por seu grande suporte, o Antônio Prado, Jhonathas e Myllena.

Ao suporte da equipe do laboratório de corrosão e nanotecnologia (LCNT), o José Ricardo, o Michael Monteiro e a professora Dra. Eliana Midori.

Resumo da Dissertação apresentada ao P²CEM/UFS como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ESTUDO DE FRAGILIZAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE ARAMES
UTILIZADOS EM ARMADURA DE TRAÇÃO DE CABOS UMBILICAIS SOLDADOS
DE TOPO POR RESISTÊNCIA E POR FRICÇÃO

Matheus Mariano da Silva Reis

Janeiro / 2023

Orientador: Sandro Griza

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

O cabo umbilical é um equipamento do sistema de produção marinha da indústria de petróleo e gás *offshore*, responsável pela operação remota de equipamentos, monitorando parâmetros de temperatura e pressão dos poços. Na parte externa do cabo está a armadura de tração composta por um conjunto de arames. Estes arames são de aço alto teor de carbono fabricados pelo processo de trefilação e soldados durante a montagem do equipamento. O processo de soldagem pode ocasionar defeitos internos e alterações microestruturais que fragilizam o arame e além disso, a fragilização pode ocorrer durante a vida útil do arame a partir do contato com agentes agressivos como CO₂ e sulfeto de hidrogênio (H₂S). A soldagem de topo por resistência é uma técnica que, aliada ao alto teor de carbono do arame, pode promover formação de martensita, microestrutura que junto aos defeitos microestruturais torna-se susceptível ao aprisionamento do átomo de hidrogênio fragilizando a região. Em contraponto, estudos apontam que o tratamento térmico de revenimento pós-soldagem melhora a ductilidade e tenacidade da solda. Além disso, a técnica de soldagem por fricção torna-se uma alternativa para minimizar os efeitos da formação de martensita na junta soldada. Sendo assim, este estudo analisou arames soldados de topo por resistência revenidos em máquina de solda e revenidos em forno, bem como arames soldados por fricção, submetendo-os ao ensaio de fragilização por hidrogênio. Os arames revenidos na máquina apresentaram fratura frágil durante o ensaio, enquanto os arames revenidos ao forno resistiram ao tempo total de teste determinado, embora apresentaram perda de resistência mecânica devido ao revenimento. Os arames soldados por fricção, por sua vez, resistiram ao ensaio de fragilização e exibiram resistência mecânica superior aos arames revenidos no forno.

Palavras-chave: Umbilical; Armadura de tração; Soldagem; Fragilização.

Abstract of Thesis presented to P²CEM/UFS as a partial fulfillment of the requirements for the degree of master's in Materials Science and Engineering.

EFFECT OF CHARGING TYPE APPLIED TO PLASTIC DEFORMATION
ACCUMULATED IN PERFORMANCE IN SUPERDUPLEX STEEL TUBES USED IN
SUBMARINE UMBILICAL

Matheus Mariano da Silva Reis

Janeiro / 2023

Advisor: Sandro Griza

Department of Materials Science and Engineering

The umbilical cable is a piece of equipment in the marine production system of the offshore oil and gas industry, responsible for the remote operation of equipment, monitoring temperature and pressure parameters of the wells. On the outside of the cable is the tensile armor composed of a set of wires. These wires are high carbon steel wires manufactured by the wire drawing process and welded during the assembly of the equipment. The welding process can cause internal defects and microstructural changes that make the wire brittle, and furthermore, brittleness can occur during the wire's lifetime from contact with aggressive agents such as CO₂ and hydrogen sulfide (H₂S). Resistance butt welding is a technique that, allied to the high carbon content of the wire, can promote martensite formation, a microstructure that, along with microstructural defects, becomes susceptible to hydrogen atom trapping, weakening the region. On the other hand, studies indicate that post-weld tempering heat treatment improves the ductility and toughness of the weld. In addition, the friction stir welding technique becomes an alternative to minimize the effects of martensite formation in the welded joint. Therefore, this study analyzed quenched and tempered resistance butt wires in a welding machine and friction stir welded wires and subjected them to hydrogen embrittlement testing. The machine quenched wires showed brittle fracture during the test, while the furnace quenched wires withstood the full test time, although they showed loss of mechanical strength due to tempering. The friction welded wires, on the other hand, withstood the embrittlement test and exhibited mechanical strength superior to the furnace quenched wires.

Keywords: Umbilical; Tensile armor; Welding; Embrittlement.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS	x
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	5
2.1 Objetivo geral.....	5
2.2 Objetivos específicos	5
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	6
3.1 Cabos umbilicais de produção offshore.....	6
3.2 Componentes do cabo umbilical	7
3.3 Aços carbono	8
3.3.1 Arames de aço carbono treilados e galvanizados	11
3.4 Soldagem autógena.....	14
3.4.1 Soldagem de topo por resistência.....	14
3.4.2 Soldagem Por Fricção	15
3.5 Fragilização por Hidrogênio	19
3.5.1 Condições que regem a fragilização por hidrogênio	21
3.6 Tratamento térmico	25
3.6.1 Revenido	26
4 REVISÃO DA LITERATURA.....	27
5 MATERIAIS E MÉTODOS	30
5.1 Materiais	30
5.2 Métodos	30
5.2.1 Soldagem e revenido por resistência elétrica	31
5.2.2 Revenimento em forno dos arames soldados por resistência	32
5.2.3 Soldagem por fricção.....	32
5.2.3.1 Ajustes de parâmetros	32
5.2.4 Análise química do metal base	38
5.2.5 Caracterização da solda	38
5.2.5.1 Metalografia.....	38
5.2.5.2 Microdureza Vickers	39
5.2.6 Ensaio de tração.....	39
5.2.7 Ensaio de fragilização por hidrogênio	40
5.2.8 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia	

dispersa (EDS)	41
6 RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
6.1 Composição química do metal base do arame.....	42
6.2 Caracterização dos arames soldados por resistência	42
6.2.1 Metalografia.....	42
6.3 Caracterização dos arames soldados por fricção	52
6.4 Teste de microdureza Vickers	54
6.5 Ensaio de tração	57
6.6 Ensaio de fragilização por hidrogênio.....	59
6.7 Análise de falha dos arames fraturados	61
7 CONCLUSÕES.....	66
8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	67
9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	68

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ilustração de um sistema de produção submarina.	6
Figura 2 - Corte transversal de umbilical híbrido composto por mangueiras termoplásticas, cabos elétricos e armadura de arames de aço.	8
Figura 3 - Microestrutura de aço com baixa concentração de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por matriz ferrítica (grãos brancos) e perlita (regiões escuras).	9
Figura 4 - Microestrutura de aço com concentração média de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por grãos de ferrita pró-eutetóide (grãos brancos) e colônias de perlita (regiões escuras). Fonte: Adaptado de ISLAM e RASHED [27].	10
Figura 5 - Microestrutura de aço com alta concentração de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por matriz de perlita (regiões escuras) e contorno de grão de cementita.	11
Figura 6 - Arame puxado pelo interior da fieira, sendo assim trefilado.	12
Figura 7 - Ilustração da linha de montagem dos arames formando a armadura de tração no umbilical.	13
Figura 8 - Diagrama esquemático da estrutura helicoidal multicamadas de um umbilical sob tensão-torção.	13
Figura 9 - Esquema das etapas do processo de soldagem por resistência topo a topo: etapa inicial (a). Junção das superfícies das peças e início de aquecimento (b). Conclusão da solda (c).	15
Figura 10 - Etapas da soldagem por fricção. Contato e giro para provocar fricção e aquecimento (a). Aplicação de pressão (b). Aquecimento e deformação plástica atingindo temperatura acima da austenitização (c). Aumento da compressão axial para promover a conformação e consequente soldagem, finalizando com formação da rebarba (d).	16
Figura 11 - Ilustração do equipamento básico de soldagem convencional e por inércia.	17
Figura 12 - Ciclo de soldagem por fricção convencional.	17
Figura 13 - Ciclo de soldagem inercial.	18
Figura 14 - Modelo de configuração “center drive”, peça central gira enquanto as peças das extremidades sofrem pressão axial.	19
Figura 15 - Átomo de hidrogênio ocupando os interstícios nos sistemas: cúbico de face centrada (a) e cúbico de corpo centrado (b). Fonte [39].	19
Figura 16 – Representação esquemática de aprisionamento de hidrogênio em escala atômica (a) e escala microscópica (b).	21

Figura 17 - Interação dos parâmetros que regem a causa da fragilização por hidrogênio.	22
Figura 18 - Ilustração do mecanismo de teste para avaliar resistência a fragilização por hidrogênio.	23
Figura 19 - Diagrama representativo das diversas reações que ocorre no estado gasoso e aquoso entre o hidrogênio e a superfície metálica.	24
Figura 20 - Ilustração apresentando a distribuição do hidrogênio em dois tipos de microestrutura. Grãos grosseiros (a). Grãos refinados (b).	25
Figura 21 - Diagrama representativo do tratamento térmico de têmpera e revenimento.	26
Figura 22 - Fluxograma esquemático com as etapas realizadas durante o trabalho. Arames soldados por resistência (a). Arames soldados por fricção (b).	31
Figura 23 - Comprimento total das partes dos arames a serem soldados. No centro da parte destacada pelos 20 mm, podemos perceber a interface de contato dos dois segmentos de arames.	35
Figura 24 - Velocidade de rotação utilizada para realização do processo.	36
Figura 25 - Aquecimento localizado provocado pela fricção durante a soldagem. Indicado como junta de solda na imagem.	36
Figura 27 - Aspecto visual da solda logo após o processo, contendo rebarba	37
Figura 26 - Local da junta soldada após o acabamento final.	37
Figura 28 - Ilustração da obtenção da região de análise para metalografia e microdureza [53].	38
Figura 29 - Ilustração do perfil “dente de serra” passando pelas diferentes microestruturas do arame soldado. Metal base (MB) zona de transição (ZT), zona termicamente afetada (ZTA) e centro de solda (CS).	39
Figura 30 - Aparatos utilizados para o ensaio de fragilização por hidrogênio.	40
Figura 31 - Representação do interior da célula eletroquímica e os respectivos eletrodos.	41
Figura 32 - Macrografia da seção longitudinal dos arames recebidos com as zonas microestruturais devidamente identificadas: zona 1 (centro de solda), zona 2 (ZTA), zona 3 (transição microestrutural da ZTA) e zona 4 (metal base).	43
Figura 33 - Zona 1, correspondente à faixa central de união de solda.	44
Figura 34 - Zona 2, correspondente à zona termicamente afetada “ZTA”.	46
Figura 35 - Zona 3, correspondente à zona de transição microestrutural.	46
Figura 36 - Microestrutura do metal base, constituído de colônias de perlita deformada (a). Microestrutura da zona de transição contendo lamelas de perlita e ferrita (b).	47

Figura 37 - Correspondente à faixa central de união de solda.	49
Figura 38 - Correspondente à zona termicamente afetada.....	50
Figura 39 - Zona de transição microestrutural do arame revenido a 620°C no forno..	50
Figura 40 - Microestrutura do metal base, constituído de colônias de perlita deformada (a). Microestrutura da zona de transição contendo lamelas de perlita e ferrita (b).	51
Figura 41 - Macrografia da região longitudinal da junta soldada por fricção, com suas respectivas zonas microestruturais identificadas: zona 1 (zona termicamente afetada), zona 2 (centro de solda) e zona 2 (metal base).	52
Figura 42 - Microestrutura martensítica correspondente à zona 1.....	53
Figura 43 - Microestrutura de grãos refinados de perlita e ferrita. Correspondente à zona 2, centro de solda.	53
Figura 44 - Microestrutura com lamelas de perlita altamente deformada. Correspondente à zona 3, metal base.	54
Figura 45 - Perfis de microdureza vickers das duas amostras de arames soldados por resistência.	55
Figura 46 - Perfil de microdureza a partir da micrografia da solda por fricção.	56
Figura 47 - Gráfico comparativo das médias das propriedades mecânicas entre os três grupos de arames.	59
Figura 48 - Imagens do CP 1 rompido com aspecto de fratura frágil. Superfície de topo da fratura (a). Local de fratura na região de solda (b).	62
Figura 49 - Imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura do CP 1 rompido durante o ensaio de fragilização por hidrogênio. Fratura intergranular (a). Decoção no contorno de grão em maior ampliação (b).....	63
Figura 50 - Análise em EDS. Local de análise pontual de inclusão (a). Espectro de varredura em superfície de inclusão (b).	64
Figura 51 - Corte longitudinal do corpo de prova 1. A extremidade direita corresponde à superfície da fratura (seta).	65
Figura 52 - Região da fratura. Microestrutura composta por grãos primários equiaxiais de martensita e ferrita livre. A segregação pode ser evidenciada pela tonalidade clara nos contornos de grão (setas brancas). Microrrechupes são indicados por setas pretas.	65

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Quantidade de amostras usadas para cada ensaio e caracterização.	31
Tabela 2 - Parâmetros da soldagem e do revenido dos arames por resistência topo a topo.	32
Tabela 3 - Variação das propriedades mecânicas para cada ajuste de avanço após o teste de tração, dos arames soldados por fricção.	34
Tabela 4 - Composição química média dos elementos constituintes do aço (% em peso).	42
Tabela 5 - Resultados do teste de tração para os arames soldados revenidos em máquina por resistência (UW).	57
Tabela 6 - Resultados do ensaio de tração para os corpos de prova revenidos a 620°C.	57
Tabela 7 - Resultados do teste de tração dos arames soldados por fricção.	58
Tabela 8 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio com proteção catódica, dos arames recebidos.	60
Tabela 9 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio com proteção catódica, dos arames revenidos no forno.	61
Tabela 10 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio dos arames soldados por fricção.	61
Tabela 11 - Análise quantitativa do espectro EDS.	64

1 INTRODUÇÃO

O petróleo e gás em poços marítimos (*offshore*) vem sendo explorado desde meados da década de 1970. Inicialmente, o sistema de produção era realizado em águas rasas, ou seja, em profundidades inferiores a 305 metros. Entretanto, com o passar dos anos esse sistema de produção submarina evoluiu para lâminas d'água mais profundas. Desta forma, crescem também os desafios para extração do petróleo nessas regiões, pois as condições ambientais, geográficas e climáticas dificultam ainda mais o processo, fazendo-se necessário desenvolver materiais e estruturas maiores e mais resistentes para suprir as exigências impostas durante o progresso da exploração nas profundezas marinhas [1-3].

Dentro deste contexto, as armaduras de tração que compõe o umbilical submarino devem ser capazes de suportar cargas e esforços, mantendo a integridade e vida útil do umbilical. Estudos referentes às falhas em cabos umbilicais vêm sendo realizados, principalmente em elementos soldados, como é o caso da armadura de tração. Sharma e Mahenshwari [4], enfatizam que a região de solda é bastante susceptível à falha tendo como causas: soldagem inadequada, corrosão e fragilização por hidrogênio, em que durante seu uso em serviço as estruturas soldadas podem absorver o hidrogênio a temperatura normal, devido a corrosão, quando em contato com sulfetos de hidrogênio. Além disso, a fragilização por hidrogênio pode acontecer durante a soldagem dos arames, quando há alguma fonte de hidrogênio como elevada umidade, por exemplo, que permita a difusão de hidrogênio para a zona aquecida da solda.

Os umbilicais marinhos estão inseridos nessa relação de equipamentos operacionais. O umbilical é um elemento do sistema de produção submarino responsável por fornecer energia elétrica, sinais e fluidos hidráulicos, conectando a plataforma aos equipamentos inseridos no fundo do mar, auxiliando no monitoramento de parâmetros operacionais, como temperatura e pressão de maneira remota. Os cabos umbilicais são tubos flexíveis compostos por duas classes de elementos, os funcionais contendo mangueiras, tubos metálicos, cabos elétricos e óticos, e os estruturais com enchimentos poliméricos e arames de aço. Os elementos funcionais, são responsáveis por realizar funções exclusivas relacionadas à produção, como condução de fluidos, transmissão de sinais óticos e potência elétrica. Os componentes estruturais são encarregados de resistir aos esforços radiais de colapso como é o caso dos enchimentos e matrizes poliméricas, e também a cargas axiais através das fibras de carbono e arames de aço [5,6].

O conjunto de arames de aço fazem parte da armadura de tração do umbilical. A armadura de tração é um dos componentes utilizados nos cabos umbilicais, cuja função é proporcionar ao cabo resistência à esforços por tração axial e também contribui para resistir aos esforços por torção, sem que a flexibilidade do cabo seja comprometida. A armadura é constituída geralmente por duas camadas de arames, externa e interna, montados em espiral ao redor do corpo interno do tubo, podendo ter perfis retangulares ou circulares. Entretanto, arames retangulares provocam maior dificuldade de fabricação por conformação, como também promovem maior contato entre as superfícies laterais quando montados, podendo acarretar em problemas futuros em comparação aos arames circulares [6-8]. Os arames circulares são mais usados em umbilicais, enquanto que atualmente os retangulares são mais usados em *risers*.

Os arames de seção circular são fabricados em aço de baixo e médio carbono, a partir do processo de trefilação utilizando a matriz de acordo com o diâmetro requerido. Posteriormente é depositada sobre toda sua superfície uma camada galvânica a fim de protegê-los contra a corrosão. Em seguida, os arames são enrolados em grandes bobinas [9,10]. O processo de montagem dos arames no cabo umbilical ocorre, por meio do rebobinamento desses arames tensionados que são distribuídos abaixo da camada polimérica externa, através de um tambor rotativo na configuração helicoidal, porém, uma camada em sentido oposto à outra. Como os umbilicais são de dimensões quilométricas, é necessário que durante a montagem esses arames sejam unidos pelo processo de soldagem [11].

A técnica utilizada é o processo de soldagem de topo por resistência, conhecido como *Upset Welding (UW)*, que se baseia na sinergia entre aplicação de corrente e pressão que ocorre através de um sistema de molas compressoras, resultando no avanço de forjamento e unindo assim duas extremidades dos arames. Esse tipo de processo tem uma alta produtividade por conta da sua rápida execução. A solda é realizada em segundos através da aplicação de corrente que passa pelos eletrodos, onde as extremidades dos arames são fixadas, e o calor gerado pelo efeito *Joule* aquece as extremidades a ponto de amolecer localmente a região, e em seguida com a aplicação de pressão, expulsa parte do material para fora da solda, finalizando o processo de união [12].

A solda é um método que causa alterações na microestrutura e consequentemente nas propriedades do material de forma localizada [13]. Aliado a isso, a solda pode ocasionar defeitos internos durante sua execução, no decorrer do procedimento, tensões, deformações, defeitos correlacionados à solidificação como segregações e porosidade, bem como desalinhamentos gerados por falhas nos

parâmetros, inclusões, inserção de elementos fragilizantes, podem interferir nas propriedades mecânicas da junta soldada [14], como o aprisionamento de moléculas ou íons de hidrogênio que se alojam em defeitos na rede cristalina e microestrutura, acarretando posteriormente na fratura por fragilização por hidrogênio. Esse tipo de fragilização pode suceder também quando o material se encontra na presença do H_2S , ambiente ao qual os umbilicais são eventualmente submetidos. Muitas vezes, neste caso, o problema é referido como fragilização por sulfetos [15,16].

A redução brusca de temperatura, mesmo que no estado sólido, pode promover defeitos na solda. Na busca por corrigir essas indesejáveis consequências, a técnica de soldagem por fricção (SF) surge como alternativa. Além disso, a SF é recomendada em arames de médio a alto carbono, que apresentam dificuldade de soldagem no estado líquido.

Soldagem por fricção rotativa (SFR) é uma técnica que ocorre em estado sólido, com isso, o calor é gerado pelo contato sob fricção plastificando localmente a interface ao invés de fundir. Mir *et al.* [17] detalharam acerca do procedimento e das vantagens dessa técnica, enfatizando que esse processo gera um baixo aporte térmico, ciclos de soldagem menor, despreza defeitos relacionados a solidificação gerados em técnicas convencionais, além de promover uma ZTA (zona termicamente afetada) pequena, amenizando assim os efeitos gerados por mudanças microestruturais na junta.

Ao passo que a soldagem é a principal alternativa para união dos arames, ela gera alterações microestruturais promovendo heterogeneidade de microestruturas nas juntas, tornando assim a região mais propensa e susceptível a falha [4]. A zona termicamente afetada (ZTA) ou próximo dela, é o lugar preferencial para ocorrência de trinca induzida pelo hidrogênio, pois durante o resfriamento rápido quando ocorre a transformação da austenita para martensita o hidrogênio, por ser o elemento de menor massa atômica, tem seu aprisionamento facilitado na estrutura cristalina. Aliado a isto, estruturas soldadas são também alvos de trincas provocadas por sulfetos de hidrogênio quando no contato em serviço, e associado com uma tensão aplicada gera a ruptura [18]. Como forma de diminuir os efeitos gerados pela soldagem, o tratamento térmico pós soldagem é necessário.

No intuito de aliviar tensões residuais e melhorar as propriedades mecânicas no elemento pós-soldagem, o tratamento térmico é o processo que viabiliza estes benefícios. Shajan *et al* [19], afirmam que o tratamento térmico pós-soldagem de topo por resistência melhorou a tenacidade de aços de alta resistência. A ductilidade que também é afetada pela fragilização por hidrogênio, pode ser melhorada submetendo a junta soldada ao tratamento de revenimento [20], quando a solda de pequenas

dimensões promove a formação de martensita na ZTA. No entanto, para aços com porcentagem de carbono superior a 0,5% e manganês superior a 0,30%, existe a possibilidade de fragilidade de revenido na faixa de temperatura de 375 °C a 575 °C [9,21]. Em casos gerais, o alívio de tensões após a soldagem contribui para reduzir efeitos de fragilização. Portanto, é notório que o tratamento térmico pós-soldagem pode minimizar os efeitos causados pela fragilização por hidrogênio, aumentando assim a vida útil dos arames soldados utilizados em armadura de cabo umbilical.

Sendo assim, este estudo tem como objetivo analisar as falhas dos arames de alto carbono soldados de topo por resistência, submetidos ao teste de fragilização por hidrogênio. Propor melhorias também é nosso objetivo, através do tratamento térmico por revenimento à temperatura de 620°C, avaliando seu desempenho frente ao teste de fragilização por hidrogênio, bem como caracterização microestrutural e desempenho mecânico. Além disso, propormos uma alternativa de soldagem, realizando assim soldagem por fricção rotativa em um grupo de arames, e os submetendo aos testes mencionados e aferindo o seu comportamento em comparação à técnica comumente utilizada. Embora saibamos que a soldagem por fricção rotativa pode não ser recomendada para arames de grandes comprimentos, as descobertas obtidas desta técnica podem ser representativas para incentivar a aplicação de técnicas mais adequadas, como a soldagem por fricção linear. O estudo inicial de fricção rotativa se deve a facilidade operacional de sua execução.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Aumentar a confiabilidade dos arames soldados que constituem a armadura de tração de umbilicais, a partir de tratamento térmico de revenimento, propor e avaliar a efetividade de uma segunda via de técnica de soldagem através da soldagem por fricção, avaliando seu desempenho frente aos testes propostos.

2.2 Objetivos específicos

- Verificar se os arames de alto carbono soldados pela técnica convencional, de solda topo a topo, são susceptíveis à fragilização por hidrogênio.
- Avaliar o efeito do tratamento térmico de revenimento pós-soldagem, através do ensaio mecânico, análise microestrutural e fragilização por hidrogênio.
- Analisar a viabilidade dos arames soldados por fricção rotativa através do ensaio mecânico, análise microestrutural e fragilização por hidrogênio.
- Comparar os resultados obtidos dos diferentes grupos de arames.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Cabos umbilicais de produção offshore

Os umbilicais são cabos flexíveis que são aplicados em sistema de produção flutuante para controle de equipamentos para extração de petróleo em águas profundas. Tem como funções fornecer energia e sinais elétricos para o sistema de controle, transporte e injeção de fluidos no poço, fornece potencial hidráulico para as válvulas e outros sistemas, além de manter a comunicação de parâmetros operacionais com a plataforma [22]. Os cabos umbilicais são conectados ao *manifold* submarino, que é um equipamento que detém um agrupamento de válvulas sendo responsável por distribuir, coletar e monitorar o fluxo de fluidos de produção em poços. Esta estrutura se localiza no fundo do oceano, como é possível observar na Figura 1.

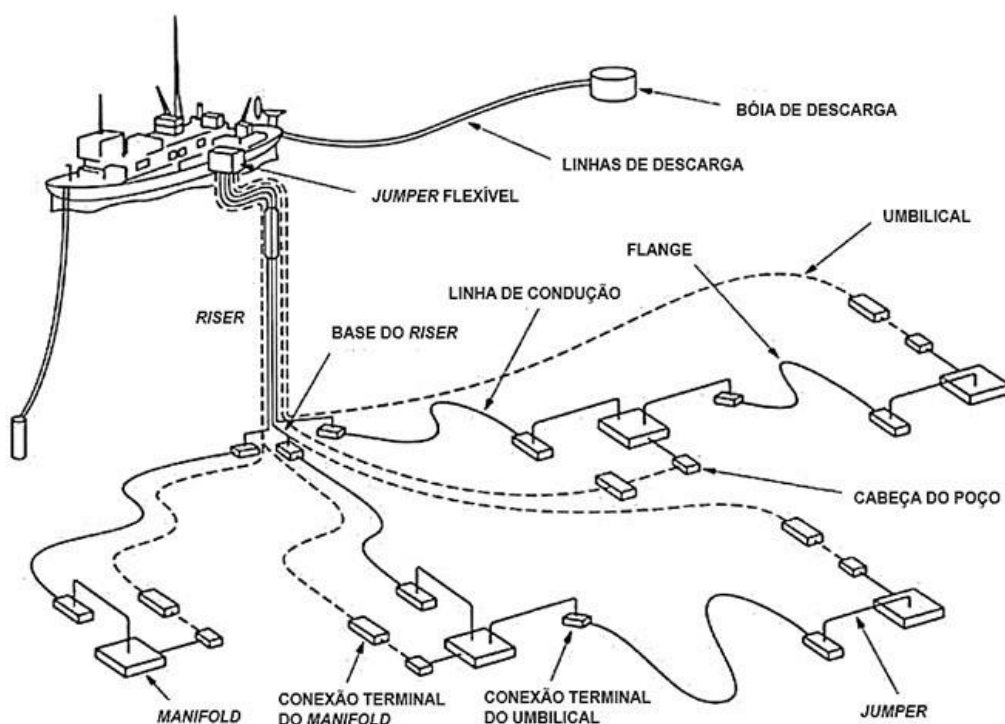


Figura 1 - Ilustração de um sistema de produção submarina.
Fonte: [23].

Para executar todas as funções que foram anteriormente citadas, o umbilical precisa unir componentes que exerçam tanto as funções específicas de monitoramento e injeção quanto para suportar as solicitações mecânicas internas e externas, que são inerentes ao ambiente no qual ele está exposto. Portanto, o cabo precisa suportar esforços dinâmicos, provenientes das ondas marinhas e do sistema de produção, aliado a forças axiais e radiais. Estes fatores tornam complexo o planejamento do projeto de

fabricação de um umbilical, pois as exigências precisam ser rigorosamente atendidas [24].

Por isso, a fabricação e montagem de um umbilical é feita por multicamadas de materiais superpostos e que se classificam em dois grupos, os grupos funcionais e os estruturais. Esses componentes devem ser produzidos atendendo suas respectivas especificações contribuindo assim para vida útil do umbilical como um todo, que está na faixa de 20 a 30 anos [25].

3.2 Componentes do cabo umbilical

Por conta da variedade de funções que se propõe o cabo umbilical, se faz necessário a combinação de diferentes elementos constituídos de materiais específicos para melhor eficiência em sua aplicação. De maneira geral, os umbilicais são compostos pelos seguintes componentes [26]:

- **Camada plástica externa:** camada responsável pela proteção externa do umbilical, protegendo contra a corrosão e desgaste, além de contribuir com a flexibilidade do cabo. Produzida através do processo de extrusão e composta por polietileno de alta densidade (HDPE), ou outro polímero semelhante.
- **Armadura de tração:** constituída por duas camadas de arames de aço carbono galvanizados de alta resistência mecânica. Sua função é proporcionar resistência à tração e torção, porém não comprometendo a flexibilidade do cabo.
- **Camada plástica interna:** localizada abaixo da armadura interna de tração, reveste e protege os componentes funcionais. Também fabricada por extrusão é composta por polímero termoplástico polietileno de baixa densidade (LDPE), ou outro polímero similar.
- **Mangueira hidráulica:** pode ser composta por até quatro camadas diferentes. Esse componente tem como funções contribuir para pressão hidráulica e injeção de fluídos.
- **Carcaça intertravada:** responsável por promover resistência ao colapso, resistindo às pressões internas. Constituída por ligas metálicas como aços inoxidáveis.
- **Tubos de aço:** são tubos encarregados de transportar fluídos, além de exercer funções hidráulicas. Fabricados a partir de ligas especiais como duplex e superduplex.
- **Cabos elétricos:** existem dois tipos, os que transmitem energia fornecendo

potência elétrica, e os que transmitem sinais para aquisição de dados de monitoramento.

Os elementos que fazem parte do umbilical estão evidenciados na Figura 2.

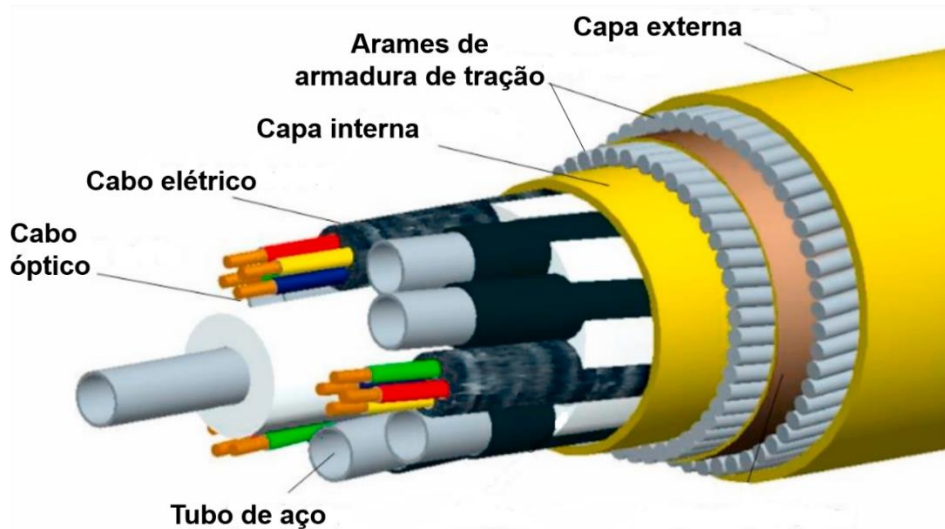


Figura 2 - Corte transversal de umbilical híbrido composto por mangueiras termoplásticas, cabos elétricos e armadura de arames de aço.
Fonte: Adaptado de YANG et al. [3].

3.3 Aços carbono

É possível afirmar que os aços, são ligas basicamente compostas pelos elementos ferro e carbono. No entanto, não são consideradas ligas binárias pois, na sua composição são encontrados outros elementos químicos (Mn, P, S, entre outros), provenientes do processo de fabricação do material. Encontrado de forma abundante na natureza, o minério de ferro é a matéria-prima que se deriva o aço, por conta disto e das suas diversas características físicas e químicas, que o possibilita ser modificado através de processos mecânicos e térmicos, o aço-carbono se torna o metal mais utilizado em aplicações industriais, representando cerca de 80% em relação aos materiais metálicos [9].

Os aços carbono podem ser classificados quanto ao teor de carbono que possuem, esses teores variam na faixa de 0,008% a 2,11% de C. Os aços de baixo carbono contêm porcentagem inferior a 0,30% de carbono, este baixo teor de carbono acaba limitando as propriedades mecânicas desse grupo e consequentemente sua aplicação, como o fato de não serem efetivos ao tratamento térmico de têmpera. No entanto, podem ser submetidos ao processo de cementação e serem aplicados em

peças que requerem boa resistência ao desgaste como no caso de engrenagens. Assim como as propriedades dependem do teor de carbono, a microestrutura também está diretamente relacionada com a quantidade de carbono [27]. A Figura 3 apresenta uma microestrutura típica de um aço com baixo carbono equivalente ao AISI 1010.

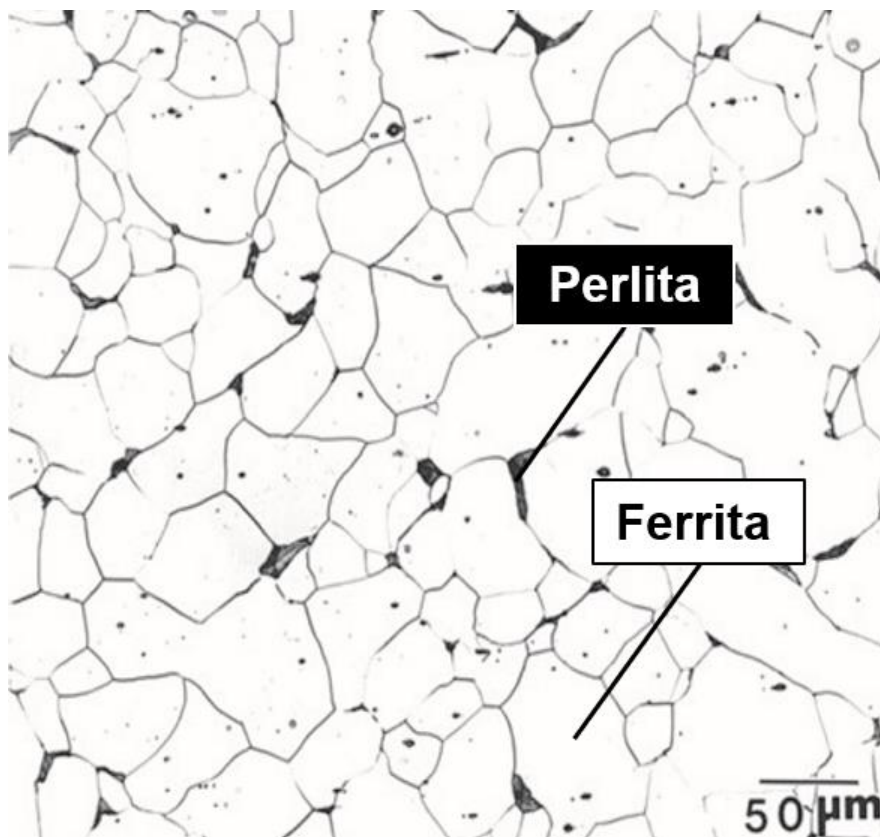


Figura 3 - Microestrutura de aço com baixa concentração de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por matriz ferrítica (grãos brancos) e perlita (regiões escuras).

Fonte: Adaptado de ISLAM e RASHED [27].

As ligas de aço contendo concentrações na faixa de 0,30% a 0,60%, são consideradas aços de médio teor de carbono. Este intervalo de concentração, possibilita que o aço sofra melhorias nas propriedades mecânicas quando submetido a tratamentos térmicos como têmpera, recozimento, revenido, possibilitando sua conformação e expandindo sua aplicação. No entanto, possui baixa temperabilidade e baixa tenacidade e ductilidade [9]. A microestrutura referente a este grupo está representada na Figura 4.

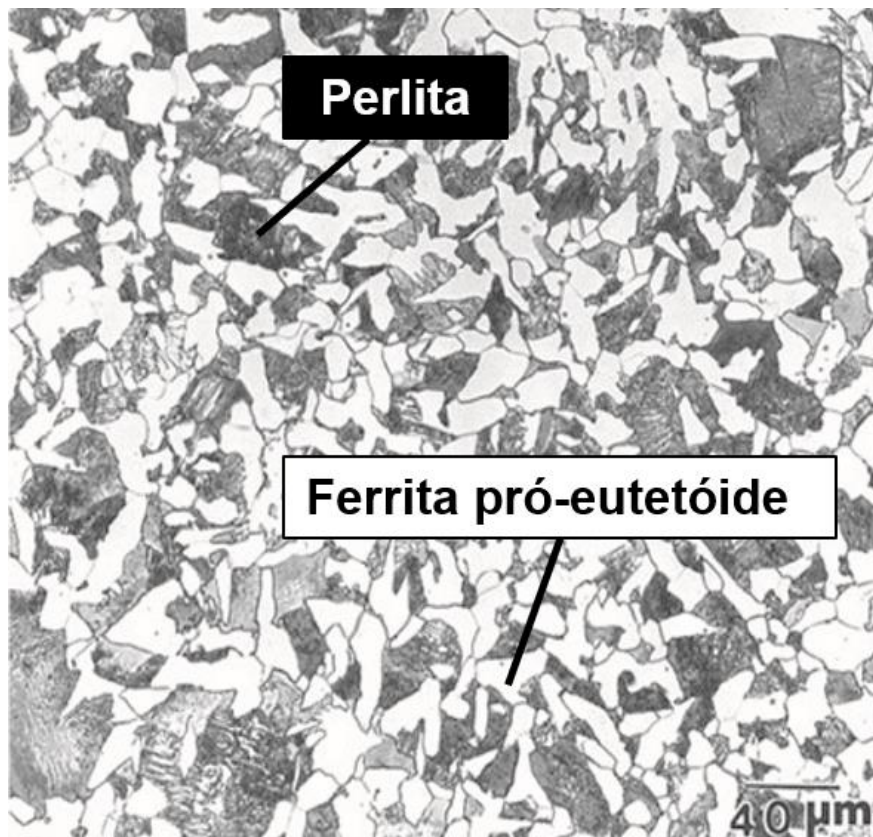


Figura 4 - Microestrutura de aço com concentração média de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por grãos de ferrita pró-eutetóide (grãos brancos) e colônias de perlita (regiões escuras). Fonte: Adaptado de ISLAM e RASHED [27].

Os aços com teores acima de 0,60% são chamados de aços com alto teor de carbono. Estes são mais duros e resistentes, porém, menos dúcteis comparados aos citados anteriormente. Dispõem de alta temperabilidade, aplicados na fabricação de peças de corte e usados no estado endurecido e revenido. Sua microestrutura é predominantemente composta por perlita, como exige a Figura 5.

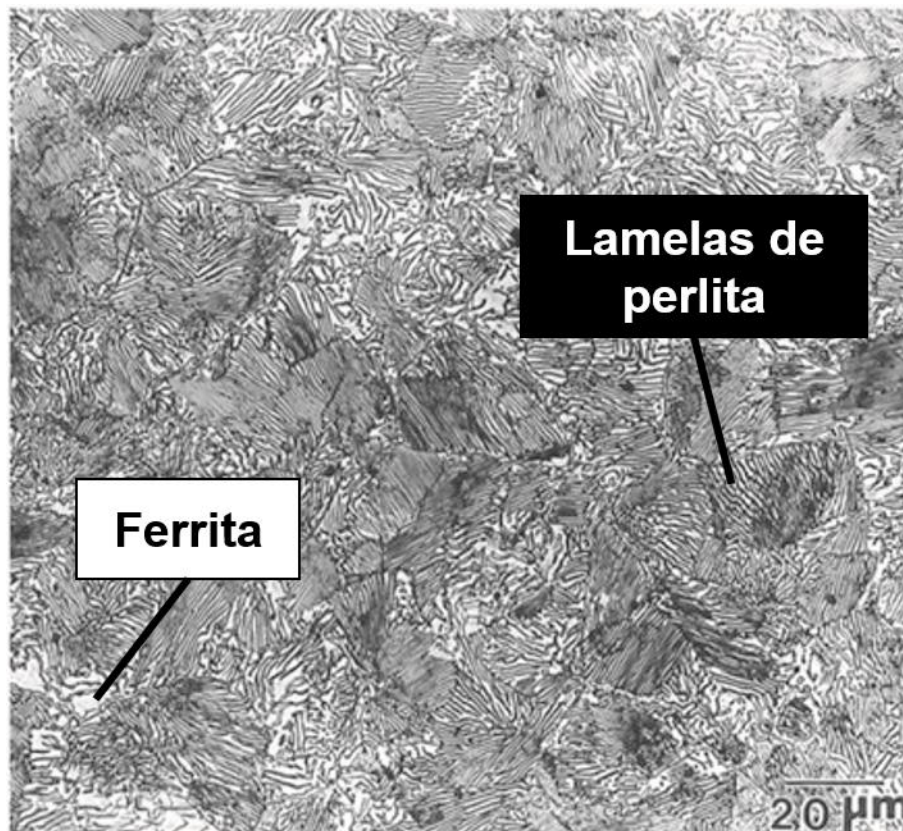


Figura 5 - Microestrutura de aço com alta concentração de carbono. Ataque químico realizado com reagente Nital 2%. Composto por matriz de perlita (regiões escuras) e contorno de grão de cementita.

Fonte: Adaptado de ISLAM e RASHED [27].

3.3.1 Arames de aço carbono trefilados e galvanizados

O conjunto de arames são de extrema importância para uma eficiente funcionalidade dos cabos umbilicais. Com efeito, eles fazem parte da armadura de tração dos tubos, contribuindo assim para sua integridade estrutural. Dessa forma, os arames devem ter alta resistência à tração e à torção sem afetar a flexibilização do tubo como um todo. Para isso, o aço que compõe os arames deve possuir limite de resistência em torno de 1100 a 1500 MPa [28].

O processo de fabricação dos arames comumente usados é denominado trefilação, que se baseia em uma deformação mecânica a frio, pois ocorre em temperaturas menores que a de recristalização do material [29]. Nesse processo de conformação o arame é forçado através de uma ferramenta ou matriz, chamada fieira, em sucessivos passes provocando deformações bastante intensas acompanhadas por uma lubrificação e resfriamento constante. A fieira possui um orifício cônico circular central por onde o arame é introduzido e tensionado reduzindo assim o diâmetro para a finalidade desejada e consequente trefilação, aumentando seu comprimento. Diâmetros abaixo de 5 mm são mais difíceis de serem trefilados, por gerar problemas na trefilação

[9]. A Figura 6, demonstra o mecanismo de trefilação.

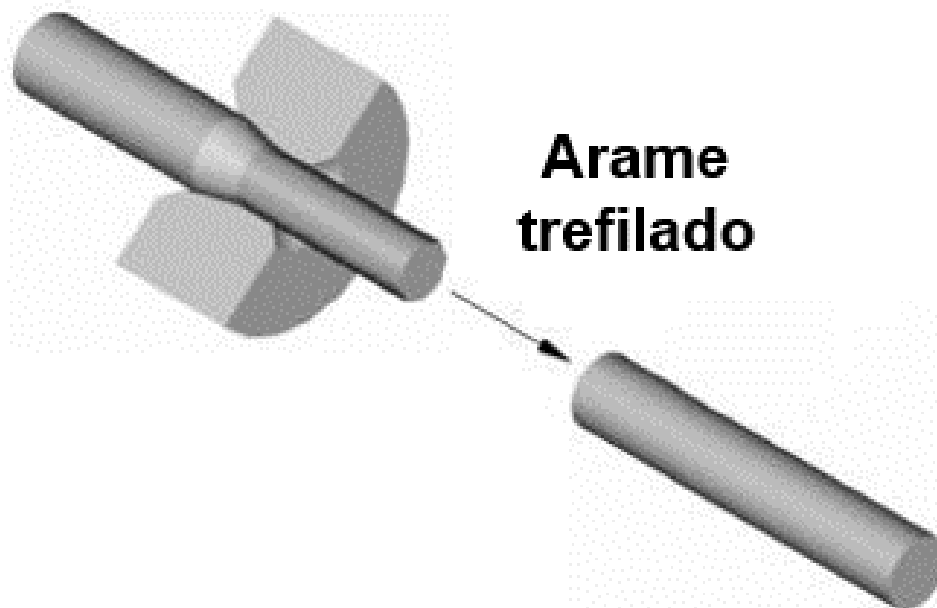


Figura 6 - Arame puxado pelo interior da fieira, sendo assim trefilado.
Fonte: [30].

A depender das características do aço, o número de passes pode ser na faixa de 1 a 19, e ter uma redução de área entre 20% a 30% [9]. Conformação por bastante vantajosa, pois proporciona uma boa precisão dimensional do produto final. Aliado a isso, ela gera alteração nas propriedades mecânicas aumentando a resistência mecânica e diminuindo a ductilidade. Após trefilação, é depositado ao redor de toda superfície dos arames uma camada galvânica para aumentar sua vida útil e protegê-los contra a corrosão. Esse tipo de revestimento é realizado por meio de imersão à quente, ou seja, o arame é submetido a um banho de zinco em temperaturas na faixa de 440°C a 480°C, resultando em uma camada uniforme e aderente [10]. Em seguida são envolvidos em carretéis, formando assim a bobina de abastecimento.

A parte de montagem dos arames no interior do umbilical é dividido em algumas etapas. Inicialmente o arame é rebobinado passando do carretel de abastecimento para a bobina da máquina de montagem. Durante esse processo os arames são desenrolados, sendo assim submetidos a uma deformação plástica que os torna retilíneos. A máquina de montagem por sua vez, possui uma espécie de tambor rotativo que faz o assentamento dos arames no interior do umbilical [25]. A Figura 7, apresenta uma ilustração dessas etapas.

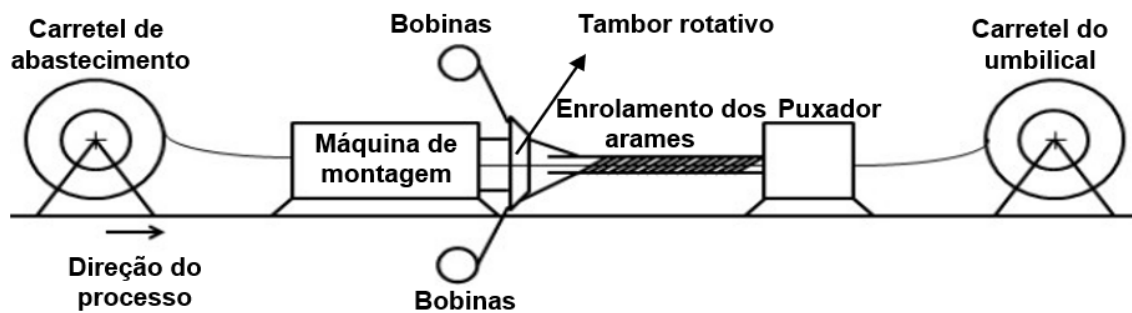
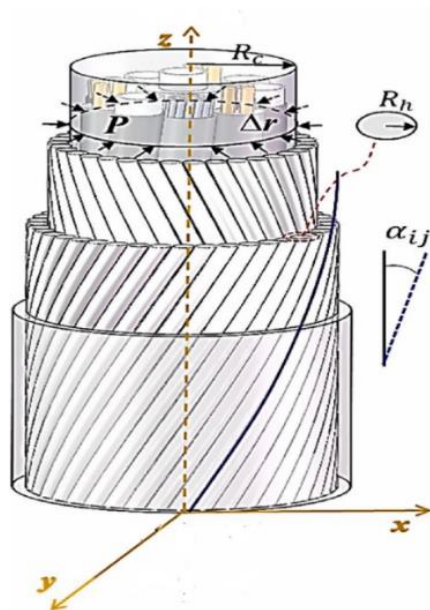


Figura 7 - Ilustração da linha de montagem dos arames formando a armadura de tração no umbilical.

Fonte: Adaptado de LOPES [28].

A configuração helicoidal dos arames em direções opostas é realizada na etapa de enrolamento dos arames através do tambor de rotação. A Figura 8 ilustra esta configuração. Esta distribuição de arranjo helicoidal é feita com faixa angular de 15° a 60° , assentadas em duas camadas opostas. A depender do intervalo angular dos arames, eles podem apresentar variações nas resistências à tração e torção. Na faixa de menor angulação, entre 15° a 24° , pode apresentar resistência à tração maior, em compensação terá uma menor resistência à torção. O inverso ocorre para intervalos angulares maiores [26]. À medida que vai ocorrendo a montagem é realizada a junção dos arames que por soldagem. Existe a cautela de que deva ser feita uma solda por passo de arame, equivale a 6 metros, ou seja, a cada 6 metros é realizada uma solda nas extremidades de dois segmentos dos arames [31].



- **R_c** : raio do cilindro do núcleo interno
- **R_h** : raio de seção transversal
- **P** : pressão radial
- **Δr** : deformação radial
- **α_{ij}** : ângulo do componente helicoidal

Figura 8 - Diagrama esquemático da estrutura helicoidal multicamadas de um umbilical sob tensão-torção.

Fonte: Adaptado de YANG et al [32].

3.4 Soldagem autógena

3.4.1 Soldagem de topo por resistência

A soldagem tem o objetivo de unir duas ou mais partes de peças metálicas ou não metálicas, a partir de altas temperaturas, provocando uma fusão localizada ou no estado sólido, fazendo uso ou não de material de adição. A solda autógena tem como característica a não utilização de material de adição para realizar seu processo. Esse tipo de soldagem faz uso de outros meios para promover a união das partes, que são eles: arco elétrico, feixe de laser, resistência elétrica, fricção entre outros [13]. Dentre eles, vale destacar a soldagem por resistência elétrica e a soldagem por fricção.

Na soldagem por resistência elétrica a união das peças é realizada mediante a geração de calor, que é proveniente da passagem de corrente elétrica aliada à aplicação de pressão. No início do processo, as superfícies das peças se tocam e a corrente elétrica é incentivada a passar por entre a interface de contato, ocasionando fusão localizada nas asperezas superficiais. A energia gerada durante o processo é expressa pela lei de Joule [33]. De acordo com a equação 1.

$$Q = \frac{1}{j} \int_0^t I^2 R_T dt \quad (1)$$

Onde: $J=4,815 \text{ J}$

I = corrente de soldagem (A)

R_T = conjunto de resistência elétrica (Ω)

d_T = intervalo de tempo de passagem de corrente (s)

Esse tipo de soldagem pode ser realizado em diferentes configurações, por pontos, projeção, costura, alta frequência e de topo a topo. A solda de topo a topo é utilizada principalmente em arames, pois deve ser executada com ausência de descontinuidade, sendo usada com restrições dimensionais, ou seja, não recomendada para peças muito grandes ou irregulares. A soldagem de topo a topo é realizada fazendo a união das peças na seção transversal. As partes são pressionadas uma contra a outra e a corrente elétrica passa por toda superfície de contato. Previamente as superfícies das peças devem estar planas. Esta soldagem é o foco do presente estudo. Após o preparo das superfícies de contato, os arames são alinhados e dispostos em contato com os eletrodos, que são no formato de mordentes. Posteriormente é feita a pressão para aproximação das superfícies e com isso, é realizado o aquecimento e a união

[33,34]. A Figura 9 ilustra as etapas.

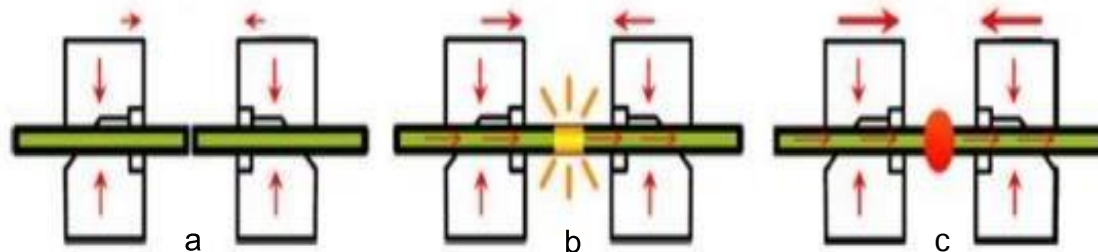


Figura 9 - Esquema das etapas do processo de soldagem por resistência topo a topo: etapa inicial (a). Junção das superfícies das peças e início de aquecimento (b). Conclusão da solda (c).

Fonte: [35].

Após a realização da solda, é feito o acabamento para retirada da rebarba que resultou do processo. Essa rebarba é removida através do esmerilhamento, e em seguida toda superfície recebe o lixamento para finalizar o processo. É importante enfatizar que os parâmetros principais para serem ajustados nesse tipo de soldagem são a corrente, o tempo e a pressão de recalque, que vão depender da geometria e do tipo de material das peças [36].

Como o resultado da solda é a formação de microestrutura martensítica, em muitos casos de arames, devido ao rápido resfriamento provocado pelo ambiente aberto em que se encontra o local de soldagem. A depender da composição química e outros parâmetros do processo, e como a martensita é caracterizada por ser frágil pois possui elevada dureza, é recomendável realizar um tratamento térmico logo após a soldagem para melhorar as propriedades da solda. O tratamento pode ser feito na mesma máquina, pois também pode ser pelo aquecimento por passagem de corrente, semelhante ao processo de soldagem, porém com valores inferiores de temperatura ao utilizado para soldar. Com isso, é feito um revenimento pós soldagem para alívio de tensões e ajustes nos valores de dureza da região [21].

3.4.2 Soldagem Por Fricção

A soldagem por fricção é definida como um processo de soldagem a quente que ocorre no estado sólido, ou seja, abaixo do ponto de fusão e a fonte de calor é gerada mecanicamente e sua ligação se dá por caldeamento [37]. Neste processo, as duas extremidades a serem unidas apresentam superfície de topo regularmente planas, em que uma delas é fixada em um cabeçote enquanto a outra gira em rotação constante,

com auxílio de um motor, na direção perpendicular com o eixo de rotação. Sendo assim, as partes são movidas na direção axial ou linearmente, tem-se então o contato através da pressão exercida que transfere o calor promovido mecanicamente, uma deformação plástica, promovendo coalescimento na superfície durante o contato rotacional, em que através da atuação da força centrífuga o material fluido é expulso para fora, eliminando óxidos e inclusões de forma a gerar rebarba, que posteriormente é retirada através de um esmerilhamento ou usinagem, e assim o processo é concluído [33]. A Figura 10 apresenta esquema das etapas dessa técnica.

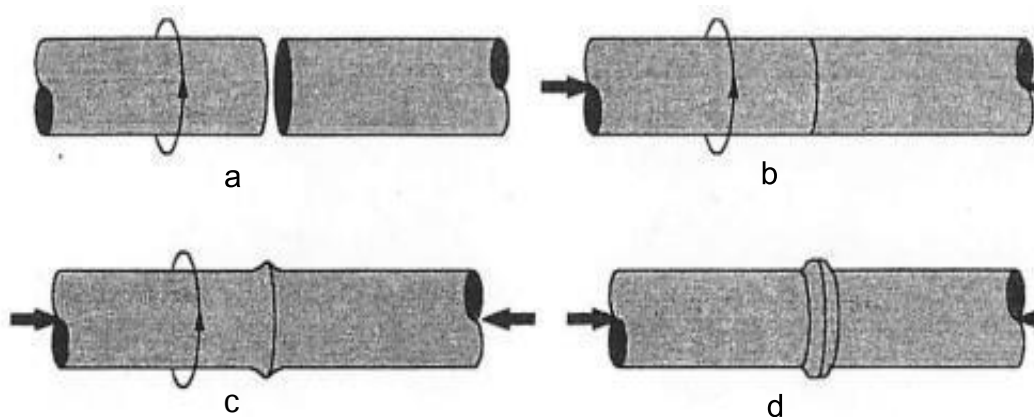


Figura 10 - Etapas da soldagem por fricção. Contato e giro para provocar fricção e aquecimento (a). Aplicação de pressão (b). Aquecimento e deformação plástica atingindo temperatura acima da austenitização (c). Aumento da compressão axial para promover a conformação e consequente soldagem, finalizando com formação da rebarba (d).

Fonte: [13].

Existem duas variantes desse processo, que são a soldagem por atrito convencional e inercial. Ambos partem do mesmo princípio de mecanismo por união de superfícies por meio da deformação plástica. O que difere ambos é uma mudança no equipamento e alterações de parâmetros no método, o convencional faz uso de um sistema de frenagem no eixo de rotação, enquanto que o equipamento da solda inercial, faz uso de um volante que é responsável por promover diferentes momentos de inércia. As ilustrações de cada tipo de máquina estão exibidas na Figura 11. Em termos de parâmetros a máquina do processo convencional possui quantidade de ajustes maiores que a de inércia, com destaque à velocidade de rotação, velocidade de deslocamento, pressão e tempo. Já na inercial os parâmetros a serem ajustados são velocidade de rotação, pressão e inércia do volante [13].

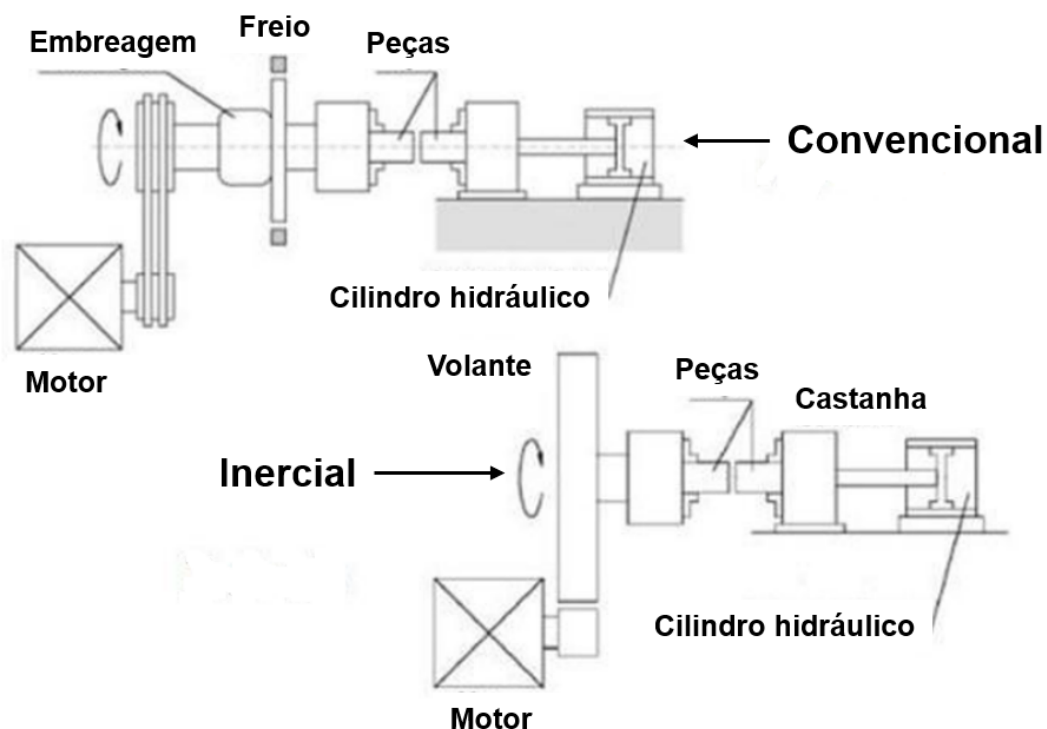


Figura 11 - Ilustração do equipamento básico de soldagem convencional e por inércia.
 Fonte: Adaptado de NIEDWIESKI [38].

Na soldagem por fricção de arraste contínuo, a velocidade de rotação da parte acoplada ao motor é mantida constante durante a partida e o início do contato com a parte fixa. Essa parte fixa, se aproxima por meio de força axial realizando o contato, até atingirem a temperatura de forjamento, quando então o freio do motor é acionado e a força de pressão aumenta e se mantém até a conclusão da união. Estas etapas estão evidenciadas na Figura 12.

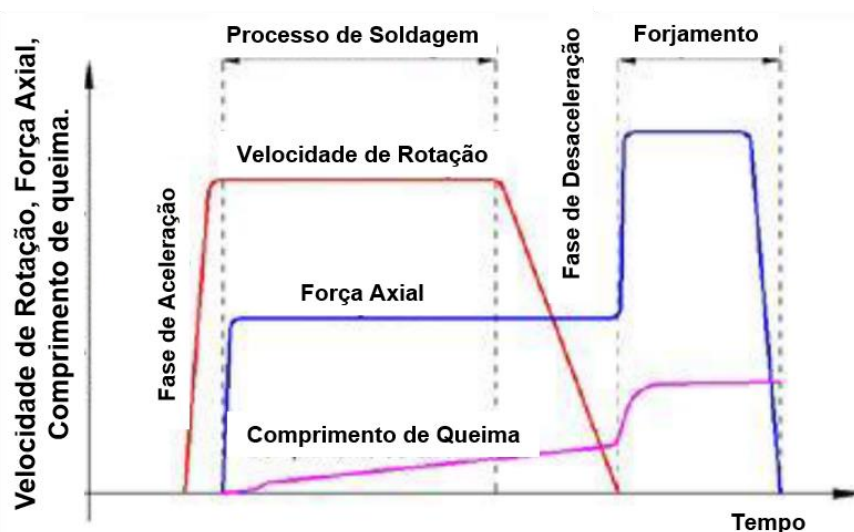


Figura 12 - Ciclo de soldagem por fricção convencional.
 Fonte: Adaptado de NIEDWIESKI [38].

Na soldagem por fricção inercial, o ciclo de soldagem difere do convencional por conta do emprego do volante rotacional. Esse volante recebe aceleração até atingir a velocidade de soldagem desejada, em seguida o motor é desacoplado e o contato com a outra parte da peça é iniciado até que a rotação finalize e a solda é concluída, como mostra o ciclo na Figura 13.

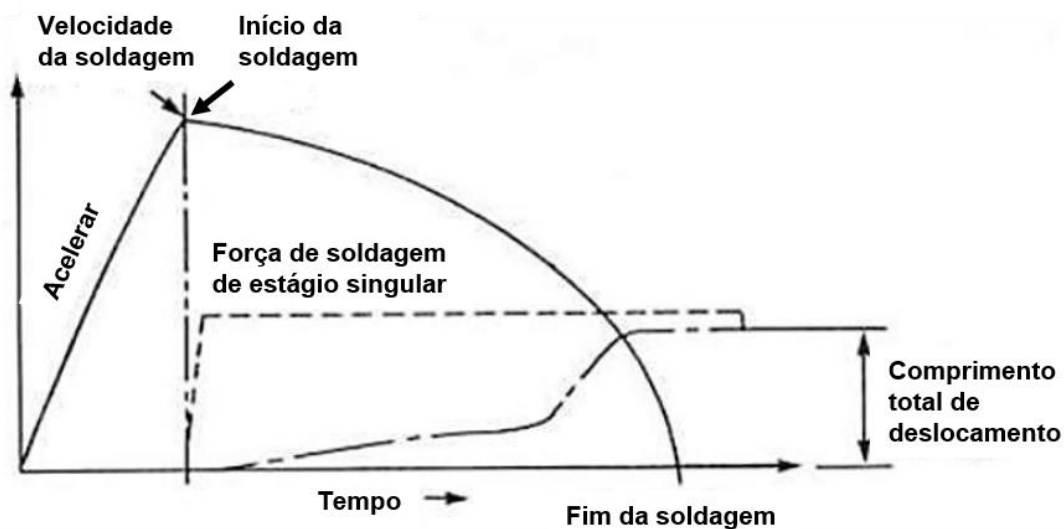


Figura 13 - Ciclo de soldagem inercial.
Fonte: Adaptado de BRACARENSE [39].

Esse tipo de solda é realizado de maneira rápida, abaixo de 2,5 segundos, facilitando sua aplicação em escala industrial, e atinge temperaturas não tão elevadas. Além disso, como o processo acontece através da deformação plástica, as impurezas e óxidos são expulsos pelo fluxo metálico contribuindo assim para excelentes propriedades e diminuindo a chance de defeitos na solda devido à solidificação e também à fragilização por hidrogênio [40]. Além disso, os valores de dureza na região da ZTA sofrem pequena alteração, as propriedades mecânicas também não são muito diferentes comparado às do metal base, e quando temperado e revenido a resistência à fadiga também não é afetada significativamente. Importante destacar também que, a depender da definição dos parâmetros que será realizada a soldagem, o tamanho da ZTA pode ser controlado. O mecanismo de ligação que ocorre na interface é a difusão, sendo possível também aplicação dessa técnica para soldar materiais dissimilares [41].

A soldagem por fricção de eixos e arames é um método muito conhecido. Contudo, a adequação deste método para arames de longo comprimento é um desafio, devido à dificuldade de girar um segmento de arame de elevado comprimento. Portanto, para tal aplicação o procedimento deve ser adequado para girar apenas um pequeno segmento de arame e formar duas soldas em ambas extremidades dois segmentos ao

mesmo tempo (Figura 14). O desenvolvimento deste aparato não é o escopo desta dissertação, pois estamos interessados aqui em apenas verificar as propriedades resultantes.

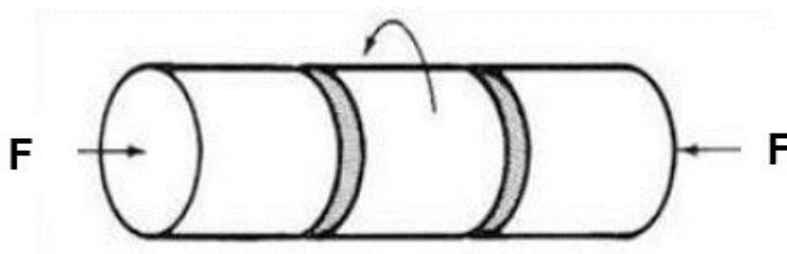


Figura 14 - Modelo de configuração “center drive”, peça central gira enquanto as peças das extremidades sofrem pressão axial.
Fonte: Adaptado de SPLINDER [42].

3.5 Fragilização por Hidrogênio

O átomo de hidrogênio possui volume muito pequeno sendo assim um elemento químico bastante leve. Por conta disso, o hidrogênio penetra facilmente nos metais, difundindo-se na rede cristalina mesmo quando o metal está submetido a temperaturas baixas. Este fato contribui para a redução da resistência mecânica dos aços, convergindo para fragilização induzida pelo hidrogênio. O ferro é um dos metais que mais incorporam o átomo de hidrogênio na sua rede cristalina. A adsorção do hidrogênio no metal pode ser tanto no processo de fabricação, durante a soldagem, quanto na sua vida útil em serviço, como em contato com o gás sulfídrico H_2S em refinarias de petróleo [8,38]. A Figura 15 mostra como o átomo de hidrogênio pode facilmente se alojar no interstício das células cristalinas.

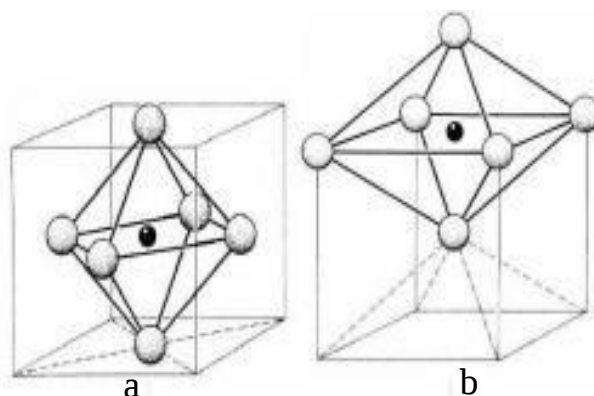


Figura 15 - Átomo de hidrogênio ocupando os interstícios nos sistemas: cúbico de face centrada (a) e cúbico de corpo centrado (b). Fonte [39].

Sendo assim, o átomo de hidrogênio pode ser classificado como residual, difusível ou total. De forma residual, define-se quando ele permanece preso no metal. Tendo mobilidade a temperatura ambiente ele é considerado difusível e aliando as duas características, isto é definido como total. O hidrogênio residual classifica-se no caso irreversível, em que mesmo com a eliminação do hidrogênio após o dano, não recupera a resistência mecânica.

A fragilização nesse tipo acontece quando a molécula de hidrogênio formada na superfície do metal difunde para o interior na forma atômica, ao adentrar forma-se novamente a molécula. Como o volume da molécula é maior do que o do íon de hidrogênio, a molécula formada provoca acréscimo de tensão na ponta das discordâncias a ponto de atingir a tensão de ruptura do material, o que vai promover o crescimento da trinca frágil. Em contrapartida, o difusível é classificado como reversível. Nele é preciso que ocorra ação concomitante de tensão e hidrogênio ao longo de um certo tempo para suceder a fratura. Isso ocorre, quando a peça está submetida a carregamento estático baixo sem manifestar nenhuma trinca aparente até o instante da fratura. Como esse processo é reversível e só ocorre com a ação simultânea com aplicação de tensão, ao se eliminar o hidrogênio do metal, a ductilidade do metal é corrigida [40,41]. A Figura 16, ilustra a representação esquemática de hidrogênio em escala atômica (Figura 16a) e escala microscópica (Figura 16b).

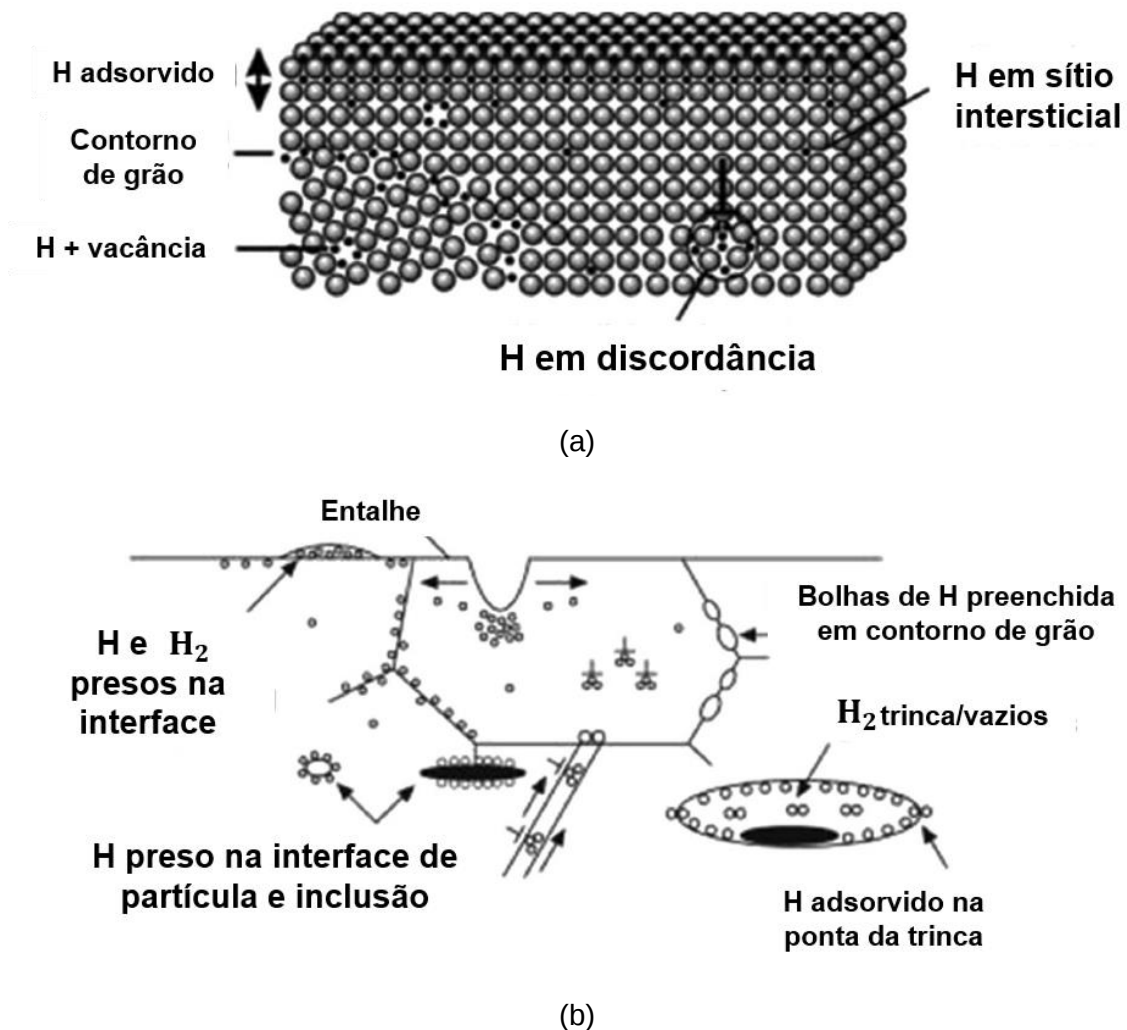


Figura 16 – Representação esquemática de aprisionamento de hidrogênio em escala atômica (a) e escala microscópica (b).

Fonte: Adaptado de DWIVEDI e VISHWAKARMA [43].

3.5.1 Condições que regem a fragilização por hidrogênio

A fragilização por hidrogênio, é comumente definida como a causa gerada pela falha precoce de elemento de engenharia em contato com hidrogênio no decorrer da sua fabricação ou em sua vida útil em serviço. O que governa o dano das propriedades mecânicas dos aços causado pelo hidrogênio, é regido pela união do estado de tensão, condição do ambiente no qual o elemento está inserido e a influência do hidrogênio na microestrutura do material [44]. Dentro deste contexto, os parâmetros mencionados de tensão e ambiente se encontram em condição constante, enquanto que a microestrutura é o parâmetro dinâmico das condições. A Figura 17 apresenta esta visão da interação dos parâmetros, de modo geral.

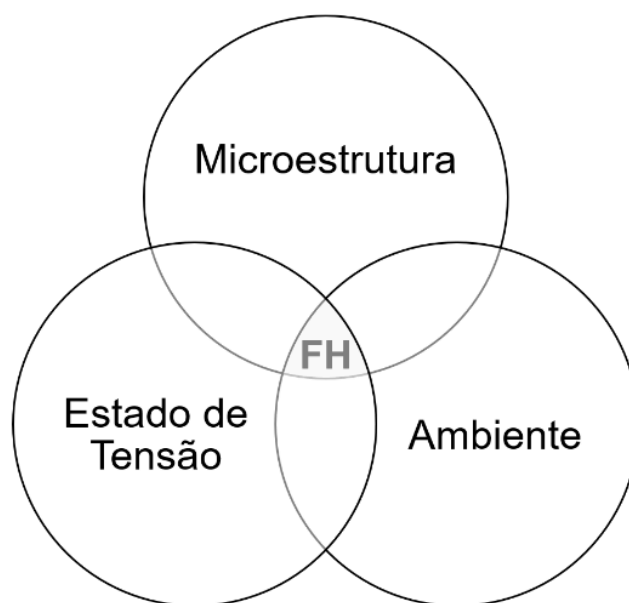


Figura 17 - Interação dos parâmetros que regem a causa da fragilização por hidrogênio.

A entrada de hidrogênio nos materiais metálicos é influenciada por fatores externos: tipo de ambiente, temperatura, fugacidade do hidrogênio no meio aquoso, e internos, ou seja, intrínsecos ao material: microestrutura, condição de superfície, presença de defeitos, inclusões, precipitados e estado de tensões. O material metálico submetido a condições de forma a simular a situação de fragilização, em que os parâmetros estejam agindo diretamente no material de modo a provocar fragilização por hidrogênio, é uma maneira de avaliar a resistência do metal a esta condição [45]. Como é ilustrado na Figura 18.

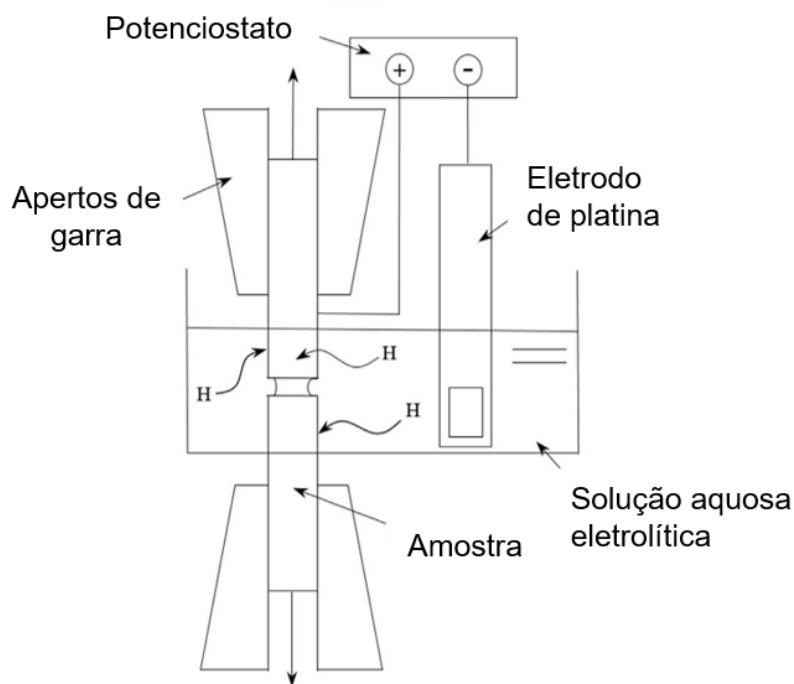
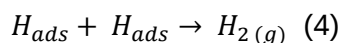
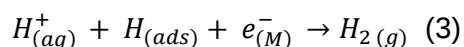
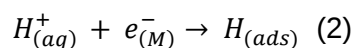


Figura 18 - Ilustração do mecanismo de teste para avaliar resistência a fragilização por hidrogênio.

Fonte: Adaptado de ARNIELLA *et al* [45].

A região do material inserido na solução aquosa eletrolítica, sofre a ação do hidrogênio na sua superfície. No entanto, o mesmo também pode ocorrer com hidrogênio no estado gasoso. Sendo assim, a interação entre a superfície do metal e o hidrogênio, seja ele molecular, iônico ou atômico, possibilita ocorrer diversas reações em diferentes estados [46].

Na condição de fase gasosa, tanto o hidrogênio como a água estão em fase molecular e ambas alcançam a superfície do material de maneira rápida. Podendo ser adsorvidos e então dissociar de forma direta, quebrando a barreira energética de adsorção/dissociação ou de forma indireta, em que a molécula adere na superfície e encontra um defeito superficial como lugar preferencial [46]. No ambiente aquoso, o processo é conhecido também como adsorção eletroquímica de hidrogênio, que envolve eletro adsorção (equação 2), eletro dissociação (equação 3) e dessorção química (equação 4).



Diante das equações anteriores, pode-se entender que o próton de hidrogênio é atraído pelos elétrons livres da superfície do metal gerando a adsorção do hidrogênio. A adsorção se torna o primeiro passo para o hidrogênio poder ser absorvido pela subsuperfície do metal e consequentemente ser aprisionado em uma região mais interna do material, ou seja, na matriz, como está apresentado no diagrama da Figura 19.

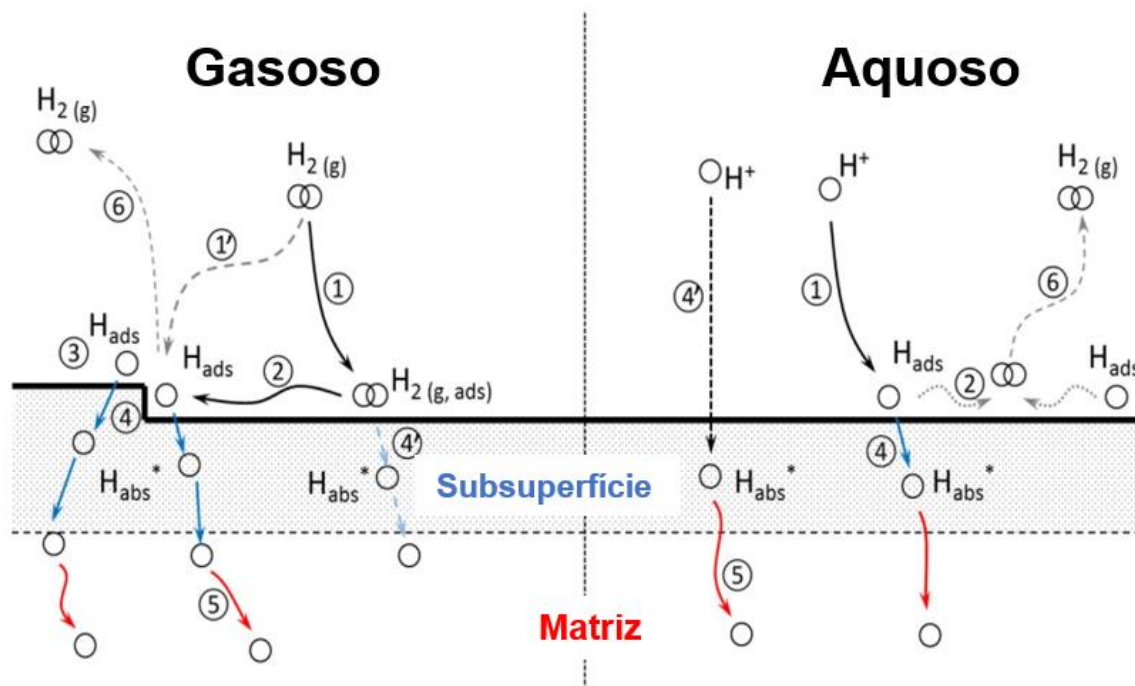


Figura 19 - Diagrama representativo das diversas reações que ocorre no estado gasoso e aquoso entre o hidrogênio e a superfície metálica.
Fonte: Adaptado de MARTIN *et al* [46].

À medida que o hidrogênio ultrapassa a subsuperfície e atinge regiões mais internas do material, ocorre o aprisionamento do elemento em locais preferenciais na microestrutura do material, principalmente quando se tem inclusões nos contornos de grão, precipitados, vazios, defeitos em geral na rede cristalina e grãos grosseiros. Todos esses defeitos servem como espécie de “armadilha” para o aprisionamento do hidrogênio, este último, acaba sendo fator preponderante para ocasionar o rompimento do material pelo mecanismo de fratura intergranular pois, como contém contornos longos, o hidrogênio acaba tendo maior grau de liberdade para se deslocar provocando uma decoesão no limite entre os grãos, de forma a iniciar a trinca no contorno. Quando se tem grãos refinados, ou seja, maior quantidade de grãos com tamanhos menores, ocorre o impedimento da movimentação do hidrogênio, de maneira que acaba anulando a ação do hidrogênio [18]. A Figura 20 ilustra esse comparativo.

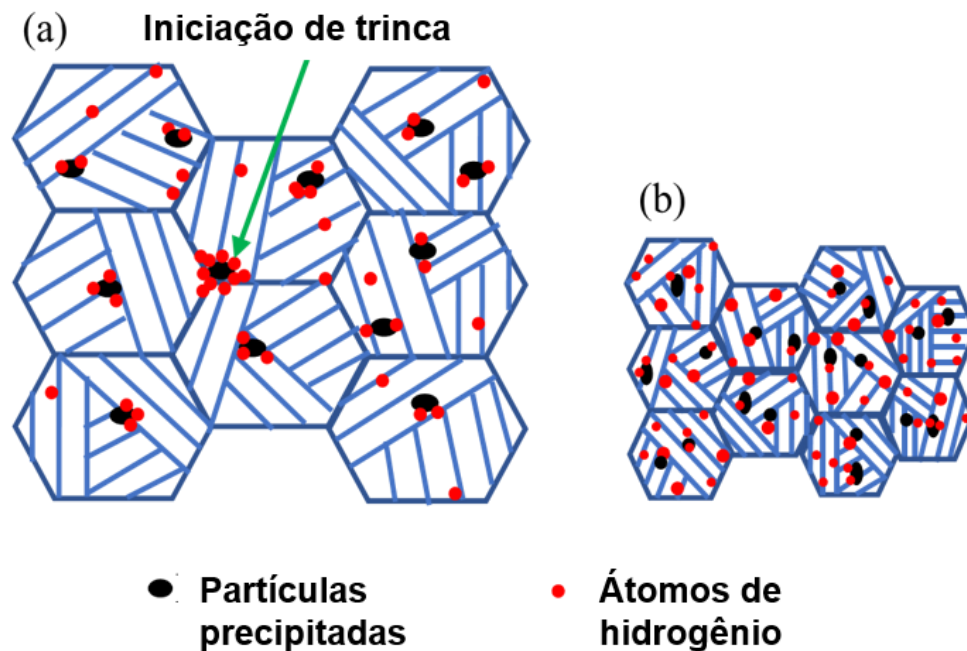


Figura 20 - Ilustração apresentando a distribuição do hidrogênio em dois tipos de microestrutura. Grãos grosseiros (a). Grãos refinados (b).
Fonte: Adaptado de ZHANG *et al* [18].

3.6 Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos de modo geral aplicados em aços, são responsáveis por provocar mudanças microestruturais alterando, principalmente, as propriedades mecânicas da liga. Trata-se da união de etapas que consolidam o processo, sendo eles: aquecimento, tempo de aquecimento, atmosfera, tipo de resfriamento e velocidade de resfriamento. Estes parâmetros são determinados a depender do objetivo final requerido, podendo ser; alívio de tensões, alteração na dureza, melhorar usinabilidade, aumentar resistência mecânica. No entanto, é sabido que à medida que uma característica ou propriedade é potencializada, outras podem ser prejudicadas [47].

De modo geral, os parâmetros que influenciam diretamente no resultado final do tratamento térmico são aquecimento, que a depender da temperatura que se deseja atingir, o aço terá sua microestrutura alterada, a exemplo do aquecimento acima da temperatura crítica, onde ocorre a austenitização do aço. O tempo em que peça se mantém na temperatura quanto maior for maior será o tamanho de grão pois, mais difusão de carbonetos ocorrerá. O modo como será resfriada a peça, é determinante para microestrutura final do material, podendo gerar, a partir do campo austenítico, perlita grosseira ou fina, martensita e perlita ou apenas martensita, bainita superior ou inferior [47].

3.6.1 Revenido

A têmpera é um dos tratamentos em que o material é levado até temperaturas acima da zona crítica e em seguida rapidamente resfriado. Quando é realizada a têmpera, faz-se o revenimento posterior, uma vez que, o material adquire dureza elevada na têmpera a ponto de fragilizá-lo. Com o intuito de corrigir e amenizar esse efeito o revenido tem como função ajustar a dureza e conceder tenacidade ao material [19]. O revenido é um reaquecimento da peça a temperaturas abaixo da temperatura de austenitização, por um determinado tempo. O diagrama na Figura 21 expõe o tratamento térmico de têmpera seguido do revenido.

Análogo à têmpera, a solda por fusão, incluindo-se a solda por resistência em aços com alto teor de carbono provoca a formação de martensita. Em vista disso, o revenido é recomendado para promover o alívio de tensão e correção de dureza para a junta soldada.

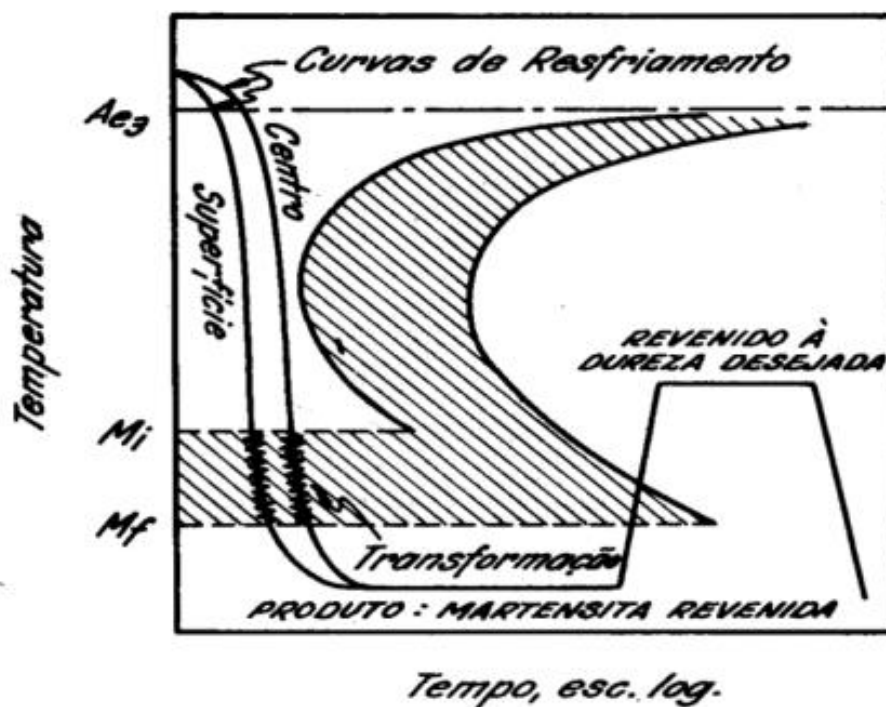


Figura 21 - Diagrama representativo do tratamento térmico de têmpera e revenimento.
Fonte: [47].

4 REVISÃO DA LITERATURA

Estudos na área de engenharia oceânica vem sendo realizados, principalmente em umbilicais e nos componentes que constituem o interior dos umbilicais, como é o caso dos arames de armadura de tração. Etapas da fabricação desses arames são processos que precisam ser avaliados com o intuito de melhorar a confiabilidade e aumentar a vida útil durante o desempenho em serviço, como é o caso das possíveis falhas relacionadas à fragilização.

Os aços com alto teor de carbono são cada vez mais aplicados na indústria *offshore* por conta da sua alta resistência mecânica, se comparado aos de baixo carbono. Exceto quando comparado aos aços microligados, esses podem ter propriedades bem maiores, no entanto, são inviáveis economicamente [48,49]. No entanto, existe a problemática voltada para a susceptibilidade do tipo de aço à fragilização, inclusive aquela por hidrogênio, pois quanto mais resistente a liga, mais sensível a fragilizar por hidrogênio ela se torna. Isto acontece por conta da associação de hidrogênio presente e a tensão aplicada ou residual em microestrutura susceptível, por exemplo de martensita na ZTA. Em elementos soldados isso se torna mais agravante pelo fato de a junta de solda ser um local preferencial de falha, o que tem motivado estudos relacionados à compreensão da ação do hidrogênio no material, bem como formas de melhorar a vida útil e integridade estrutural [16].

Martiniano *et al.* [50] desenvolveram um estudo analisando a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio do aço AISI 4130 através do teste de carga incremental. As amostras foram temperadas e revenidas para uma dureza média de 40 HRC, contendo três tipos de microestruturas: martensita fina, martensita grossa e martensita-ferrita. Os resultados mostraram que das microestruturas testadas, a bifásica martensita-ferrita apresentou menor susceptibilidade à fragilização por hidrogênio enquanto que a martensita grosseira foi mais susceptível. O teor de ferrita presente na amostra bifásica aumentou a resistência em comparação com as outras amostras e os autores justificam esta constatação ao fato da ferrita ter absorvido parte da tensão gerada durante o carregamento por deformação local. As amostras contendo grãos grosseiros tiveram fratura intergranular proveniente da alta tensão e concentração de hidrogênio no contorno de grão. Segundo os autores, grãos maiores contêm maior número de discordância e consequentemente apresentam maior fração de fratura intergranular.

Skilbred *et al.* [51] caracterizaram e avaliaram seis arames de aço carbono de armadura de tração com graus distintos de deformação. O estudo teve como objetivo a análise da susceptibilidade das microestruturas em absorver o hidrogênio. Para isso foi

utilizada a técnica eletroquímica de permeação de hidrogênio para medir os coeficientes de difusão e absorção de hidrogênio. Os arames foram submetidos ao processo de laminação obtendo assim microestrutura ferrítica-perlítica deformada e alinhada, com carbonetos arredondados. Diante disso, foi constatado que a absorção de hidrogênio foi menor para arames menos deformados plasticamente e cerca de duas vezes maior para arames mais deformados plasticamente. O hidrogênio se alocou na interface ferrita-cementita, ao passo em que o caminho percorrido pelo hidrogênio se deu ao longo da fase ferrítica.

Almeida [21] avaliou a influência dos patamares de temperatura de revenimento a partir da microestrutura, perfis de microdureza e testes de tração, em arames de aço AISI 1060 soldados por resistência. A autora, dividiu o estudo em sete grupos de arames e determinou para cada grupo uma temperatura de revenimento variando de 460°C até 800°C. A temperatura programada e a temperatura real do forno foram registradas, havendo assim uma certa diferenciação entre elas. O tempo de permanência no patamar foi de 20 segundos para cada temperatura. A autora verificou que o revenido promoveu refinamento da martensita, os perfis de microdureza apresentaram uma queda na faixa de temperatura entre 469°C até 665°C. A faixa de temperatura que a autora concluiu como ótima, de acordo com os resultados de limite de resistência à tração e o aspecto dúctil de fratura, foi de 566°C a 616°C. Já o revenido realizado a 768°C não foi eficaz por conta da elevada dureza proporcionada pela martensita, tendo comportamento similar ao aço temperado sem revenimento.

Arniella *et al.* [45] realizaram um estudo de aços de médio carbono temperados e revenidos em ambientes de hidrogênio. Os corpos de prova lisos e com entalhes foram austenitizados a 845°C por 40 min, seguido de têmpera em água e revenidos a 700°C por 2h. Um conjunto de amostras foi primeiramente carregada com hidrogênio em alta pressão, outro conjunto foi carregado eletroquimicamente e no terceiro conjunto o hidrogênio foi inserido durante o teste de tração. Os resultados evidenciaram que os índices de fragilização por hidrogênio no conjunto submetido a hidrogênio durante o teste, foram maiores do que nos corpos de prova previamente carregados por hidrogênio, pois hidrogênio é introduzido enquanto o aço é deformado plasticamente, tendo assim valores altos de hidrogênio acumulados na ponta da trinca. Dessa forma, foi induzido o micromecanismo frágil de falha ocasionando decoesão na interface das ripas de martensita nos aços temperados e revenidos.

Buscando uma alternativa de processo de soldagem que realize de forma eficiente a solda em arames, Benkherbache *et al.* [52] caracterizou peças semelhantes e distintas unidas pelo processo de soldagem por fricção rotativa de corpos de prova

cilíndricos utilizando tornos paralelos. Os autores fizeram união de aço/aço, alumínio/alumínio e aço/alumínio em diferentes rotações 900, 1250 e 1800 rpm. O aço usado foi correspondente ao ASTM A60, e a liga de alumínio foi AA 6063. Após a realização da soldagem, foi realizado um teste com ultrassom para detectar possíveis defeitos de solda e não foi encontrado nenhum defeito. Diante disso, as análises prosseguiram para o teste de tração, nos quais os resultados mostraram que o aumento da rotação diminui a elasticidade do material. Além disso, a solda realizada na junção aço/aço apresentou bons valores de resistência à tração, se comparado as juntas dissimilares. No teste de dureza, cujos perfis foram realizados também para cada velocidade de rotação, constatou-se que os valores foram quase idênticos para as três velocidades, ou seja, a velocidade de rotação não interferiu significativamente na dureza da solda. As metalografias realizadas também não identificaram nenhum defeito microestrutural.

5 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 Materiais

Os materiais utilizados neste estudo foram fornecidos pela empresa MFX do Brasil. São arames de aço galvanizados com alto teor de carbono, contendo 5,25mm de diâmetro fabricados pelo processo de trefilação. Estes arames foram submetidos a três procedimentos distintos e separados em três grupos:

- Grupo 1: arames soldados e revenidos por resistência elétrica;
- Grupo 2: arames soldados por resistência elétrica e revenidos em forno mufla;
- Grupo 3: arames soldados por fricção.

5.2 Métodos

O primeiro grupo de arames, foram submetidos à soldagem de topo por resistência e revenido, utilizando o mesmo princípio. O segundo grupo, foi soldado utilizando os mesmos parâmetros do grupo anterior, no entanto o tratamento térmico foi realizado em forno mufla, com temperatura controlada a 620°C e permaneceu nesta temperatura durante 20 segundos. E para o terceiro grupo, os arames foram soldados por meio da técnica de soldagem por fricção.

Os diferentes grupos foram qualificados quanto a caracterização metalúrgica e mecânica, submetidos ao ensaio de fragilização por hidrogênio, como apresentado na Figura 22. Os arames soldados por resistência, avaliados quanto a efetividade do meio do tratamento térmico (a) e os arames soldados por fricção (b).

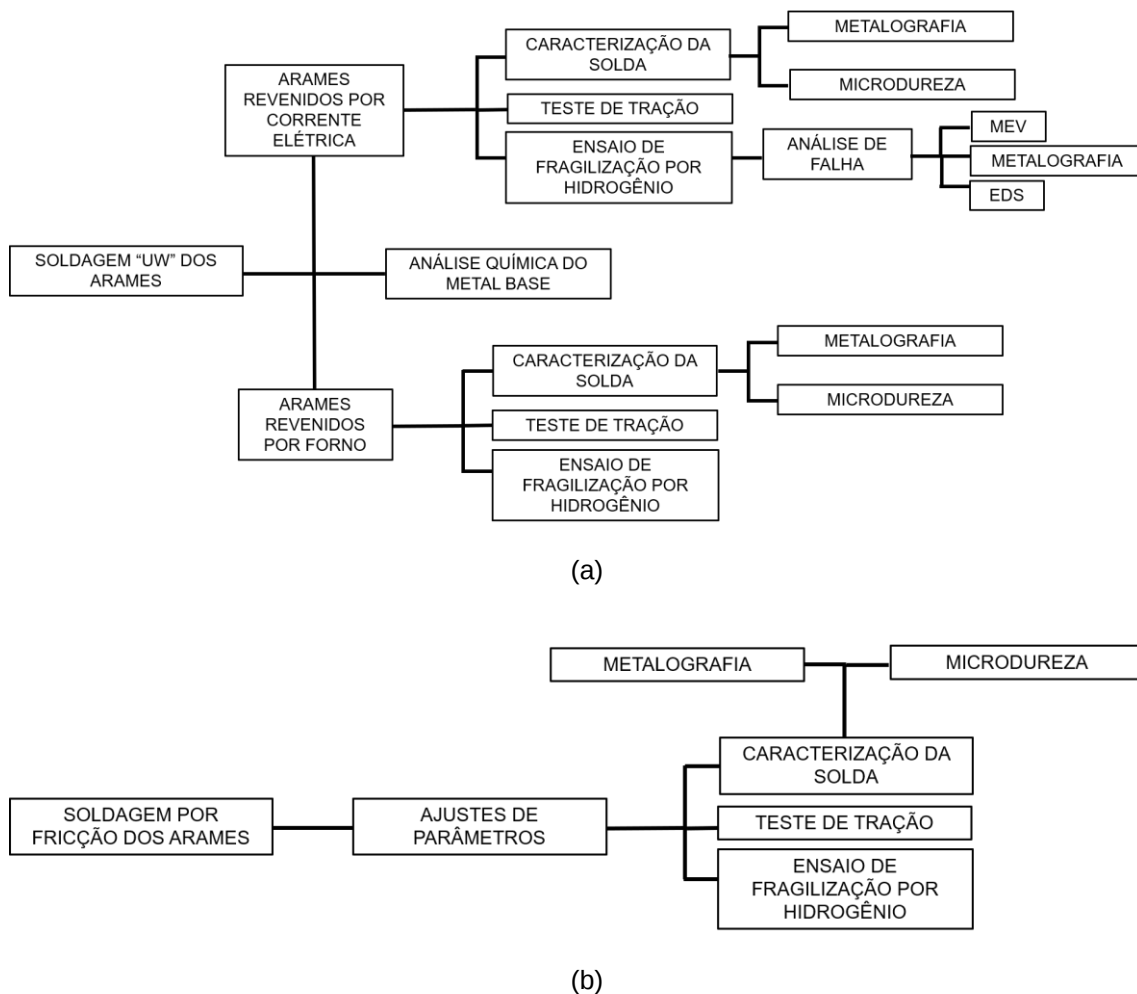


Figura 22 - Fluxograma esquemático com as etapas realizadas durante o trabalho. Arames soldados por resistência (a). Arames soldados por fricção (b).

Para cada teste e caracterização, a quantidade de arames usados foram divididas como apresentado na Tabela 1.

Tabela 1 – Quantidade de amostras usadas para cada ensaio e caracterização.

Grupo	Análise química	Metalografia/ Microdureza Vickers	Ensaio de tração	Fragilização por hidrogênio
Grupo 1	1	1	3	5
Grupo 2		1	3	5
Grupo 3		1	3	5

5.2.1 Soldagem e revenido por resistência elétrica

A soldagem e o tratamento térmico foram realizados através do mesmo processo, em uma máquina de soldagem modelo Strecker 1-LNV situado na empresa MFX do Brasil. A Tabela 2, detalha os parâmetros adotados para a solda e tratamento térmico dos arames.

Tabela 2 - Parâmetros da soldagem e do revenido dos arames por resistência topo a topo.

Parâmetros do processo					
Soldagem				Tratamento térmico	
Distância entre eletrodos (mm)	Φ arame (mm)	Corrente (a)	Tempo de soldagem (s)	Distância entre eletrodos (mm)	Corrente (a)
12±1	5,2	530 - 620	2,0 a 3,0	84 ± 2	470 - 580
Posição (mm)		Comprimento da mola contraída (mm)	Forjamento (mm)	Tempo (seg)	
5-5,5		56,5 ± 0,5	5,8 - 6,0	4	

5.2.2 Revenimento em forno dos arames soldados por resistência

O conjunto de oito arames, com 380mm de comprimento e 5,25 mm de diâmetro, foram submetidos ao tratamento térmico de revenimento a 620°C durante o período de 20 segundos em forno mufla (Forno Mufla Digital Microprocessado SP-1200DM/G), localizado no Laboratório de Microestrutura e Propriedades Mecânicas (LAMP) situado na Universidade Federal de Sergipe. O forno foi aquecido até 620°C, após ser atingido a temperatura, os arames foram colocados de forma direta no forno e permaneceram por 20s. A escolha do tempo foi baseada na tentativa de se aproximar ao máximo do tratamento já realizado convencionalmente e também baseado na literatura [21]. O diferencial deste tratamento em relação ao realizado na máquina de soldagem, está no controle de temperatura e o tempo pode ser maior do que na máquina de solda. Após o aquecimento, os arames foram resfriados ao ar, concluindo o tratamento térmico. Desses oito arames, três foram submetidos ao ensaio de tração e cinco foram para o teste de fragilização por hidrogênio.

5.2.3 Soldagem por fricção

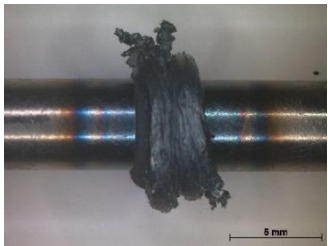
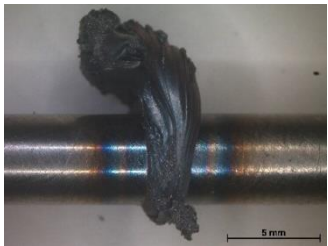
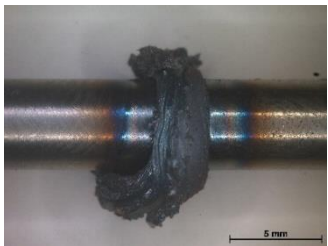
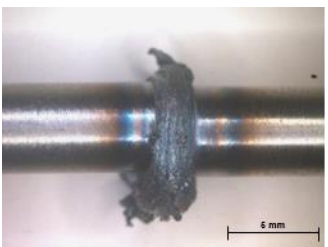
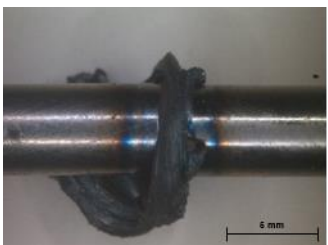
5.2.3.1 Ajustes de parâmetros

A efetividade do resultado final de uma junta de solda, na perspectiva das propriedades físicas e mecânicas, depende da exatidão dos ajustes dos parâmetros de execução do processo. À vista disso, a distância entre as ferramentas, velocidade de rotação, avanço durante a solda e forjamento, são variáveis que vão interferir diretamente o resultado final da solda. Durante todo planejamento experimental, pôde-se registrar e avaliar cada variação de parâmetro até encontrar a melhor combinação de ajustes para a padronização do processo de soldagem.

Inicialmente, o primeiro parâmetro a ser definido foi a velocidade de rotação por minuto, estabelecida em 1250 rpm pois, durante as tentativas iniciais constatou-se que acima desta velocidade e abaixo dela, não foi possível realizar a união entre as partes dos arames, foram elas 2000 rpm e 755 rpm respectivamente. O segundo passo, foi ajustar a distância mínima entre o mandril e a castanha para que as partes expostas dos arames não desalinhassem. O tamanho ideal encontrado foi de 20 mm entre as peças (mandril e castanha), e 10 mm de cada parte exposta. O avanço foi a última variável a ser definida pois, os resultados de resistência mecânica variavam significativamente a depender do avanço.

A definição final do parâmetro de avanço, foi baseado no equilíbrio entre tensão de escoamento e resistência máxima à tração. As soldas na faixa de avanço entre 3 mm e 4,5 mm, apresentaram valores muito próximos de tensão de escoamento e resistência máxima. No entanto, a solda com 2,5 mm de avanço apresentou equilíbrio de propriedades mecânica, indicando melhores resultados. O aspecto visual, logo após a execução da solda, exibe rebarbas parecidas entre elas, no entanto pode-se observar que a região afetada pela temperatura vai diminuindo à medida que o avanço também diminui, produzindo uma ZTA menor como mostra a Tabela 3.

Tabela 3 - Variação das propriedades mecânicas para cada ajuste de avanço após o teste de tração, dos arames soldados por fricção.

Velocidade	1250 rpm		
Distância	20 mm		
Avanço	Tensão de escoamento (MPa)	Resistência máxima (MPa)	Aspecto visual
4,5 mm	922	955	
4,0 mm	961	983	
3,5 mm	1077	1082	
3,0 mm	1078	1090	
2,5 mm	1094	1281	

Duas partes do arame original foram submetidos a esse procedimento para fabricar cada corpo de prova. Inicialmente a camada de zinco foi removida pelo processo de lixamento utilizando 80 mesh para remoção total, e 600 mesh para realização do acabamento superficial. Os arames foram presos nos mandris do torno mecânico (Atlasmaq TM-360) e cerca de 10 mm de cada arame ficaram para fora do mandril (20 mm somados), pois a região próxima à extremidade deve se manter rígida para evitar assim qualquer tipo de distorção durante o processo. A Figura 23, exibem o torno e a distância entre as partes do arame.

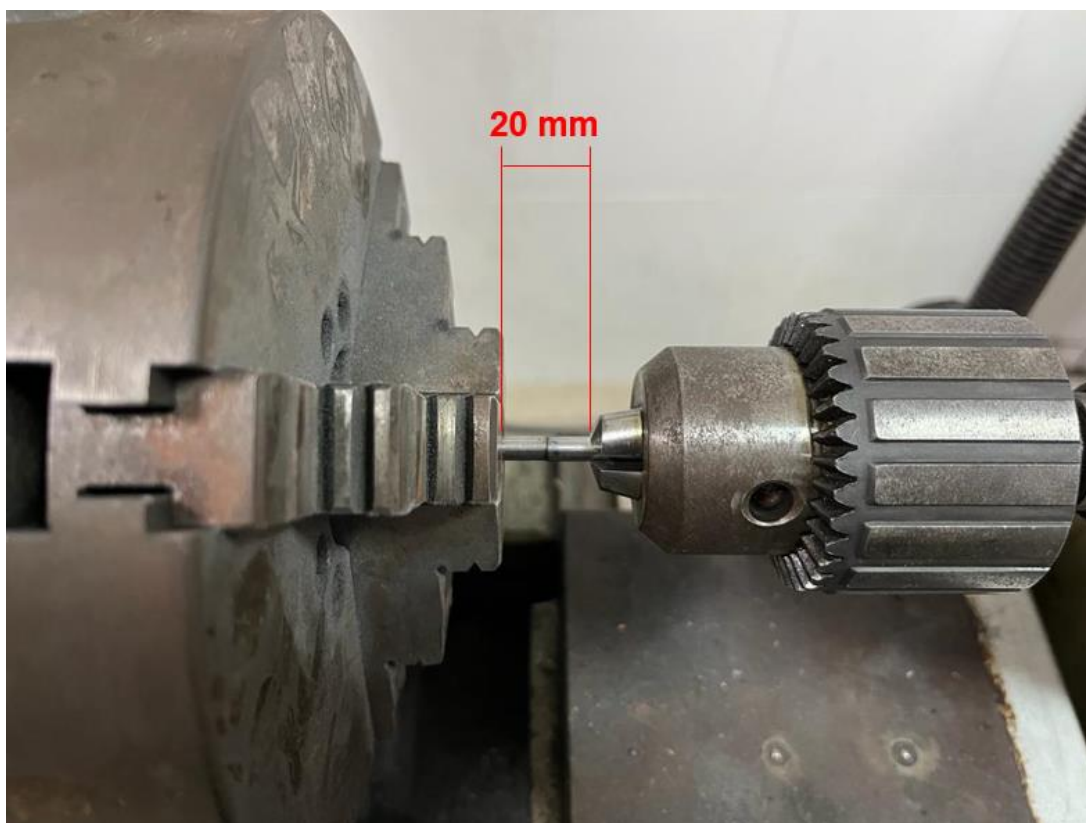


Figura 23 - Comprimento total das partes dos arames a serem soldados. No centro da parte destacada pelos 20 mm, podemos perceber a interface de contato dos dois segmentos de arames.

Um mandril seguiu fixo enquanto o outro foi rotativo e a velocidade de rotação para o mandril rotativo foi de 1250 rpm (Figura 24), enquanto que a outra extremidade que se encontrava fixa foi sendo pressionada sobre a outra. Inicia-se então o aquecimento localizado, devido a fricção. Depois que a interface estivesse ao rubro, a pressão de contato foi aumentada até a união das partes. Este evento está exibido na Figura 25.



Figura 24 - Velocidade de rotação utilizada para realização do processo.

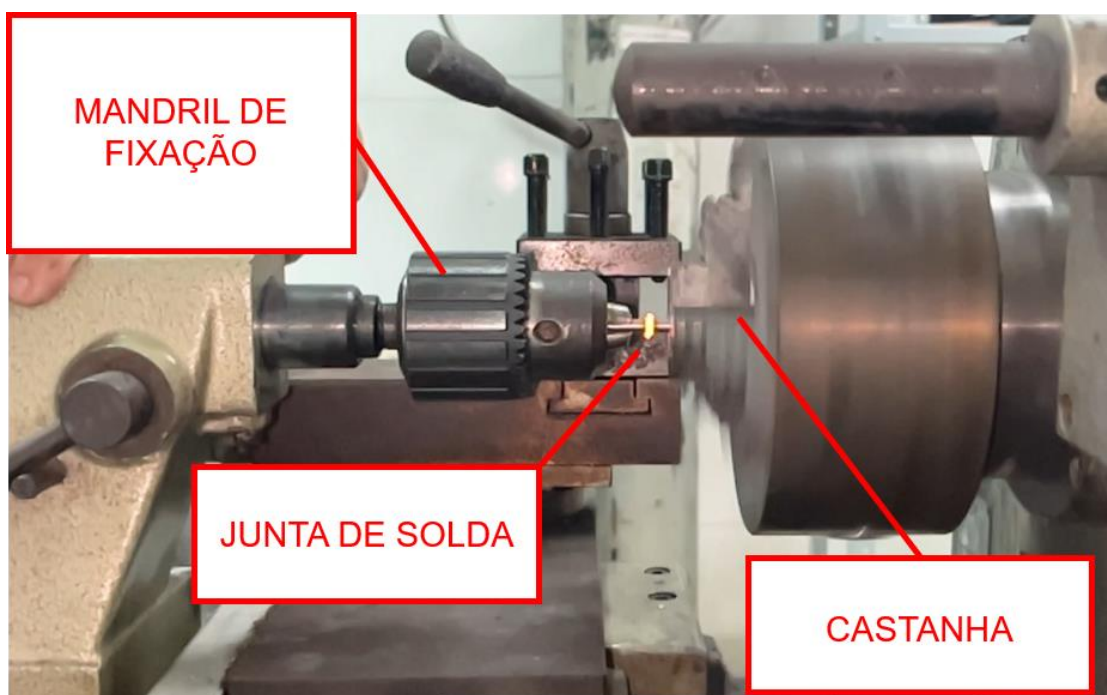


Figura 25 - Aquecimento localizado provocado pela fricção durante a soldagem. Indicado como junta de solda na imagem.

Após a realização da solda, imediatamente foi registrado o aspecto visual da junta soldada e a rebarba gerada (Figura 26). Logo em seguida, foi realizado o

acabamento da solda, retirando assim a rebarba e lixando a superfície. Como mostra a Figura 27.

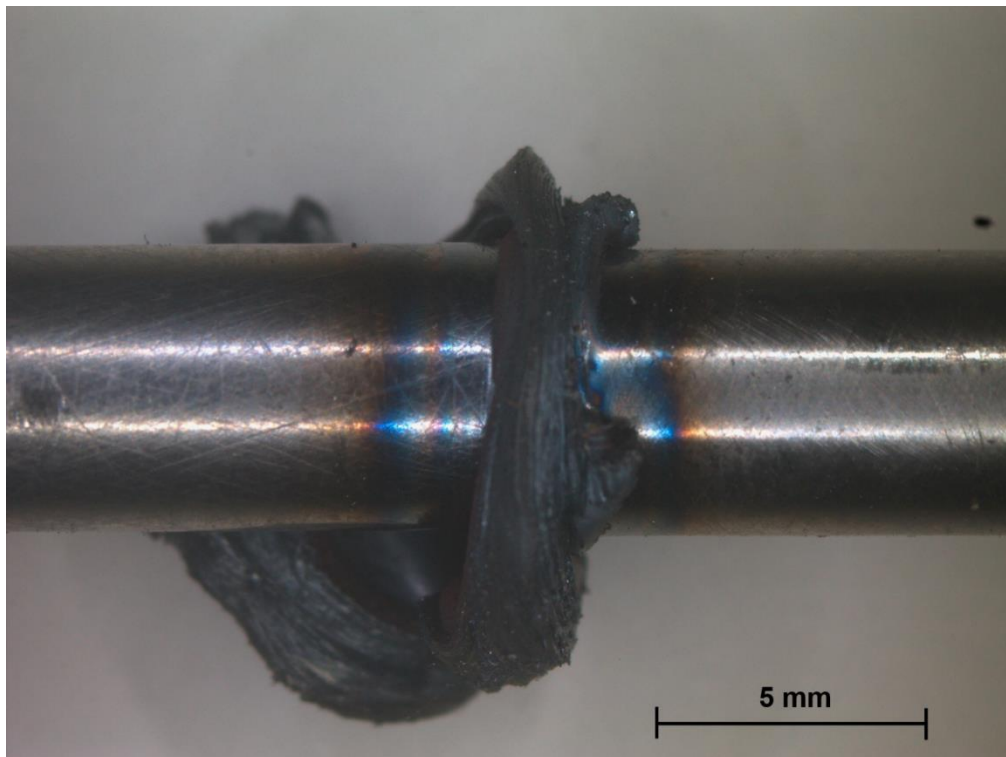


Figura 27 - Aspecto visual da solda logo após o processo, contendo rebarba

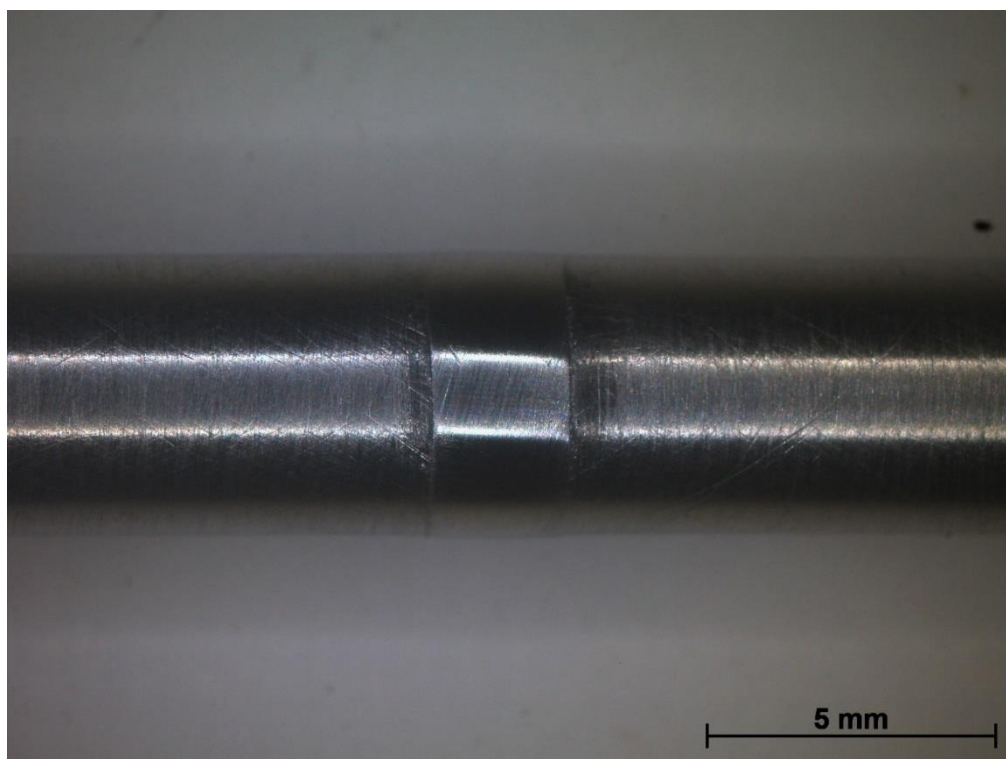


Figura 26 - Local da junta soldada após o acabamento final.

5.2.4 Análise química do metal base

A determinação da composição química dos arames recebidos foi realizada através da técnica de espectrometria de emissão ótica, em um espectrômetro Oxford Foundry-Master Xpert da Hitachi, localizado no Laboratório de Microestrutura e Propriedades Mecânicas (LAMP) situado na Universidade Federal de Sergipe. Uma única amostra foi retirada do arame, pois é o mesmo material, em seguida foi submetida ao lixamento mecânico partindo da granulometria de 80 Mesh, e finalizando com acabamento superficial a 600 Mesh. Após a remoção completa da camada de zinco, a amostra foi planificada e realizada a média de 5 queimas para quantificar a composição química do aço.

5.2.5 Caracterização da solda

5.2.5.1 Metalografia

Uma amostra de cada grupo, no total de três amostras, foi submetida a análises microestruturais nas regiões das soldas, através da preparação da amostra em plano longitudinal, como exibido na Figura 28, dessa forma possibilitando identificar as zonas características de solda e suas respectivas fases e microestruturas. As amostras, primeiramente, foram embutidas utilizando um termofixo (baquelite) com o auxílio da embutidora (Arotec PRE-30Mi). Em seguida as amostras passaram pelo processo de lixamento com granulometrias progressivas, partindo da 80 Mesh até 1200 Mesh, com posterior polimento por processo mecânico em politriz semiautomática, com utilização do agente polidor de pasta de diamante de 1 μ m. Após o polimento, as amostras tiveram sua microestrutura revelada através o reativo Nital 2% (9,8 ml de álcool + 0,2 ml de ácido nítrico) e submetidas à análise de microestrutura em estereomicroscópio (Zeiss Stemi 2000C), microscópio ótico (Axio Lab.A1da Zeiss) e Microscopia eletrônica de varredura (Tescan Vega LMS).

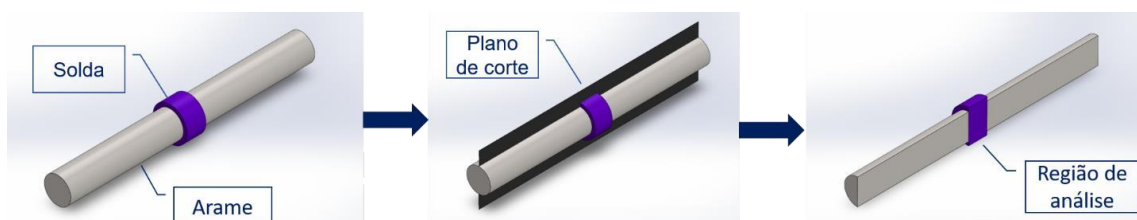


Figura 28 - Ilustração da obtenção da região de análise para metalografia e microdureza [53].

5.2.5.2 Microdureza Vickers

Os perfis de microdurezas Vickers (Future Tech FM 800) foram realizados de acordo com a norma ASTM E384-17. As impressões de microdureza foram efetuadas nas mesmas amostras usadas na metalografia de acordo com o determinado grupo. O tempo de aplicação para cada impressão foi de 10 segundos usando carga de 1 kgf, partindo do centro da solda (CS), assumindo a região CS como ponto zero das medições, e percorrendo todas as regiões características de solda (zona de transição, zona termicamente afetada e centro de solda), seguindo longitudinalmente a cada 1 mm, na mesma amostra usada na análise metalográfica tendo deslocamentos transversais sucessivos também de 1 mm (perfil dente de serra). Totalizando 19 impressões nas amostras dos grupos soldados por resistência, e 15 impressões na amostra do grupo soldados por fricção. A quantidade de impressões de microdureza foi determinada baseada no aspecto visual das regiões de mudanças microestruturais de cada técnica de solda. A Figura 29, ilustra esta configuração.

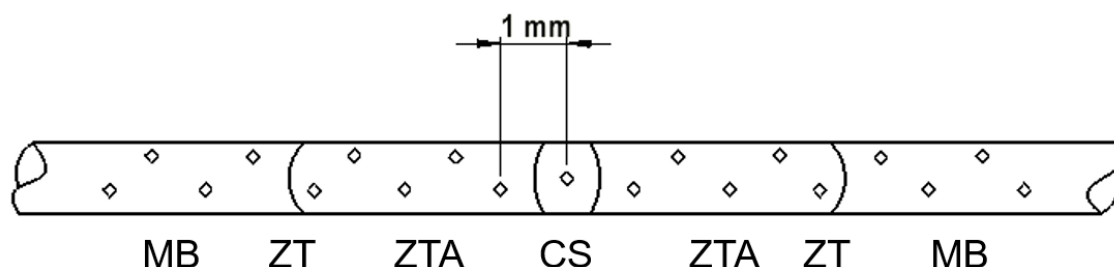


Figura 29 - Ilustração do perfil “dente de serra” passando pelas diferentes microestruturas do arame soldado. Metal base (MB) zona de transição (ZT), zona termicamente afetada (ZTA) e centro de solda (CS).

5.2.6 Ensaio de tração

Três amostras de cada grupo foram submetidas ao ensaio de tração para determinar a tensão de escoamento. O valor que servirá de parâmetro para os testes de fragilização por hidrogênio. Os corpos de prova tiveram 380 mm de comprimento e 5,25 mm de diâmetro. O teste foi realizado de acordo com a norma ASTM E8M, utilizando máquina servo-hidráulica MTS Landmark 370.10 com célula de carga de 100 kN e submetendo os corpos de prova a uma velocidade de deformação de 3,75 mm/min.

5.2.7 Ensaio de fragilização por hidrogênio

Os testes de fragilização por hidrogênio e a avaliação dos resultados foram realizados de acordo com o seguinte procedimento descritos na norma NACE TM0177-2005. Foram separados cinco corpos de prova por grupo, o sistema utilizado nesse teste está apresentado na Figura 30. Inicialmente ocorreu a remoção da camada de zinco por lixamento. O corpo de prova então foi inserido em célula eletroquímica contendo o eletrólito e feito o carregamento (utilizando 90% da tensão de escoamento determinada previamente no ensaio de tração) e exposição dos corpos de prova ao meio corrosivo sob proteção catódica. Cerca de 50 mm de comprimento do arame contendo solda em meia altura foi mantido na solução de 200 ml do reagente (3,5 % NaCl + água destilada), cujo pH foi medido antes e depois de cada teste. A pressão foi mantida constante a 1 bar e temperatura de $24 \pm 1,5^{\circ}\text{C}$, no interior da célula instalada na máquina de ensaio universal (Instron 3385H).

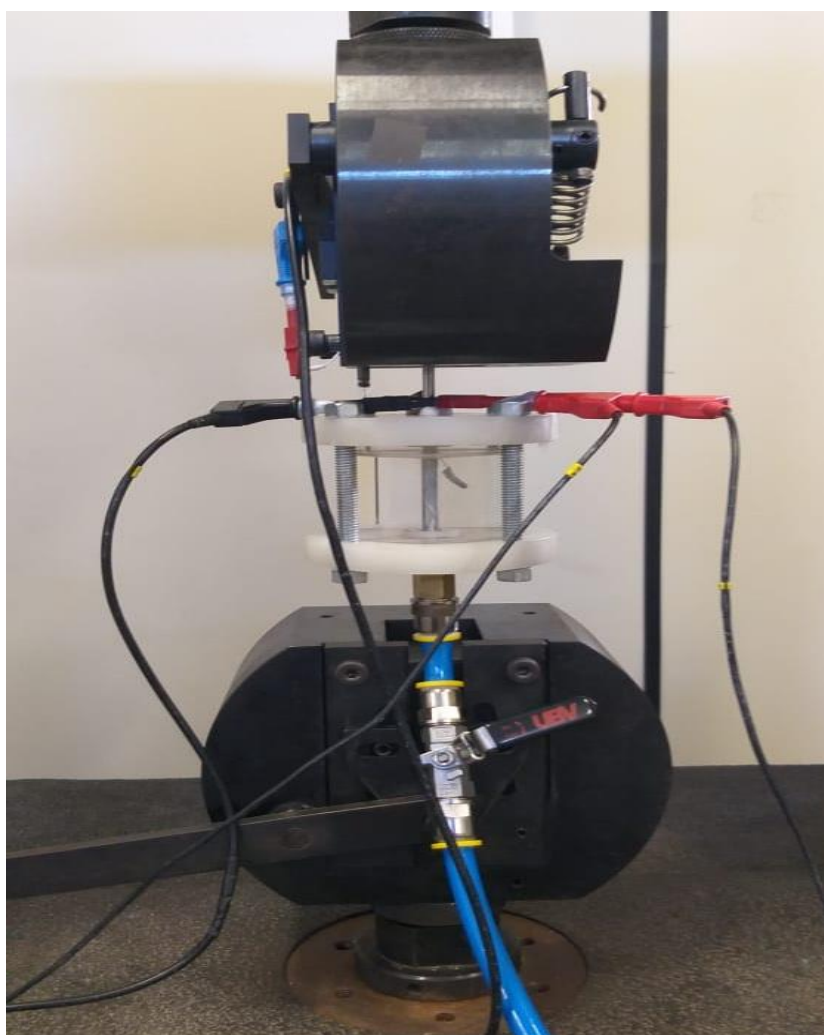


Figura 30 - Aparatos utilizados para o ensaio de fragilização por hidrogênio.

O potencial de proteção catódica ($-1,06 \text{ V}_{\text{Ag/AgCl}}$) foi controlado por potenciostato (Metrohm Autolab) e sistema de três eletrodos - eletrodo de referência prata/cloreto de prata (Ag/AgCl), contra eletrodo de platina e eletrodo de trabalho (arame). Após a aplicação da carga e do potencial de proteção catódica, foi realizada a aeração do sistema aplicando fluxo contínuo de gás nitrogênio (N_2). Os eletrodos mencionados estiveram inseridos dentro da câmara eletroquímica, como mostra em detalhes a Figura 31.

O fluxo de N_2 foi mantido em 100 ml/min durante a primeira hora do teste. O fluxo foi então reduzido a uma bolha por segundo. Cada teste de fragilização foi levado até a fratura ou até o máximo de 150 horas, tempo recomendado pela norma indicando que após esse período as chances de ocorrer a falha é pequena.

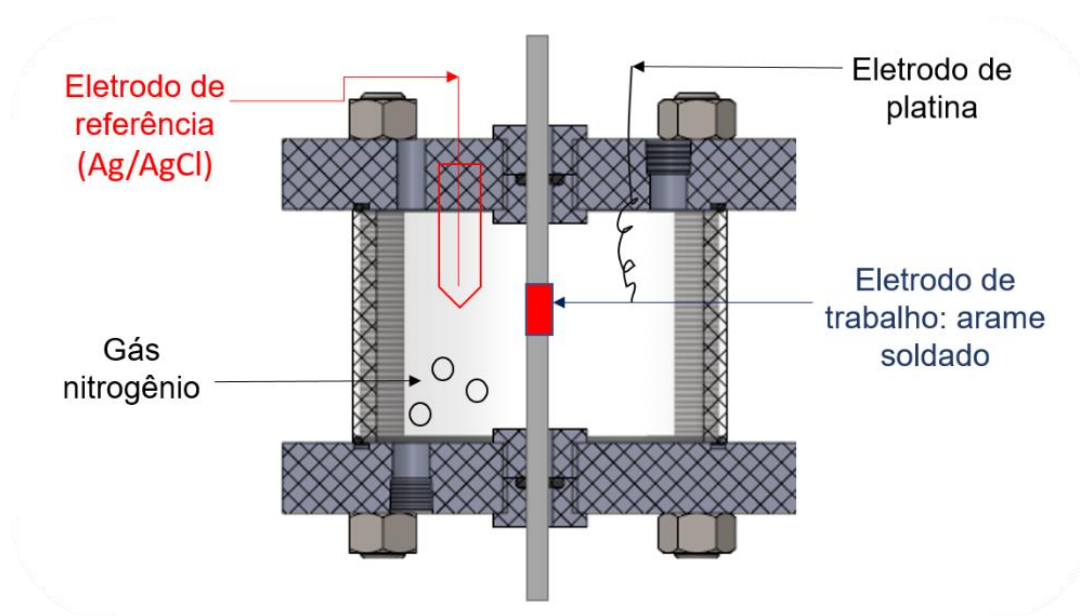


Figura 31 - Representação do interior da célula eletroquímica e os respectivos eletrodos.

5.2.8 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersa (EDS)

As superfícies de fratura dos arames foram observadas através do microscópio eletrônico de varredura da marca Tescan, modelo MIRA LMS. As amostras foram fixadas no porta-amostra com fita de carbono e as imagens feitas na tensão de 15 kV.

O EDS foi realizado para determinar os elementos constituintes de partículas de segundas fases encontradas nas amostras fraturadas. Neste caso as amostras estavam embutidas e sem ataque químico, e a análise foi realizada no equipamento SEM-LV (JSM6510LV), com tensão de 10 kV durante o experimento.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 Composição química do metal base do arame

O resultado da composição química do arame estudado está apresentado na Tabela 4. A partir dos valores, pode-se afirmar que se trata de um aço de alto teor de carbono e de baixa liga, comercialmente encontrado sob classificação da ISO 16120-2 como grau C72D, contendo teores de manganês.

Tabela 4 - Composição química média dos elementos constituintes do aço (% em peso).

Elementos	C	Mn	P	S	Mo	Si
Amostra	0,70	0,60	0,018	0,020	0,03	0,14
C72D	0,70-0,75	0,50-0,80	0,030 máx.	0,030 máx.	0,05 máx.	0,010-0,030

6.2 Caracterização dos arames soldados por resistência

6.2.1 Metalografia

As juntas soldadas tiveram suas microestruturas no plano longitudinal analisadas através da metalografia. A Figura 32 apresenta a imagem macrográfica da região soldada, igualmente ao previsto na literatura [53] apresentando as zonas encontradas, sendo elas: zona 1 (zona central de solda), zona 2 (zona termicamente afetada), zona 3 (zona de transição microestrutural entre ZTA e metal base) e zona 4 (metal base). Cada zona teve sua microestrutura analisada e elas estão apresentadas na Figura 33.

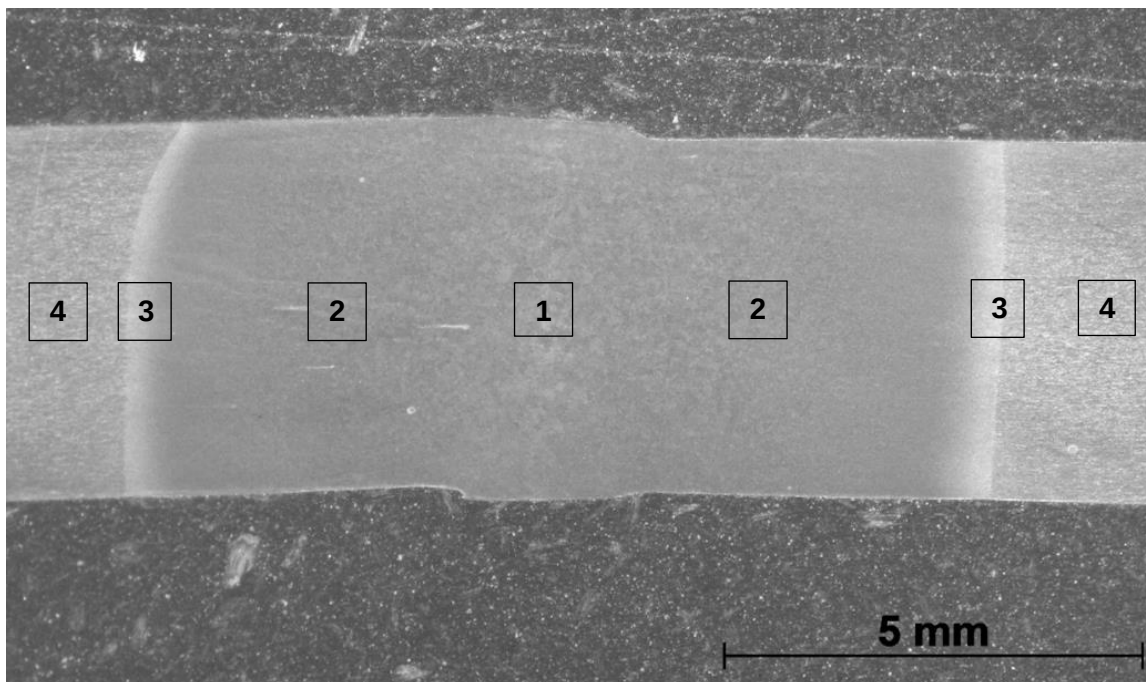
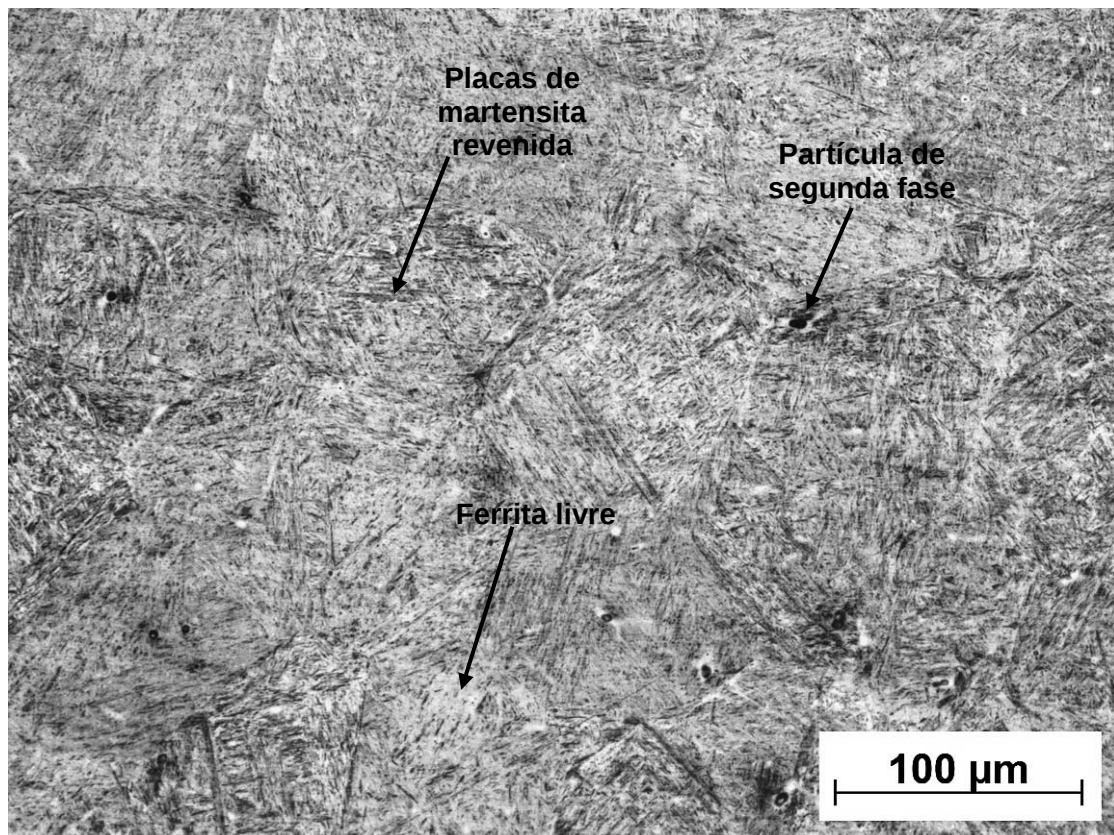
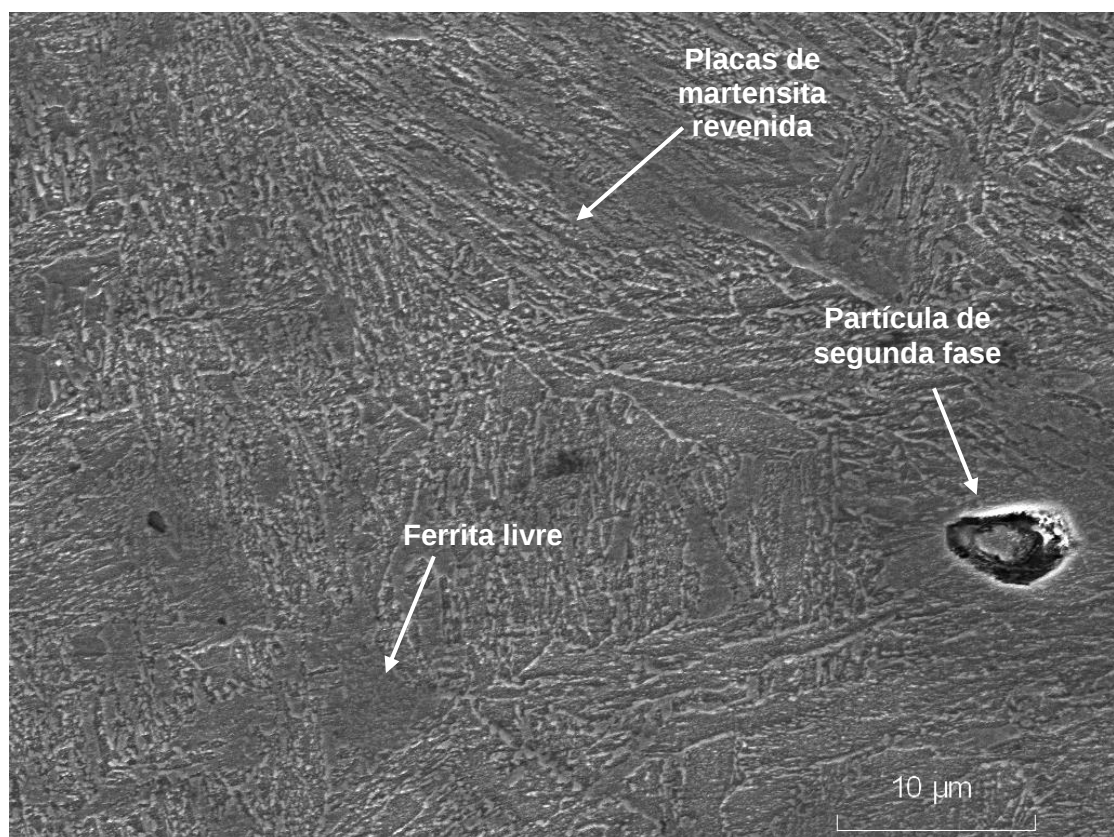


Figura 32 - Macrografia da seção longitudinal dos arames recebidos com as zonas microestruturais devidamente identificadas: zona 1 (centro de solda), zona 2 (ZTA), zona 3 (transição microestrutural da ZTA) e zona 4 (metal base).

A zona 1 representa a região do centro de solda, local que gerou a coalescência da interface entre as extremidades dos arames ao final da soldagem, região de união da junta. Como consequência do resfriamento ao ar de forma instantânea pós soldagem, aliado a pequena espessura do corpo de prova, esses fatores acabam provocando um resfriamento intenso, caracterizando uma alta extração de calor, conferindo a formação da martensita. Dessa forma, essa zona apresentou grãos primários grosseiros no seu interior, incluindo microestrutura com placas de martensita revenida a baixa temperatura (placas de agulhas escuras) e pequena quantidade de ferrita livre (áreas claras), com partículas de segunda fase nos contornos de grão, como pode ser visto na Figura 33 (a) e em maior detalhe em (b).



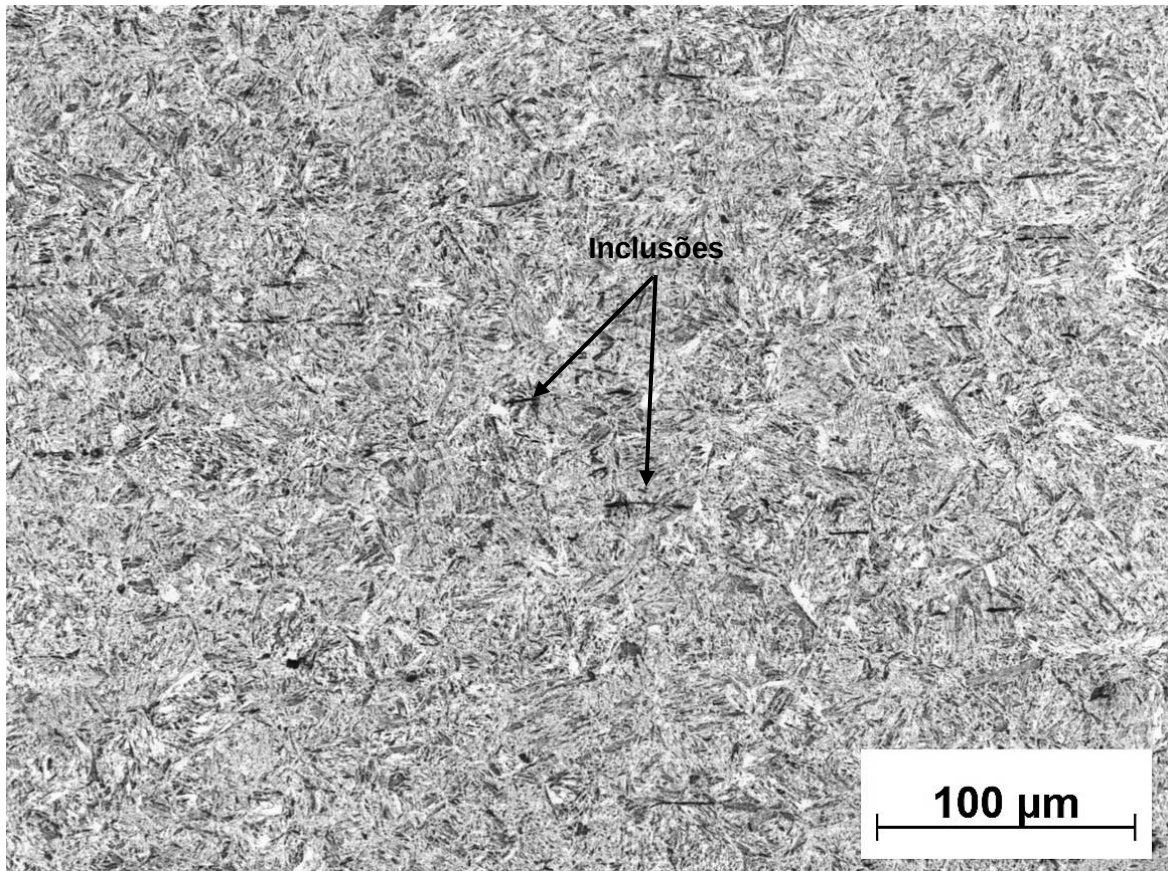
(a)



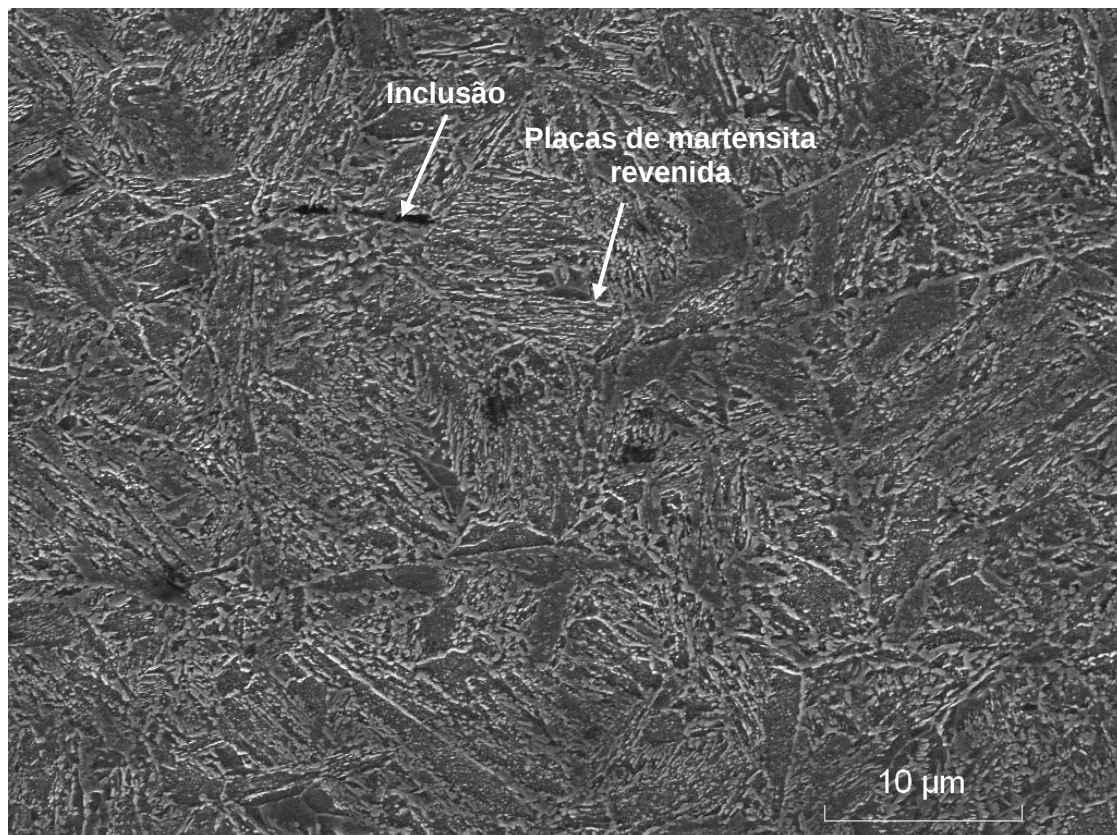
(b)

Figura 33 - Zona 1, correspondente à faixa central de união de solda.

A zona 2 corresponde a área entre a faixa central e o início da zona 3, denominada zona termicamente afetada, na qual é possível observar martensita como na zona 1, porém com grãos menores no formato equiaxiais e ferrita livre, além de serem observadas também inclusões de sulfeto de manganês, em destaque, distribuídas e alongadas por conta da trefilação. Figura 34 (a) e em maior ampliação em (b).



(a)



(b)

Figura 34 - Zona 2, correspondente à zona termicamente afetada “ZTA”.

A zona 3, é constituída da região de transição da ZTA com o metal base, zona caracterizada por possuir microestrutura composta por martensita partindo da ZTA (imagem à direita) com redução da martensita e refinamento microestrutural, com grãos recristalizados, seguido por formação preponderante de perlita fina e ferrita (Figura 35). Até encontrar o metal base (imagem à esquerda) do arame que é composto por colônias de perlita e ferrita altamente deformadas, na direção da trefilação, em maior detalhe nas Figuras 36 (a) e (b).

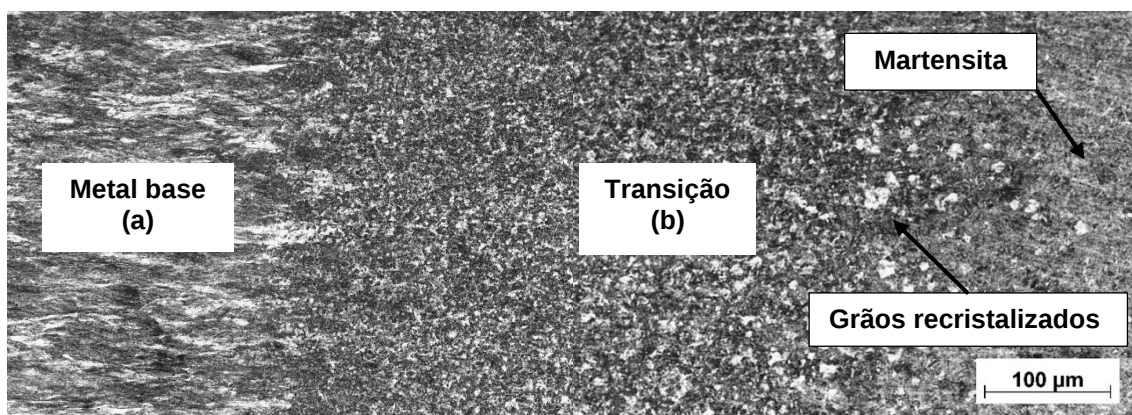
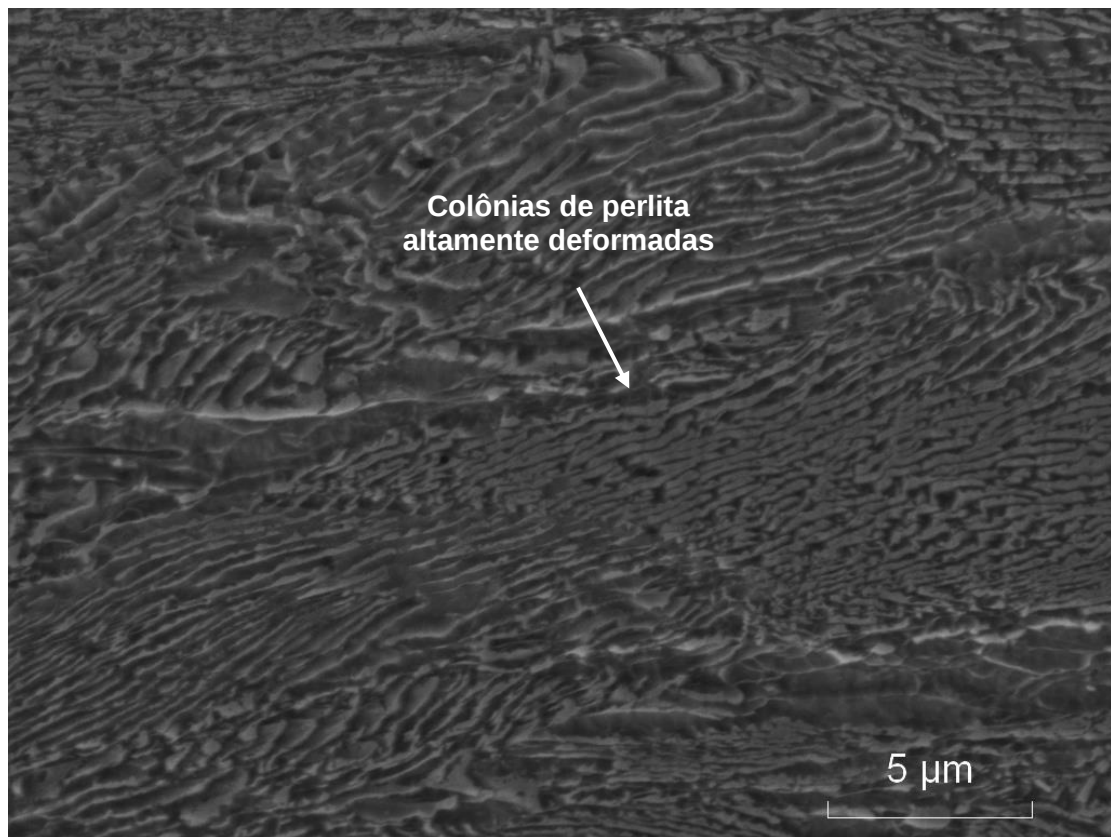
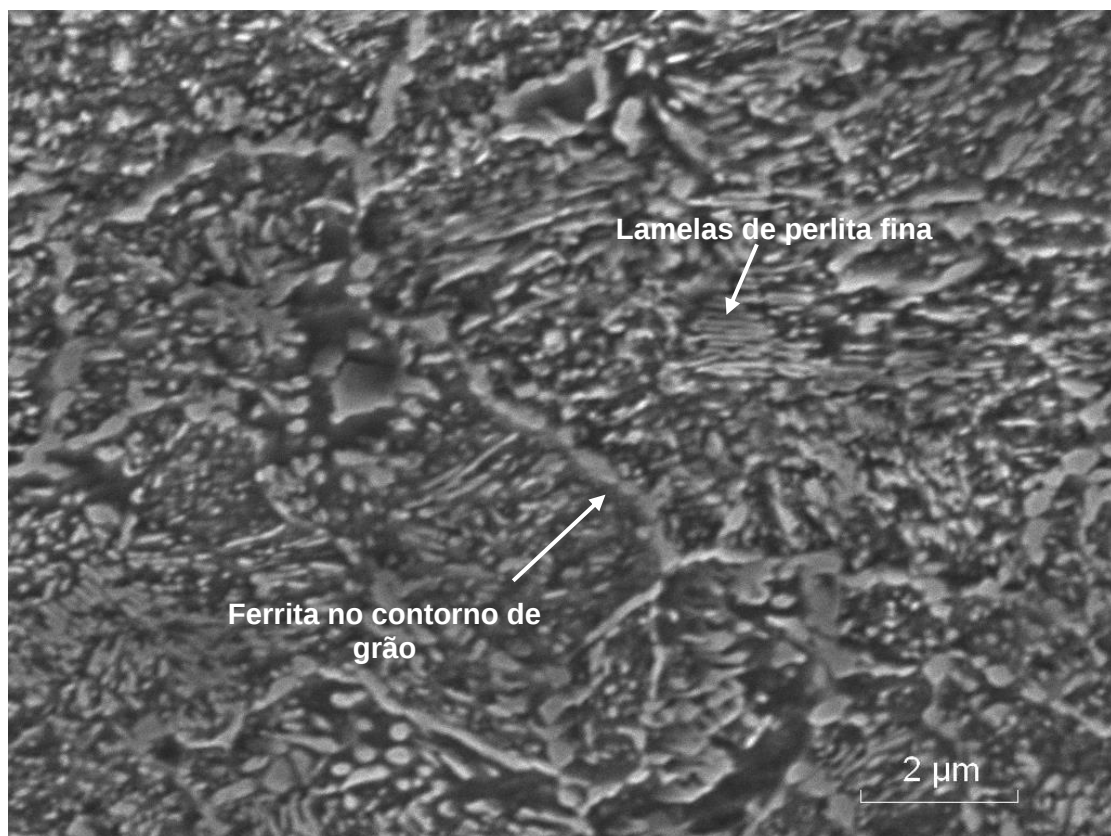


Figura 35 - Zona 3, correspondente à zona de transição microestrutural.



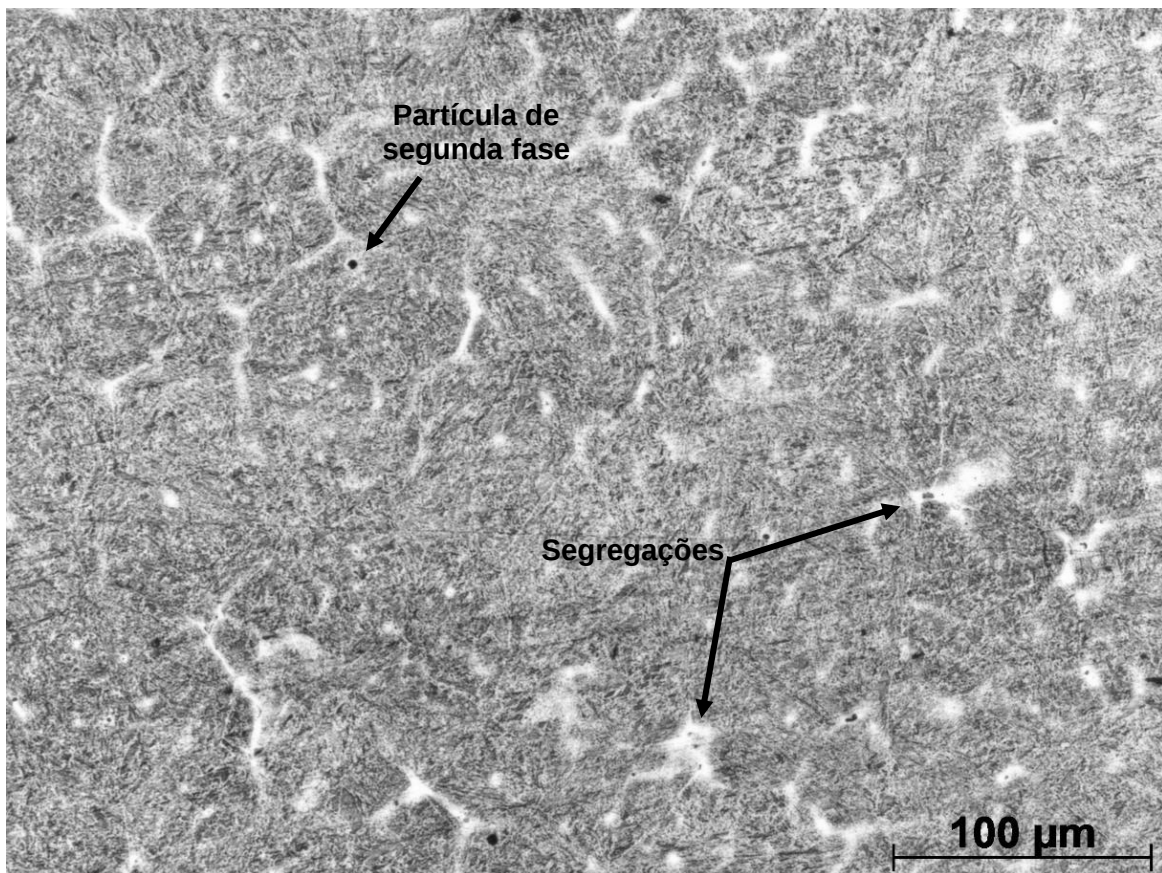
(a)



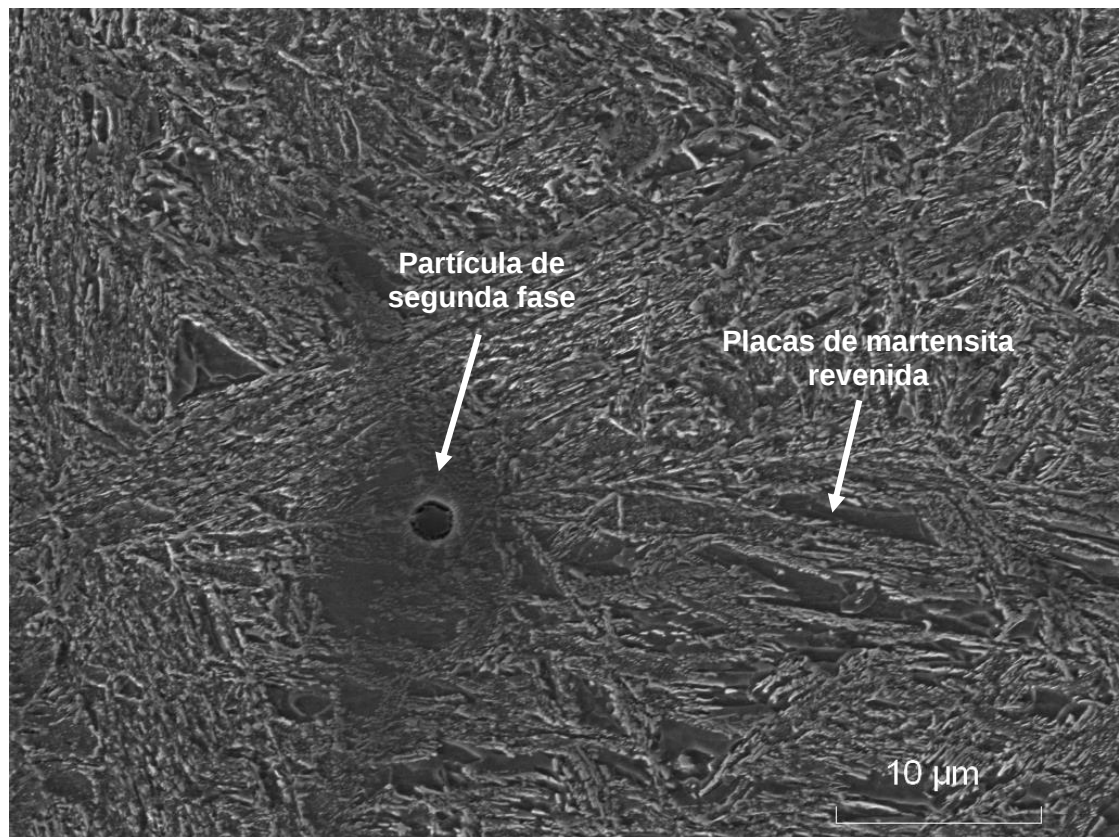
(b)

Figura 36 - Microestrutura do metal base, constituído de colônias de perlita deformada (a).
Microestrutura da zona de transição contendo lamelas de perlita e ferrita (b).

Após o revenimento de 620°C por 20 segundos realizado no forno nos arames soldados, foi coletada uma amostra da junta soldada e realizada a análise microestrutural a fim de verificar possíveis mudanças microestruturais. Observando as imagens (Figuras 37 e 38), é possível visualizar que após o tratamento não houve alterações significativas na microestrutura da faixa central, e nem mesmo na ZTA. No entanto, é possível observar com mais nitidez as segregações (regiões esbranquiçadas), zonas ricas de impurezas, como Mn, P e S (Figura 37 a) e partícula de segunda fase em maior detalhe apresentado na Figura 37 (b).

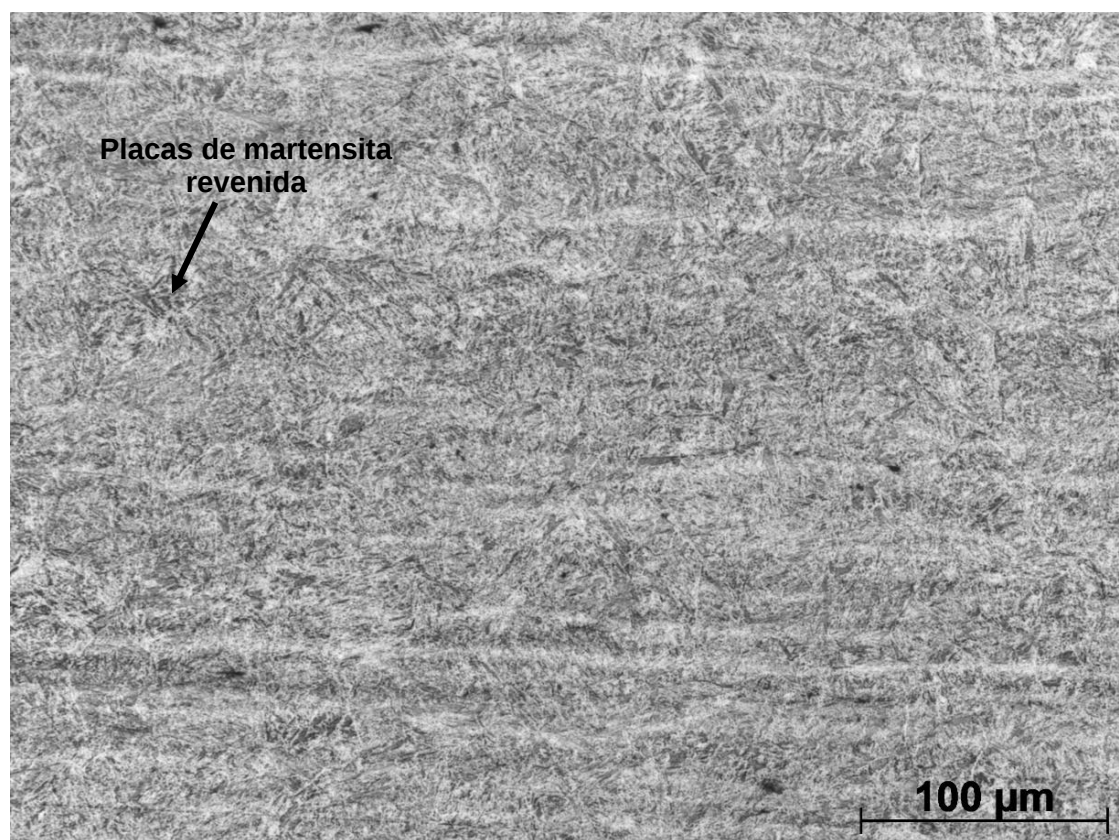


(a)

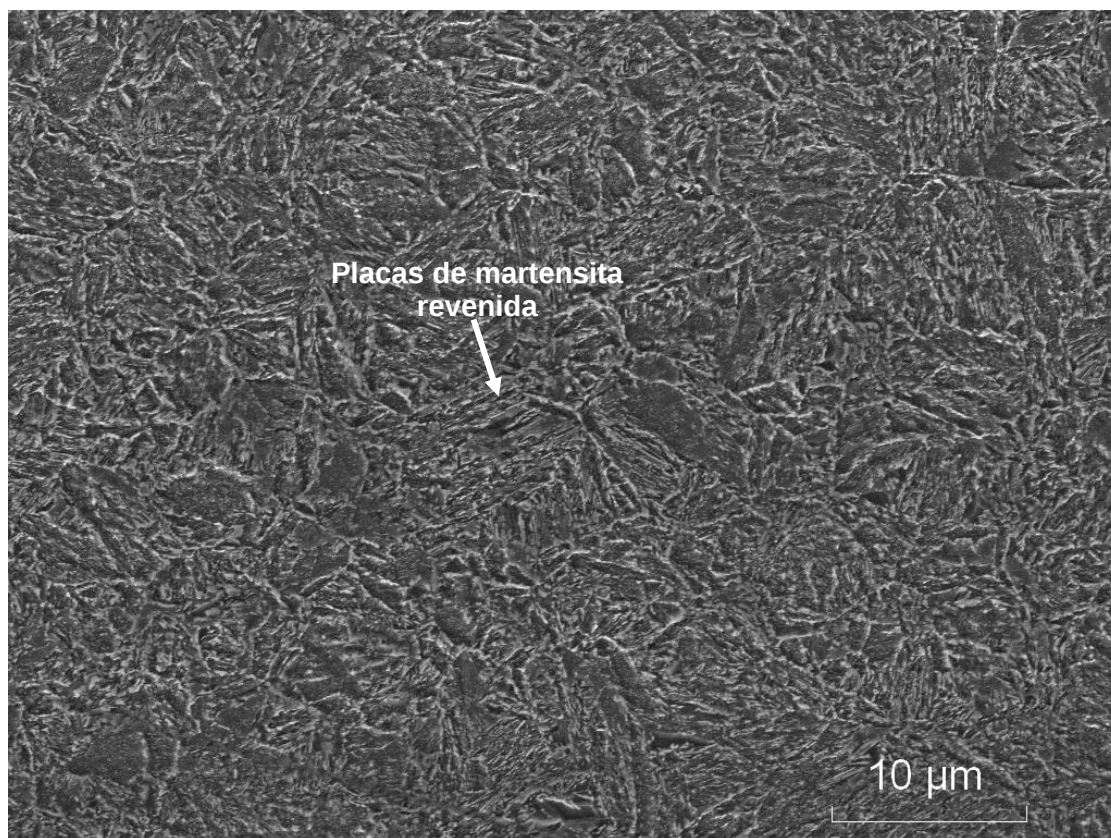


(b)

Figura 37 - Correspondente à faixa central de união de solda.



(a)



(b)

Figura 38 - Correspondente à zona termicamente afetada.

Nas Figuras 39 e 40 (a) e (b), também não foram verificadas nenhuma alteração com relação à microestrutura do arame soldado recebido. O revenimento mesmo a temperaturas elevadas, foi feito em 20 segundos, tempo insuficiente para provocar transformações de fases perceptíveis em microscopia ótica.

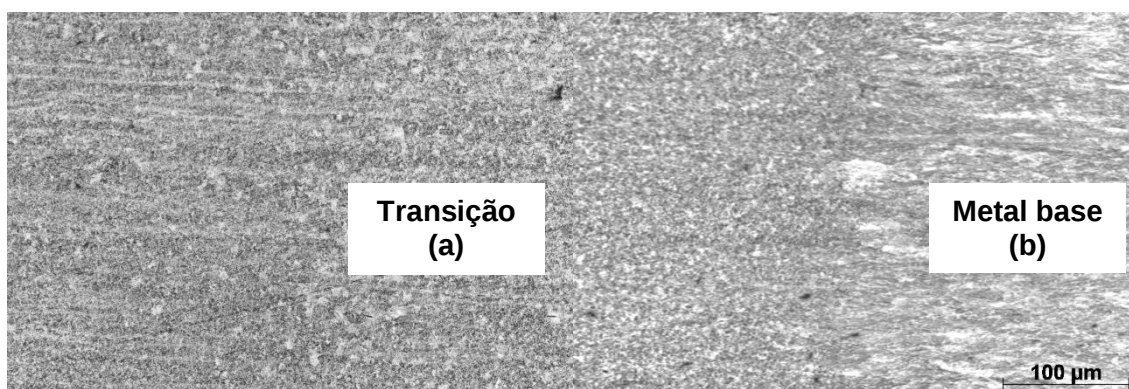
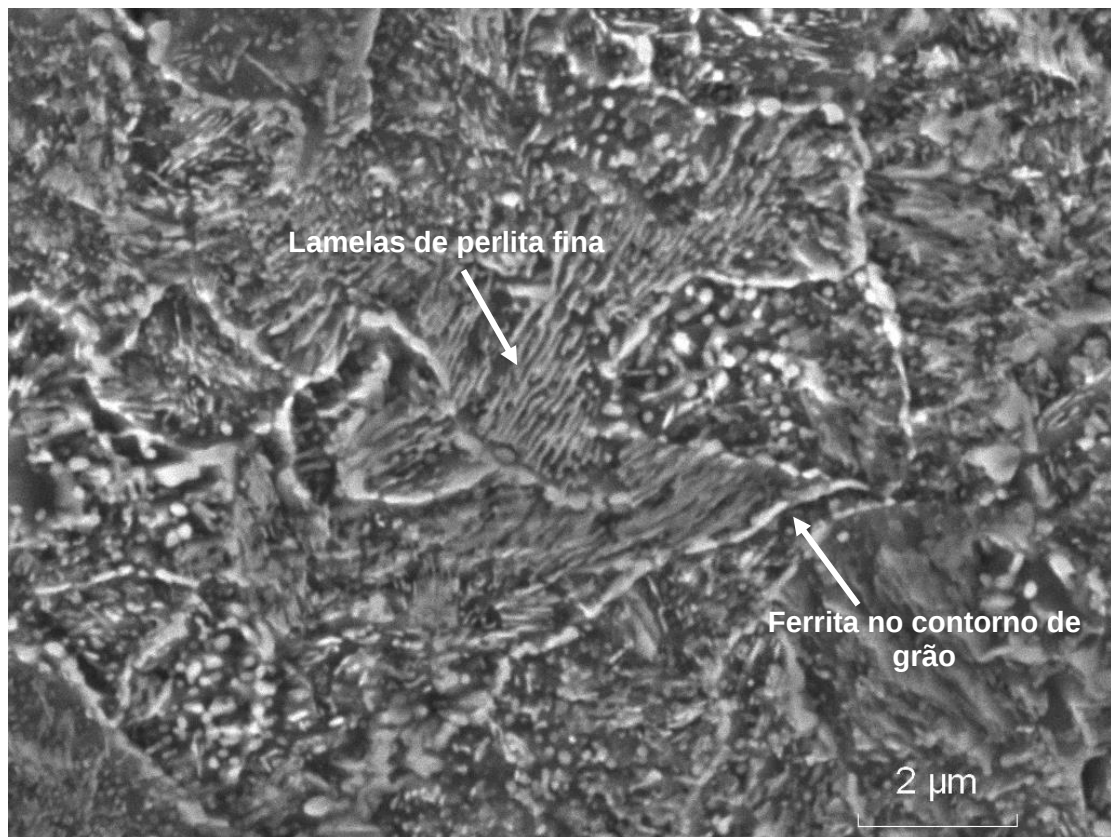
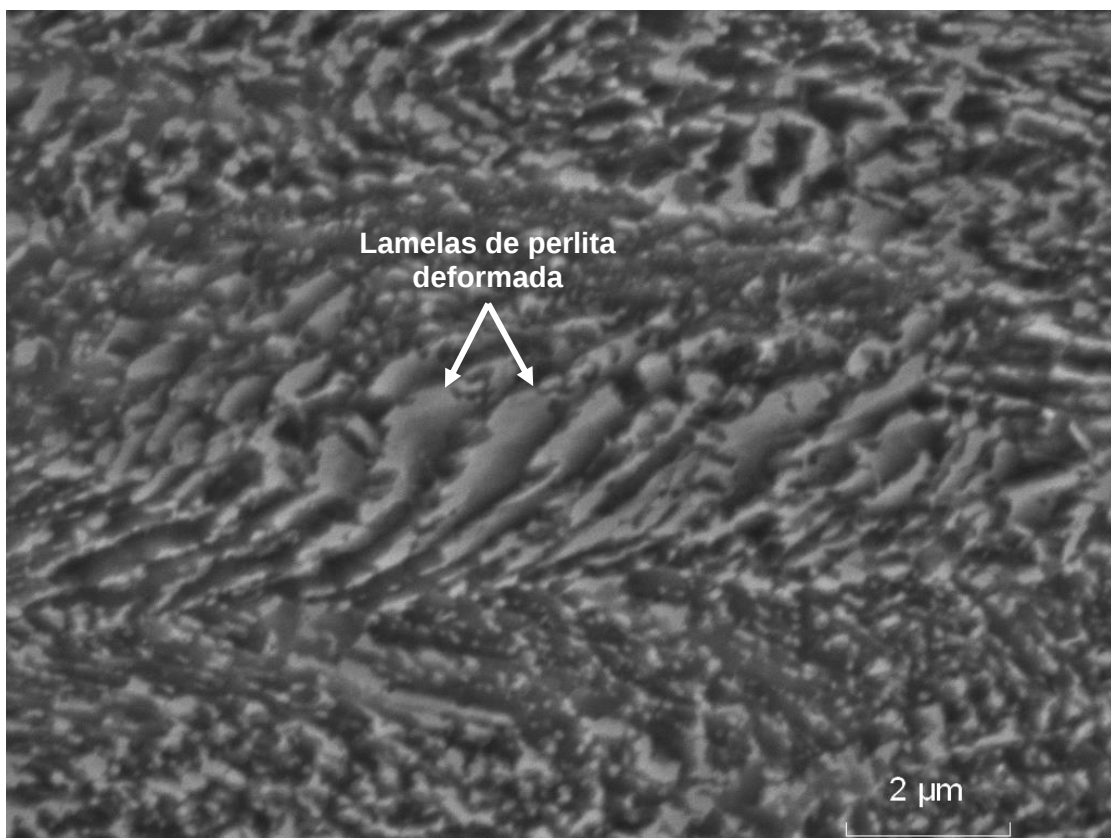


Figura 39 - Zona de transição microestrutural do arame revenido a 620°C no forno.



(a)



(b)

Figura 40 - Microestrutura do metal base, constituído de colônias de perlita deformada (a). Microestrutura da zona de transição contendo lamelas de perlita e ferrita (b).

6.3 Caracterização dos arames soldados por fricção

A Figura 41 apresenta a imagem macrográfica da junta soldada por fricção, apresentando as regiões encontradas: zona 1 (zona termicamente afetada), zona 2 (centro de solda) e zona 3 (metal base).

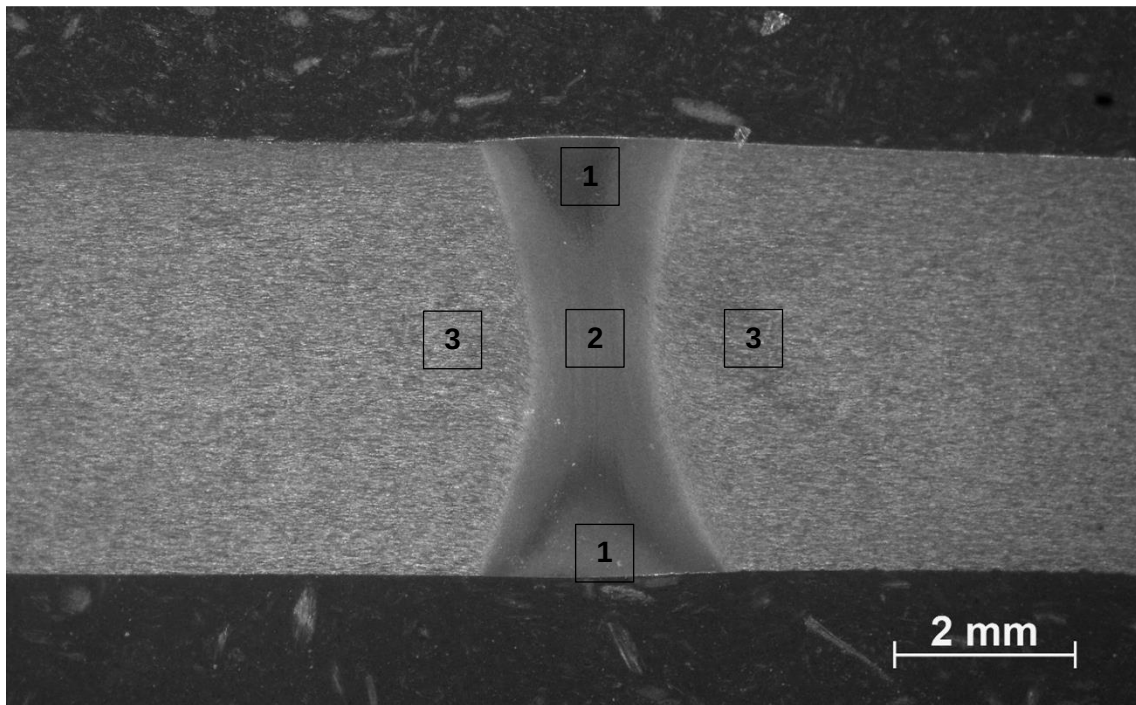


Figura 41 - Macrografia da região longitudinal da junta soldada por fricção, com suas respectivas zonas microestruturais identificadas: zona 1 (zona termicamente afetada), zona 2 (centro de solda) e zona 2 (metal base).

A zona 1, corresponde a região próxima da rebarba sendo essa uma região que sofreu resfriamento brusco durante o processo, apresentando microestrutura martensítica, como pode ser visto em maior ampliação na Figura 42. A zona 2, que está localizada na faixa central de solda, apresenta grãos refinados de perlita fina lamelar e ferrita e pode ser visualizada com maior detalhe na Figura 43. A Figura 44, é a zona de metal base do arame, evidenciando novamente sua microestrutura característica de lamelas de perlita altamente deformada e bem definida.

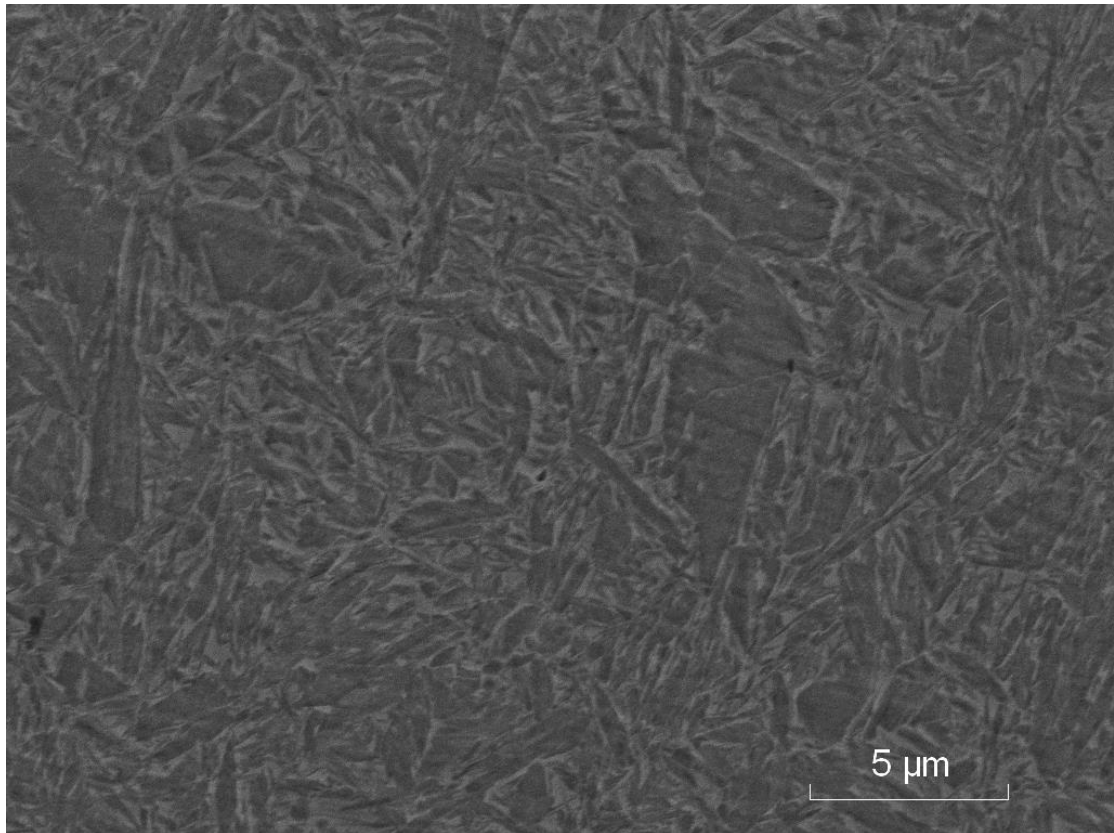


Figura 42 - Microestrutura martensítica correspondente à zona 1.

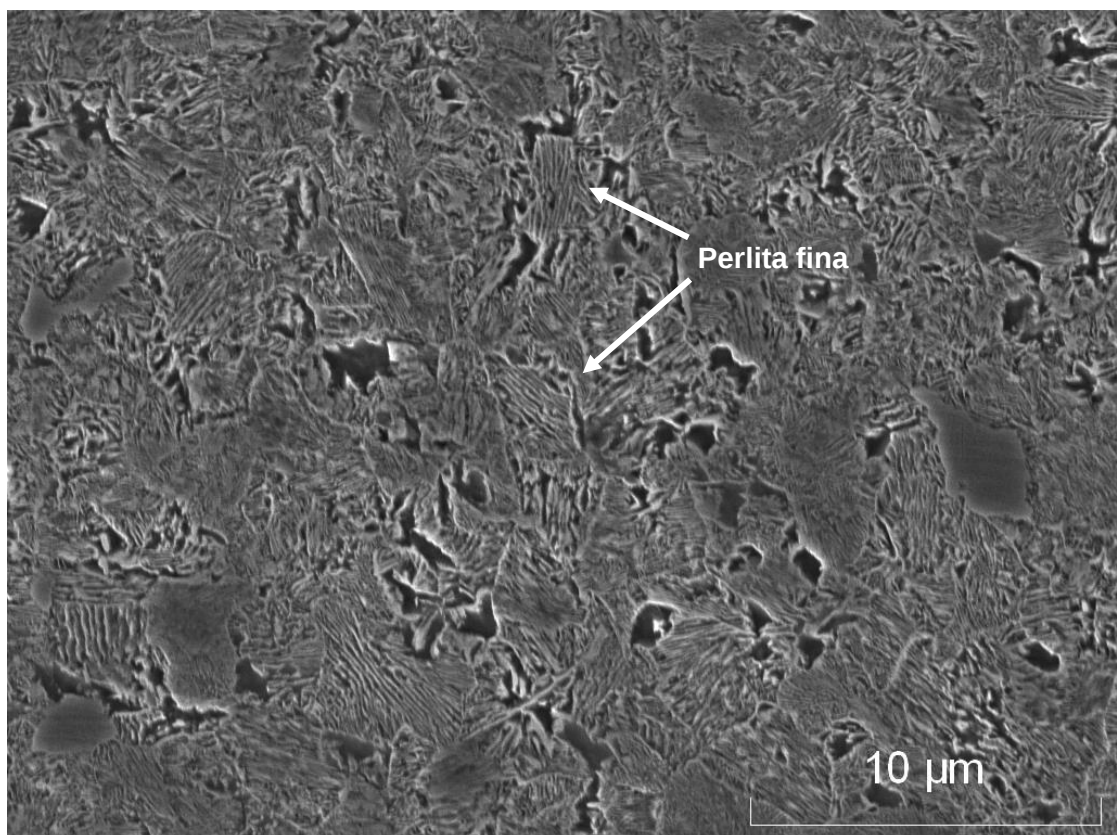


Figura 43 - Microestrutura de grãos refinados de perlita e ferrita. Correspondente à zona 2, centro de solda.

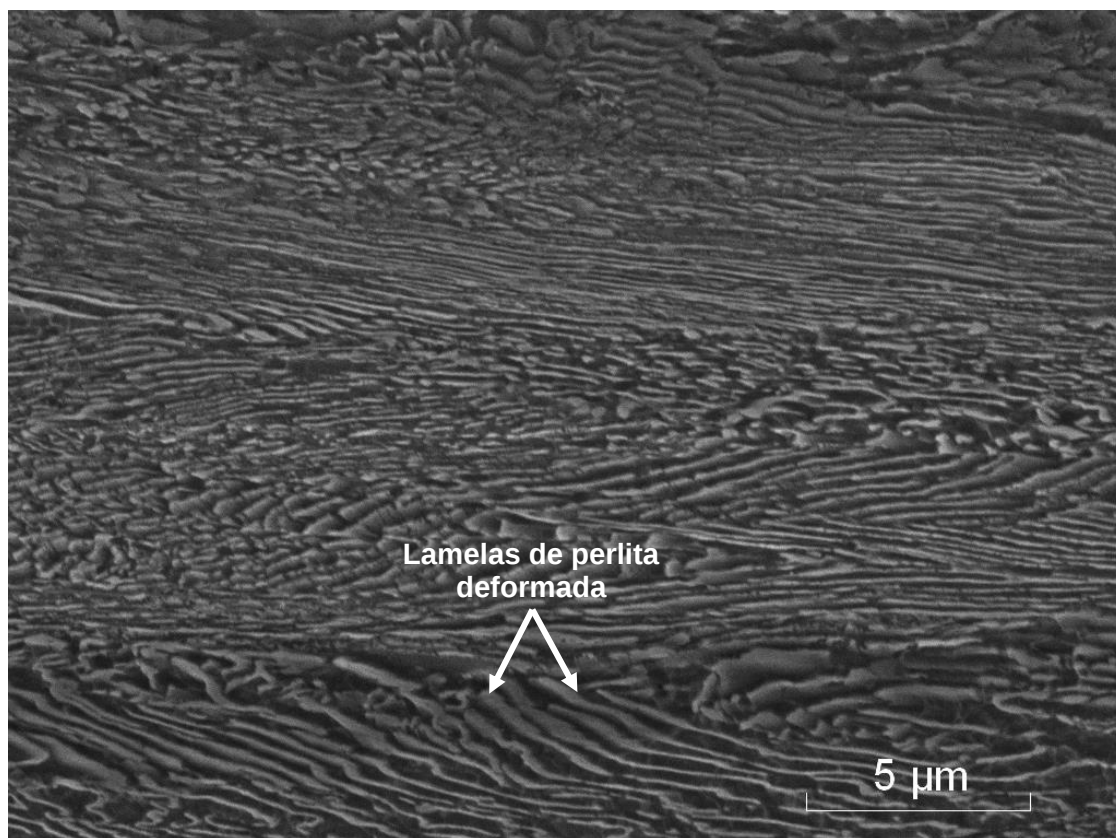


Figura 44 - Microestrutura com lamelas de perlita altamente deformada. Correspondente à zona 3, metal base.

6.4 Teste de microdureza Vickers

Os perfis de microdurezas Vickers (HV_1) do grupo 1 (arames soldados e revenidos por resistência) e grupo 2 (soldados por resistência e revenidos no forno), para cada região microestrutural da junta soldada estão inseridos no gráfico da Figura 45. A partir das curvas é possível afirmar que após o revenido à 620°C, a zona de transição foi a que apresentou valores mais baixos significativamente com relação às duas curvas, e isto está relacionado a mudança microestrutural, em que ocorre o fim da martensita e o início da perlita e acréscimos de ferrita, em paralelo ao aporte térmico que eliminou a deformação plástica encontrada no metal base reduzindo o encruamento. A zona termicamente afetada apresentou redução nesses valores, com média de $348 \pm 7 HV_1$ em comparação ao arame revenido por resistência elétrica (UW) que obteve média de $394 \pm 6 HV_1$, pois o revenimento alivia as tensões internas diminuindo a influência da martensita causando redução de dureza [45,47]. O revenimento é comumente aplicado justamente para reduzir a dureza da martensita. Em termos percentuais a queda no valor de dureza após o retorno a 620°C foi de aproximadamente 12%. A zona central de solda possui menor dureza, respectivamente

371 e 344 HV₁, por conta do aumento de tamanho de grão.

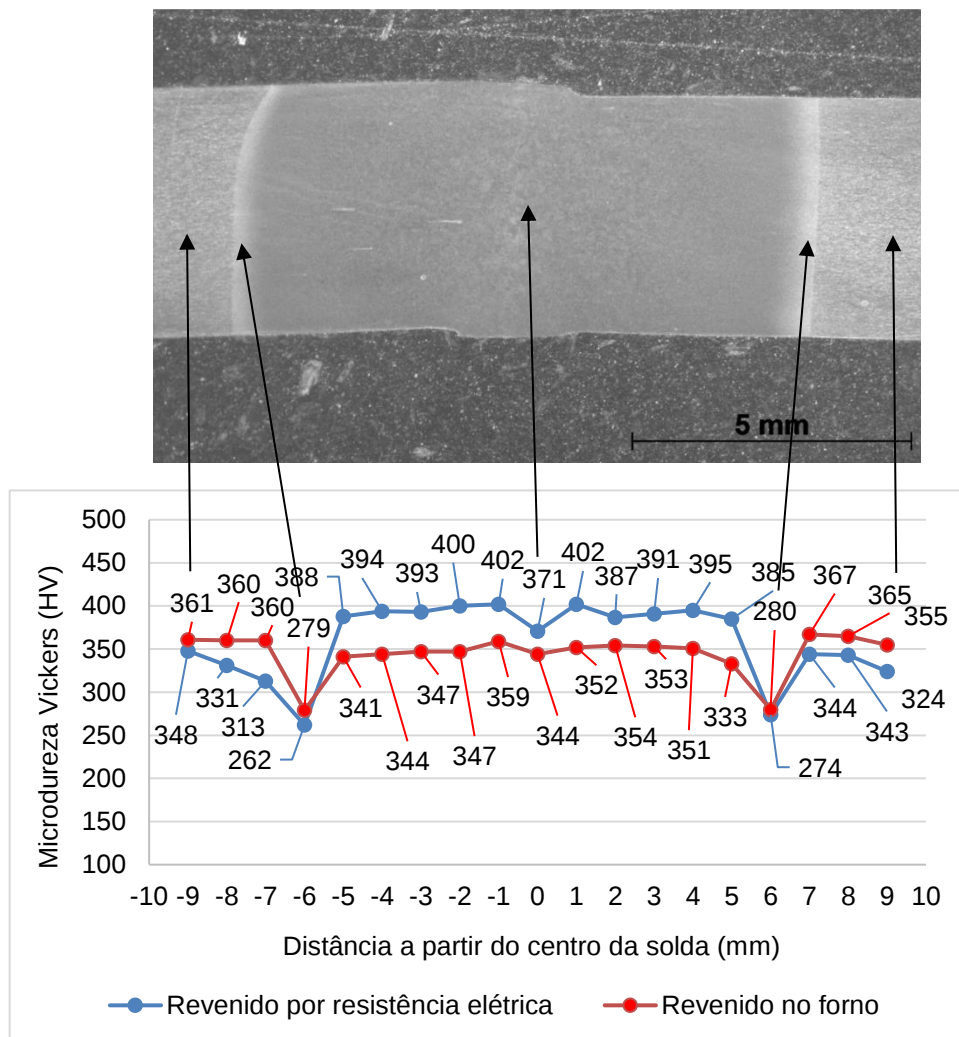


Figura 45 - Perfis de microdureza vickers das duas amostras de arames soldados por resistência.

O perfil de microdureza vickers (HV₁) para cada zona microestrutural encontrada na junta soldada por fricção está exposto na Figura 46. A partir da curva é possível observar que a faixa intermediária da região soldada obteve valores muito próximos, tendo apenas um aumento na região central, local em que os grãos de perlita estão mais refinados, em virtude da deformação plástica severa (região de interface) proveniente do processo. No entanto, é verificado que na região acima da solda, houve um aumento bastante expressivo de dureza, isto pode estar relacionado ao fato de que durante a execução, esta região da solda coincide com a região próxima da rebarba, sendo assim, a temperatura aumenta muito devido à energia de deformação pela fricção. Então como estava em contato com o ambiente externo, ocorreu o resfriamento mais rápido a partir de elevada temperatura, favorecendo a formação de martensita.

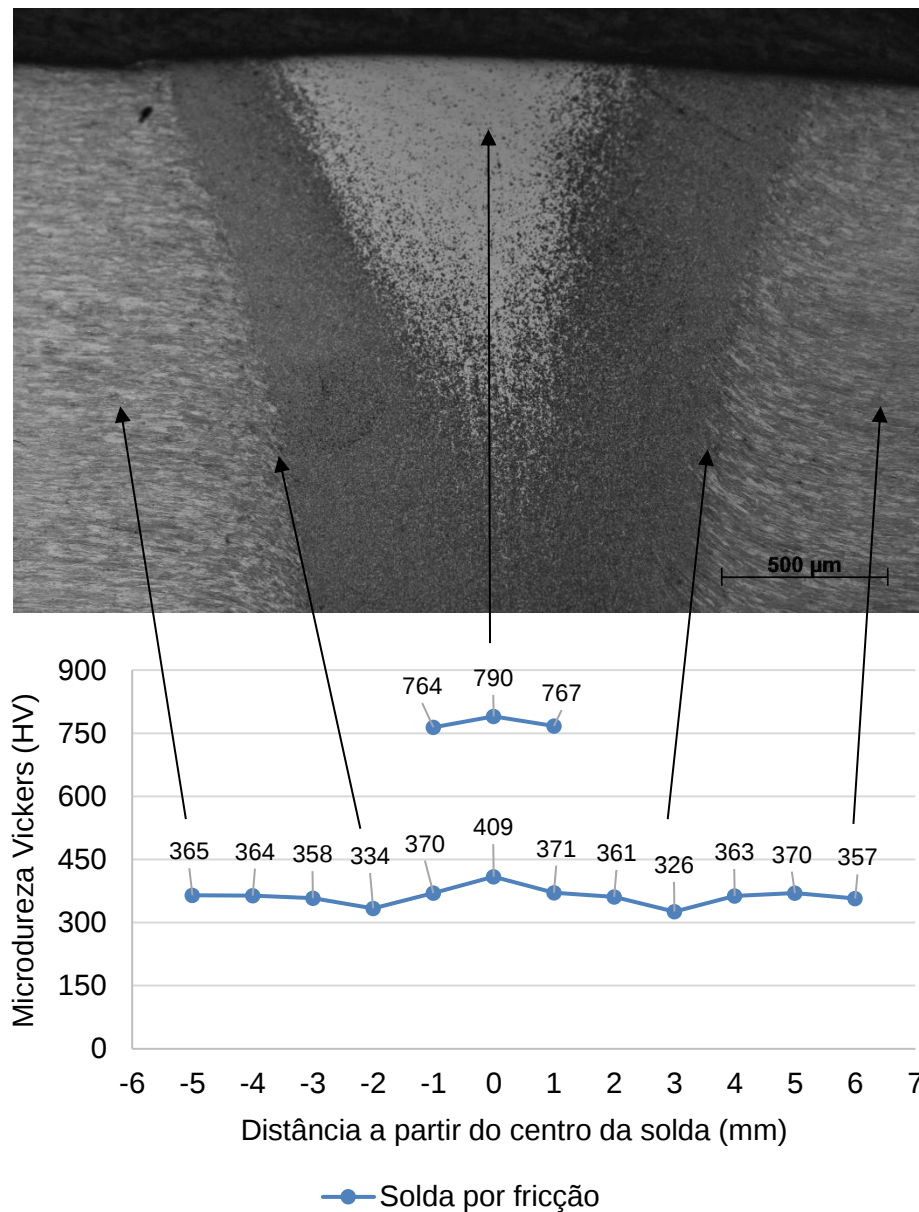


Figura 46 - Perfil de microdureza a partir da micrografia da solda por fricção.

Portanto, diante dos perfis de microdureza apresentados, observamos que ao longo de toda faixa longitudinal do arame, nos três grupos, percorrendo todas as diferentes zonas microestruturais, as curvas apresentaram comportamentos semelhantes. Exceção apenas, para a pequena faixa periférica da solda por fricção, que apresentou martensita com valores de microdureza média de $774 \pm 14 \text{ HV}_1$. Este resultado comprova a formação de martensita na periferia da solda e remete à possibilidade de otimizar ainda mais esta solda por fricção, testando menores avanços para verificar se a zona de martensita pode ser reduzida ou até eliminada. Entretanto, mesmo que isto seja verificado, é necessário analisar se a eliminação da martensita compromete a resistência à tração da solda.

6.5 Ensaio de tração

Os resultados do conjunto revenido por resistência estão expostos na Tabela 5. Os valores médios encontrados de tensão de escoamento e resistência à tração foram $1073 \pm 24,8$ MPa e $1203 \pm 69,2$ MPa, respectivamente. O ensaio de tração, além de fornecer valores referentes as propriedades mecânicas, é voltado também para determinação da tensão de escoamento a ser utilizada no ensaio de fragilização por hidrogênio, em que será utilizada 90% dela. Pode-se avaliar que os valores encontrados são característicos de aço com alto teor de carbono [21].

Tabela 5 - Resultados do teste de tração para os arames soldados revenidos em máquina por resistência (UW).

Velocidade (mm/min)	Corpo de prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)
3,7	CP 1	1083	1277
	CP 2	1091	1193
	CP 3	1044	1140
	Média	1073	1203
	Desvio Padrão	25	69

Posteriormente ao revenimento o segundo conjunto de arames foi submetido ao ensaio de tração e os resultados estão apresentados na Tabela 6. Os valores médios de tensão de escoamento e resistência a tração foram 921 ± 17 MPa e 950 ± 19 MPa, respectivamente. Os resultados expõem quedas nas propriedades mecânicas que já eram esperadas, pois o revenimento alivia as tensões residuais causando a redução de dureza e consequentemente a redução na resistência mecânica do aço. A redução de resistência à tração pode ser adequada para redução de tendência a fragilização dos arames, mas não é adequada para desempenho mecânico dos arames. Com efeito, a redução de resistência à tração dos arames favorece tanto a falha estática quanto a falhas por fadiga do umbilical.

Tabela 6 - Resultados do ensaio de tração para os corpos de prova revenidos a 620°C.

Velocidade (mm/min)	Corpo de prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)
3,7	CP 1	911	928
	CP 2	941	959
	CP 3	910	962
	Média	921	950
	Desvio Padrão	17	19

Os resultados dos arames soldados por fricção estão apresentados na Tabela 7. Os valores médios encontrados de tensão de escoamento e resistência à tração foram 1088 ± 6 MPa e 1315 ± 36 MPa, respectivamente. Avaliando esses resultados, pode-se afirmar que, as propriedades mecânicas foram superiores aos arames revenidos por forno, e semelhante aos arames revenidos pela máquina por resistência. Sendo assim, este processo de soldagem supriu a queda de resistência mecânica que os arames revenidos por forno apresentaram.

Tabela 7 - Resultados do teste de tração dos arames soldados por fricção.

Velocidade (mm/min)	Corpo de prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Resistência à tração(MPa)
3,7	CP 1	1094	1282
	CP 2	1082	1354
	CP 3	1090	1310
	Média	1088	1315
	Desvio Padrão	6	36

Os resultados mostraram que, a resistência à tração dos arames revenidos no forno teve queda em torno de 23,6% em comparação aos arames revenidos por resistência elétrica, no entanto a tensão de escoamento, a qual é a propriedade mais relevante para este estudo já que os arames utilizados na armadura de tração do cabo umbilical são projetados para trabalhar em tensões abaixo da tensão de escoamento, obteve queda menor em comparação a resistência à tração de apenas 14,2%. No entanto, quando o arame é submetido a fadiga ele pode romper em tensões abaixo da tensão de escoamento, dessa forma a resistência máxima à tração passa a ser a propriedade relevante, já que é diretamente proporcional ao limite de fadiga. Em contrapartida, os arames soldados por fricção, apresentaram resistência mecânica superior aos dois grupos. Isto pode estar relacionado ao fato do processo de SF promover a junta de solda menor, contendo menor zona afetada pelo calor e não apresentar crescimento de grão, quando comparado ao processo por resistência topo a topo, produzindo assim menos interferência nos resultados. Além disso, a pequena região periférica apresentada ao redor do arame, com elevada dureza, pode ter contribuído para esse resultado, já que a dureza também é proporcional a resistência à tração. Este aspecto, com efeito, pode ser melhor analisado em estudos futuros, a respeito de menores avanços da solda, mas por outro lado pode ser um fator de fragilização. O gráfico comparativo das propriedades mecânicas, está apresentado na Figura 47.

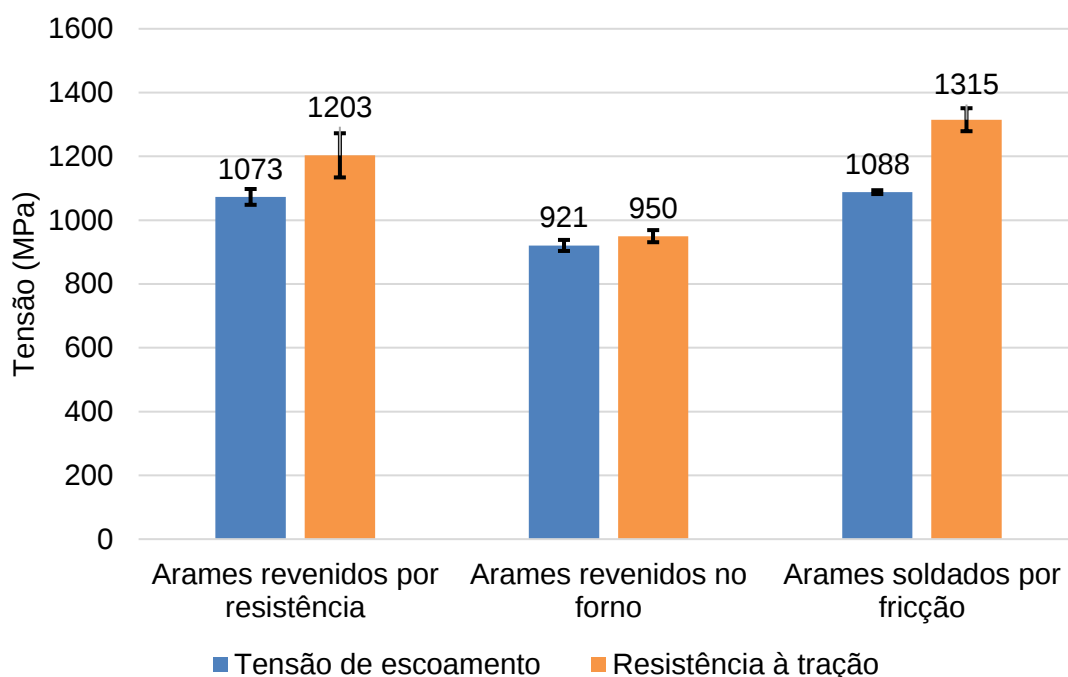
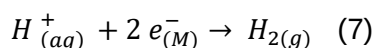
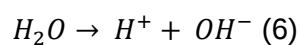
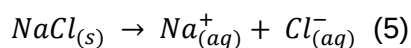


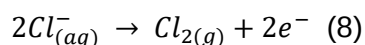
Figura 47 - Gráfico comparativo das médias das propriedades mecânicas entre os três grupos de arames.

6.6 Ensaio de fragilização por hidrogênio

Neste sistema, no meio aquoso existe a dissociação do cloreto de sódio (NaCl) pois, o composto está dissolvido em água (equação 5). Quando é aplicado o potencial ocorre a passagem dos elétrons do metal para o H^+ , que é proveniente da ionização da água (equação 6) e em seguida preferencialmente é formado o gás hidrogênio $H_{2(g)}$ (equação 7) pois, o hidrogênio tem a maior capacidade em receber elétrons da superfície do metal (M) quando comparado ao sódio (Na) [54]. Conforme está exibido nas equações 5 e 6.



Por outro lado, é formado o gás cloro (Cl_2) pois, o cloro tem maior tendência de perder elétrons do que a hidroxila (OH^-) presente na água (equação 8).



Em vista disso, observando os resultados do ensaio de fragilização por hidrogênio que estão inseridos nas Tabelas 8 a 10, verifica-se que os valores de pH inicial e final indicam que a proposta do ensaio foi realizada de maneira esperada, visto que a medida de pH é determinada pela quantidade de íons de hidrogênio na solução de forma que quanto maior a concentração de íons na solução, menor é o valor de pH [55]. Então ao finalizar o ensaio, o pH final da solução aumentou, o que indica que os íons de hidrogênio reagiram com a superfície do eletrodo de trabalho (arame). Dessa forma, os íons de hidrogênio fragilizaram a região de solda dos arames revenidos por resistência de maneira que 80% dos corpos de prova sofreram fratura frágil e assim tiveram seu teste interrompido, como apresentado na Tabela 8.

Tabela 8 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio com proteção catódica, dos arames recebidos.

Corpo de prova	pH inicial	pH final	Resultados
CP 1	5,40	6,50	Fratura frágil com 6 horas de teste
CP 2	5,40	7,50	Teste completo (150 h)
CP 3	5,54	7,65	Fratura frágil com 52,5 horas de teste
CP 4	5,61	7,71	Fratura frágil com 59,6 horas de teste
CP 5	5,54	7,32	Fratura frágil com 115,5 horas de teste

Os tempos de duração dos testes até a fratura revelam uma certa dispersão quando comparados entre si. O corpo de prova 1 rompeu com poucas horas de teste, e apenas os corpos de prova 3 e 4 romperam com tempos próximos. O corpo de prova 5 foi que mais resistiu entre os rompidos, mas fraturou de forma frágil como todos os outros. Isso comprova a incerteza do processo de soldagem e posterior revenido realizado na máquina quanto à resistência dos arames ao ensaio de fragilização por hidrogênio.

Os arames submetidos ao revenimento em forno, apesar de ter apresentado perda de resistência à tração, suportaram o tempo de exposição ao teste de fragilização por hidrogênio comprovando desta forma, que o tratamento térmico no forno em temperatura controlada se mostrou eficiente, como mostra a Tabela 9.

Tabela 9 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio com proteção catódica, dos arames revenidos no forno.

Corpo de prova	pH inicial	pH final	Resultados
CP 1	5,49	7,12	Teste completo (150 h)
CP 2	5,77	7,12	Teste completo (150 h)
CP 3	5,39	7,53	Teste completo (150 h)
CP 4	5,35	8,45	Teste completo (150 h)
CP 5	5,37	7,80	Teste completo (150 h)

Do mesmo modo, todos arames soldados por fricção resistiram ao tempo de exposição determinado no ensaio (Tabela 10), equiparando ao desempenho dos arames revenidos por forno. Portanto, este processo de soldagem além de promover boa resistência mecânica (como visto na seção 6.3) foi efetivo também à resistência a fragilização.

Tabela 10 - Resultados do teste de fragilização por hidrogênio dos arames soldados por fricção.

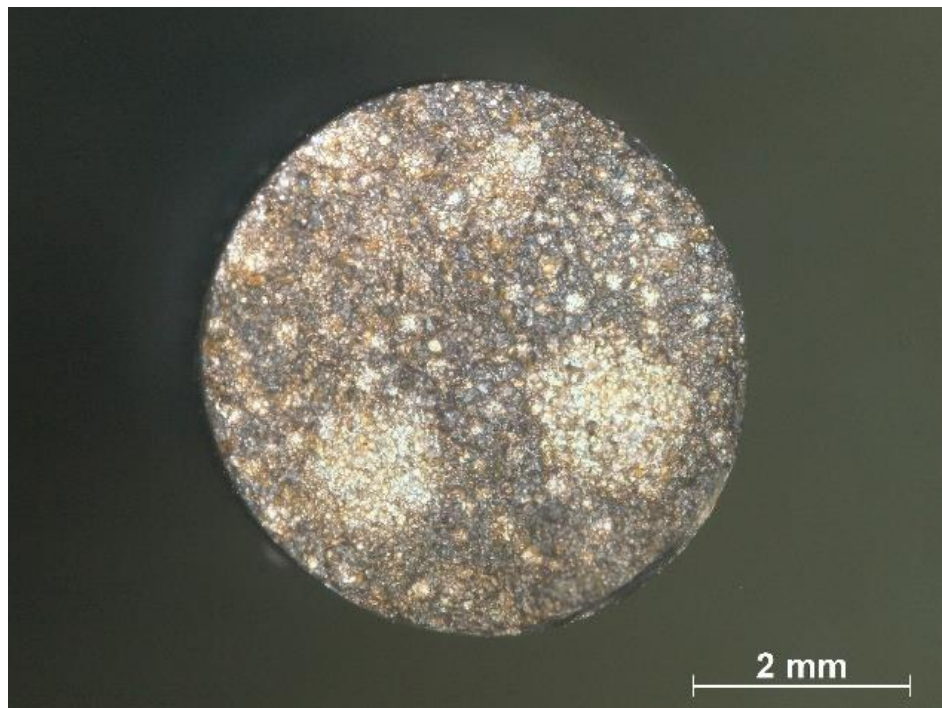
Corpo de prova	pH inicial	pH final	Resultados
CP 1	4,94	6,60	Teste completo (150 h)
CP 2	4,79	6,25	Teste completo (150 h)
CP 3	5,11	7,35	Teste completo (150 h)
CP 4	5,68	7,51	Teste completo (150 h)
CP 5	5,08	6,52	Teste completo (150 h)

6.7 Análise de falha dos arames fraturados

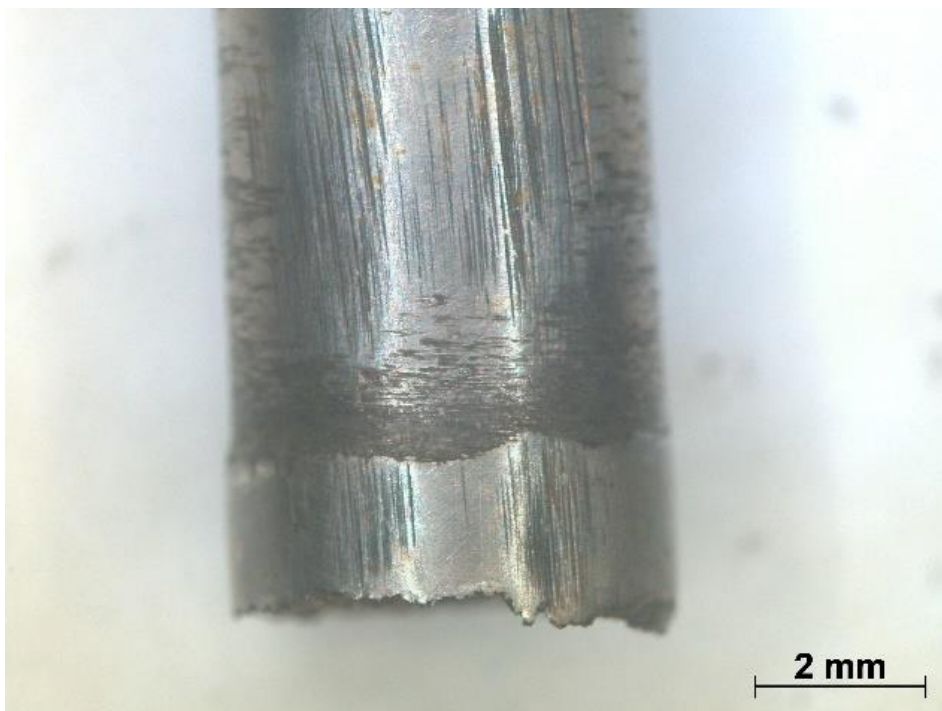
Os arames fraturados no ensaio de fragilização por hidrogênio foram submetidos à inspeção visual, para obter resposta sobre o mecanismo de fratura através de imagem de baixo aumento, por estereomicroscópio e de maior aumento por microscopia eletrônica de varredura. Além disso, foi realizada metalografia com e sem ataque químico para identificação de possíveis inclusões, óxidos e partículas de segunda fase e análise semi-quantitativa (EDS) para caracterização química do teor das partículas. O ataque químico foi realizado para avaliar possíveis defeitos metalúrgico na região longitudinal da fratura.

As superfícies de fratura dos arames foram em sua totalidade característico de fratura frágil, e o corpo de prova 1 que foi analisado representa os demais arames do grupo, como é possível observar na Figura 48. É observado por meio das imagens à

Figuras 48 a e b, ausência de deformação plástica e local de ruptura do corpo de prova, exatamente na região da solda, mais precisamente na ZTA.



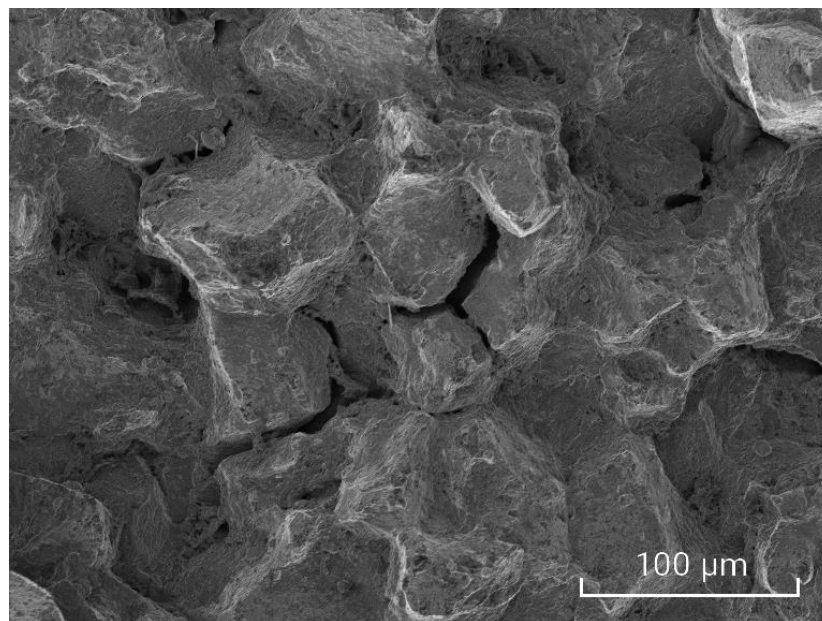
(a)



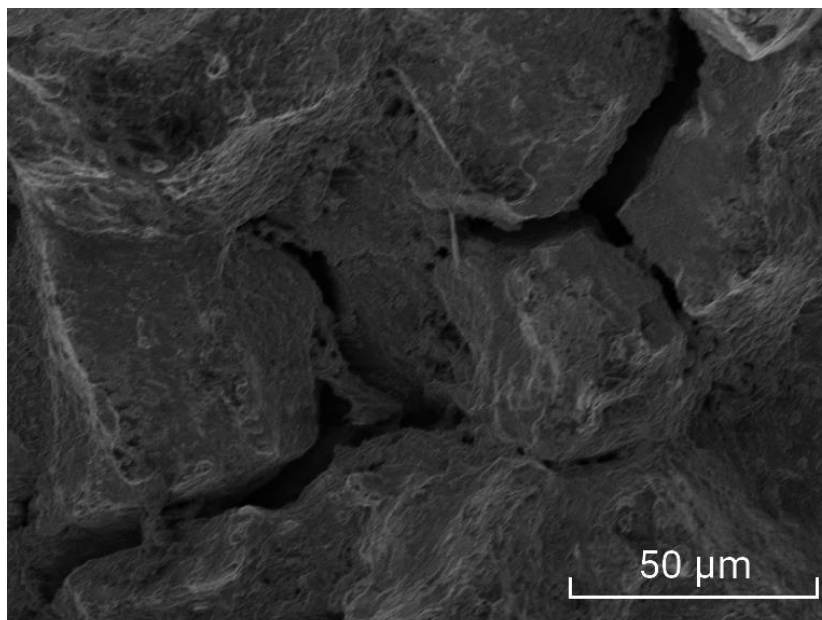
(b)

Figura 48 - Imagens do CP 1 rompido com aspecto de fratura frágil. Superfície de topo da fratura (a). Local de fratura na região de solda (b).

Em imagens de maior ampliação é possível verificar que a propagação da trinca ocorreu pelos contornos de grão, obtendo assim uma fratura intergranular (Figura 49). Esse tipo de aspecto de fratura pode ser ocasionado por precipitação de fase frágil, como óxidos ou inclusões não metálicas nos contornos de grão [56]. Além disso, segregações de impurezas e microrrechupes também podem incentivar a fratura intergranular [57]. A imagem apresenta grãos facetados e múltiplas trincas percorrendo o contorno de grão (Figura 49 a); em maior ampliação, a imagem mostra em destaque a decoesão do contorno dos grãos [13,56] (Figura 49 b).



(a)



(b)

Figura 49 - Imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura do CP 1 rompido durante o ensaio de fragilização por hidrogênio. Fratura intergranular (a). Decoesão no contorno de grão em maior ampliação (b).

As imagens sem ataque químico foram registradas com o intuito de determinar e classificar através das características as inclusões encontradas percorrendo transversalmente o arame. Por meio da técnica de EDS foi possível verificar a natureza do tipo de inclusão encontrada no arame. A Figura 50 apresenta a distribuição de inclusões e local de análise pontual (Figura 50 a), ao lado o espectro de varredura pontual da amostra (Figura 50 b), e os percentuais quantitativos apresentado na Tabela 11. Os resultados da análise em EDS indicam inclusões alongadas não metálicas de sulfeto de manganês (MnS), e esse fato pode estar relacionado ao teor de enxofre presente no material, como também encontrado na literatura [57]. No entanto vale ressaltar que ocorrência de MnS em ligas de aço, mesmo sem excesso, é normal e não apresenta efeito fragilizante [58]. O teor de carbono para essa técnica de EDS não é confiável, e em geral apresenta-se superestimado.

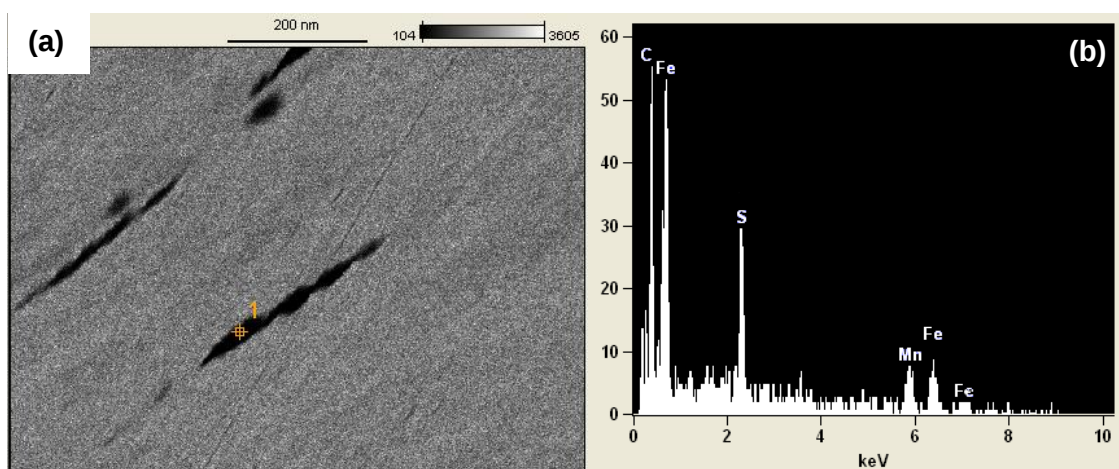


Figura 50 - Análise em EDS. Local de análise pontual de inclusão (a). Espectro de varredura em superfície de inclusão (b).

Tabela 11 - Análise quantitativa do espectro EDS.

Elemento	Peso %	Erro
S	6,35	+/- 1,18
Mn	26,79	+/- 4,03

A macrografia do plano longitudinal do arame fraturado foi analisada e pode ser visto nas Figuras 51 e 52. Verifica-se que a região de fratura, na extremidade direita (destacada), se deu próxima da faixa central de solda, mais precisamente na ZTA. Na região de fratura foram observados segregações e vazios nos contornos de grão. SUN e CHENG (2022) [43], afirmam que defeitos metalúrgicos nas soldas como inclusões e segregações ou microrrechupes são responsáveis por diminuir a resistência às trincas induzidas por hidrogênio já que elas são propensas ao aprisionamento de hidrogênio. Portanto, podemos afirmar que a falha prematura desses arames foi causada pela

fragilização ao hidrogênio, mecanismo que foi incentivado por defeitos provenientes de soldagem, microrrechupes e segregação nos contornos de grão.

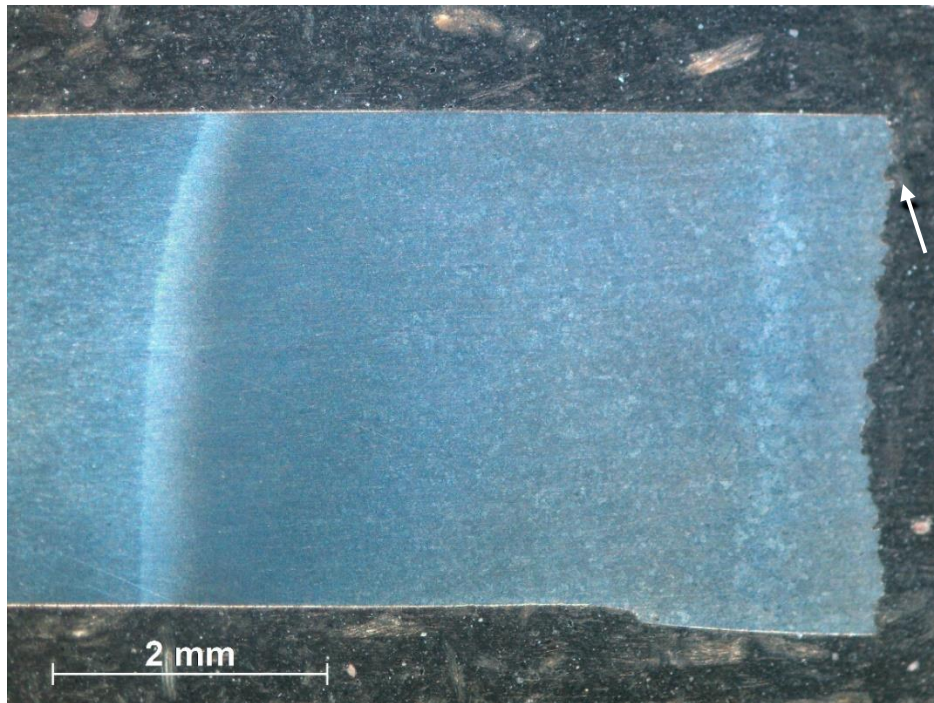


Figura 51 - Corte longitudinal do corpo de prova 1. A extremidade direita corresponde à superfície da fratura (seta).

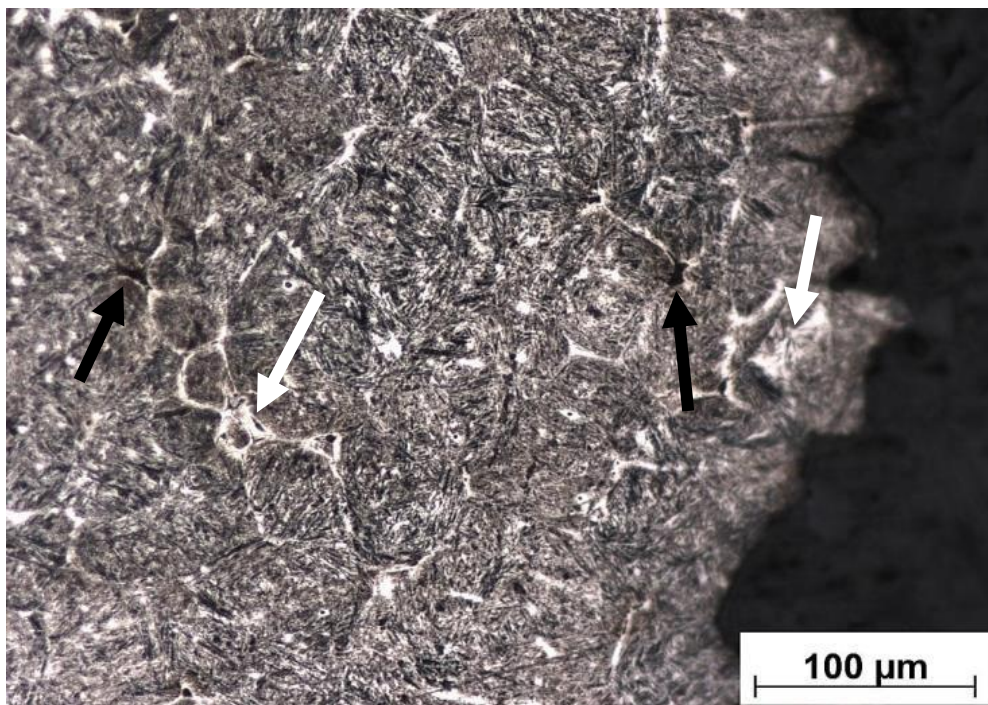


Figura 52 - Região da fratura. Microestrutura composta por grãos primários equiaxiais de martensita e ferrita livre. A segregação pode ser evidenciada pela tonalidade clara nos contornos de grão (setas brancas). Microrrechupes são indicados por setas pretas.

7 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitiram definir as seguintes conclusões:

- A microestrutura da solda por resistência mostrou a formação de martensita na zona central e na ZTA, o que é crítico para fragilização por hidrogênio. Além disso, vimos defeitos como segregações, poros, microrechupes, todos localizados nos contornos de grão, o que podem ter facilitado o aprisionamento de hidrogênio nessa região acarretando em fratura intergranular.
- Os perfis de microdureza apresentaram redução de dureza na zona termicamente afetada em torno de 12%. Além disso houve redução de resistência a tração, então o revenimento teve efeito.
- Após o ensaio de fragilização por hidrogênio foi possível afirmar que o tratamento térmico de revenido a 620°C com temperatura controlada por 20 segundos, se mostrou efetivo suportando 150 horas de ensaio. Porém, percebemos a disputa entre sobrevivência dos arames à fragilização por hidrogênio por um lado, mas redução da resistência mecânica por outro. A solda que promovesse manutenção de resistência mecânica e prevenisse a fragilização por hidrogênio seria mais adequada.
- Diante dos resultados de tração e fragilização por hidrogênio, a soldagem por fricção rotativa mostrou-se promissora, como alternativa de uma segunda via de soldagem para este tipo de arame. Além de apresentar valores satisfatórios de propriedades mecânicas, resistiram ao período determinado no teste de fragilização por hidrogênio. No entanto, ainda houve a formação de martensita, que apesar de ser uma faixa pequena, não é algo desejado.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o desempenho em fadiga dos arames soldados por fricção rotativa.
- Desenvolver um sistema de execução de soldagem por fricção que possibilite sua utilização em escala industrial e produtiva.
- Otimizar os parâmetros para reduzir a martensita

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BAI, Y.; BAI, Q. *Subsea Engineering Handbook*, 1 ed. Waltham, USA, Elsevier, 2012.
- [2] ELOSTA, H., GAVOUYERE, T., GARNIER, P. "Flexible Risers Lifetime Extension: Riser In-Service Monitoring and Advanced Analysis Techniques." *Proceedings of the ASME 2017 36th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*. Volume 5A: Pipelines, Risers, and Subsea Systems. 1-13, Trondheim, Norway. June 25–30, 2017.
- [3] YANG Z. JUN Y. SVEIN S. QINGZHEN L. NAIQUAN Y. JINLONG C. QIANJIN Y., "Integrated optimisation design of a dynamic umbilical based on an approximate model", *Marine Structures*, Vol. 78. pp. 1-20, 2021.
- [4] SHARMA S, K., MAHESHWARI, S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels, *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, Vol 38, pp. 203-217, 2017.
- [5] REBOH, Y. *Efeito do dano causado por fadiga de baixo ciclo sobre o desempenho a fadiga de alto ciclo em tubos de aço superduplex UNS 32750 aplicados em umbilicais submarinos*, Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2014.
- [6] LU Q., CHEN J., YANG Z., CHAO Y, Y., YUE, Q. "Numerical and Experimental Analysis of Umbilical Cables under Tension". *Advanced Composites Letters*. v.26, n. 2, pp. 56-62, March 2017.
- [7] DABFLON, M. B., *Estudo de aderência de arames de armadura de tração em conectores de dutos flexíveis*. Dissertação (Mestrado) - Instituto Politécnico da Universidade do Rio de Janeiro. 2010.
- [8] ERIKSEN., M., ENGELBRETH, K., I. "Outer Cover Damages on Flexible Pipes: Corrosion and Integrity Challenges." *Proceedings of the ASME 2014 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*. Volume 6B: Pipeline and Riser Technology. San Francisco, California, USA. June 8–13, 2014.
- [9] CHIAVERINI, V. "Aços Para Arames e Fios". *Aços e Ferros Fundidos*. 7 ed; cap 15, São Paulo, 1988.
- [10] GENTIL, V. "Corrosão Associada a Solicitações Mecânicas". *Corrosão*. 3. ed. cap 15, 1996.
- [11] DRUMOND, G., P., PASQUALINO, I., P., PINHEIRO, B., C., ESTEFEN, S., F. "Pipelines, risers and umbilicals failures: A literature review". *Ocean Engineering*. v. 148, pp. 412-425, January 2018.
- [12] ZHOU, L., ZHANG, T., ZHANG, Z., et al., A new online quality monitoring method of chain resistance upset butt welding based on Isolation Forest and Local Outlier Factor, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 68, pp. 843–851, Aug. 2021.
- [13] MARQUES. P.V.; MODENESI. P.J.; BRACARENSE. A. Q. - *Soldagem - Fundamentos e Tecnologia*. 3a ed. 2011.

- [14] NA, T. H., NA, S., PARK, Y. A study on characteristics of end plug resistance welding process in nuclear fuel rods by experiment and numerical simulation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol 98. pp. 1-15, 2018.
- [15] WANG, D., LU, X., WAN, D., GUO, X., JOHSEN, R. "Effect of hydrogen on the embrittlement susceptibility of Fe–22Mn–0.6C TWIP steel revealed by in-situ tensile tests", *Materials Science and Engineering: A*, v. 802, 2021.
- [16] BRUYCKER, E., De., HUYSMANS, S., VANDERLINDEN, F., "Investigation of the hydrogen embrittlement susceptibility of T24 boiler tubing in the context of stress corrosion cracking of its welds", *Procedia Structural Integrity*, v. 13, pp. 226-231, 2018.
- [17] FAYAZ A, M., NOOR Z, K., ARSHAD N, S., SAAD P., Friction based solid state welding – A review, *Materials Today: Proceedings*, Vol 62, pp. 55-62, 2022.
- [18] ZHANG, D., WEIJUAN L., XIUHUA G., LIYAN F., JING G., JUNKAI Z., QIHANG P., ZHEN X. Effect of cold deformation before heat treatment on the hydrogen embrittlement sensitivity of high-strength steel for marine risers, *Materials Science and Engineering: A*, Vol 845, pp. 143220, 2022.
- [19] SHAJAN, N., KANWER S. A., SHOME M. "Correlation between grain misorientation, texture and impact toughness across a flash butt weld of HSLA steel." *Materials Letters*, vol 236, pp 436-439, 2019.
- [20] CHAOYU H., QU L., ZHIPENG C., QIXING S., XIN H., MANJIE F., YI H., KEJIAN L., JILUAN P. Effect of tempering heat treatment on the microstructure and impact toughness of a Ni–Cr–Mo–V steel weld metal, *Materials Science and Engineering: A*, Vol 850, pp. 143521, 2022.
- [21] ALMEIDA, L., S. *Caracterização microestrutural e mecânica de juntas de topo de ao AISI 1060 soldadas por resistência e tratadas termicamente*. Dissertação (Mestrado) - Universidade federal Fluminense. 2014.
- [22] LI, Y., ZHAO, H., WANG, D. "Study on the subsea umbilical cable equivalent device's hydraulic transmission characteristics", *Ships and Offshore Structures*, 16:5, pp 479-491, 2021.
- [23] TRINDADE, M. P. *Análise quantitativa de danos por corrosão sob tensão em arames de armadura de tração de risers flexíveis submetidos a corrosão por frestas em meio doce*. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Sergipe. 2020.
- [24] CORREIA, R., P. *Contribuição ao Projeto de Cabos Umbilicais e Tubos Flexíveis: Ferramentas de CAD e Modelo de Macro Elementos*. Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2013.
- [25] CORDOVÉS, D. C. S. *Análise de confiabilidade estrutural de cabos umbilicais*. Dissertação (Mestrado) - Escola politécnica da Universidade Federal de São Paulo. 2008.
- [26] LÉPORE, P. F. *Implantação de um procedimento de projeto estrutural e homologação de umbilicais*. 200p. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo. 2003.
- [27] ISLAM T. RASHED H. M. M. A. "Classification and application of plain carbon steels", vol 2. *Elsevier*. 2019.

- [28] LOPES, D., G. *Avaliação das tensões residuais na montagem de conectores em armaduras de tração de dutos flexíveis*. Dissertação (Mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ. 2013.
- [29] FILHO, B., SILVA, B. I., FERREIRA B, G., TONINI B, S. *Conformação plástica dos metais*. 6.ed. Campinas: Editora da Unicamp, 258 p. 2011.
- [30] CORRÊA, E. C. S. *Aspectos do encruamento dos metais previamente deformados a frio*. 2004. 233 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004.
- [31] WALLAUER, F., A. *Materiais para aplicação em arames da armadura de tração de dutos flexíveis - Comportamento frente a detalhes*. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2015.
- [32] YANG, Z. SU, Q. YAN, J. WU, S. MAO, Y. LU, Q. WANG, H. Study on the nonlinear mechanical behaviour of an umbilical under combined loads of tension and torsion. *Ocean Engineering*. 238. 2021.
- [33] WEINER, E.; BRANDI. S. – *Processos e Metalurgia*, 1992.
- [34] BARACALDO, R. R., SANTOS, M., ACOSTA, M. “Effect of flash butt welding parameters on mechanical properties of wheel rims.” *Scientia et Technica Año XXII*, v. 23, n 01, 51-53, 2018.
- [35] KERTENS, N. F. H., RICHARDSON I.M. “Heat distribution in resistance upset butt welding” *journal of materials processing technology*, v. 209, pp 2715–2722, 2009.
- [36] HAMED, M. EISAZADEH, H. ESMAILZADEH, M. Numerical Simulation of Tensile Strength of Upset Welded Joints with Experimental Verification. *Materials and Design*. 31. 2296-2304. 2010.
- [37] PINHEIRO, M. A. BRACARENSE, A. Q. Crescimento de camada intermetálica na soldagem por fricção rotativa de alumínio e aço, assistida com preaquecimento por indução eletromagnética. *Soldagem & Inspeção*. 26: e 2542. 2021.
- [38] NIEDWIESKI, A. C. *Efeito dos parâmetros de processo na dureza da ZTA da solda fricção de cardan*. Monografia. Universidade Federal do Paraná. 2013.
- [39] BRACARENSE, A. Q., FARIA, P. E. Soldagem Por Fricção, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2000.
- [40] CHLUDZINSKI, M., MATTEI, F., STROHAECKER, T., R. “Influência da força aplicada na soldagem por fricção com pino consumível em aços”. *Rev. LatinAm. Metal. Mater.*, Caracas, v. 31, n.2, pp. 122-127, 2011.
- [41] ALVES, E., P. *Caracterização mecânica e estudo do perfil térmico na soldagem por fricção rotativa de materiais dissimilares*. Tese (Doutorado) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais. 2016.
- [42] SPINDLER, D.E., What Industry Needs to Know About Friction Welding, *Welding Journal*, Vol. 73:3, págs. 37-42, Miami – EUA. 1994.

- [43] DWIVEDI, S. VIDHWAKARMA, m. Effect of hydrogen in advanced high strength steel materials. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2019.
- [44] MALITCKII E, FANGNON E, VILAÇA P. Evaluation of Steels Susceptibility to Hydrogen Embrittlement: A Thermal Desorption Spectroscopy-Based Approach Coupled with Artificial Neural Network. *Materials*. 13(23):5500. 2020.
- [45] ARNIELLA, V., ZAFRA, A., ÁLVAREZ, G., BELZUNCE, J., RODRÍGUEZ, C. Comparative study of embrittlement of quenched and tempered steels in hydrogen environments, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol 47, pp.17056-17068, 2022.
- [46] MARTIN, F. XAVIER, F. OUDRISS, A. TANGUY, D. BRIOTTET, L. KITTEL, J.. State of Hydrogen in Matter: Fundamental Ad/Absorption, Trapping and Transport Mechanisms. *Mechanics, Microstructure, Corrosion Coupling*. 2019.
- [47] CHIAVERINI, Vicente. Tratamentos Térmicos das ligas Metálicas. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia E Materiais, 2003.
- [48] PERINI, F., G. *Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados*. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Materiais. Universidade de Caxias do Sul. 2008.
- [49] DeArdo, A. J. Microalloyed Steels: Past, Present and Future. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, 17–32. 2016.
- [50] MARTINIANO, G, A., LEAL, J, E, S., ROSA, G, S., FILHO, W, W, B., PAES, P, T, P., FRANCO, S, D. Effect of specific microstructures on hydrogen embrittlement susceptibility of a modified AISI 4130 steel, *International Journal of Hydrogen Energy*, v 46, pp. 36539-36556, 2021.
- [51] SKILBRED, E, S., KAPPES, M., IANNUZZI, Ma., JOHNSEN, R. Hydrogen uptake and diffusivity in steel armor wires with different chemical composition, carbide distribution, grain size, and degree of deformation. *Materials and Corrosion*. Vol 73, pp. 326-325, 2022.
- [52] BENKHERBACHE, H., AMROUNE S., ZAOUI M., MOHAMED B., SILEMA, M., SAIDANI, H. "Characterization and mechanical behaviour of similar and dissimilar parts joined by rotary friction welding". *Engineering Solid Mechanics*, v. 9, n.1 , 23-30, 2021.
- [53] WANG, J., MA, C., HAN, J. Acquisition of HSLA steel weld joints with excellent mechanical performance through flash butt welding physical simulation. *Materials Letters*, vol. 303, Nov. 2021.
- [54] BUTLER, J. N. *Ionic equilibrium: solubility and pH calculations*. John Wiley & Sons, 1998.
- [55] RUSSELL, John Blair. *Química geral*. 2. ed. São Paulo: Pearson Education do Brasil, 1994.
- [56] LYNCH, S. A review of underlying reasons for intergranular cracking for a variety of failure modes and materials and examples of case histories, *Engineering Failure Analysis*, Vol 100, pp. 329-350, 2019

[57] DAS, T., RAJAGOPALAN, S., BRAHIMI, S., WANG, X., YUE, S. A study on the susceptibility of high strength tempered martensite steels to hydrogen embrittlement (HE) based on incremental step load (ISL) testing methodology. *Materials Science and Engineering A*. vol 716, pp. 189-207, 2018.

[58] SUN, Y. CHENG, Y. F. Hydrogen-induced degradation of high-strength steel pipeline welds: A critical review. *Engineering Failure Analysis*. 2022.