

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ENSAIOS MECÂNICOS E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE TUBOS
SOLDADOS POR FRICÇÃO

William Haupt

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2013

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE TUBOS SOLDADOS
POR FRICÇÃO

WILLIAM HAUPT
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos materiais.

Porto Alegre,
2013

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Orientador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Charles Leonardo Israel
PPGPPF/UPF

Prof. Dr. Vagner Alves Guimarães
PPGPPF/UPF

Prof. Dr. Vitor José Frainer

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação aos meus pais João Roberto Haupt e Claudete Suzana Variani Haupt, e a meu irmão Douglas Haupt, que sempre me apoiaram para a realização dos meus sonhos.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Ao professor Telmo Roberto Strohaecker pelo incentivo e a ajuda nos desafios enfrentados neste trabalho.

Aos meus colegas do PROENG CDT sem exceção que sempre fizeram o possível para auxiliar na realização deste trabalho.

Ao professor Afonso Reguly pelo apoio nas atividades referentes ao trabalho;

Aos colegas Eng Dra. Mariane Chludzinski e Eng Msc. Fabiano Mattei pelo apoio prestado na realização do trabalho.

Aos colegas Eng. Jefferson Haag, Eng. Bill Paiva e Eng. Cristian Pohl Meinhardt pelo apoio na realização dos ensaios e caracterização microestrutural.

A todos os colegas do LAMEF que sempre buscam ajudar na realização dos trabalhos.

Ao CNPq e PETROBRAS pelo apoio em pesquisa.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XII
RESUMO	XIV
ABSTRACT	XV
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLOGRÁFICA	3
2.1 Aços microligados para tubos API 5L.....	3
2.2 Fabricação tubos API 5L	8
2.3 Soldagem por fricção.....	9
2.3.1 Soldagem por fricção com acionamento direto	12
2.3.2 Soldagem por fricção com acionamento inercial	13
2.3.3 Parâmetros de soldagem e sua influência na morfologia das soldas	14
2.3.4 Vantagens e limitações do processo de soldagem por fricção.....	17
2.4 Soldagem por fricção em tubos:	18
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	26
3.1 Materiais:	26
3.2 Procedimento de Soldagem:	27
3.2.1 Fases do processo de soldagem por fricção dos tubos:	29
3.2.2 Execução da Soldagem:.....	30
3.3 Amostragem para avaliação da junta soldada:	35
3.3.1 Codificação dos Ensaios:.....	36
3.3.2 Ensaios Mecânicos:	37
3.3.3 Geometria dos corpos de prova extraídos para ensaio:	42
3.3.4 Ensaios Metalográficos:	45
3.3.5 Análise Fractográfica:	46
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
4.1 Ensaio de Tração:	47

4.2 Ensaio de Dobramento de Raiz e Dobramento de Face:	51
4.3 Ensaio de Fadiga:	53
4.4 Ensaio de Impacto Charpy V:.....	57
4.5 Ensaio de Microdurezas Vickers (HV):	62
4.6 Caracterização Macrográfica das Juntas Soldadas:.....	65
4.7 Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas:.....	68
5. CONCLUSÕES	77
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	78
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1:	Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de gás e petróleo (GORNI 2009).	3
Figura 2.2:	Fases da transformação da austenita na laminação controlada (KOZASU 1992).	4
Figura 2.3:	Transformações metalúrgicas durante a laminação (PAXTON 1980).....	5
Figura 2.4:	Efeitos da redução no teor de C e (CE), decorrência da incorporação de elementos de microliga e aplicação de laminação controlada (TMCP), sobre a temperatura de pré-aquecimento recomendada para aços com limite de escoamento igual ou superior a 355 MPa (HULKA 1995).....	7
Figura 2.5:	Linha continua para processo de fabricação ERW Longitudinal de tubos API (TenarisConfab 2012).	9
Figura 2.6:	Principais fases do processo de soldagem por fricção adaptado de (MATTEI 2011).....	10
Figura 2.7:	Principais variações de posição das soldas por fricção adaptado de (DE FARIA 2003).....	11
Figura 2.8:	União de materiais dissimilares Al/Cu e Aço inox e Alumínio adaptado de (OKIMOTO 2012)(ALVES 2012).....	12
Figura 2.9:	Gráfico de parâmetros de soldagem por fricção com acionamento direto adaptado de (ASM HANDBOOK 1993).	13
Figura 2.10:	Gráfico de parâmetros de soldagem por fricção com acionamento por inércia adaptado de (ASM HANDBOOK 1993).	14
Figura 2.11:	Influência da energia, força axial e velocidade na morfologia da solda. Adaptado de (DE FARIA 2003).	17
Figura 2.12:	Princípio do processo FRIEX adaptado de (FAES et al. 2008a).	19
Figura 2.13:	Parâmetros de controle durante a soldagem de tubos por fricção adaptado de (FAES et al. 2008a).	20
Figura 2.14:	Curva de Wohler para aços soldados por fricção adaptado de (THOUVENEL 1998).....	22
Figura 2.15:	Resistência ao impacto Charpy das soldas realizadas com diferentes pressões de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).....	23
Figura 2.16:	Microestrutura da interface tubo/anel. Solda realizada com 86,5 MPa de pressão de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).	24
Figura 2.17:	Microestrutura da interface tubo/anel. Solda realizada com 176,8 MPa de pressão de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).	24
Figura 2.18:	Perfil de microdurezas soldas por fricção tubo API X52 adaptado de (FAES et al. 2008b).....	25
Figura 3.1:	Geometrias utilizadas na soldagem por fricção dos tubos.	27
Figura 3.2:	Fases do processo de soldagem por fricção de tubos.	30
Figura 3.3:	Equipamento para soldagem por fricção dos tubos.....	30
Figura 3.4:	Representação do posicionamento e fixação dos tubos e anel intermediário para soldagem.....	31
Figura 3.5:	Parâmetros de entrada para a soldagem.	32
Figura 3.6:	Fases do processo (I) Rotação inicial, (II) Fricção Inicial, (III) Fase de Fricção e (IV) Fase de Forjamento.	33

Figura 3.7:	Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda A1.....	34
Figura 3.8:	Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda A2.....	34
Figura 3.9:	Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda B1.....	35
Figura 3.10:	Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda B2.....	35
Figura 3.11:	Disposição dos corpos de prova nas seções dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2).....	37
Figura 3.12:	Posicionamento e fixação do corpo de prova no ensaio de Tração.....	38
Figura 3.13:	Posicionamento dos corpos de prova de dobramento guiado de raiz e de face...	39
Figura 3.14:	Posicionamento e fixação dos corpos de prova para ensaio de fadiga.....	40
Figura 3.15:	Equipamento para ensaio de Impacto (Charpy).....	41
Figura 3.16:	Representação da localização dos perfis de microdurezas realizados nos conjuntos soldados.....	41
Figura 3.17:	Geometria dos corpos de prova para ensaio de tração.....	42
Figura 3.18:	Geometria dos corpos de prova para ensaio de dobramento de raiz e dobramento de face.....	43
Figura 3.19:	Geometria dos corpos de prova para ensaio de fadiga.....	44
Figura 3.20:	Geometria dos corpos de prova para ensaio de impacto (Charpy).....	44
Figura 3.21:	Regiões de realização do mapeamento microestrutural.....	46
Figura 4.1:	Gráficos Tensão x Deformação soldas ATR1, ATR2 e ATR3.....	48
Figura 4.2:	Gráficos Tensão x Deformação soldas BTR1, BTR2 e BTR3.....	48
Figura 4.3:	Superfícies de fratura corpos de prova soldas ATR1, ATR3, BTR2 e BTR3. Presença de fratura dúctil imagem ATR1 e fratura com baixa ductilidade nas imagens das fraturas dos corpos de prova ATR3, BTR2 e BTR3, as setas indicam regiões com falta de adesão.....	49
Figura 4.4:	Gráfico dos resultados do ensaio de tração conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2). Valores de limite de resistência.....	49
Figura 4.5:	Corpos de prova ATR1, ATR2 e ATR3 após ensaio de tração.....	50
Figura 4.6:	Corpos de prova BTR1, BTR2 e BTR3 após ensaio de tração.....	51
Figura 4.7:	Imagens dos corpos de prova de dobramento do conjunto (A1/A2) após ensaio. Defeitos marcados com elipses.....	52
Figura 4.8:	Imagens dos corpos de prova de dobramento do conjunto (B1/B2) após ensaio. Defeitos marcados com elipse e seta.....	53
Figura 4.9:	Gráfico com número de ciclos a que foram submetidos os corpos de prova do conjunto soldado (A1/A2).....	54
Figura 4.10:	Superfícies de fratura ensaio de fadiga do conjunto soldado (A1/A2).....	55
Figura 4.11:	Gráfico com número de ciclos a que foram submetidos os corpos de prova do conjunto soldado (B1/B2).....	56
Figura 4.12:	Superfícies de fratura ensaio de fadiga conjunto soldado (B1/B2).....	57
Figura 4.13:	Gráfico com valores de energia registrados no ensaio de Charpy.....	58
Figura 4.14:	Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova AIP1, mecanismo de fratura predominante (<i>dimples</i>).....	59
Figura 4.15:	Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova AIP1, mecanismo de fratura predominante (<i>dimples</i>).....	59
Figura 4.16:	Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova AIP4, mecanismos de falha presentes <i>dimples</i> e clivagem.....	60
Figura 4.17:	Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova AIP4, micromecanismo de fratura presente clivagem.....	60
Figura 4.18:	Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova BIP4, mecanismo de fratura predominante (<i>dimples</i>).....	61

Figura 4.19: Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova BIP4, mecanismo de fratura predominante (<i>dimples</i>).....	61
Figura 4.20: Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova BIP6, mecanismos de falha presentes <i>dimples</i> e clivagem.....	62
Figura 4.21: Superfície de fratura região central (270X) corpo de prova BIP6, mecanismos de falha presentes <i>dimples</i> , clivagem e fratura intergranular.....	62
Figura 4.22: Perfil de microdurezas conjunto soldado (A1/A2).....	63
Figura 4.23: Perfil de microdurezas conjunto soldado (B1/B2).....	64
Figura 4.24: Macrografia da região da união conjunto (A1/A2).....	66
Figura 4.25: Macrografias da região da união conjunto (B1/B2).....	67
Figura 4.26: Micrografia material base tubo e material base anel cental. Apresenta microestrutura não afetada pelo processamento. Composta de ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) para o material base do tubo e ferrita poligonal (PF) e perlita (P) para o material base do anel.	68
Figura 4.27: Micrografia da região 2. Apresenta a microestrutura da ZAC do tubo A1, composta por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).	69
Figura 4.28: Micrografia da interface de soldagem A1. Na ZTMA do tubo microestrutura ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC). Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).	69
Figura 4.29: Micrografia região 6 sobreposição das ZACs anel central. A microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).	70
Figura 4.30: Micrografia da interface de soldagem A2. Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A). Na ZTMA do tubo A2 a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA), ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos (FC).	70
Figura 4.31: Micrografia da região 10 ZAC do tubo A2. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC)...	71
Figura 4.32: Micrografia da região 2 ZAC do tubo B1. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC)...	72
Figura 4.33: Micrografia da interface de soldagem B1. Na ZTMA do tubo B1 a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) com crescimento de grão e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC). Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada.	72
Figura 4.34: Micrografia região 6 sobreposição das ZACs do anel central. A microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).	73
Figura 4.35: Micrografia da interface de soldagem B2. Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA), ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A) e ferrita idiomórfica PF(I). Na ZTMA do tubo B2 a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).....	73

Figura 4.36: Micrografia da região 10 ZAC do tubo B2. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC)...	74
Figura 4.37: Foto MEV micrografia material de base tubo e anel central.....	74
Figura 4.38: Interface de soldagem tubo A e anel.	75
Figura 4.39: Interface de soldagem tubo B e anel.	75
Figura 4.40: Microestrutura ZAC tubos A.....	76
Figura 4.41: Microestrutura ZAC tubo B.	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1:	Composição Química dos materiais de base em (% em peso).....	26
Tabela 3.2:	Propriedades Mecânicas do material de base do tubo e anel.	26
Tabela 3.3:	Tabela de parâmetros utilizados e registrados durante a soldagem dos tubos. ...	28
Tabela 3.4:	Codificação dos corpos de prova ensaiados e analisados no trabalho.	36
Tabela 4.1:	Resultados ensaio de dobramento de raiz e dobramento de face.	52
Tabela 4.2:	Tabela com resultados dos ensaios de fadiga corpos de prova do conjunto (A1/A2).	53
Tabela 4.3:	Tabela com resultados dos ensaios de fadiga corpos de prova do conjunto (B1/B2).....	56
Tabela 4.4:	Tabela de energia absorvida nos corpos de prova ensaiados seção 5x5 mm e extrapolação para seção 10x10 mm.	58
Tabela 4.5:	Valores máximos, mínimos e médios de microdurezas das diferentes regiões dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2).....	65
Tabela 4.6:	Tabela com dimensões das principais regiões analisadas dos conjuntos unidos por fricção.	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Al: Alumínio;

API: *American Petroleum Institute*;

ARBL: Aços de alta resistência e baixa liga;

ASTM: *American Society for Testing and Materials*;

C: Carbono;

CE (IIW): Carbono Equivalente segundo o *International Institute of Welding*;

CE(Pcm): Carbono Equivalente Segundo Ito & Bessio;

C_{eq}: Carbono Equivalente;

Cu: Cobre;

Rebarba: Material plastificado proveniente do processamento;

FRIEX: Soldagem de tubos por fricção com anel rotatório;

FRW: *Friction Welding* (soldagem por fricção);

FS(A): Ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada;

FS(NA): Ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada;

HSLA: *High-strength low-alloy steel*;

HV: Dureza Vickers;

J: Medida de energia Joules;

kN: Quilonewton (1000N);

kW: Quilowatts;

MB: Material base;

MEV: Microscópio eletrônico de varredura;

mm: milímetros;

MPa: Megapascal;

P: Perlita;

PF(I): Ferrita Idiomórfica;

PF: Ferrita Poligonal;

RPM: Rotações por minuto;

s: Segundos;

ZAC: Zona afetada pelo calor;

ZACs: Zonas afetadas pelo calor;

ZM: Zona de Mistura;

ZTA: Zona termicamente afetada;

ZTMA: Zona termomecanicamente afetada;

RESUMO

O presente trabalho avalia a evolução das microestruturas e das propriedades mecânicas em tubos API 5L X65 soldados por fricção com auxílio de um anel centralizador na posição de topo. A soldagem foi realizada em tubos de 114,3 mm (4,5'') de diâmetro nominal e 8 mm de espessura. A avaliação mecânica foi realizada segundo normas ASTM para os ensaios de tração, dobramento de raiz, dobramento de face, ensaio de impacto Charpy V e perfis de microdurezas. Os ensaios de fadiga foram realizados para análise da vida em fadiga das juntas soldadas. Os ensaios mecânicos realizados comprovam que houve a união metalúrgica dos materiais, sendo registradas regiões com defeitos de falta de adesão o que prejudicou as propriedades mecânicas ocasionando rupturas com baixa ductilidade nas interfaces de soldagem nestes locais. Nos resultados dos ensaios de microdurezas houve um pequeno aumento das microdurezas registradas próximo às interfaces de soldagem e uma redução nas microdurezas registradas nas regiões de ZACs. Os resultados do ensaio de impacto Charpy -20 °C foi aceitável segundo a norma API 5L. As microestruturas formadas nas interfaces de soldagem são compostas por ferrita de Widmanstätten e ferrita poligonal com crescimento de grão quando comparado com o tamanho de grão do material de base. Nas regiões de ZACs houve um reordenamento de carbonetos aliado a refino de grão sendo registrada uma redução nas microdurezas destas regiões.

Palavras-chave: Soldagem de tubos por fricção, Ensaios mecânicos de tubos soldados por fricção, Caracterização micrografica de tubos soldados por fricção.

ABSTRACT

This paper assesses the evolution of microstructures and mechanical properties in pipes API 5L X65 welded by friction with the aid of centering ring on top position. The welding was performed in tubes of 114.3 mm (4.5") nominal diameter and 8 mm in thickness. The mechanical evaluation was performed according to ASTM standards for tensile, root bending, face folding, Charpy V impact test and microhardness profile. Fatigue tests were performed to analyze the fatigue life of the welded joints. The mechanical tests prove that there was a metallurgical union of the materials, regions with lack of adhesion defects being recorded which affected the mechanical properties causing fractures with low ductility in the weld interfaces in these places. Microhardness test results registered a small increase in the microhardness near the weld interfaces and a reduction in the microhardness recorded in the HAZ regions. The results of the Charpy impact test at -20°C was acceptable according to API 5L. The microstructures formed at the weld interfaces are composed of Widmanstätten ferrite and polygonal ferrite with grain growth when compared to the grain size in the base material. In HAZ regions there was a reorganization of carbides combined with grain refinement, with a reduction in microhardness of these regions being registered.

Keywords: Pipe Friction Welding, Mechanical testing of friction welded pipes, Micrographic Characterization of friction welded pipes.

1. INTRODUÇÃO

Com o aumento da demanda energética no setor industrial brasileiro se faz necessário o incremento das tecnologias para distribuição de petróleo e seus derivados. As atuais técnicas de união dos tubos em campo vem sendo realizadas de forma manual. Atualmente a união de tubos em campo é um processo pouco produtivo, deve ser realizado por mão de obra qualificada e exige muito trabalho no posicionamento e fixação dos tubos para efetuar a soldagem dos mesmos, tornando este processo de alto custo e baixa produtividade. Devido ao maior rigor nas normas de qualificação e a grande variabilidade na qualidade das uniões (dependente da qualificação do operador), há uma necessidade frequente de retrabalhos por problemas verificados nas juntas soldadas.

A utilização de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) na fabricação de tubos para a condução de petróleo e seus derivados é imperiosa devido à alta resistência aos esforços mecânicos, boa tenacidade e boa soldabilidade devido ao baixo carbono equivalente nestes aços. Com a combinação destes fatores é possível trabalhar em maiores pressões e com maior fluxo de produto utilizando menores espessuras devido às melhores propriedades mecânicas registradas nestes materiais.

A utilização de técnicas de soldagem automáticas por fricção para a união de tubos pode render reduções significativas nos tempos de processamento e na mão de obra necessária garantindo a repetibilidade das soldas sem a presença de variações dependentes da habilidade dos operadores.

O presente trabalho avalia as soldas realizadas em tubos API 5L X65 por fricção, na posição de topo com auxílio de anel central. Onde o tubo é rotacionado e forçado contra o anel central efetuando a primeira união, então o conjunto é invertido e o segundo tubo é soldado na outra face do anel central, concluindo as soldas. O anel central tem uma geometria que garante o alinhamento dos tubos soldados.

Os objetivos deste trabalho centraram-se na análise das propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas, sendo analisados os principais pontos:

- A avaliação mecânica das juntas soldadas foi realizada através de ensaios de tração segundo a norma ASTM E8 M, ensaio de dobramento de raiz e

dobramento de face segundo a norma ASTM E190, o ensaio de impacto Charpy foi realizado segundo a norma ASTM E23, o ensaio de microdurezas foi realizado segundo a norma ASTM E384 e o ensaio de fadiga tração-tração foi responsável por avaliar a vida em fadiga das juntas soldadas.

- A análise metalúrgica foi realizada através de metalografias e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com classificação das microestruturas presentes nas diferentes regiões das juntas soldadas.

2. REVISÃO BIBLOGRÁFICA

2.1 Aços microligados para tubos API 5L

Aços microligados ou do inglês (HSLA *High-strength low-alloy steel*) são aços que possuem baixo teor de carbono aliado a pequenos teores de nióbio, titânio e/ou vanádio, elementos que apresentam uma característica muito peculiar durante a conformação a quente (GORNI 2009).

A evolução metalúrgica ocorrida no processo de laminação e tratamento térmico de chapas utilizadas na fabricação de tubos para transporte de petróleo e seus derivados pode se vista na Figura 2.1. A partir dela pode-se observar que já eram produzidas chapas de aço para produção de tubos API 5L – X 60 na década de 70 apresentando teor de carbono relativamente alto – 0,20% - e contendo também adições de vanádio para aumentar a sua resistência mecânica. O processo de laminação a quente destas chapas tinha como objetivo somente obter as dimensões necessárias para a chapa, cujas propriedades mecânicas eram definidas posteriormente ao se aplicar tratamento térmico de normalização (GRIMPE 2004). O processo de fabricação era utilizado em chapas de carbono relativamente alto o que dificulta o processo de soldagem, e também se fazia necessária à realização de tratamento térmico posterior o que demandava um novo acréscimo de energia. Com isso na década de 60 pesquisadores ingleses deram início ao estudo de um novo material, os aços microligados (GORNI 2009).

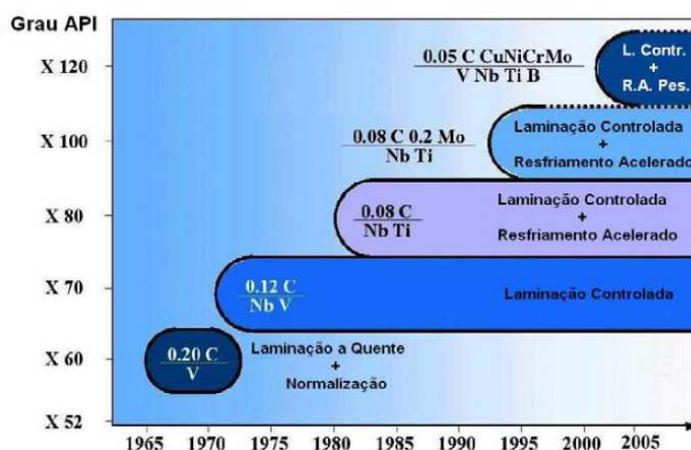


Figura 2.1: Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de gás e petróleo (GORNI 2009).

Em aços convencionais submetidos ao processo de conformação ocorre a recrystalização logo após cada passe de deformação. Isto também ocorre no caso de aços microligados, mas somente até um certo ponto, sendo que abaixo da temperatura de não-recrystalização (T_{nr}), parte dos elementos microligantes se precipita na austenita, estes precipitados ancoram os contornos de recrystalização que varrem a microestrutura após cada passe de deformação, ela deforma progressivamente à medida que é laminada, formando grãos achatados. A transformação da austenita deformada que ocorre durante o resfriamento da chapa após sua laminação a quente, gera uma microestrutura com tamanho de grão extremamente refinado. O refino de grão promovido pela laminação controlada pode ser entendido com maior clareza observando a Figura 2.2 (GORNI 2009).

O endurecimento proporcionado pelo refino de grão também é complementado por outros fenômenos metalúrgicos. Os elementos microligantes ainda que em solução também podem se precipitar simultaneamente com a transformação da austenita em ferrita durante o resfriamento da chapa, aumentando ainda mais sua resistência mecânica, ainda que comprometendo um pouco a tenacidade do material (PAXTON 1980).

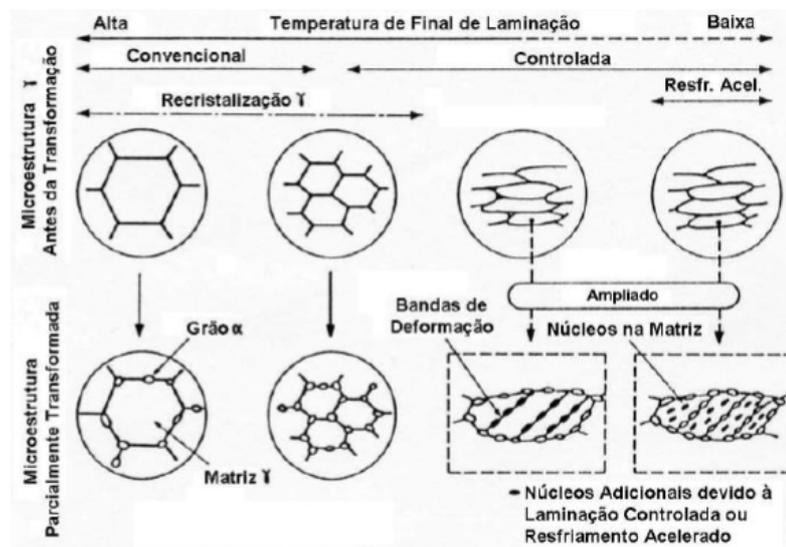


Figura 2.2: Fases da transformação da austenita na laminação controlada (KOZASU 1992).

Por outro lado, o fato da laminação definir as propriedades finais do produto impõe que seus parâmetros de processo sejam controlados com muito maior rigor, uma vez que é necessário aplicar os passes de laminação de forma coordenada com a evolução da temperatura do laminado. Neste caso o tratamento é conhecido como laminação controlada. O processo ocorre basicamente em duas etapas **esboçamento** a alta temperatura (ocorre à

recristalização plena da austenita a cada passe de laminação) e **acabamento** a baixas temperaturas (sem recristalização da austenita entre passes), conforme mostrado na Figura 2.3 (PAXTON 1980).

A contínua busca por aços com níveis ainda mais elevados de resistência mecânica e tenacidade, mas teores ainda menores de carbono e elementos de liga levaram a pesquisas sobre novas abordagens para se refinar ainda mais o tamanho de grão do material. Uma das maneiras de se alcançar esse objetivo consiste em se promover a transformação da austenita sob menores temperaturas, onde a nucleação dos novos grãos de ferrita é ainda mais acelerada. Isso pode ser conseguido resfriando-se a chapa com jatos de água logo após sua laminação a quente (GORNI 2009).

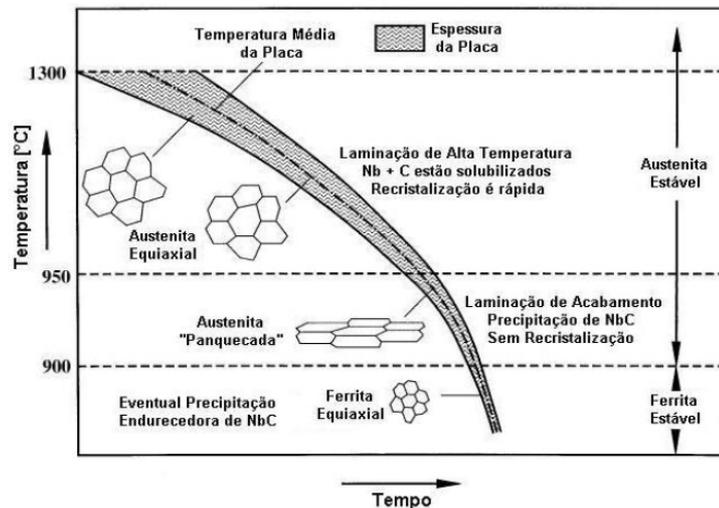


Figura 2.3: Transformações metalúrgicas durante a laminação (PAXTON 1980).

O encruamento da austenita na fase de acabamento da laminação controlada faz com que as cargas de laminação no final do processo atinjam valores muito altos. Isto inviabiliza a aplicação desse processo em linhas mais antigas, as quais não foram originalmente concebidas para a aplicação desse novo tratamento termomecânico. Uma das soluções para este inconveniente é a adoção de aços com teores relativamente altos de Nb, entre 0,060 e 0,100%, os quais permitem elevar as temperaturas da laminação controlada, minimizando as cargas de laminação. Esse tipo de laminação é conhecido como processamento sob alta temperatura (*High Temperature Processing*, HTP) (HULKA 2004). Outra possibilidade é a chamada laminação controlada com recristalização (*Recrystallization Controlled Rolling*, RCR), onde se usam aços ao V-Ti-N. Neste caso não se usa Nb, pois não se deseja encruar a austenita durante a laminação. A intenção aqui é promover sucessivas recristalizações estáticas plenas da austenita entre os passes de laminação para refinar a microestrutura (LAGNEBORG 1999).

Deve-se observar que o menor grau de refino de grão e endurecimento por precipitação tende a reduzir a tenacidade do produto (GORNI 2009).

A razão elástica do material é dada pela razão entre o limite de escoamento e limite de resistência, sendo que a razão elástica é limitada a 0,9 para chapas de aço API X60 a X65 sendo esta uma propriedade muito importante para esse tipo de material durante a conformação, uma vez que valores excessivos desse parâmetro fazem com que a chapa sob conformação apresente um acentuado efeito mola (*spring-back*). A saída para esse impasse está na adoção de frações cada vez maiores de constituintes aciculares na microestrutura, promovendo endurecimento por discordâncias e por segunda fase (GRAY 1999) (GORNI 2006).

A soldabilidade dos tubos para condução de derivados de petróleo é uma característica vital para este tipo de produto, já que a soldagem é utilizada intensivamente em sua fabricação e união entre tubos em campo (GORNI 2009). Os recentes aços estruturais termomecanicamente microligados ao Nb, V e/ou Ti com teor reduzido de elementos de liga, particularmente C, apresentam soldabilidade superior em relação aos aços convencionais de baixa e média liga, além de maior resistência mecânica e tenacidade. A busca por uniões soldadas mais tenazes também levou à redução nos teores de S (abaixo de 0,001%) e N (abaixo de 40 ppm) do aço, bem como microadições de Ti (para refinar o tamanho de grão) e/ou Ca (para globulizar as inclusões de sulfetos) (HULKA 1995).

O conceito de soldabilidade de um aço é bastante complexo, uma vez que ele também é função das tensões que atuarão sobre a construção metálica, das condições ambientais que influenciarão na quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal fundido durante a soldagem, o processo específico de soldagem aplicado, os consumíveis adotados e não menos importante, a composição química do metal-base (GORNI 2009).

A composição química do aço possui grande efeito na tendência à formação de constituintes duros na microestrutura. Essa tendência pode ser estimada numericamente através do parâmetro conhecido como **Carbono Equivalente (C_{eq})**, definido inicialmente na década de 1940. Desde então foram desenvolvidas várias fórmulas para cálculo desse parâmetro em função das aplicações específicas (YURIOKA 2001). As equações a seguir indicam o carbono equivalente dos aços utilizados na construção de dutos API 5L, sendo a Equação 1 de Ito & Bessio. Esta equação foi desenvolvida no Japão na década de 60, com aplicação em aços com carbono equivalente máximo de 0,12%, já a Equação 2 foi desenvolvida pelo (IIW) *International Institute of Welding*. Sua referência é um relatório técnico de 1967 e deve ser aplicada a materiais com carbono equivalente superior a 0,12%.

$$CE(Pcm) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.1)$$

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.2)$$

Para tubos API os valores máximos aceitos são de CE (Pcm) 0,25% e CE (IIW) 0,43% (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE 2004). As equações listadas acima foram determinadas por correlação estatística a partir de resultados de trincamento a frio e da máxima dureza prevista. O carbono é o elemento mais significativo, sendo o responsável pela dureza de microestrutura martensítica e em menor grau, também pela dureza na microestrutura bainítica (GORNI 2009).

A Figura 2.4 mostra como a redução no teor de Carbono e no valor de carbono equivalente (Ceq), a incorporação de elementos de microliga e a aplicação de tratamento termomecânico contribuíram para reduzir tanto a temperatura de pré-aquecimento necessária ao se efetuar uniões por soldagem em estruturas de aço, como a redução da incidência de trincamento no cordão de soldagem (HULKA 1995).

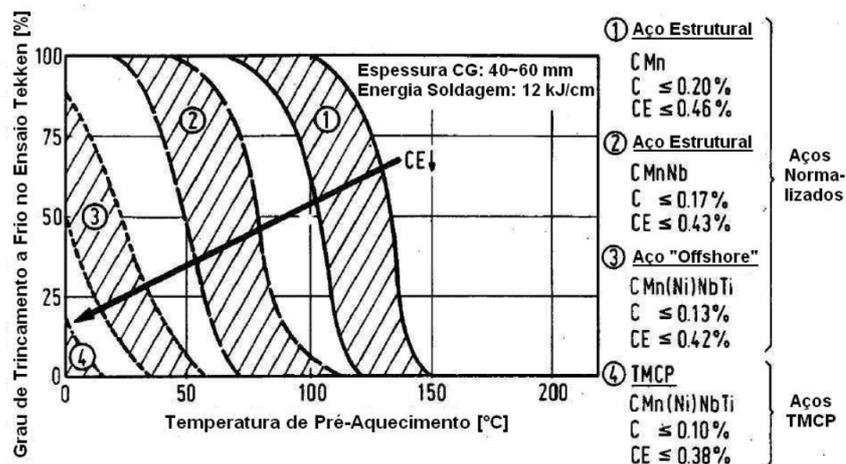


Figura 2.4: Efeitos da redução no teor de C e (CE), decorrência da incorporação de elementos de microliga e aplicação de laminação controlada (TMCP), sobre a temperatura de pré-aquecimento recomendada para aços com limite de escoamento igual ou superior a 355 MPa (HULKA 1995).

2.2 Fabricação tubos API 5L

Os tubos API são utilizados no transporte de água, gás e óleo nas indústrias de petróleo e gás natural. As suas especificações são regidas pela norma API 5L que tem por objetivo proporcionar padrões para a fabricação destes produtos.

A norma API 5L (“*Specification for Line Pipe Steel*”) classifica os tubos com base nas suas propriedades mecânicas, dimensões, peso, composição química, carbono equivalente e ensaios hidrostáticos, podendo ser fabricados com costura ou sem costura seguindo as exigências da norma diante a cada processo. Os graus que indicam as diferentes classes de tubos são baseados na sua tensão de escoamento em ksi, e são descritos como grau A25, A, B e X sendo que este último indica aços de alta resistência. Os aços de alta resistência da classe X que são abrangidos pela norma em questão são X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80 sendo possíveis classes intermediárias de resistência quando acordado com o comprador (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE 2004).

Existem dois níveis de especificação de tubos. Estes são o PSL 1, fornecidos em uma faixa de diâmetros externos de 11,4 mm (0,405’’) até 2000 mm (80’’), já os tubos classificados como PSL 2 são fornecidos em uma faixa de diâmetros externos de 115 mm (4,5’’) até 2000 mm (80’’). Os tubos são geralmente fornecidos com comprimentos de 6 ou 12 m. A diferença entre estes níveis de especificação PSL 1 e PSL 2 são requisitos como tenacidade, limite de escoamento e carbono equivalente que tem maior rigor na especificação PSL 2 (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE 2004).

A especificação referente ao limite de resistência tem sido realizada através da razão elástica (LE/LR). Em um aço de grau X65 este valor será de 0,85, para o aço grau X70 ou superior, o valor da razão elástica passa para 0,90 (OLIVEIRA FORTES 1993).

Os tubos fornecidos com costura são fabricados normalmente por três diferentes processos ERW Longitudinal, SAW Helicoidal para tubos com diâmetro superior a 558,8 mm (22’’) e SAW Longitudinal e conformação (U-O-E) sendo este aplicado a tubos com diâmetro superior a 323,9 mm (12,75’’) com espessuras relativamente altas. O processo de soldagem ERW Longitudinal (*Electric Resistance Welding*) é um processo utilizado para a fabricação de tubos em uma faixa de diâmetros que variam de 115 mm (4,5’’) até 508 mm (20’’) e espessuras entre 4,8 mm (0,188’’) até 13 mm (0,545’’), a sequência de fabricação de uma linha contínua de tubos fabricados pelo processo ERW Longitudinal é ilustrada na Figura 2.5 (TENARISCONFAB 2012).

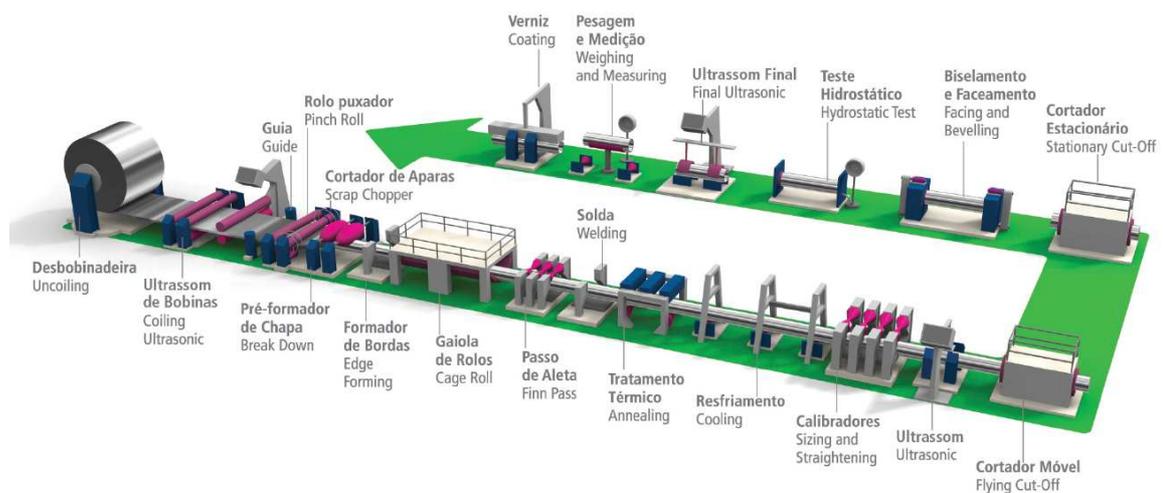


Figura 2.5: Linha contínua para processo de fabricação ERW Longitudinal de tubos API (TenarisConfab 2012).

2.3 Soldagem por fricção

A soldagem por fricção convencional de peças cilíndricas é um processo onde o calor necessário para realização da união é gerado como resultado da fricção de duas superfícies de atrito sob pressão axial controlada. O movimento relativo entre as peças que gera a fricção é continuado até que seja gerado calor suficiente, neste momento o movimento é interrompido e é iniciada a fase de forjamento (FAES et al. 2009).

Na Figura 2.6 são apresentadas as etapas de soldagem nas fases do processo. Na primeira etapa (A) o tubo é levado à rotação e aproximado da chapa que é mantida engastada, na segunda etapa (B) é iniciado o atrito entre as superfícies com nível de carga baixo para evitar um pico de torque devido ao atrito inicial entre os materiais, com o aquecimento das superfícies é iniciada a etapa (C) onde a carga é aumentada e mantida até o final da etapa de fricção e na etapa final (D) a rotação é interrompida e a carga axial pode ser mantida ou sofre um acréscimo para garantir a ligação metalúrgica da união (fase de forjamento). Um colar de rebarba é observado no final da ligação proveniente do escoamento dos materiais durante a soldagem.

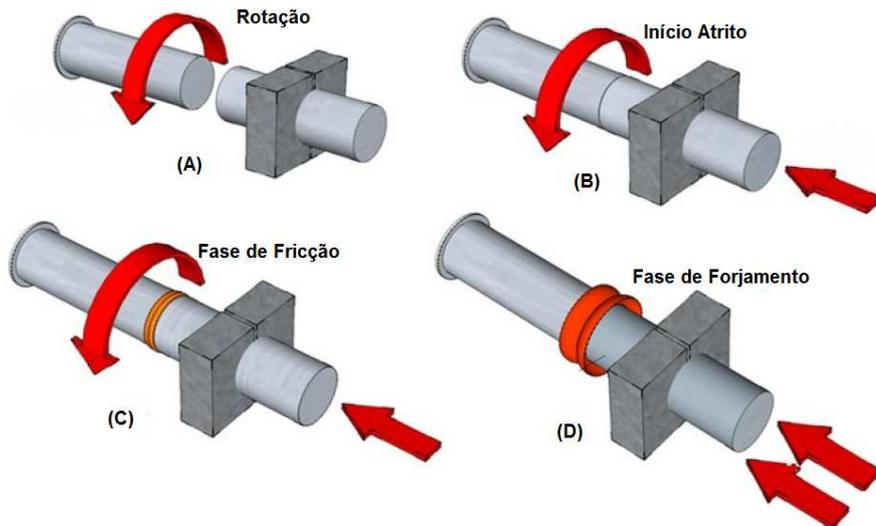


Figura 2.6: Principais fases do processo de soldagem por fricção adaptado de (MATTEI 2011).

Na soldagem por fricção FRW as principais variáveis de controle são a rotação, a pressão axial e o tempo de soldagem. Estas variáveis têm como principal função gerar a combinação necessária de calor e pressão para formar a união (ASM HANDBOOK 1993).

Durante a fase de forjamento completa a difusão atômica das interfaces em contato, o que garante a ligação metalúrgica dos materiais (ASM HANDBOOK 1993). A partir de um ponto de vista qualitativo o processo pode ser bem compreendido por meio de estudos empíricos que vem sendo realizados em uma ampla variedade de materiais (ASM HANDBOOK 1993).

Os cinco principais fatores qualitativos que influenciam na qualidade da solda por fricção são:

- Velocidade relativa das superfícies;
- Pressão aplicada;
- Temperatura das superfícies;
- Propriedades mecânicas dos materiais envolvidos;
- Condições das superfícies e presença de filmes superficiais;

Os três primeiros fatores estão relacionados com o processo FRW enquanto as duas últimas estão relacionadas com as propriedades dos materiais a serem unidos (ASM HANDBOOK 1993).

Na soldagem por fricção os materiais unidos não chegam ao ponto de fusão, não sendo necessários materiais de adição, gás de proteção e escória, e suas propriedades mecânicas se

assemelham às do material de base. A superfície a ser soldada não precisa ter bom acabamento. Portanto, superfícies forjadas, cortadas com tesoura, com gás ou disco abrasivo são aceitáveis, porém devem ser removidas irregularidades provenientes dos processos e óxidos ou carepas (DE FARIA 2003).

O processo de soldagem por atrito está limitado aos tipos de juntas de topo, plana e angular, que devem ser perpendiculares e concêntricas com o eixo de rotação. Na Figura 2.7 são ilustradas algumas possibilidades de união (DE FARIA 2003).

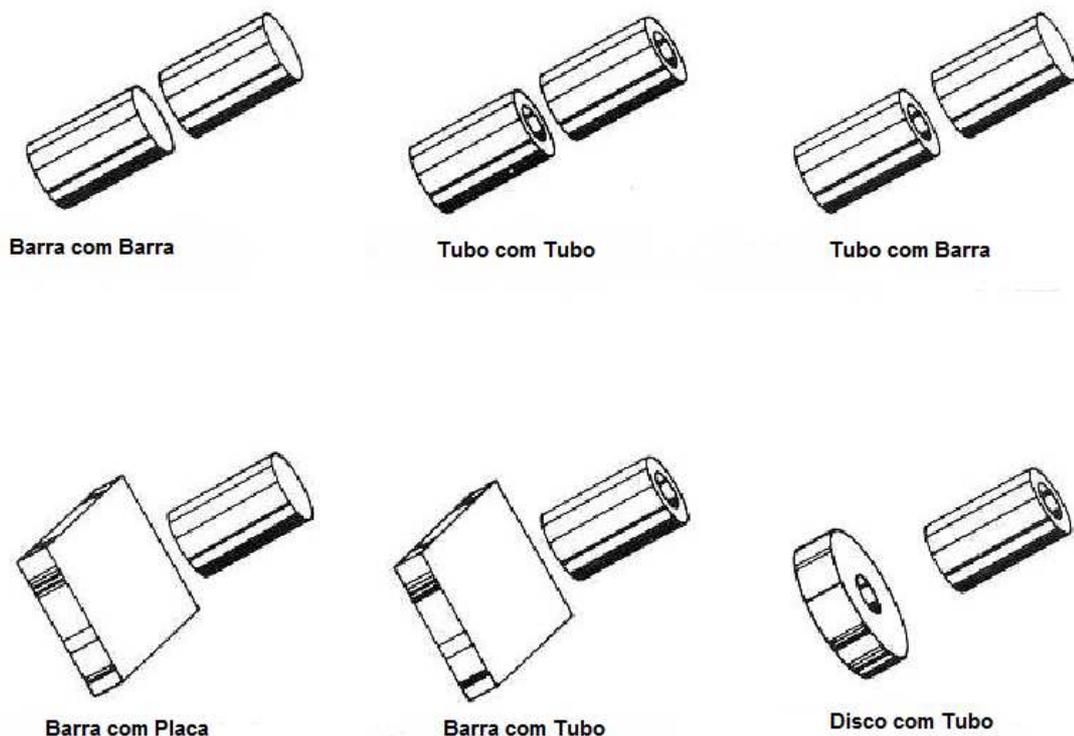


Figura 2.7: Principais variações de posição das soldas por fricção adaptado de (DE FARIA 2003).

Segundo (ASM HANDBOOK 1993) o processo de soldagem por fricção permite uma gama de combinações de materiais muito maior que qualquer outro processo de soldagem. É possível unir materiais semelhantes como aço com aço e alumínio com alumínio. O processo também permite unir materiais de difícil soldabilidade por processos convencionais tais como o (cobre, ligas de magnésio e aços com elevado teor de carbono). O destaque é para juntas em aços de alto carbono por evitar os mecanismos de fragilização por hidrogênio e propiciar a energia necessária para a união de materiais como cobre que possui alto coeficiente de transferência de calor dificultando o uso de fontes de energia pontuais. Também é possível

unir materiais dissimilares como aço com cobre, aço com alumínio, alumínio com magnésio alumínio com cobre e ligas de cobre com alumínio como pode ser visto na Figura 2.8.

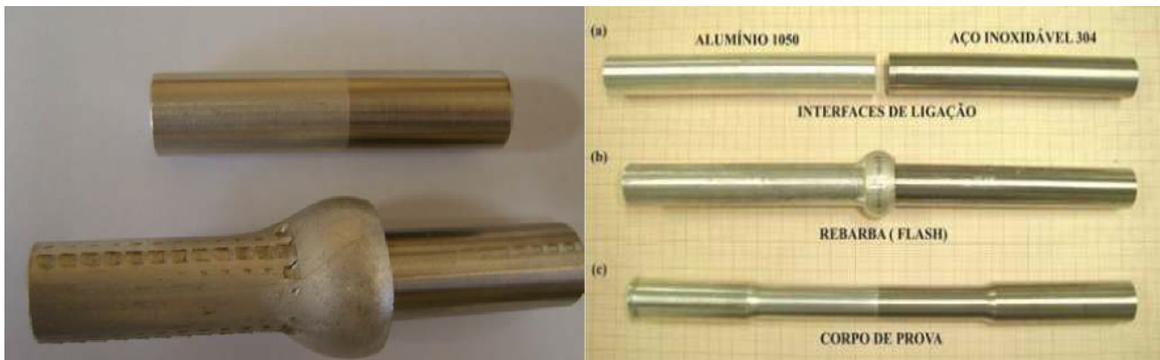


Figura 2.8: Uniões de materiais dissimilares Al/Cu e Aço inox e Alumínio adaptado de (OKIMOTO 2012)(ALVES 2012).

2.3.1 Soldagem por fricção com acionamento direto

A soldagem por fricção com acionamento direto tem como característica manter a velocidade de rotação em um nível “constante” durante a fase de fricção. A sequência para este processo é iniciada com o eixo sendo levado a rotação até um nível constante pré-determinado, então as duas superfícies são postas em contato sob uma força axial. Esta etapa tem por objetivo gerar o calor necessário e plastificar o material para evitar torques elevados no contato inicial. Em soldas por fricção por acionamento direto são utilizados no mínimo dois níveis de carga axial. No segundo nível de carga axial esta é aumentada ocorrendo o aquecimento do material a ser unido gerando rebarba. Na fase final, de “forjamento” o eixo é desacoplado e o conjunto é trazido ao descanso, ao mesmo tempo em que a carga axial pode ser mantida constante ou aumentada para completar a soldagem. A Figura 2.9 apresenta o comportamento dos parâmetros durante a soldagem por acionamento direto (ASM HANDBOOK 1993).

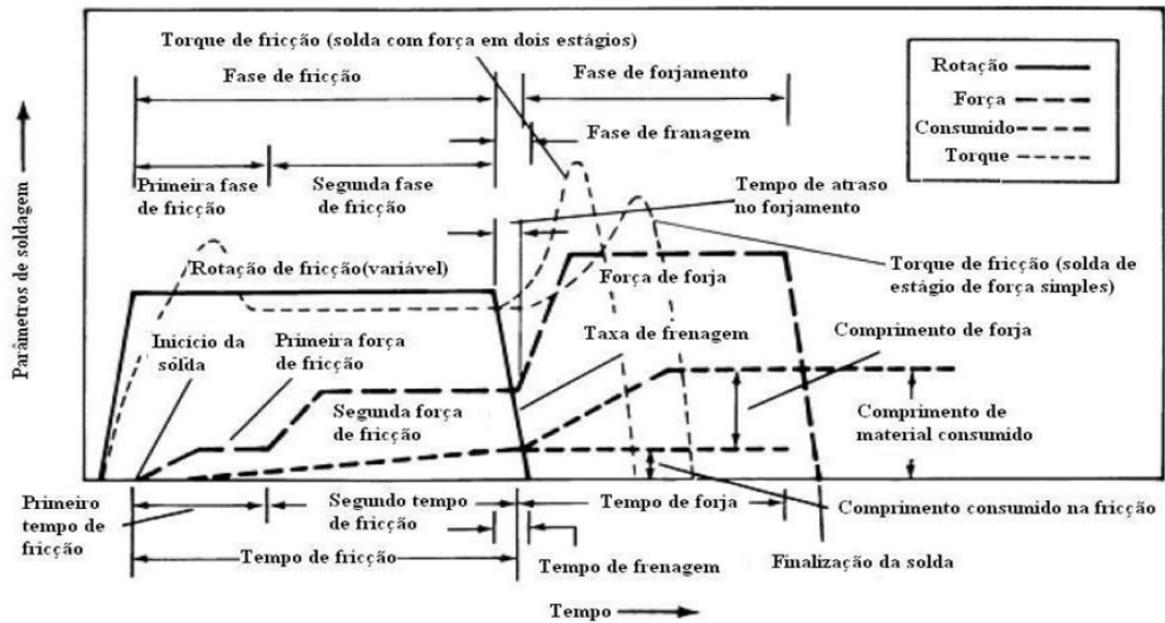


Figura 2.9: Gráfico de parâmetros de soldagem por fricção com acionamento direto adaptado de (ASM HANDBOOK 1993).

2.3.2 Soldagem por fricção com acionamento inercial

Na soldagem por fricção com acionamento por inércia, um volante com massa conhecida e a parte rotativa são montados em um eixo, que é acionado para a posição e velocidade desejadas. A fonte de acionamento é então desacoplada e as partes são postas em contato sob uma força axial, que pode variar em dois níveis ou mais. O eixo rotativo desacelera progressivamente, ao mesmo tempo em que a energia cinética armazenada é convertida em calor pelo atrito das superfícies em contato. A fase de fricção é interrompida com a parada do eixo motor, então a força é mantida ou aumentada caracterizando a fase de forjamento (ASM HANDBOOK 1993). O gráfico de controle dos parâmetros é ilustrado na Figura 2.10.

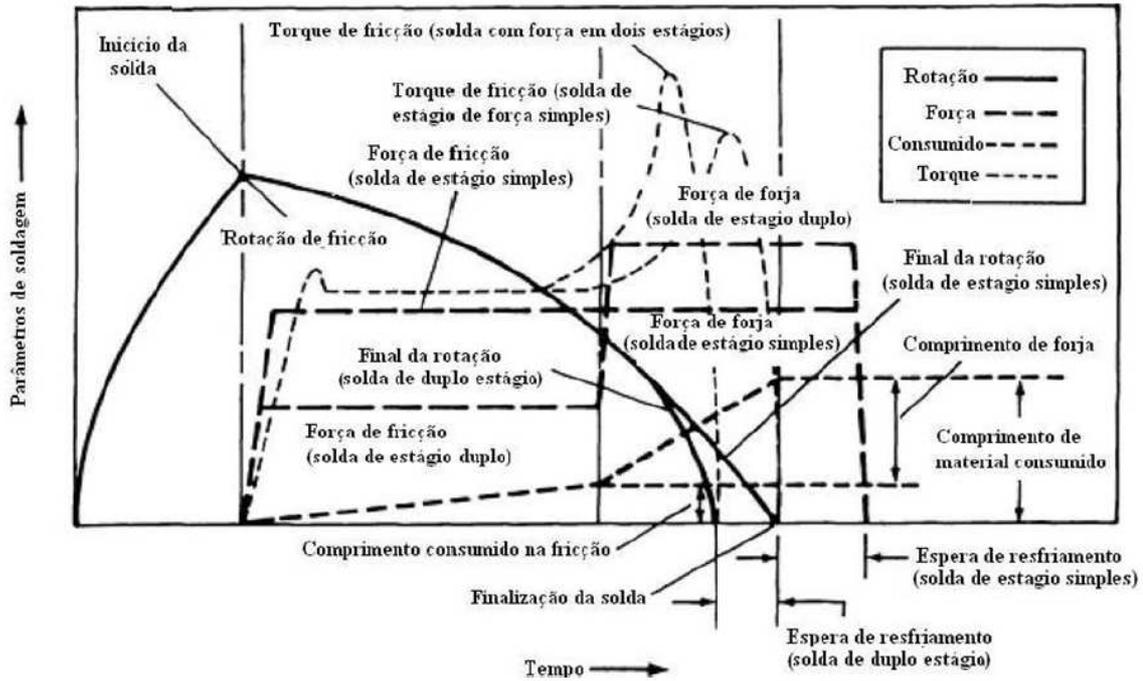


Figura 2.10: Gráfico de parâmetros de soldagem por fricção com acionamento por inércia adaptado de (ASM HANDBOOK 1993).

2.3.3 Parâmetros de soldagem e sua influência na morfologia das soldas

Dos principais parâmetros do processo de soldagem por fricção é possível destacar cinco que tem maior influência sobre a formação da junta. São estes velocidade de rotação, força axial, comprimento de queima, tempo de aquecimento e força de forjamento. O tempo de soldagem é uma variável dependente dos demais parâmetros, sendo de grande importância na geração do calor necessário para realizar a união.

- **Velocidade de Rotação:** Este parâmetro permite sua utilização em uma grande faixa de variação, sem grandes variações na qualidade das juntas soldadas (AMERICAN WELDING SOCIETY 1991). Nas mais altas velocidades de rotação, as interações entre as asperezas são acompanhadas por uma ação de polimento entre as superfícies de contato. Este comportamento está relacionado às condições viscoplásticas do material interfacial, o que conduz a um maior tempo de aquecimento para serem alcançadas as condições plásticas ideais, favorecendo assim a propagação de calor, decréscimo das propriedades mecânicas por formação de fases mais frágeis como Widmanstätten e a intensificação da ZTA (PIRES 2007). Já baixas velocidades de rotação implicam em maiores demandas de torque para vencer os esforços provenientes da plastificação dos materiais e uma menor adição de energia com menor aquecimento periférico, mas maior perturbação de material plastificado. As taxas de

resfriamento são mais elevadas quando utilizadas baixas rotações, podendo favorecer a formação de fases com excessiva dureza.

- **Força Axial:** A força axial é um dos parâmetros de maior influência na qualidade da união soldada. Esta variável deve ser mantida em valores capazes de garantir o contato íntimo entre as superfícies de atrito e garantir a retirada de filmes de óxidos e partículas indesejáveis das interfaces de contato por meio da rebarba de material plastificado proveniente do processo. Segundo (ELLIS 1972) a força axial é um fator de controle dos tempos de soldagem, atuando no perfil e características da ZTA. Forças de maior magnitude conduzem a um estreitamento da ZTA proveniente da maior pressão exercida que facilita a expulsão do material plastificado. Para forças de menor magnitude a ZTA se apresenta mais abrangente devido ao alívio da pressão exercida sob o material plastificado mantendo o mesmo na região de atrito com redução da parcela expulsa na forma de material plastificado. Com o emprego de maiores forças axiais é possível obter uma estrutura mais refinada, evitando assim a formação de fases com ferrita de Widmanstätten, obtendo-se um ganho nas propriedades mecânicas de tração, dureza e tenacidade (ELLIS 1972) (AMERICAN WELDING SOCIETY 1991).
- **Comprimento de queima:** O comprimento de queima é a medida de deslocamento do início da soldagem (contato entre as superfícies) e o final da soldagem (final da fase de forjamento). O comprimento de queima deve ser o necessário para expelir óxidos e impurezas da interface de soldagem garantindo uma união de boa qualidade. Este parâmetro também é responsável pelo controle do ciclo de soldagem (início e fim), tendo este grande influência dos parâmetros força axial e velocidade de rotação na sua taxa de queima. Segundo (ELLIS 1972) o limite de resistência das soldas é maior quando empregados maiores comprimentos de queima. O controle do processo através do comprimento de queima apresenta algumas desvantagens como a necessidade de um alinhamento adequado entre as seções a serem unidas, bem como a presença de rebarba de material plastificado e defeitos superficiais, o que reduz a qualidade da soldagem (PIRES 2007).
- **Tempo de aquecimento:** O tempo de aquecimento é o período de tempo entre o início do contato das superfícies a serem unidas até a frenagem completa do equipamento de soldagem. Este parâmetro é de grande importância, pois ele determina a energia empregada na soldagem. Segundo (ELLIS 1972) a microestrutura final depende tanto

do aquecimento atingido ao longo do processo, como das taxas de resfriamento a que o material é submetido.

- Força de forjamento: A força de forjamento empregada na soldagem é importante para garantir o contato íntimo entre as superfícies a serem unidas após a fase de fricção. Em seu estudo (LUCAS 1971) concluiu que a pressão de forja tem efeito dominante sobre a resistência da solda, através da influência da microestrutura da zona de soldagem. A pressão de forja promove o refinamento de grão por trabalho a quente, o que diminui a tendência à formação de estruturas mais grosseiras após o resfriamento produzindo assim soldas de maior resistência (FAES et al. 2008b).

Após a união os materiais soldados podem ser divididos em quatro zonas que podem ser definidas após o processo de fricção entre as superfícies de soldagem:

- Zona de mistura (ZM) é caracterizada por uma elevada deformação plástica promovendo assim a mistura dos materiais que, aliada ao aquecimento do material leva o mesmo à recristalização;
- Zona termomecanicamente afetada (ZTMA), esta é caracterizada por apresentar um menor grau de deformação e aquecimento, podendo promover a recristalização e/ou recuperação do material;
- Zona termicamente afetada (ZTA), nesta região da solda não é observado deformação do material, mas a temperatura pode ser alta o suficiente para promover mudanças estruturais.
- Material de base (MB) região da solda onde a microestrutura é mantida inalterada, sendo que a deformação e/ou calor são insuficientes para promover mudanças estruturais.

O tamanho e forma destas regiões dependem fortemente da energia empregada no processo de soldagem, força axial e velocidade de rotação. A Figura 2.11 mostra a variação na morfologia das soldas quando variados os parâmetros anteriormente citados em níveis altos, médios e baixos.

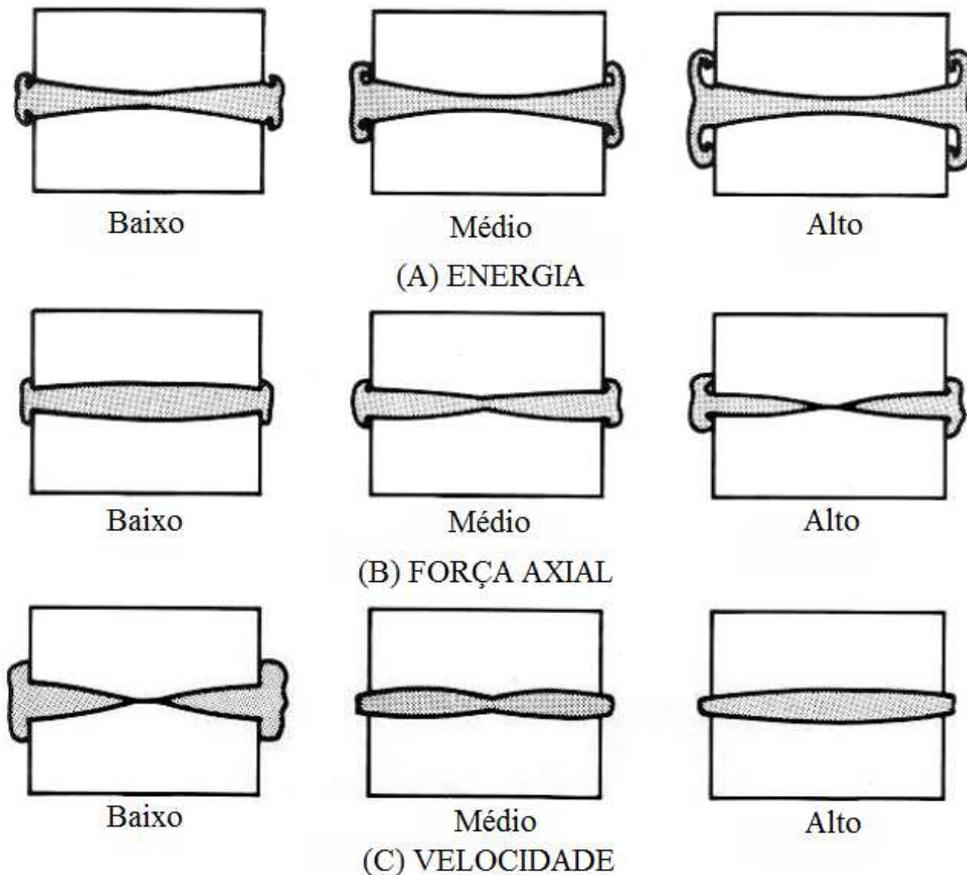


Figura 2.11: Influência da energia, força axial e velocidade na morfologia da solda. Adaptado de (DE FARIA 2003).

2.3.4 Vantagens e limitações do processo de soldagem por fricção

O processo de soldagem por fricção apresenta vantagens diante aos processos de soldagem convencionais, e também algumas limitações que são provenientes do processamento. A seguir serão listados alguns aspectos vantajosos do processo de soldagem por fricção bem como algumas limitações segundo (ASM HANDBOOK 1993).

Vantagens do processo:

- Não seria necessária uma atenção especial com a limpeza e acabamento das superfícies de contato, já que as mesmas quando atritadas plastificam o material em contato e geram rebarba que é responsável pela remoção de irregularidades e impurezas nas superfícies;
- Não são necessários materiais de adição bem como gases de proteção ou fluxo protetor ao contrário de processos que envolvem a fusão dos materiais, reduzindo assim os

riscos à saúde dos operadores, causados por gases nocivos provenientes de fluxos para soldagem;

- Defeitos associados à fusão e solidificação não são presentes na FRW, porque a união ocorre no estado sólido;
- É possível soldar materiais dissimilares e até mesmo ligas que seriam incompatíveis para soldagem por outros processos de soldagem;
- Projeto relativamente simples no que se refere a equipamentos de soldagem, menores requisitos de energia e um ciclo de soldagem na faixa de segundos;

Limitações do processo:

- Pelo menos uma das partes a ser unidas deve ser simétrica sendo possível ser levada a rotação sem gerar vibrações na máquina;
- Este processo é limitado a juntas planas, angular e juntas de topo;
- Ao menos um dos materiais a ser unidos deve ser plasticamente deformável, por exemplo, alumina não pode ser unida com alumina, mas pode ser unida alumina com alumínio;
- O processo não é viável para pequenos lotes de peças;

A produção em série abrange uma ampla gama de indústrias (agrícola, aviação, automobilística, elétrica e petróleo), estas aplicações vão desde componentes simples de pequena responsabilidade até componentes de grande responsabilidade como componentes de aeronaves. (ASM HANDBOOK 1993).

2.4 Soldagem por fricção em tubos:

A união de tubos é um dos processos mais críticos, caros e ineficientes da indústria de construção. Na prática industrial, a qualidade das soldas é altamente dependente da capacidade do soldador. Devido ao fato de que as normas estão cada vez mais rigorosas, é difícil para o soldador cumprir todos os requisitos, tendendo a haver grande grau de variabilidade nas soldas realizadas (FAES et al. 2008a).

A implantação de novas técnicas de união automatizada de tubos poderia render reduções significativas no tempo de processamento e necessidade de mão de obra especializada para a soldagem. Novas técnicas de soldagem vêm sendo desenvolvidas para a

união de tubos, uma delas é o processo de soldagem por fricção denominado FRIEX, que se propõem a ser utilizado para a soldagem automática de oleodutos (FAES et al. 2008a).

No processo de soldagem denominado FRIEX um anel intermediário é posicionado entre os tubos. Este anel é rotacionado e os tubos são pressionados nas faces opostas do anel gerando a fricção e o calor necessário para realizar a união. O princípio do processo é ilustrado na Figura 2.12.

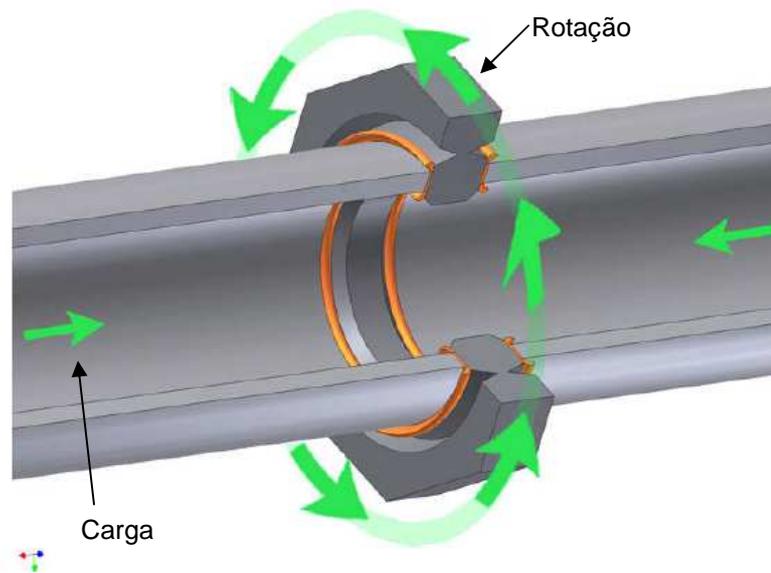


Figura 2.12: Princípio do processo FRIEX adaptado de (FAES et al. 2008a).

A sequência de aquisição dos parâmetros durante a soldagem por fricção de um tubo por acionamento direto é descrita segundo FAES et al 2008a e apresentada na Figura 2.13. As extremidades dos tubos são postas em contato inicial a uma pressão p_0 , o anel central é acelerado até sua velocidade de rotação e , então, um ciclo de pressão escalonado é aplicado. A etapa onde a pressão é p_0 é utilizada para produzir um pré-aquecimento reduzindo assim o coeficiente de atrito entre os materiais antes do aumento da pressão de contato. Durante esta etapa são requeridos elevados níveis de energia sabendo que um elevado torque é imposto nesta etapa inicial. A etapa inicial contínua até o tempo t_0 , na sequência a pressão é aumentada até um nível p_2 , em um intervalo de tempo t_1 , mantido durante a etapa de atrito t_2 .

Durante a fase de atrito é possível verificar o escoamento do material plastificado proveniente da deformação e calor impostos pelo processo. O consumo de material é responsável por expulsar eventuais contaminantes das interfaces de soldagem. Quando é atingido o consumo pré-determinado o anel é desacelerado durante um tempo t_{dec} . Após um

tempo de atraso t_d a pressão de contato é aumentada para pressão de forja p_f . O tempo de forjamento é descrito como t_f e o consumo de material durante a fase de forjamento é descrito como $l_{f,d}$. O consumo total durante o processo é descrito como l_{tot} .

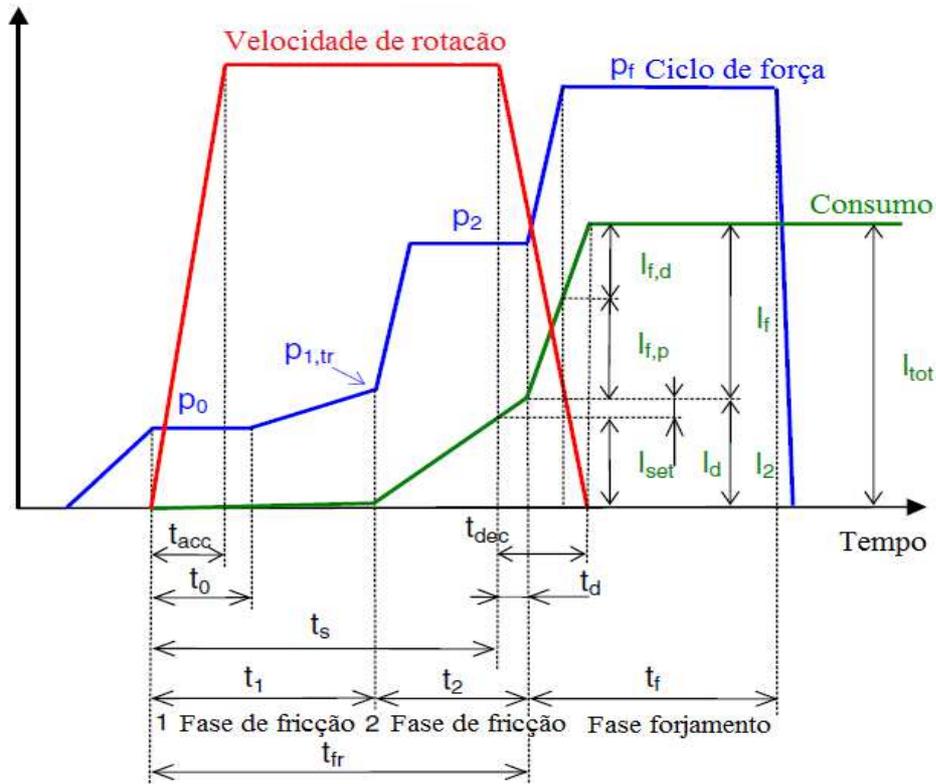


Figura 2.13: Parâmetros de controle durante a soldagem de tubos por fricção adaptado de (FAES et al. 2008a).

As propriedades mecânicas de tubos soldados por fricção são dependentes dos parâmetros utilizados na soldagem, sendo mais sensível a força de soldagem, força de forjamento, velocidade de rotação e consumo de material.

Segundo FAES et al, 2008a o aumento da força de soldagem durante a fase de fricção é benéfica para as propriedades dos tubos de aço carbono manganês sendo observado melhor tenacidade das juntas e maior resistência à tração em juntas soldadas com maior força de soldagem. Um fator de extrema importância na soldagem por fricção de tubos é a análise de inclusões nos materiais a serem unidos, sendo que ocorre uma reorientação das inclusões durante a soldagem, reduzindo as propriedades de resistência a tração e tenacidade. Estudos com “aços limpos” com quantidade reduzida de enxofre $<0,005$ revelam benefícios para as propriedades mecânicas das juntas soldadas (FAES et al. 2008a).

Segundo LUCAS 1971 que estuda os efeitos da pressão de forjamento sobre as propriedades da solda em aços, a força de forjamento tem efeito dominante sobre a resistência

da solda, pois influencia na microestrutura das zonas de soldagem. Verificou-se que o aumento da pressão de forja promove o refinamento de grão por trabalho a quente, gerando assim grãos mais refinados e uma zona de soldagem com menor área. Em um estudo realizado por (DUNKERTON 1987) sobre a influência dos parâmetros na soldagem de tubos de aço carbono-manganês, foi constatado um aumento da resistência ao impacto quando se aumenta a pressão de soldagem de 50 para 78 MPa e de forjamento de 100 para 186 MPa.

A resistência à fadiga sob certas condições pode ser igual ou até mesmo maior que a do material de base, tendência esta particularmente evidente no caso de aços. No caso de aços a porcentagem de resistência à fadiga com relação ao material de base aumenta com o acréscimo de carbono. O método de soldagem por atrito empregado (acionamento direto ou inercial) também influencia no comportamento em fadiga de juntas soldadas por fricção, a força aplicada durante a fase de fricção e forjamento também é um fator determinante na resistência à fadiga de juntas soldadas. Peças onde a rebarba de material plastificado proveniente do processo foi removido apresentaram uma resistência à fadiga 20% superior ao material onde não foi retirado a rebarba. De modo geral a resistência à fadiga de juntas soldadas por atrito atinge facilmente 80% da resistência do material de base (THOUVENEL 1998).

Com relação à geometria da rebarba, o tipo de aço utilizado pode influenciar no raio do pé da rebarba e ângulo de fluxo de material plastificado, sendo verificada a presença de raios mais agudos em aços com maior teor de carbono. Após o ensaio de aços soldados por fricção com alto e baixo teor de carbono pode-se observar a tendência de ruptura no pé da união para aços com baixo teor de carbono e a ruptura no material de base longe da interface de soldagem para materiais com teor de carbono elevado (THOUVENEL 1998).

As pressões de atrito e forja são fatores determinantes na resistência a fadiga de barras soldadas por atrito. Os resultados destes estudos estão resumidos na curva de Wöhler na Figura 2.14. A figura destaca que as amostras com rebarba de material plastificado com pressões de atrito e de forjamento de 29 MPa e 56 MPa respectivamente tem resistência à fadiga semelhantes a do material de base. Por outro lado a resistência a fadiga diminui cerca de 40 MPa sob pressões de 51 MPa e 94 MPa para atrito e forjamento, respectivamente. Juntas ensaiadas sem rebarba de material plastificado apresentaram resultados muito semelhantes ao material de base mesmo com diferentes pressões de atrito e forjamento (THOUVENEL 1998).

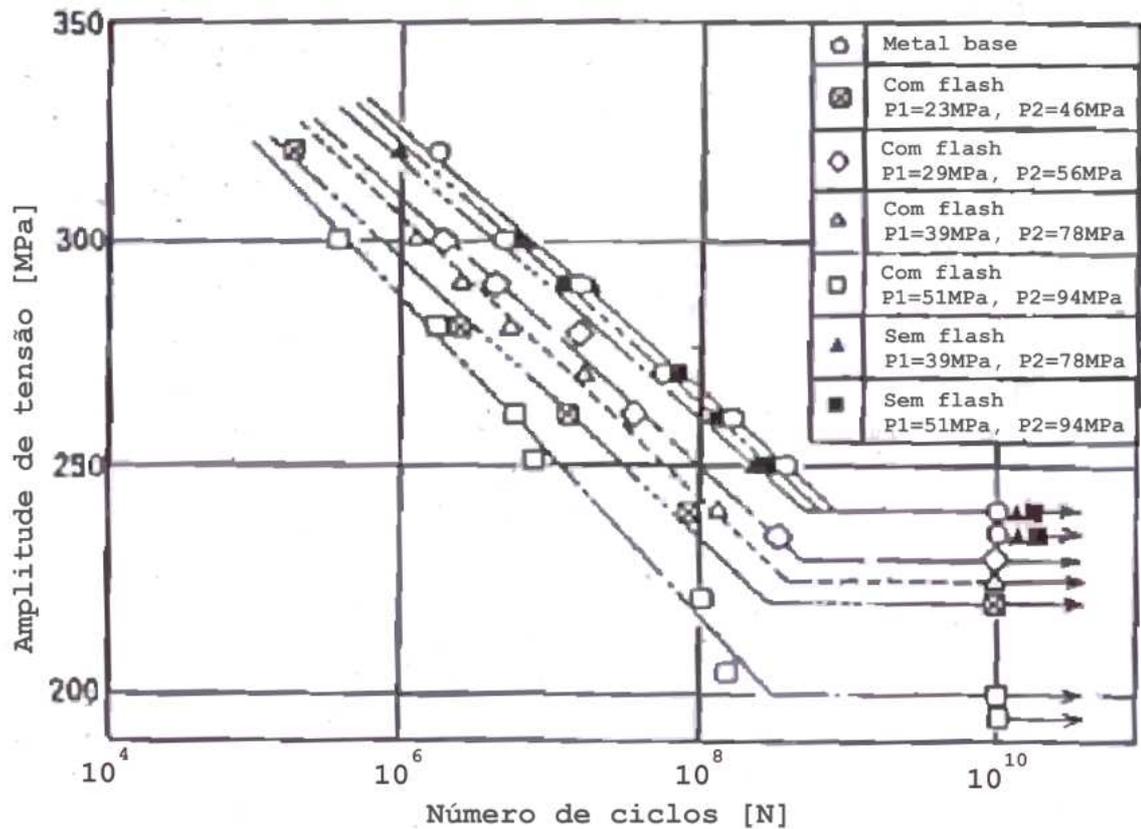


Figura 2.14: Curva de Wohler para aços soldados por fricção adaptado de (THOUVENEL 1998).

A dureza das áreas afetadas pelo calor durante a soldagem também tem efeito significativo sobre a resistência à fadiga de juntas soldadas por fricção. De modo geral a resistência à fadiga se correlaciona bem com a dureza, fissuras são geralmente iniciadas em áreas amolecidas dos materiais soldados. Um alto teor de carbono dos aços soldados geralmente faz com que a falha ocorra no material de base, sendo a geometria da rebarba menos importante, pois o efeito das durezas nas diferentes regiões da solda são mais significativos que o efeito da concentração de tensões promovido pela rebarba de material plastificado proveniente do processo. Para aços com baixo teor de carbono o efeito de concentração de tensões proveniente do entalhe promovido pela soldagem tem ocasionado a maior parte das falhas por fadiga (THOUVENEL 1998).

A quantidade de material consumido na soldagem por atrito (*burn off*) tem pequeno efeito sobre a resistência à fadiga. Este fato é atribuído à manutenção das durezas nas diferentes regiões das soldas e pequena alteração na geometria da rebarba de material plastificado proveniente do processo de soldagem (THOUVENEL 1998).

2.4.1.1 Relação entre propriedades mecânicas e microestrutura de tubos soldados por fricção:

Em um estudo realizado por (FAES et al. 2008b) foi avaliado o comportamento das propriedades mecânicas de resistência a tração, energia de impacto e microdureza com relação às diferentes microestruturas apresentadas após a soldagem de tubos API X52 com 4 polegadas de diâmetro (114,3 mm diâmetro externo). As mesmas foram processadas com diferentes pressões de forjamento, sendo aplicadas pressões de forja de 86,5 MPa, 133,8 MPa e 176,8 MPa respectivamente. Os resultados de resistência ao impacto Charpy são apresentados na Figura 2.15, sendo o ensaio realizado a -20°C . Observa-se uma tendência decrescente de resistência ao impacto para altas pressões de forja. A resistência à tração foi igual à do material de base do tubo, pois a fratura ocorreu fora da região da solda em todas as pressões de forjamento testadas.

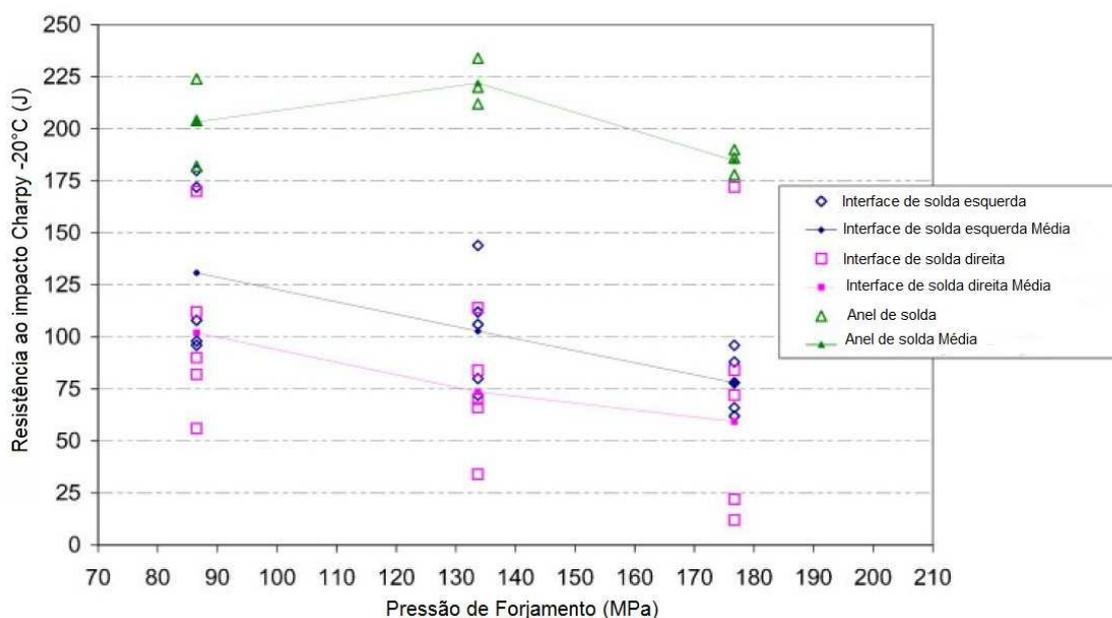


Figura 2.15: Resistência ao impacto Charpy das soldas realizadas com diferentes pressões de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).

A microestrutura apresentada na Figura 2.16 corresponde à interface tubo/anel da solda realizada com pressão de forjamento de 86,5 MPa, sendo possível observar a presença de grãos de ferrita, perlita e carbonetos alinhados. A Figura 2.17 apresenta a microestrutura da interface de soldagem tubo/anel da solda realizada com 176,8 MPa, a microestrutura consiste em ferrita, perlita e bainita. A microestrutura desta solda se apresentou mais refinada com relação a da solda realizada com 86,5 MPa e a temperatura na região da interface da solda está na faixa entre 900 e 1100 $^{\circ}\text{C}$ (FAES et al. 2008b).



Figura 2.16: Microestrutura da interface tubo/anel. Solda realizada com 86,5 MPa de pressão de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).



Figura 2.17: Microestrutura da interface tubo/anel. Solda realizada com 176,8 MPa de pressão de forjamento adaptado de (FAES et al. 2008b).

O perfil de microdurezas é apresentado na Figura 2.18 sendo verificado um acréscimo na microdureza das diferentes regiões da solda com o aumento das cargas de forjamento. Conclui-se também que o tempo de atrito (t_{fr}) tem uma influência pronunciada sobre as propriedades de microdureza das soldas, sendo que o tempo de atrito tem influência sobre a largura da zona afetada pelo calor das soldas, percebendo-se uma menor largura da zona afetada pelo calor com a redução deste tempo. Com o acréscimo de tempo de atrito verificou-se um aumento de microdurezas nas diferentes regiões da solda, aumento da zona afetada pelo

calor, tendência a gerar microestruturas mais refinadas e frágeis e com menor resistência ao impacto (FAES et al. 2008b).

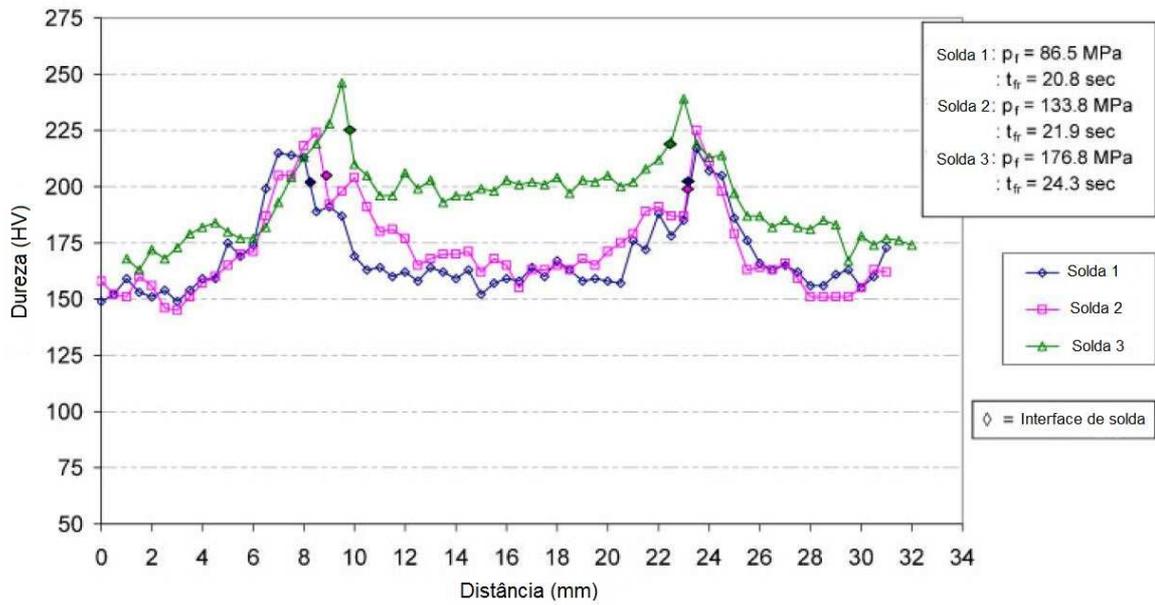


Figura 2.18: Perfil de microdurezas soldas por fricção tubo API X52 adaptado de (FAES et al. 2008b).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo detalha-se os materiais empregados, o procedimento de soldagem por fricção seguido desde a preparação dos materiais a serem unidos, execução do procedimento de soldagem e avaliação das propriedades mecânicas das juntas soldadas segundo normas de ensaio mecânico. É destacado, também, a análise macroestrutural e microestrutural das diferentes regiões da união. A soldagem circunferencial foi realizada na posição de topo sendo o tubo rotacionado e a chapa mantida engastada com sua superfície a ser unida mantida paralela à face do tubo a ser soldado, para evitar desalinhamentos que possam provocar regiões com vazios na união.

3.1 Materiais:

O material de base utilizado para os tubos foi obtidos a partir de uma seção de tubo de aço API 5L X65, de 114,3 mm (4,5'') de diâmetro externo, com espessura de 8 mm e 75 mm de comprimento. O anel intermediário foi obtido através de um tubo de aço API 5L X65 de 508 mm (20'') de diâmetro nominal e espessura de 12,5 mm de onde foram retiradas seções que foram planificadas para a fabricação do anel intermediário. As composições químicas do tubo e do anel intermediário bem como suas propriedades mecânicas estão apresentadas nas Tabela 3.1 e Tabela 3.2 respectivamente.

Tabela 3.1: Composição Química dos materiais de base em (% em peso).

Elemento	C	Mn	P	Si	S	Cr	Ni	Nb	Cu	V
Tubo	0,048	0,950	0,011	0,183	0,004	0,002	0,110	0,001	0,197	0,049
Anel	0,076	1,34	0,021	0,301	0,008	0,011	0,020	0,036	<0,01	0,001

Tabela 3.2: Propriedades Mecânicas do material de base do tubo e anel.

Materiais	Limite de Escoamento – LE (MPa)	Limite de Resistência – LR (MPa)	Relação LE/LR	Alongamento (%)
-----------	---------------------------------	----------------------------------	---------------	-----------------

Tubo	535	580	0,92	23
Anel	540	645	0,84	25
API SPEC 5L X65 (min)	448	531	0,84	13

Com base na composição química dos materiais de base, dada na Tabela 3.1, e o uso da Equação (2.2) foram obtidos os valores de carbono equivalente segundo (IIW) $CE_{(Tubo)}=0,123$ e $CE_{(Anel)}=0,312$.

3.2 Procedimento de Soldagem:

Foram testadas três geometrias de chanfro dos tubos e duas do anel intermediário, sendo as três geometrias (a, b e c) apresentadas na Figura 3.1. A geometria c, com chanfro de 30° no tubo, facilitaria o início da soldagem por reduzir a área em contato minimizando assim o torque inicial. Já para o anel foi escolhida a geometria com raio de 6 mm com distância entre interfaces de soldagem também de 6 mm e diâmetro do furo interno do anel de 58 mm, todos os tubos têm comprimento de 75 mm. O raio de curvatura de 6 mm é responsável pelo direcionamento do fluxo de material plastificado gerado durante o processo. Este raio gera uma folga de 2 mm em cada região por onde flui a rebarba sendo este maior que o das geometrias a e b que são de 1 mm, facilitando assim o fluxo de rebarba. Já as dimensões de 6 mm entre interfaces de soldagem e diâmetro do furo interno de 58 mm tem função de dar sustentação ao anel reduzindo distorções provenientes da primeira solda, mantendo assim geometria do canal da segunda solda sem deformações o que garantiria a qualidade das duas soldas.

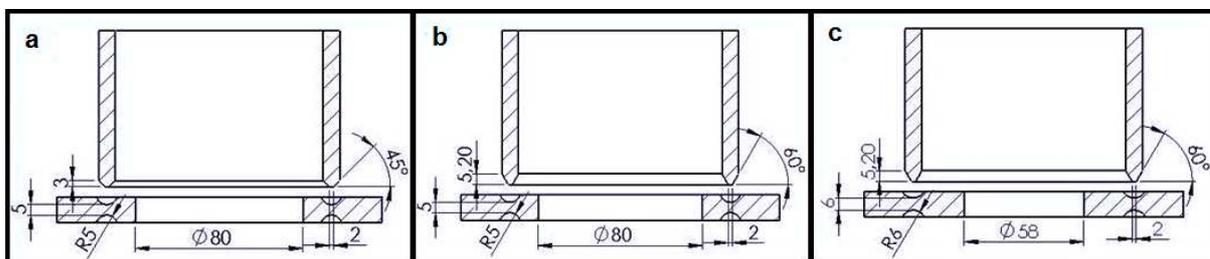


Figura 3.1: Geometrias utilizadas na soldagem por fricção dos tubos.

Os parâmetros de soldagem foram obtidos de forma experimental com uma sequência de soldas seguida de análise macrográfica da seção transversal da solda, sendo avaliada a presença de defeitos de falta de preenchimento e falta de adesão. A Tabela 3.3 apresenta as

diferentes combinações de parâmetros utilizadas no estudo. São indicados os momentos onde foram modificadas as geometrias, as soldas A1, A2 e B1, B2 formam os conjuntos (A1/A2) e (B1/B2) que estão indicadas na cor azul, pois se mostraram isentas de defeitos nas macrografias e foram utilizadas nos ensaios mecânicos e caracterizações realizadas neste trabalho.

Tabela 3.3: Tabela de parâmetros utilizados e registrados durante a soldagem dos tubos.

Conjuntos	Rotação (RPM)	Carga Fricção (kN)	Carga Forja (kN)	Consumo Material (mm)	Consumo Efetivo (mm)	Potência Máxima (kW)
Geometria (a)						
1	1200	100	100	3	5,61	96
	1200	100	100	3	5,65	97
2	300	100	100	3,5	3,12	18
	600	100	100	3,5	2,78	92
3	1800	50	100	3,5	4,48	85
	1200	100	200	3,5	4,94	91
4	1200	100	100	5	8,58	96
	1200	100	200	5	7,12	91
5	1200	100	200	6	8,65	102
	1200	100	100	5	7,85	90
6	1200	100	200	5	7,75	93
	1200	100	100	5	7,82	94
7	1200	100	200	5	7,1	97
	1200	100	100	5	1,4	29,6
8	1200	100	100	5	7,8	88
	1200	100	100	5	6,95	95
9	1200	100	100	7	8,8	100
	1200	100	100	7	8,7	95
Mudança para geometria (b)						
10	1200	100	100	15	16,28	97,2
	1200	100	100	15	15,97	90,7
11	1000	100	100	15	16,19	93,2
	1000	100	50	15	15,95	99,6
12	1000	50	50	15	13,57	69,4
	1000	50	50	12	12,6	74,2
13	1000	50	80	15	12,88	78,5
	1000	50	50	12	13,08	74,1
14	1000	50	100	12	12,84	86,6
	1000	80	50	12	12,76	80,5
15	1000	50	100	8	8,57	72,6
	1000	50	50	8	9,09	75,7

16	1000	50	100	12	12,81	74,1
	1000	50	100	10	11,14	84,8
17	1000	50	100	8	8,66	67,8
	1000	50	100	8	8,44	71,5
18	1000	50	100	8	9,23	76,7
	1000	100	100	8	9,16	91,7
19	1000	100	100	12	13,68	82,3
	1000	100	100	12	13,17	100,3
Mudança para geometria (c)						
20	1000	100	100	12	13,26	99,8
	1000	100	100	12	15,03	101,5
21	1000	100	100	12	13,15	99,7
	1000	100	100	12	13,59	100,7
22	1000	80	150	12	13,6	99,8
	1000	80	150	12	13,56	98,6
23	1000	100	100	12	12,94	97,7
	1000	100	100	12	13,52	99,7
24	1000	150	200	10	10,72	91,2
	1000	150	200	12	13,54	99,9
(A1/A2)	1000	200	250	12	13,64	104,1
	1000	200	250	12	13,66	101,2
(B1/B2)	1000	200	250	12	12,62	109,8
	1000	200	250	12	13,01	103,8

3.2.1 Fases do processo de soldagem por fricção dos tubos:

Durante a soldagem os tubos são levados a rotação e seguem um ciclo de soldagem descrito na Figura 3.2. Na etapa (I) o tubo é posto em contato com o anel central e, então, é iniciada sua aceleração e ciclo de pressão. Na etapa (II) a pressão é mantida em um nível baixo cujo objetivo é aquecer e plastificar os materiais em contato evitando torques iniciais muito elevados. Na etapa (III) a pressão é aumentada até o nível estabelecido para a soldagem e ao final desta fase a rotação é cessada, dando início a fase de forjamento (IV). Nessa etapa a pressão é aumentada para garantir o contato íntimo dos materiais unidos. A fase (V) representa a solda finalizada e já resfriada pronta para etapa de remoção do material plastificado proveniente do processamento. Após a realização da primeira solda (1) o conjunto é invertido, e a segunda união é realizada na outra face do anel intermediário seguindo as fases descritas na etapa (2) da Figura 3.2 que é semelhante à primeira.

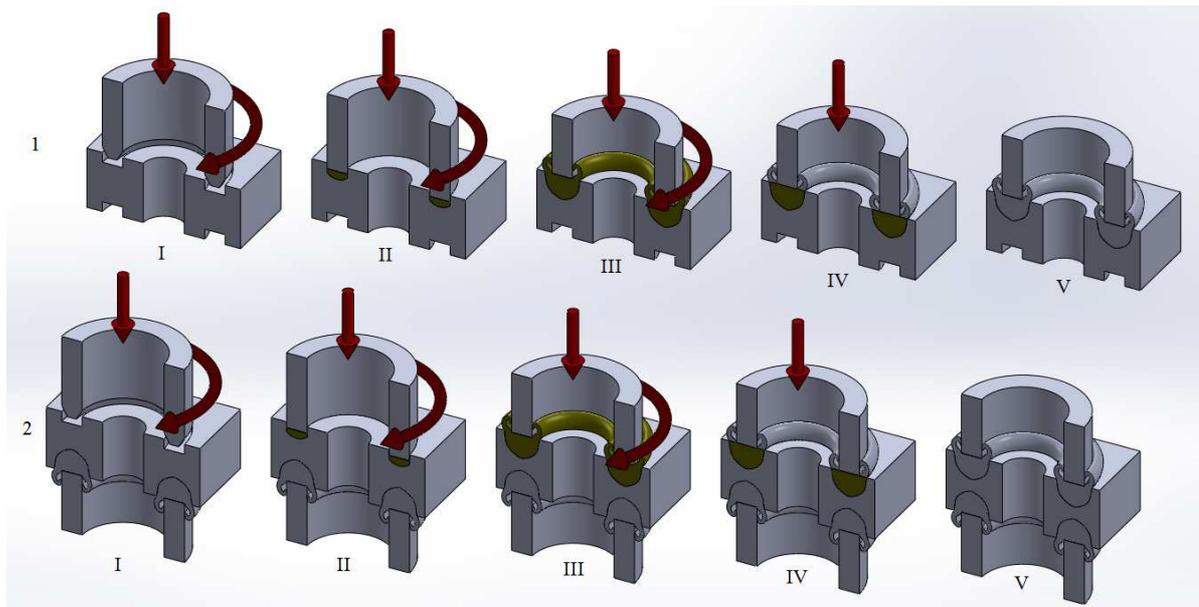


Figura 3.2: Fases do processo de soldagem por fricção de tubos.

3.2.2 Execução da Soldagem:

Para a execução da soldagem foi utilizado o equipamento denominado MPF 1000 apresentado na Figura 3.3. Esta máquina é equipada com um atuador servo-hidráulico com capacidade de 1000 kN, motor elétrico com potência de 132 kW, montados sobre um pórtico vertical com guias laterais e uma rotula que permite o correto alinhamento do sistema de fixação do tubo. Um sistema de controle MTS realiza o controle e a aquisição dos parâmetros durante a soldagem.



Figura 3.3: Equipamento para soldagem por fricção dos tubos.

3.2.2.1 Etapa de preparação da junta e fixação:

A preparação da junta foi realizada com usinagem por torneamento dos chanfros do tubo e canais do anel centralizador, sendo aferidas as dimensões após a usinagem dos tubos e anel centralizador. Os tubos foram limpos para retirada dos óxidos com uma lixa rotativa, os chanfros dos tubos e os canais do anel centralizador usinados foram limpos com álcool etílico, para evitar que óxidos e impurezas estejam presentes nas superfícies de soldagem. No estágio de montagem das juntas foram verificados os alinhamentos dos tubos com o anel utilizando nível digital, evitando que o desalinhamento fosse maior que 1,6 mm, conforme especificado na norma API 1104.

A Figura 3.4 representa a fixação e o posicionamento das partes a serem unidas, o sistema de fixação do anel é composto por oito fixadores laterais que permitem a correta centralização do anel com o tubo. O tubo que será soldado é fixado à placa que tem três castanhas espaçadas 120° entre si. As soldas longitudinais representadas no tubo tem como função evitar o escorregamento do mesmo com relação à placa de fixação. A rotação e a carga axial estão representadas por uma seta azul e outra vermelha que as representam respectivamente. A representação do conjunto com tubo soldado, anel engastado e tubo de apoio pode ser visualizada na vista em corte, bem como a base de apoio do conjunto. Esta configuração permite a correta fixação, alinhamento e soldagem dos tubos.

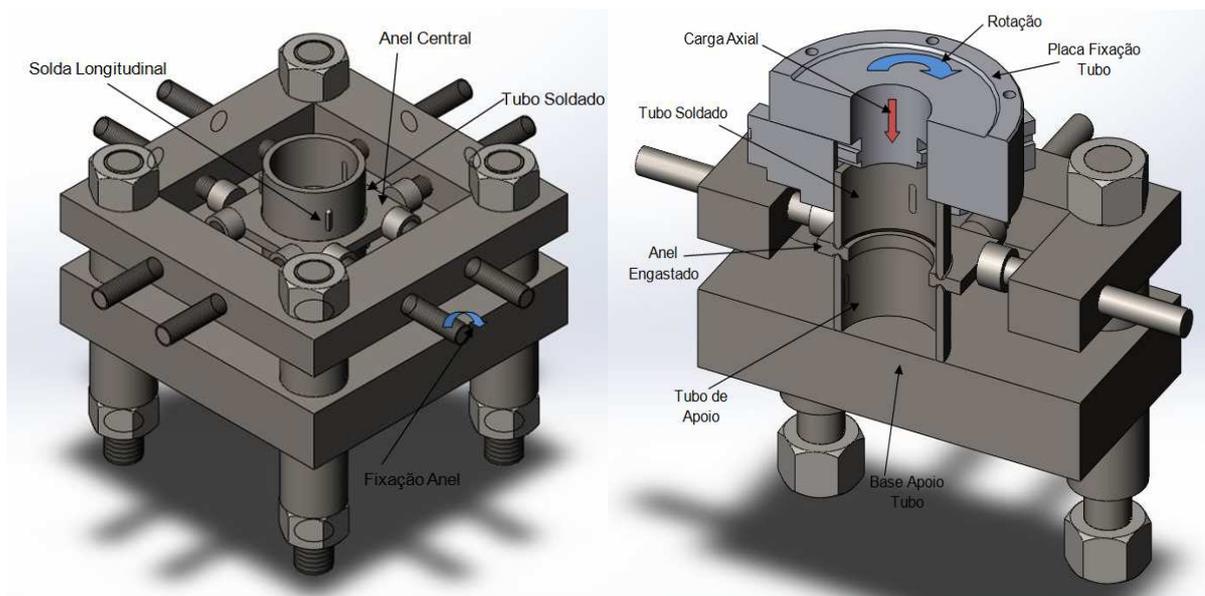


Figura 3.4: Representação do posicionamento e fixação dos tubos e anel intermediário para soldagem.

3.2.2.2 Etapa de acompanhamento da soldagem:

Após as etapas de fixação e alinhamento dos materiais a soldar, é iniciado o procedimento de soldagem. O tubo é posicionado tocando a região do anel a ser soldado com uma baixa força de contato. Então o deslocamento é zerado nesta posição e depois é recuado até uma posição de 1 mm de afastamento do anel. Após esta etapa a máquina esta pronta para o início da soldagem. Dando o início da soldagem (*start*) o equipamento segue com a leitura da programação inserida. A programação é seguida em cada uma das suas etapas que estão listadas na sequência na Figura 3.5. Ao final de cada etapa é iniciada a posterior. Durante a soldagem é possível observar o comportamento dos parâmetros através de um gráfico gerado de forma instantânea com os principais parâmetros de soldagem. Ao final da soldagem os dados com o comportamento são adquiridos e com estes é possível construir um gráfico com a variação dos parâmetros como, rotação, carga de fricção, carga de recalque, consumo de material e potência que o motor dispôs durante a soldagem.

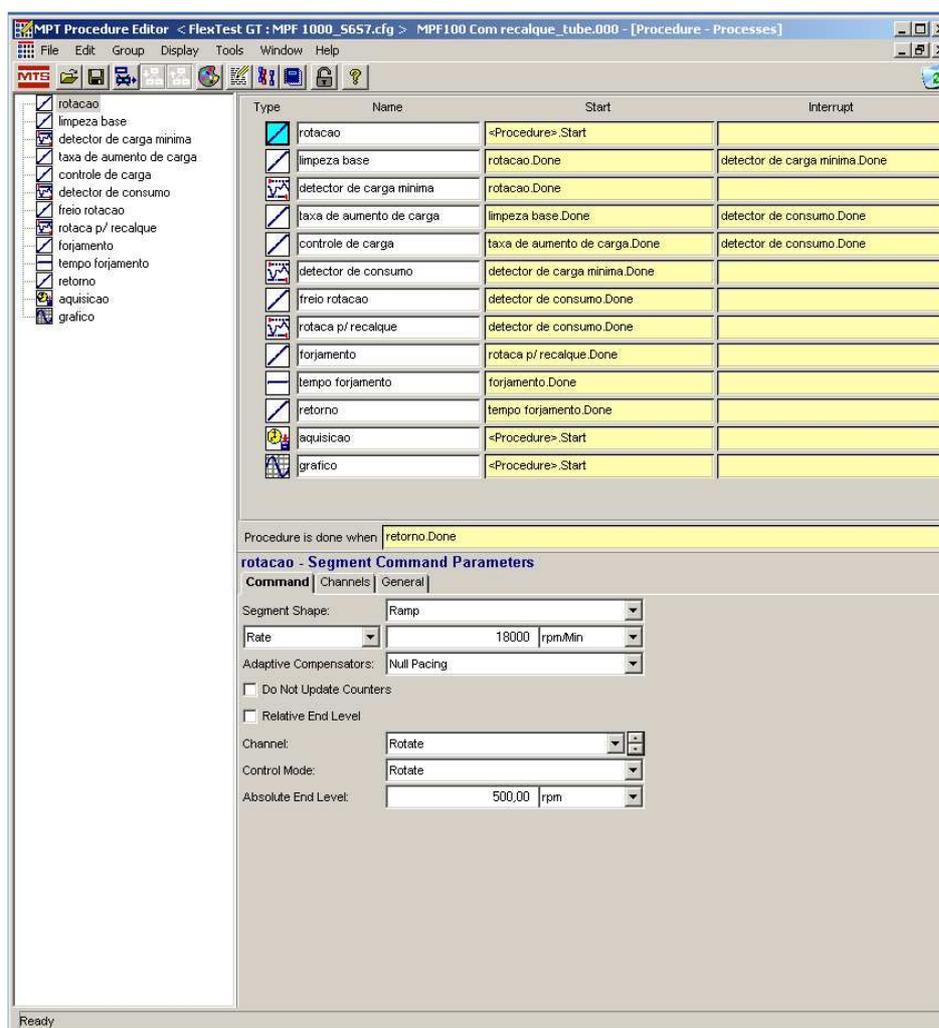


Figura 3.5: Parâmetros de entrada para a soldagem.

Durante o acompanhamento da soldagem também é possível verificar as fases do processo partindo da Figura 3.6 (I) onde é atingida a rotação nominal de soldagem. Na Figura 3.6 (II) pode ser visto a fase de fricção inicial onde a carga é mantida em um nível baixo para evitar um aumento de torque no início do contato das superfícies. Na fase de fricção Figura 3.6 (III) é possível verificar a expulsão do material aquecido proveniente da soldagem e na fase de forjamento Figura 3.6 (IV) é possível verificar que a rotação já foi cessada e há um incremento de carga com o início do resfriamento da junta. Após 30 segundos a carga é aliviada, o atuador servo hidráulico é recuado e os fixadores do anel são liberados dando a solda por concluída.

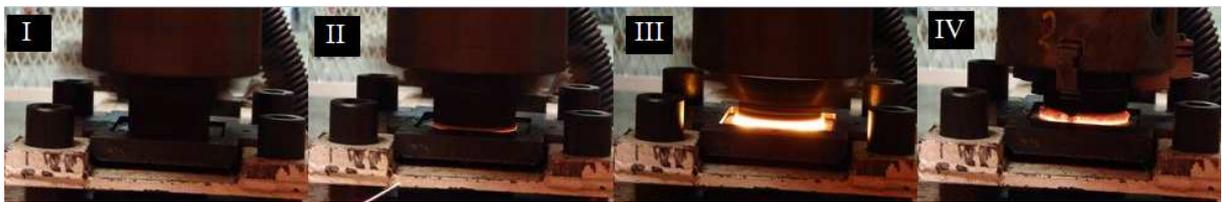


Figura 3.6: Fases do processo (I) Rotação inicial, (II) Fricção Inicial, (III) Fase de Fricção e (IV) Fase de Forjamento.

Com a aquisição dos dados de rotação (RPM), carga de fricção (kN), carga de forjamento (kN), consumo de material (mm) e variação da potência do motor durante a soldagem (kW) pode ser construído um gráfico com a variação destes parâmetros com o tempo de soldagem (s). Os gráficos com a aquisição dos parâmetros para os conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2), que foram avaliados neste trabalho estão apresentados a seguir Figura 3.7, Figura 3.8, Figura 3.9 e Figura 3.10.

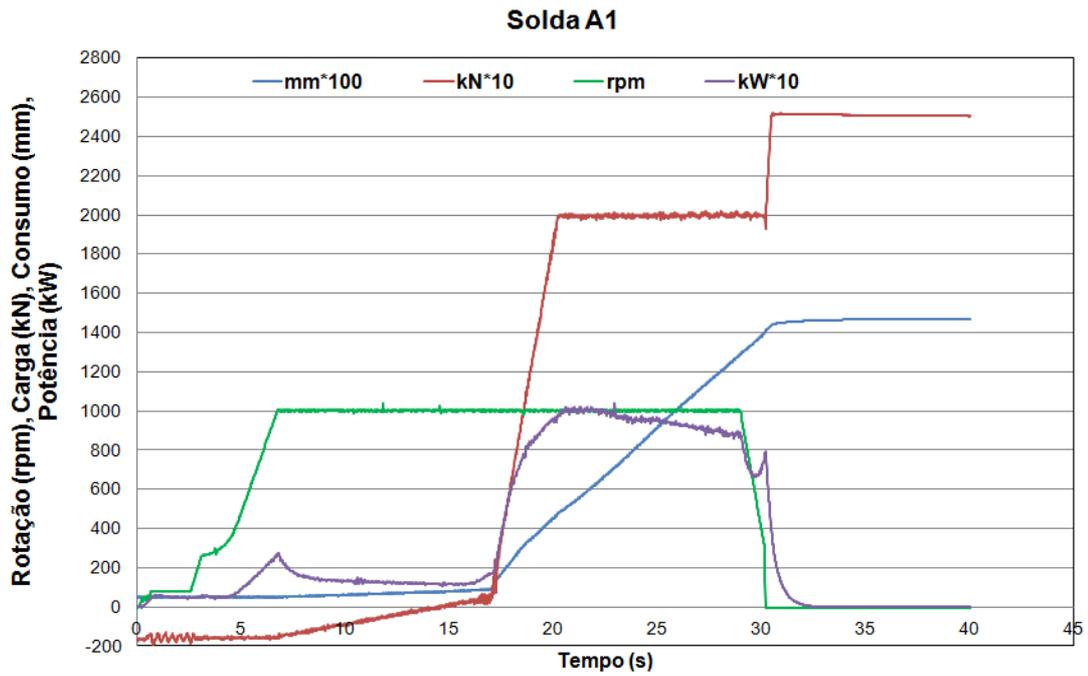


Figura 3.7: Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda A1.

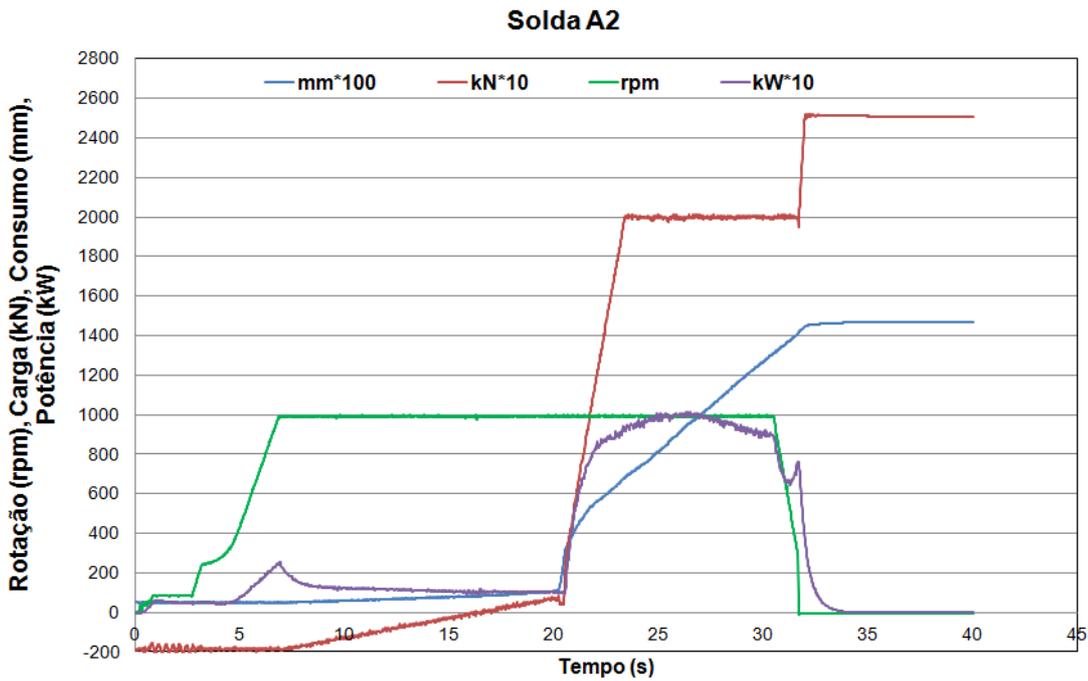


Figura 3.8: Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda A2.

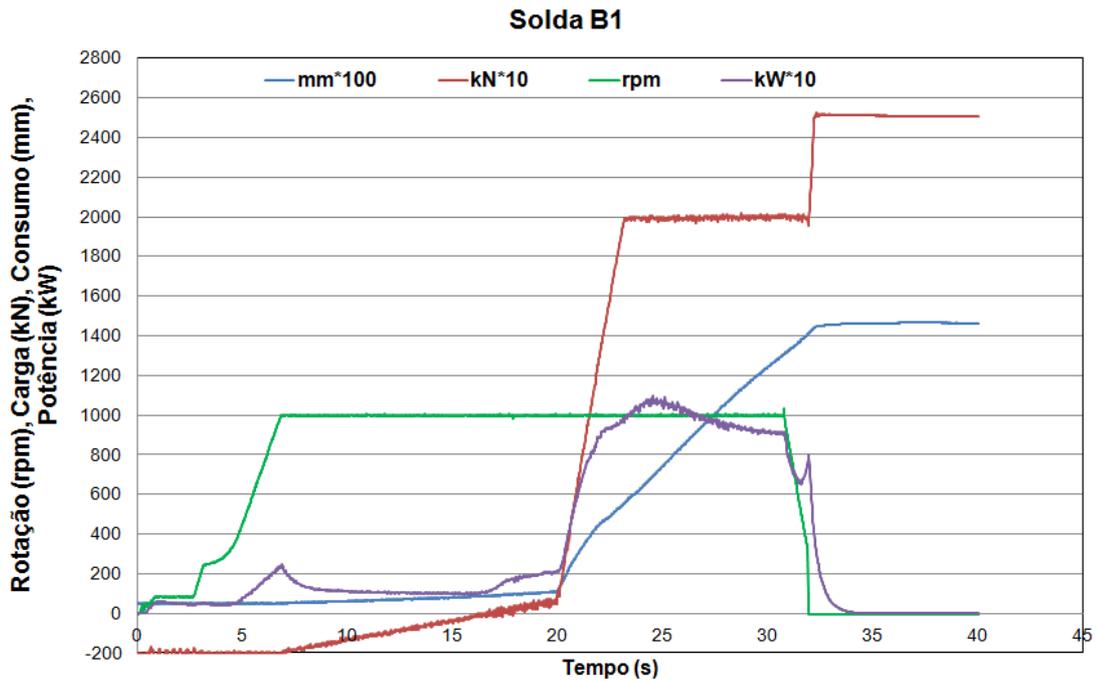


Figura 3.9: Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda B1.

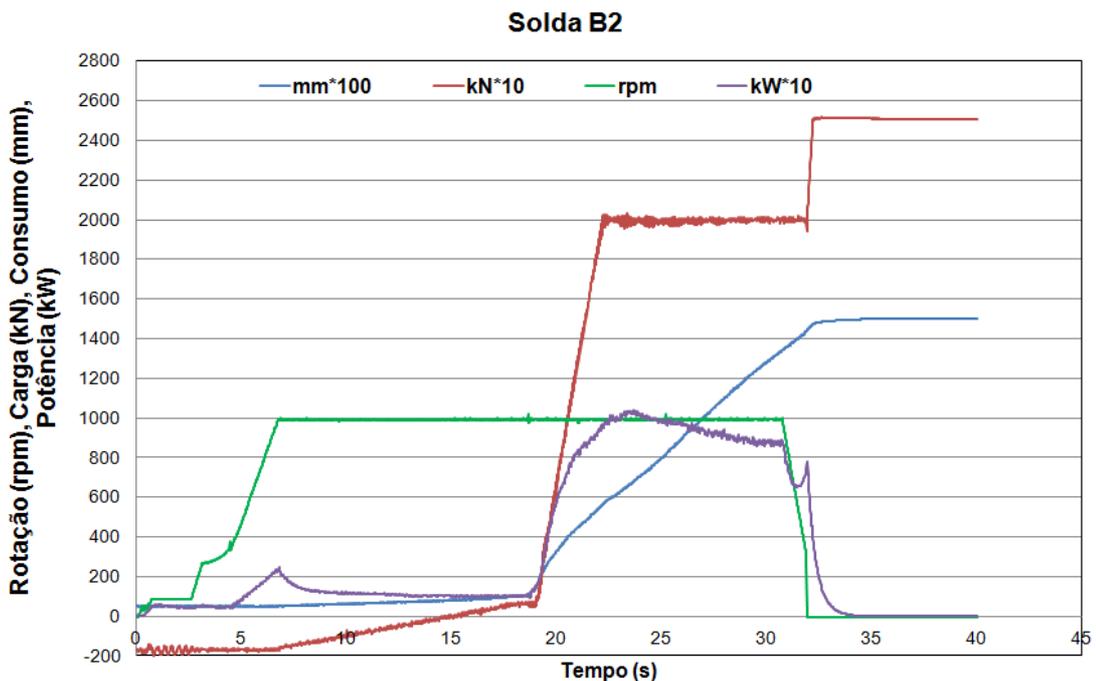


Figura 3.10: Gráfico de aquisição dos parâmetros de soldagem solda B2.

3.3 Amostragem para avaliação da junta soldada:

A avaliação das propriedades mecânicas das juntas soldadas foi realizada fazendo uso de quatro juntas soldadas em dois conjuntos. Os ensaios realizados foram ensaio de tração segundo a norma (ASTM E 8M 2001), ensaios de dobramento de face e raiz que foram realizados segundo a norma (ASTM E190 1992), o ensaio de impacto foi realizado segundo a

norma (ASTM E 23 2001). Para o ensaio de fadiga tração-tração não foi possível adequar o corpo de prova às normas, devido a não haver a possibilidade da retirada dos corpos de prova conforme as mesmas exigem, para tanto o corpo de prova foi retirado em uma escala reduzida. As análises macrográficas, micrográficas e os perfis de microdurezas foram todos realizados em uma seção transversal das soldas realizadas, sendo o perfil de microdurezas realizado segundo a norma (ASTM E 384 2000).

3.3.1 Codificação dos Ensaio:

Adotou-se uma codificação para os corpos de prova retirados dos tubos soldados. A primeira letra indica de qual conjunto o corpo de prova foi retirado A (conjunto A1/A2) e B (conjunto B1/B2), os dois dígitos seguintes são referentes ao ensaio realizado naquele corpo de prova sendo TR (Tração), FD (Fadiga), IP (Impacto), DF (Dobramento de Face), DR (Dobramento de Raiz). Adicionalmente foi retirado um corpo de prova de cada tubo para análise macrográfica, análise metalográfica e perfis de microdurezas, sendo o corpo de prova AME retirado do conjunto (A1/A2) e o corpo de prova BME retirado do conjunto (B1/B2). A Tabela 3.4 apresenta a codificação adotada para os corpos de prova ensaiados no trabalho e também os corpos de prova das análises macrográfica, metalográfica e de perfis de microdurezas. A Figura 3.11 indica a localização dos corpos de prova codificados nas seções dos conjuntos (A1/A2) e (B1/B2).

Tabela 3.4: Codificação dos corpos de prova ensaiados e analisados no trabalho.

Codificação Corpos de Prova Ensaio												
Ensaio	Corpos de Prova Conjunto (A1/A2)						Corpos de Prova Conjunto (B1/B2)					
Tração	ATR1	ATR2	ATR3				BTR1	BTR2	BTR3			
Fadiga T-T	AFD1	AFD2	AFD3	AFD4	AFD5	AFD6	BFD1	BFD2	BFD3	BFD4	BFD5	BFD6
Charpy	AIP1	AIP2	AIP3	AIP4	AIP5	AIP6	BIP1	BIP2	BIP3	BIP4	BIP5	BIP6
Dobramento Face	ADF1	ADF2					BDF1	BDF2				
Dobramento Raiz	ADR1	ADR2					BDR1	BDR2				
Macrografia	AME						BME					
Metalografia												
Microdureza												

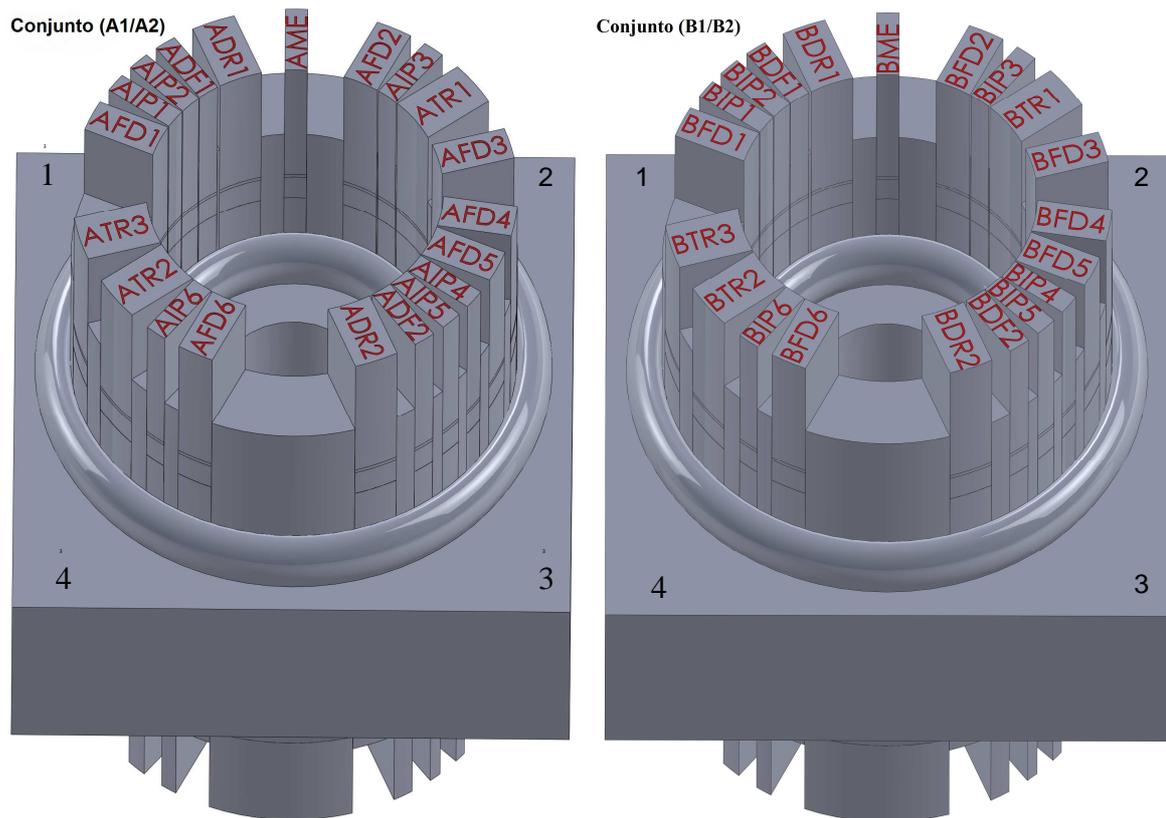


Figura 3.11: Disposição dos corpos de prova nas seções dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2).

3.3.2 Ensaio Mecânicos:

O equipamento utilizado para os ensaios de tração foi uma Máquina de Ensaio Eletromecânica, marca INSTRON com capacidade nominal de 250 kN com célula de carga de mesma capacidade e resolução de 0,001 kN para célula de carga e 0,01 mm para o sensor de deslocamento. O ensaio de fadiga foi realizado na Máquina de ensaios Servo-Hidráulica, marca MTS com capacidade nominal de 100 kN com célula de carga de mesma capacidade e resolução de 0,005 kN para célula de carga e 0,05 mm para o sensor de deslocamento. Para os ensaios de dobramento de face e dobramento de raiz foi utilizado o equipamento Servohydraulic Test System, marca MTS com capacidade nominal de carga de 25 kN com célula de carga de mesma capacidade e resolução de 0,005 kN para carga e 0,05 mm para deslocamento. O ensaio de impacto (Charpy) foi realizado com o equipamento Máquina de Charpy, marca INSTRON modelo SI-1D3. Para o ensaio de perfil de microdurezas foi utilizado o equipamento Microdurômetro, marca INSTRON, modelo Tukon 2100B, com carga de 0,3 kgf durante 30 segundos.

3.3.2.1 Ensaio de Tração:

O método de ensaio de tração é descrito pela norma ASTM E 8M e consiste em submeter os corpos de prova a uma carga axial ao longo do comprimento do corpo de prova, Figura 3.12. A resistência à tração foi calculada dividindo a carga máxima pela área da seção reduzida do corpo de prova medido antes do ensaio.

Critério de aceitabilidade – Segundo a norma ASTM E 8M o ensaio de tração será considerado válido se:

- A fratura deve ocorrer dentro da região onde a seção é reduzida.
- A fratura não pode ocorrer a uma distância menor que duas vezes a largura da amostra com relação aos pontos de fixação da amostra.
- O limite de resistência à tração registrado no ensaio deve ser maior ou igual ao limite de resistência mínimo especificado para o material do tubo.



Figura 3.12: Posicionamento e fixação do corpo de prova no ensaio de Tração.

3.3.2.2 Ensaio de Dobramento de Raiz e Dobramento de Face

Método – Segundo a norma ASTM E190 os corpos de prova devem ser dobrados de forma guiada Figura 3.13, a distância entre os dois apoios é de 40 mm com um êmbolo com raio de 12 mm e raio do fundo onde a amostra é guiada de 20 mm. Os corpos de prova para dobramento de face devem ser posicionados com o êmbolo no meio da junta e a seção transversal da soldagem perpendicular a abertura da matriz. Os corpos de prova para o dobramento de raiz devem ser posicionados com o embolo no meio da junta e a parte da raiz da solda deve ser posicionada no sentido da abertura da matriz. O êmbolo deve ser forçado

dentro da abertura até que a amostra se curve na forma de U, a espessura dos corpos de prova ensaiados é de 6 mm.

Critério de aceitabilidade – Para a avaliação dos corpos de prova dobrados foi utilizado o critério da norma API 1104 que trata da caracterização mecânica de tubos da classe API soldados. Segundo a norma API 1104 a amostra é aprovada se:

- Nenhuma imperfeição exceder 1/8” (3 mm) ou a metade da parede nominal do tubo, sendo valida para qualquer direção da zona de soldagem.
- Fissuras que se originam no raio exterior ao longo das arestas do espécime que são menores que 1/4” (6 mm) não devem ser consideradas a menos que imperfeições evidentes sejam notadas.

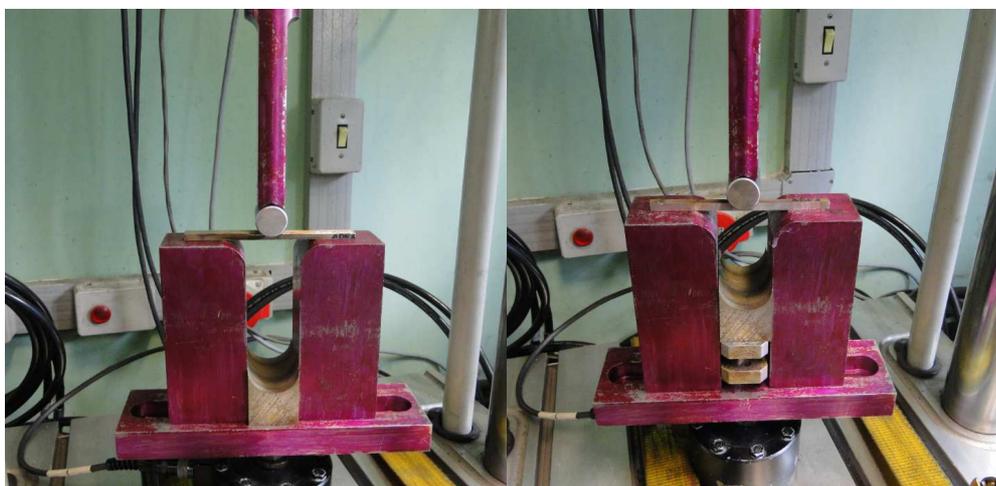


Figura 3.13: Posicionamento dos corpos de prova de dobramento guiado de raiz e de face.

3.3.2.3 Ensaio de Fadiga

Método – Os ensaios de fadiga foram realizados submetendo os corpos de prova com seção reduzida a uma carga axial repetida de tração equivalente a 80% do limite de resistência médio dos corpos de prova no ensaio de tração. Sendo que a tensão imposta ao corpo de prova variou de 41,36 a 413,6 MPa, razão de carregamento 0,1 e frequência de 20 Hz. O acabamento superficial dos corpos de prova foi realizado através de lixamento. A sequência de granulometrias de lixas empregadas no tratamento superficial foi 120, 220, 400, 600 e 1200 garantindo um bom acabamento superficial aos corpos de prova ensaiados. O número de ciclos foi adquirido permitindo então avaliar a vida em fadiga dos corpos de prova de diferentes regiões da solda submetidos ao carregamento cíclico, a Figura 3.14 apresenta o posicionamento e a fixação dos corpos de prova durante o ensaio de fadiga.



Figura 3.14: Posicionamento e fixação dos corpos de prova para ensaio de fadiga.

3.3.2.4 Ensaio de Impacto Charpy V:

A capacidade de absorção de impacto das juntas soldadas foi avaliada com a extração de corpos de prova com seção reduzida 5x5 mm e comprimento de 55 mm na região soldada, sendo efetuado o entalhe nas interfaces de soldagem dos tubos com o anel intermediário. Os corpos de prova foram mantidos imersos em um banho com álcool resfriado, sendo a temperatura monitorada com o auxílio de um termopar, quando atingida a temperatura de ensaio -20°C esta foi mantida durante 15 minutos constante até o início dos ensaios. Os corpos de prova foram posicionados no equipamento com o entalhe na posição oposta ao sentido de aplicação da carga de impacto, o equipamento utilizado no ensaio de impacto é máquina de Charpy marca INSTRON modelo SI-1D3 apresentada na Figura 3.15.



Figura 3.15: Equipamento para ensaio de Impacto (Charpy).

3.3.2.5 Ensaio de microdureza Vickers (HV):

Para o ensaio de microdureza Vickers (HV) foram realizados perfis de microdurezas com carga de 0,3 kgf e distância entre as endentações de 0,3 mm. Os perfis de microdureza foram obtidos na seção transversal da solda sendo realizados três perfis por amostra. O primeiro perfil foi realizado sobre uma linha imaginária que passa pelo centro da amostra, o segundo perfil foi realizado 2 mm à direita do perfil central e o terceiro perfil foi realizado 2 mm à esquerda do perfil central ver Figura 3.16. Os perfis partiram do material de base do primeiro tubo passaram por todas as regiões da solda, anel intermediário e acabaram no material de base do segundo tubo, sendo realizadas 100 endentações em cada perfil de microdurezas.

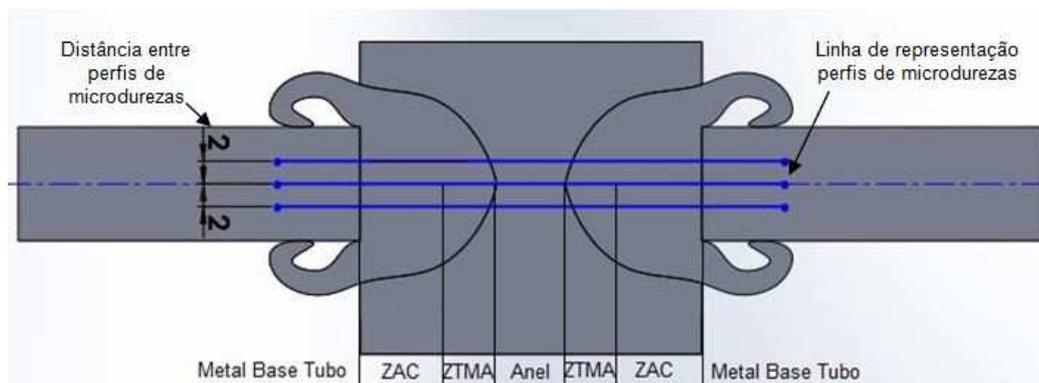


Figura 3.16: Representação da localização dos perfis de microdurezas realizados nos conjuntos soldados.

3.3.3 Geometria dos corpos de prova extraídos para ensaio:

Os corpos de prova extraídos para realização dos ensaios mecânicos e caracterização microestrutural foram codificados na Tabela 3.4 e sua localização na seção transversal da solda é apresentada na Figura 3.11. A geometria dos corpos de prova para os ensaios mecânicos é apresentado a seguir, sendo representadas na parte central dos corpos de prova as duas interfaces de soldagem. Os corpos de prova de tração são apresentados na Figura 3.17, os corpos de prova de dobramento de raiz e de face apresentados na Figura 3.18, os corpos de prova de fadiga são apresentados na Figura 3.19 e os corpos de prova de impacto Charpy bem como a localização do entalhe realizado nas interfaces de soldagem são apresentados na Figura 3.20.

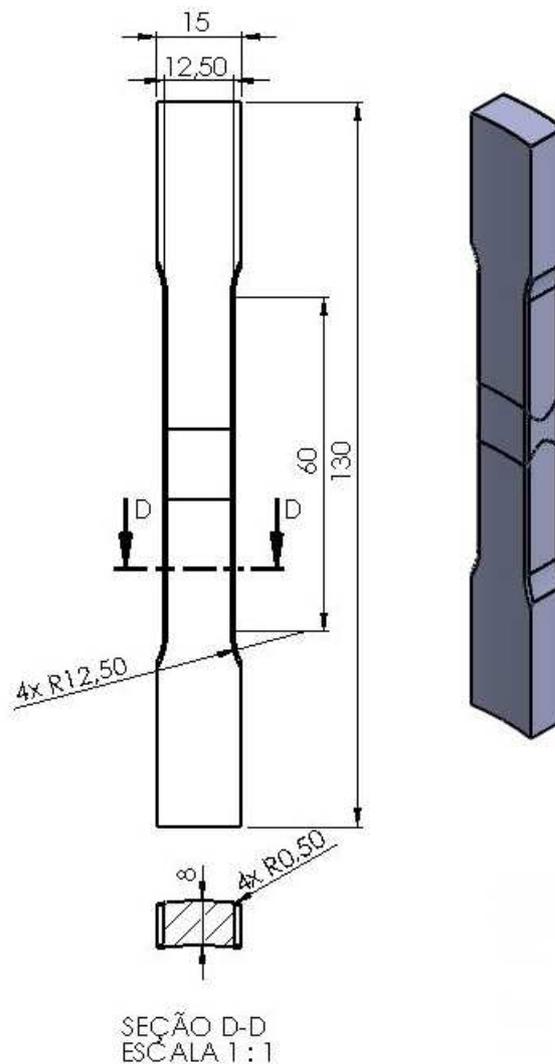


Figura 3.17: Geometria dos corpos de prova para ensaio de tração.

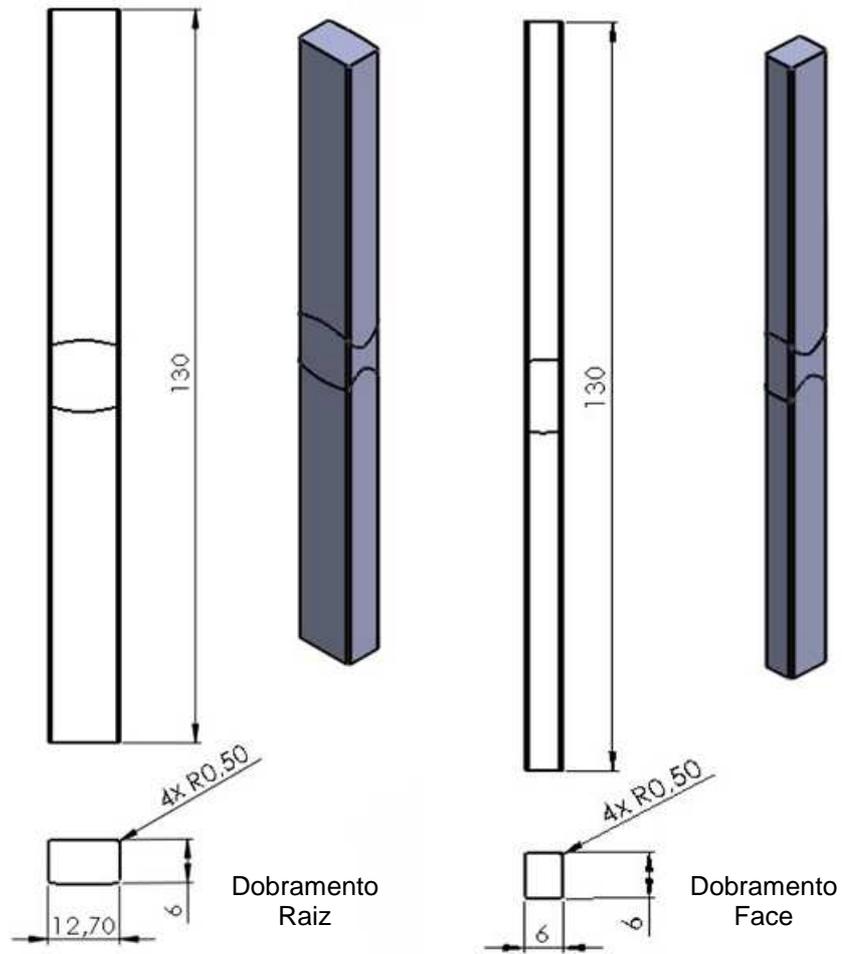


Figura 3.18: Geometria dos corpos de prova para ensaio de dobramento de raiz e dobramento de face.

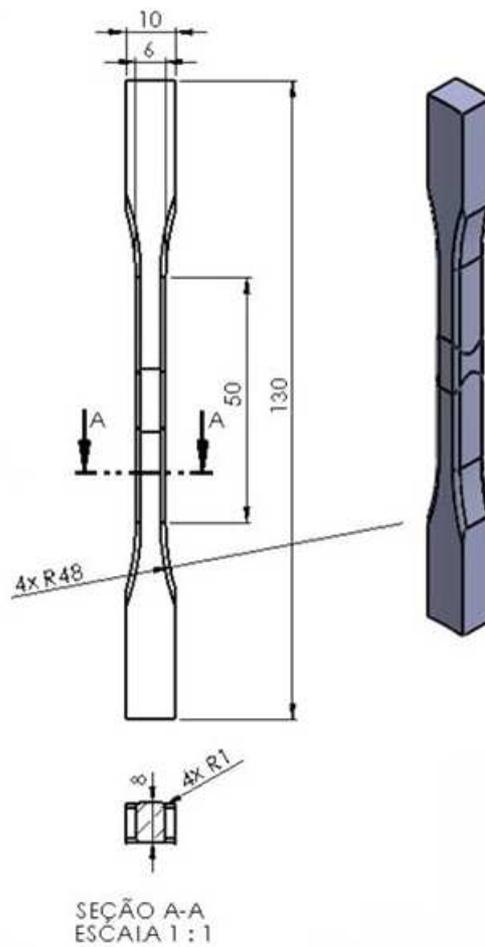


Figura 3.19: Geometria dos corpos de prova para ensaio de fadiga.

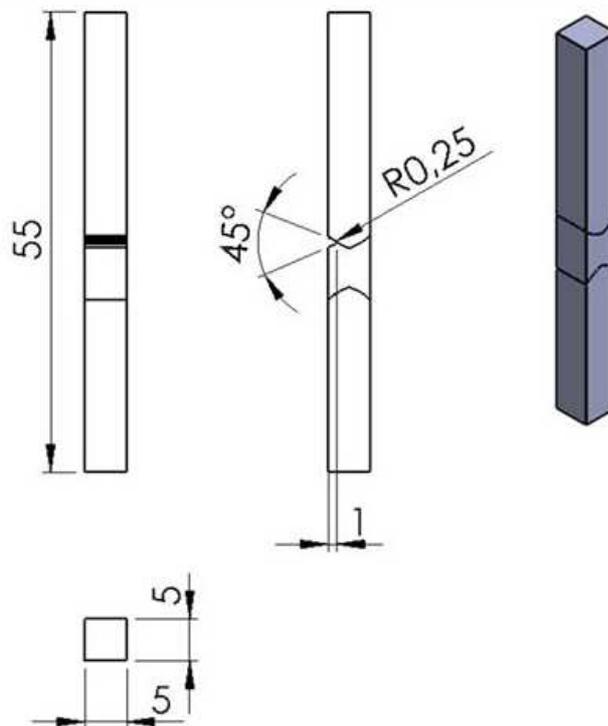


Figura 3.20: Geometria dos corpos de prova para ensaio de impacto (Charpy).

3.3.4 Ensaios Metalográficos:

Na etapa de avaliação macrográfica e micrográfica procura-se relacionar as propriedades mecânicas com a estrutura metalúrgica na análise micrográfica e caracterizar possíveis defeitos nas juntas soldadas através da análise macrográfica.

A preparação das amostras para análise macrográfica foi através do uso de lixas a água com granulometria de 220, 400 e 600. As amostras foram lixadas em uma direção e a cada mudança de granulometria de lixa a peça foi girada 90° de maneira a eliminar todas as marcas deixadas pela lixa anterior. A preparação para a análise micrográfica foi realizada com o uso de lixas a água com granulometria de 220, 400, 600, 1000 e 1200, executando a mudança de direção em 90° a cada mudança de lixa e para o acabamento final da peça foi utilizado polimento manual com pasta de diamante de 2 µm e 1 µm.

3.3.4.1 Análise Macrográfica:

Nesta etapa foram avaliados os possíveis defeitos existentes nas juntas soldadas como falta de preenchimento, falta de adesão e presença de impurezas nas regiões de interface das soldas. As características das diferentes regiões das soldas como a ZAC e o escoamento do material plastificado também foram avaliados nesta etapa.

O procedimento de ataque químico foi realizado nestas amostras com o uso de uma solução de nital 10% durante 5 segundos, após o ataque químico as amostras foram limpas com álcool etílico e secas com o auxílio de um soprador térmico. Após o final da preparação das amostras foram obtidas imagens da superfície através de escaneamento com qualidade de 600 dpi na escala 1:1.

3.3.4.2 Análise Micrográfica

A análise micrográfica foi realizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura para avaliação microestrutural das diferentes regiões da junta soldada. Foi realizado um mapeamento partindo do material de base do tubo, passando pela ZAC dos tubos, zona termomecanicamente afetada, interface de soldagem tubo/anel e anel intermediário. Foram obtidos assim o mapeamento de todas as regiões da junta soldada através de microscopia óptica com aumento de 1000X, a Figura 3.21 ilustra as regiões onde foram obtidas as imagens da microestrutura das juntas soldadas.

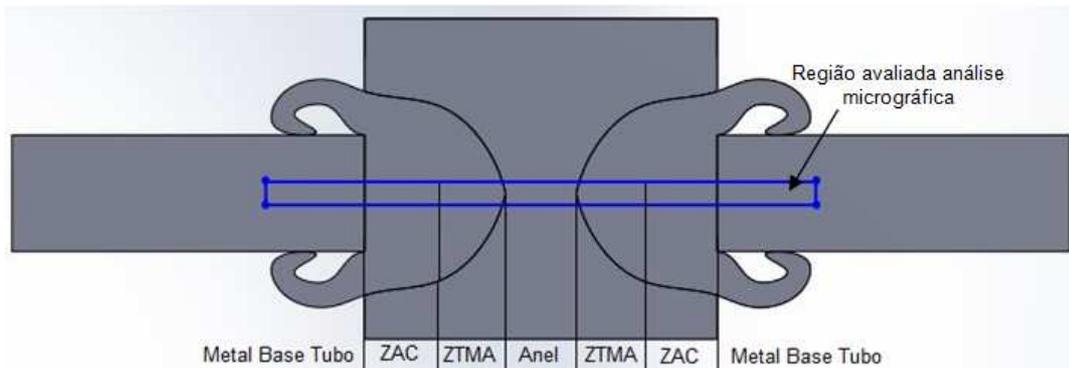


Figura 3.21: Regiões de realização do mapeamento microestrutural.

Na análise com microscópio eletrônico de varredura foram observadas as regiões de interface das soldas, ZAC e material de base dos tubos com aumento de 2000X para a melhor avaliação das estruturas presentes nas diferentes regiões da solda.

Para a análise microestrutural através de microscopia óptica o ataque químico foi realizado com a imersão das amostras durante 5 a 10 segundos em uma solução de nital 2%. O ataque químico efetuado para análise em microscópio eletrônico de varredura foi realizado com uma solução de nital 10% sendo a amostra imersa na solução durante 10 segundos para obter um maior contraste nas imagens efetuadas no MEV.

3.3.5 Análise Fractográfica:

Com a finalidade de apresentar os modos de fratura ocorridos nas diferentes amostras ensaiadas e a possível presença de defeitos nas regiões de ruptura, as superfícies de fratura das amostras submetidas aos ensaios de impacto (Charpy), tração e fadiga foram avaliadas com o auxílio de MEV e lupa. As superfícies de fratura das amostras submetidas ao ensaio de impacto (Charpy) foram avaliadas através de MEV, sendo avaliadas as fraturas ocorridas nos corpos de prova que tiveram a maior e a menor absorção de energia em cada conjunto testado. As amostras submetidas aos ensaios de tração e fadiga que romperam avaliadas através de lupa para caracterização de possíveis defeitos na região onde houve a união.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio de Tração:

Os ensaios de tração realizados nos corpos de prova ATR1, ATR2 e ATR3 do conjunto soldado A, houve dispersão nos resultados apresentados no gráfico Tensão x Deformação da Figura 4.1. O corpo de prova ATR1 foi extraído do primeiro quadrante do conjunto soldado A, já os corpos de prova ATR2 e ATR3 foram extraídos do quarto quadrante do conjunto soldado A. Como resultado é possível verificar uma maior deformação indicando uma fratura dúctil para os corpos de prova ATR1 e ATR2 sendo que a fratura ocorreu na região da ZAC dos tubos na solda A1, o limite de resistência registrado para os respectivos corpos de prova ensaiados foi de 509 e 513 MPa. O corpo de prova ATR3 apresentou fratura com baixa ductilidade na região da interface de soldagem A1 sendo o limite de resistência igual a 461 MPa. Esta fragilização pode ser atribuída a microestruturas frágeis presentes nesta região aliada a regiões onde não houve a perfeita adesão da interface de soldagem A1 regiões indicadas por setas na imagem ATR3 da Figura 4.3.

Os ensaios de tração realizados nos corpos de prova BTR1, BTR2 e BTR3 do conjunto soldado B, mostraram dispersão nos resultados conforme os gráficos Tensão x Deformação na Figura 4.2. O corpo de prova BTR1 foi extraído do primeiro quadrante do conjunto soldado B, já os corpos de prova BTR2 e BTR3 foram extraídos do quarto quadrante do conjunto soldado B. Como resultado é possível observar uma maior deformação no corpo de prova BTR1 sendo que a fratura ocorreu de forma dúctil na ZAC do tubo B1, com limite de resistência registrado de 529 MPa. Os corpos de prova BTR2 e BTR3 apresentaram fratura com baixa ductilidade na interface de soldagem B1, sendo os limites de resistência de 495 e 488 MPa para os respectivos corpos de prova. Esta fragilização pode ser atribuída a microestruturas frágeis presentes nesta região como ferrita de Widmanstätten aliada a regiões onde não houve a perfeita adesão das interfaces de soldagem indicadas por setas nas imagens BTR2 e BTR3 da Figura 4.3.

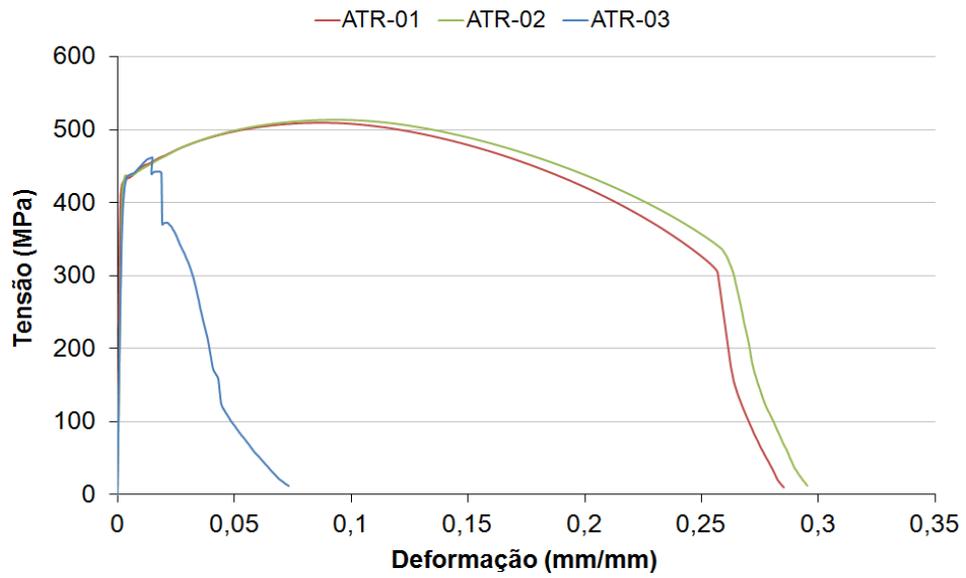


Figura 4.1: Gráficos Tensão x Deformação soldas ATR1, ATR2 e ATR3.

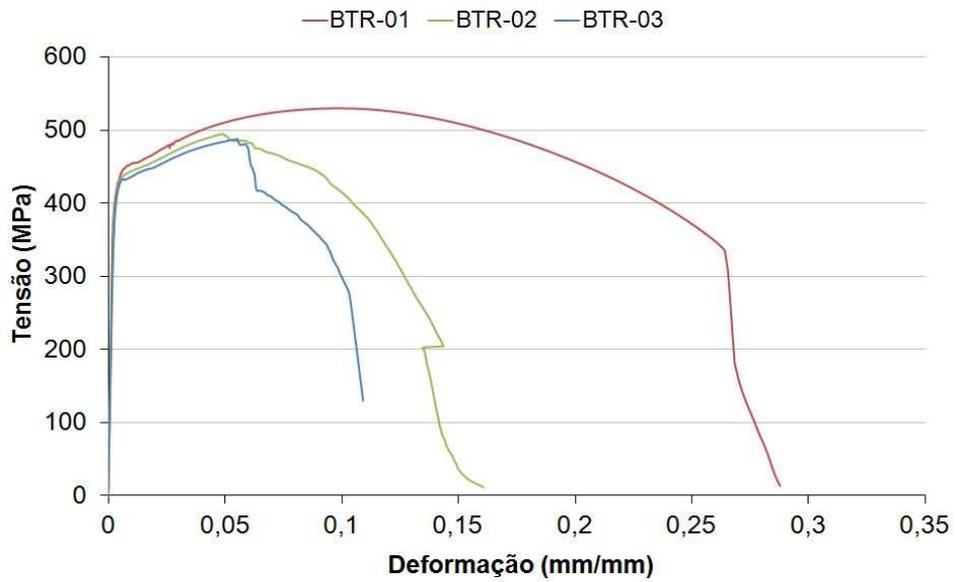


Figura 4.2: Gráficos Tensão x Deformação soldas BTR1, BTR2 e BTR3.

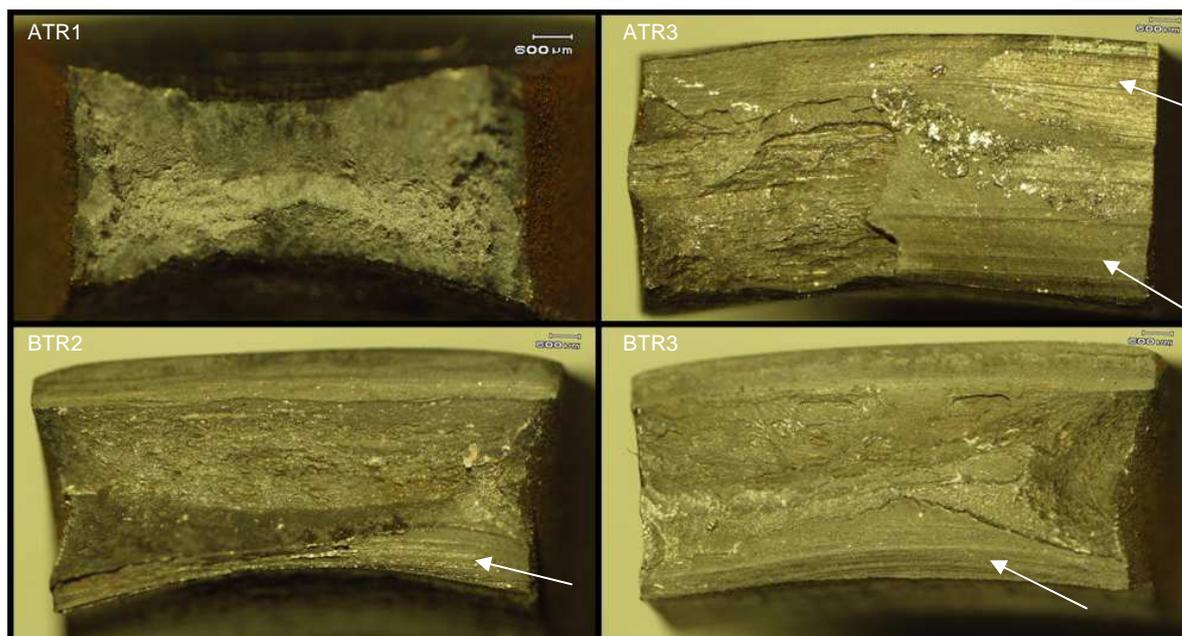


Figura 4.3: Superfícies de fratura corpos de prova soldas ATR1, ATR3, BTR2 e BTR3. Presença de fratura dúctil imagem ATR1 e fratura com baixa ductilidade nas imagens das fraturas dos corpos de prova ATR3, BTR2 e BTR3, as setas indicam regiões com falta de adesão.

A variação do limite de resistência dos corpos de prova de tração ensaiados é apresentada na Figura 4.4, pode-se verificar a variação nos resultados do limite de resistência após o ensaio de tração.

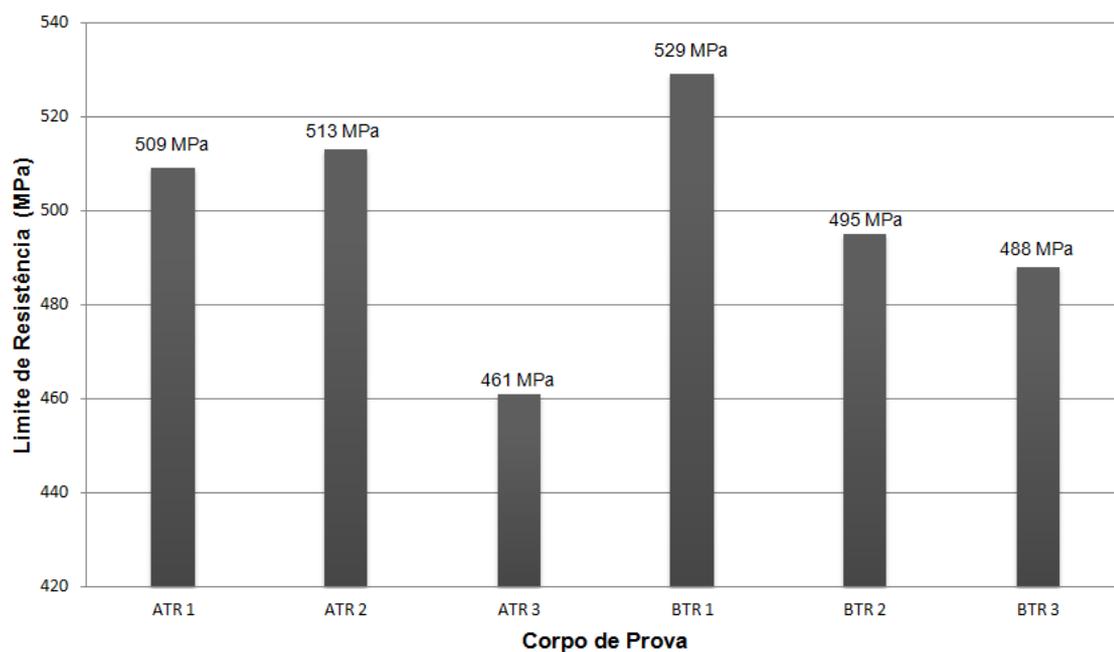


Figura 4.4: Gráfico dos resultados do ensaio de tração conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2). Valores de limite de resistência.

As imagens da Figura 4.5 apresentam os corpos de prova ATR1, ATR2 e ATR3 após o ensaio de tração. São indicadas as interfaces de solda e as regiões onde ocorreu a ruptura, sendo que para os corpos de prova ATR1 e ATR2 a ruptura ocorreu na ZAC da solda A1 e para o corpo de prova ATR3 a ruptura ocorreu na interface de soldagem A1. Na imagem do corpo de prova ATR2 é marcada com um círculo uma região onde houve um descolamento na região de interface da soldagem A1.

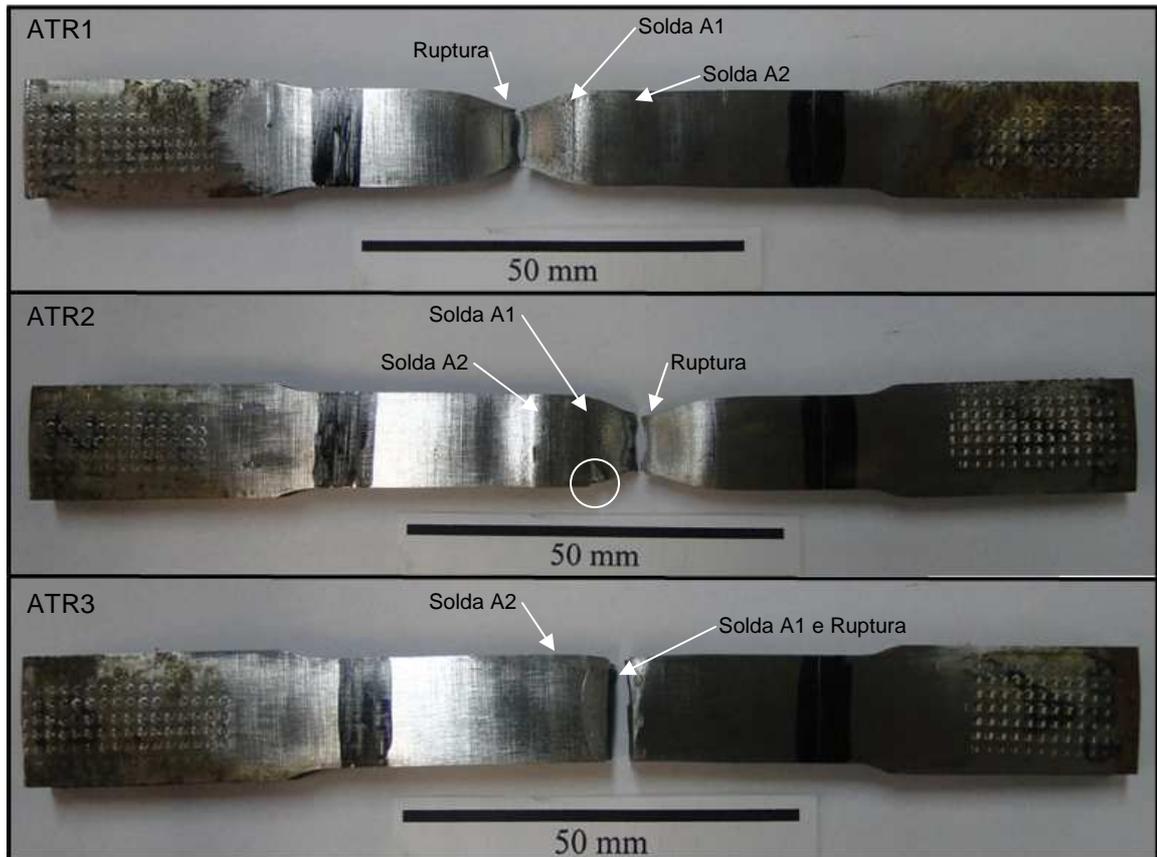


Figura 4.5: Corpos de prova ATR1, ATR2 e ATR3 após ensaio de tração.

As imagens da Figura 4.6 apresentam os corpos de prova BTR1, BTR2 e BTR3 após o ensaio de tração. São marcadas as regiões de interface das soldas e o local onde houve a ruptura nos corpos de prova, sendo que a ruptura ocorreu na ZAC para o corpo de prova BTR1 e nas interfaces B1 dos corpos de prova BTR2 e BTR3.

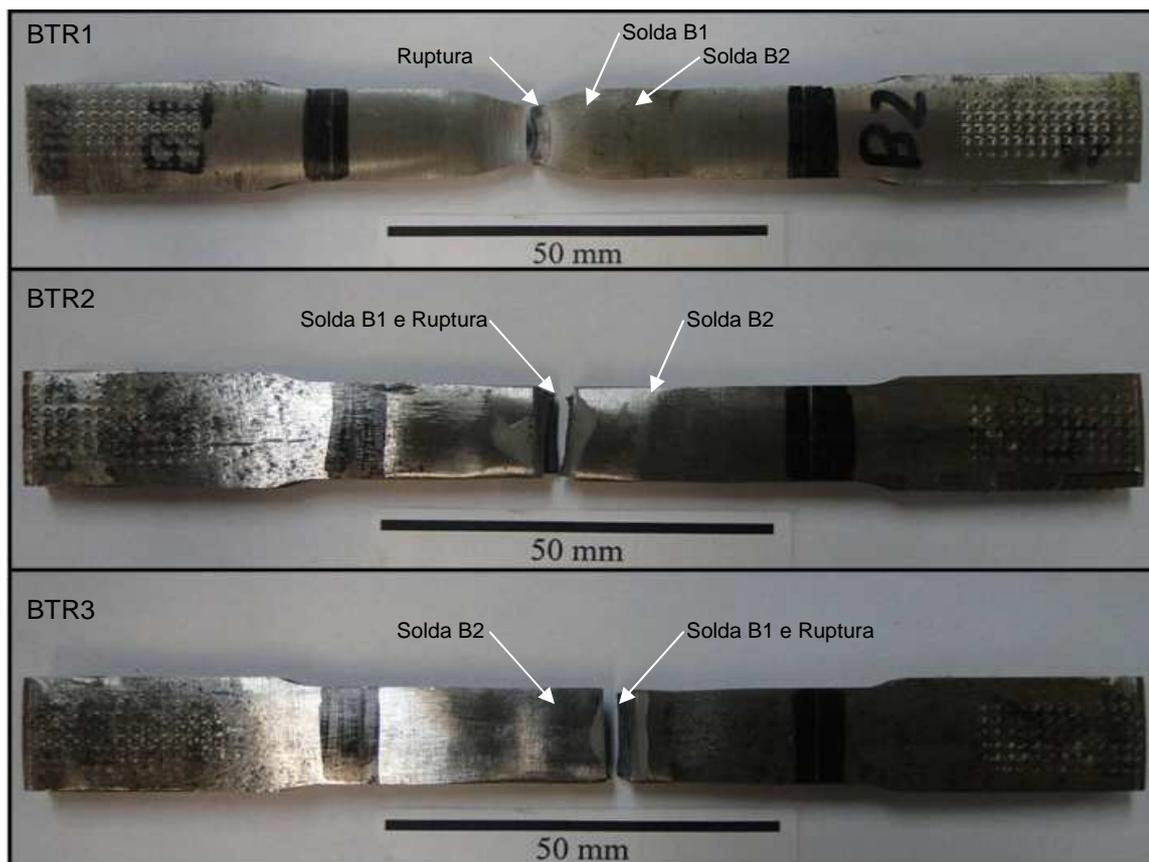


Figura 4.6: Corpos de prova BTR1, BTR2 e BTR3 após ensaio de tração.

4.2 Ensaio de Dobramento de Raiz e Dobramento de Face:

Os ensaios de dobramento de raiz e dobramento de face foram realizados em quatro corpos de prova de cada conjunto soldado, sendo ensaiados os corpos de prova ADR1, ADR2, ADF1, e ADF2 no conjunto soldado A e BDR1, BDR2, BDF1 e BDF2 no conjunto soldado B. Os corpos de prova foram extraídos do primeiro e terceiro quadrante dos conjuntos soldados, os resultados estão apresentados na Tabela 4.1. Os resultados não foram satisfatórios devido ao descolamento ocorrido na interface de soldagem B1 do corpo de prova BDR2. Neste corpo de prova o ensaio foi interrompido quando houve a ruptura na interface de soldagem B1, o mesmo foi dobrado até um ângulo de 32° para ocorrência da falha.

Tabela 4.1: Resultados ensaio de dobramento de raiz e dobramento de face.

CP	Quadrante	Resultados	Região Trincas
ADR1	1	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Interface A2
ADR2	3	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Anel Central
ADF1	1	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Anel Central
ADF2	3	Sem Descontinuidade	-
BDR1	1	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Anel Central
BDR2	3	Apresentou Descontinuidade > 3mm	Interface B1
BDF1	1	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Interface B1 e Anel Central
BDF2	3	Apresentou Descontinuidade < 3mm	Anel Central

A Figura 4.7 apresenta as regiões dos corpos de prova onde surgiram as descontinuidades após o ensaio de dobramento das soldas do conjunto A. Estas regiões foram marcadas com uma elipse para destacar os defeitos.

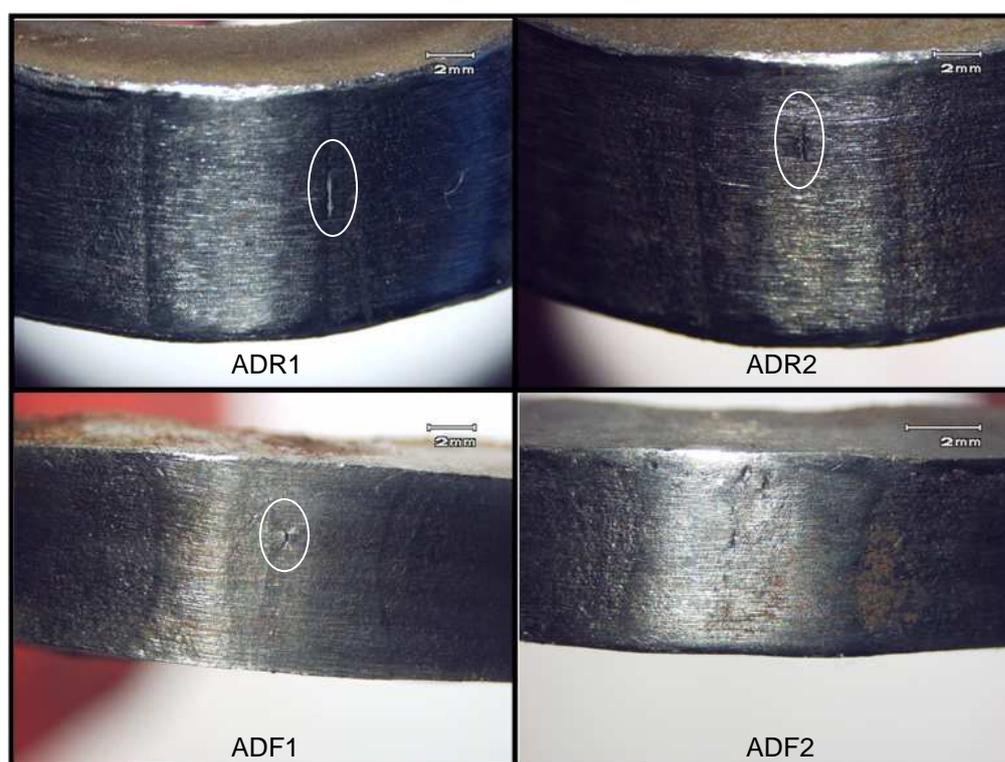


Figura 4.7: Imagens dos corpos de prova de dobramento do conjunto (A1/A2) após ensaio. Defeitos marcados com elipses.

A Figura 4.8 apresenta as regiões dos corpos de prova onde surgiram as descontinuidades nos ensaios de dobramento das soldas do conjunto B. Estas regiões foram marcadas com elipse e setas para destacar os defeitos.

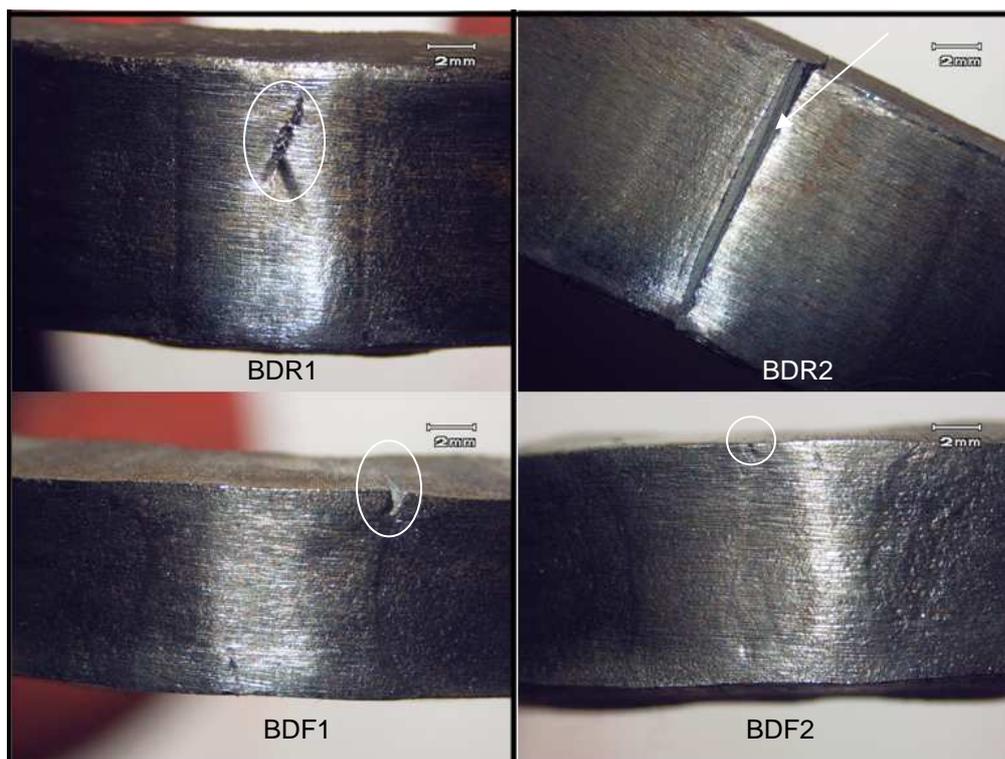


Figura 4.8: Imagens dos corpos de prova de dobramento do conjunto (B1/B2) após ensaio. Defeitos marcados com elipse e seta.

4.3 Ensaio de Fadiga:

Os ensaios de fadiga tração-tração foram realizados nos corpos de prova AFD1 a AFD6 do conjunto soldado (A1/A2). Como resultado é possível verificar a alta dispersão na vida em fadiga registrada nos corpos de prova do conjunto soldado (A1/A2), observando a presença de fratura nos corpos de prova AFD6, AFD5, AFD3 e AFD1. Os corpos de prova AFD2 e AFD4 chegaram a vida infinita em fadiga. O número de ciclos e as demais informações do ensaio são apresentados na Tabela 4.2 e no gráfico da Figura 4.9.

Tabela 4.2: Tabela com resultados dos ensaios de fadiga corpos de prova do conjunto (A1/A2).

CP	Quadrante	Número de Ciclos	Falha
AFD6	4	396	Sim
AFD5	3	121653	Sim
AFD3	2	265913	Sim
AFD1	1	1787873	Sim
AFD2	2	2000000	Não
AFD4	3	2000000	Não

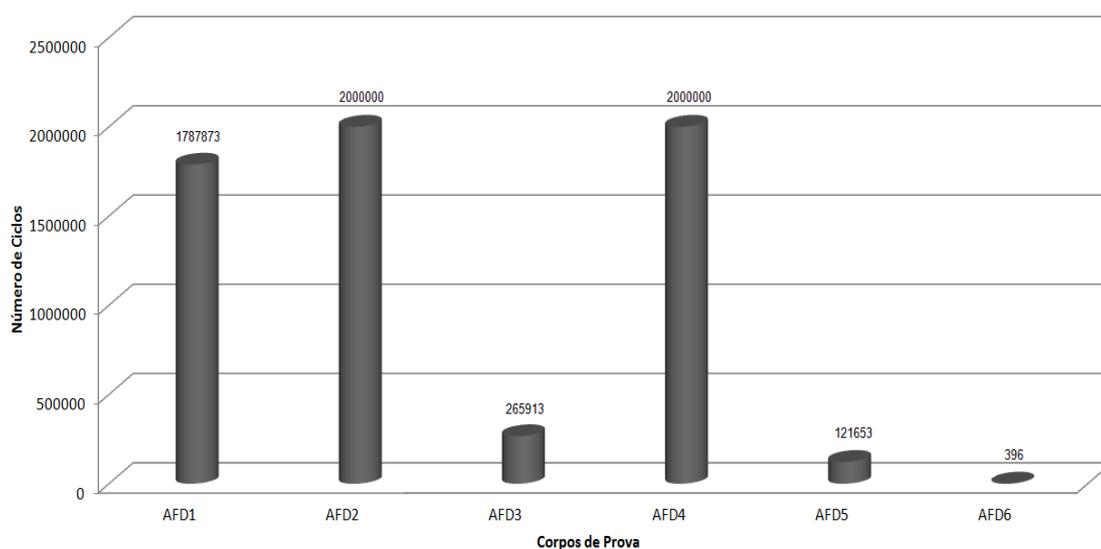


Figura 4.9: Gráfico com número de ciclos a que foram submetidos os corpos de prova do conjunto soldado (A1/A2).

O corpo de prova AFD1 apresentou fratura na região do anel central, onde foram observadas regiões da fratura com superfície lisa indicando que houve propagação de trincas e regiões onde ocorreu decoesão lamelar. O número de ciclos registrado para esta amostra foi de 1787873 imagem AFD1 Figura 4.10. No corpo de prova AFD3 a fratura ocorreu com 265913 ciclos na região do anel central, com presença de regiões com superfície lisa local onde houve a propagação de trincas e presença de decoesão lamelar em algumas regiões imagem AFD3 da Figura 4.10. No corpo de prova AFD5 a fratura ocorreu com 121653 ciclos na região do anel central, na superfície de fratura pode-se observar a presença de regiões com superfície lisa indicando o local de propagação de trincas. São observados, também, traços de decoesão lamelar na fratura ver imagem AFD5 da Figura 4.10. No corpo de prova AFD6 a fratura ocorreu com 396 ciclos na interface de soldagem A1, sendo a fratura lisa em grande parte de sua extensão, indicativo de que não houve a adequada adesão nesta interface de soldagem permitindo a rápida propagação da trinca (ver imagem AFD6 da Figura 4.10).

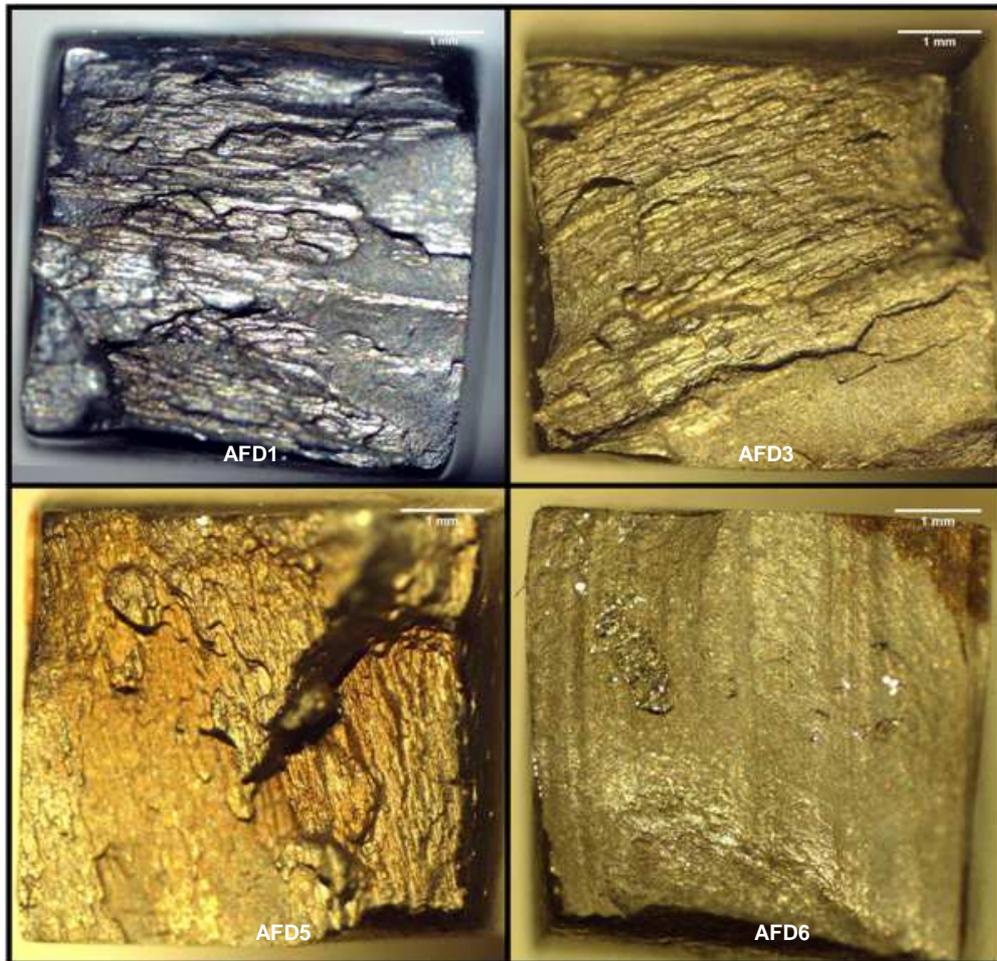


Figura 4.10: Superfícies de fratura ensaio de fadiga do conjunto soldado (A1/A2).

Os ensaios de fadiga realizados nos corpos de prova BFD1 a BFD6 do conjunto soldado (B1/B2). Como resultado é possível verificar a alta dispersão na vida em fadiga registrada nos corpos de prova do conjunto soldado (B1/B2), observando a presença de fratura nos corpos de prova BFD4, BFD6, BFD2 e BFD1. Os corpos de prova BFD3 e BFD5 chegaram a vida infinita em fadiga. O número de ciclos e as demais informações do ensaio são apresentados na Tabela 4.3 e no gráfico da Figura 4.11.

Tabela 4.3: Tabela com resultados dos ensaios de fadiga corpos de prova do conjunto (B1/B2).

CP	Quadrante	Número de Ciclos	Falha
BFD4	3	377	Sim
BFD6	4	2457	Sim
BFD2	2	105782	Sim
BFD1	1	112516	Sim
BFD3	2	2000000	Não
BFD5	3	2000000	Não

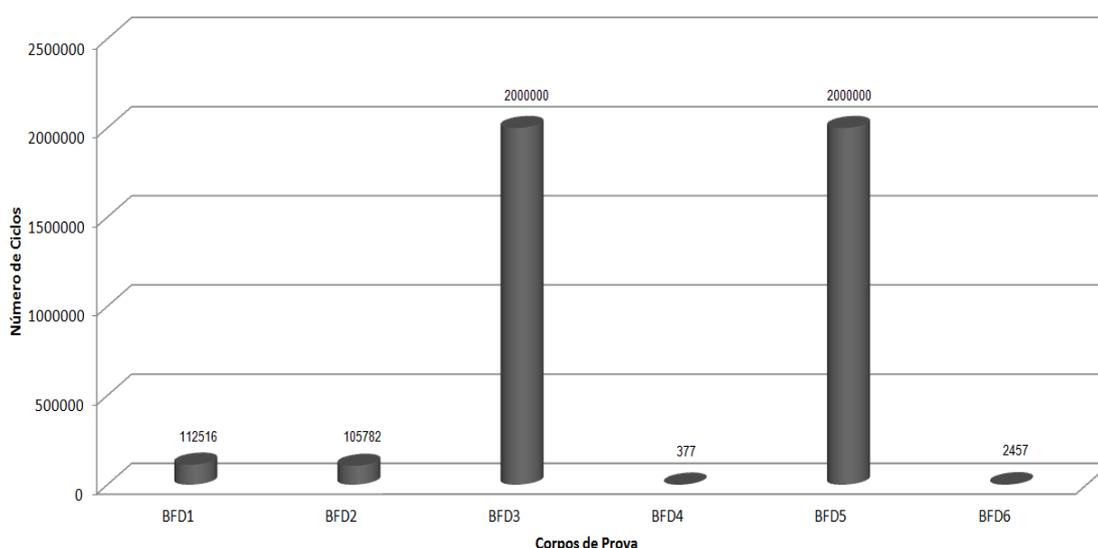


Figura 4.11: Gráfico com número de ciclos a que foram submetidos os corpos de prova do conjunto soldado (B1/B2).

O corpo de prova BFD1 apresentou a fratura na região do anel central, com um total de 112516 ciclos para ocorrência da ruptura. Foi observada a presença de superfície lisa indicando o local de propagação de trincas de fadiga e também regiões com traços de decoesão lamelar ver imagem BDF1 da Figura 4.12. No corpo de prova BFD2 a fratura ocorreu na região do anel central com um total de 105782 ciclos. A superfície de fratura indica a presença de decoesão lamelar ver imagem BDF2 da Figura 4.12. O corpo de prova BFD4 apresentou a falha na região da interface de soldagem B2 após 377 ciclos na fratura sendo possível observar regiões lisas por onde houve a propagação de trincas e uma região onde houve sobrecarga, em uma superfície que aparenta ter marcas de ferramenta indicando que não houve a perfeita união na interface de soldagem B2 imagem BFD4 da Figura 4.12. No corpo de prova BFD6 a falha ocorreu na região da interface B2 após 2457 ciclos a

presença de regiões com superfície lisa indica que houve propagação de trincas e uma região com maior deformação indicando sobrecarga. As regiões com marcas de ferramenta sugerem que não houve a perfeita adesão da interface de soldagem B2 ver imagem BFD6 da Figura 4.12.

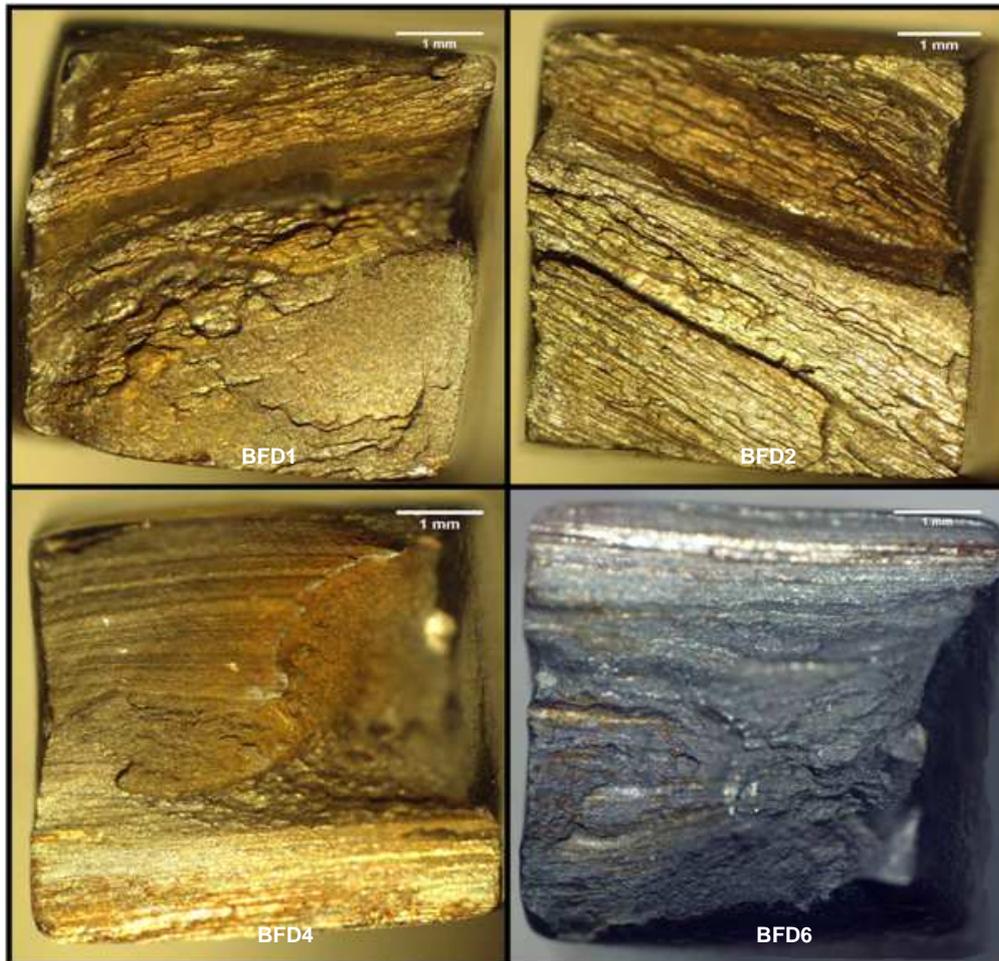


Figura 4.12: Superfícies de fratura ensaio de fadiga conjunto soldado (B1/B2).

4.4 Ensaio de Impacto Charpy V:

Como antes mencionado a posição do entalhe nos corpos de prova Charpy permite que a propagação da trinca percorra as interfaces de soldagem. Os resultados de absorção de energia e a localização do entalhe para cada corpo de prova ensaiado são apresentados na Tabela 4.4 e no gráfico da Figura 4.13. Os critérios da norma API 5L prevêm uma energia mínima de impacto de 41 Joules para corpos de prova com seção 10X10 mm e entalhe em V de 2 mm a temperatura de 0° C. Foram marcados os quadrantes correspondentes a cada corpo de prova e calculada a energia proporcional a um corpo de prova com seção 10 X 10 mm e entalhe com 2 mm de profundidade.

Tabela 4.4: Tabela de energia absorvida nos corpos de prova ensaiados seção 5x5 mm e extrapolação para seção 10x10 mm.

CP	Quadrante	Localização Entalhe	Energia (J) cp 5x5	Energia (J) cp 10x10
AIP1	1	Interface A1	32	128
AIP2	1	Interface A1	22	88
AIP3	2	Interface A1	32	128
AIP4	3	Interface A2	12	48
AIP5	3	Interface A2	32	128
AIP6	4	Interface A2	25	100
BIP1	1	Interface B1	34	136
BIP2	1	Interface B1	30	120
BIP3	2	Interface B1	34	136
BIP4	3	Interface B2	34	136
BIP5	3	Interface B2	32	128
BIP6	4	Interface B2	14	56

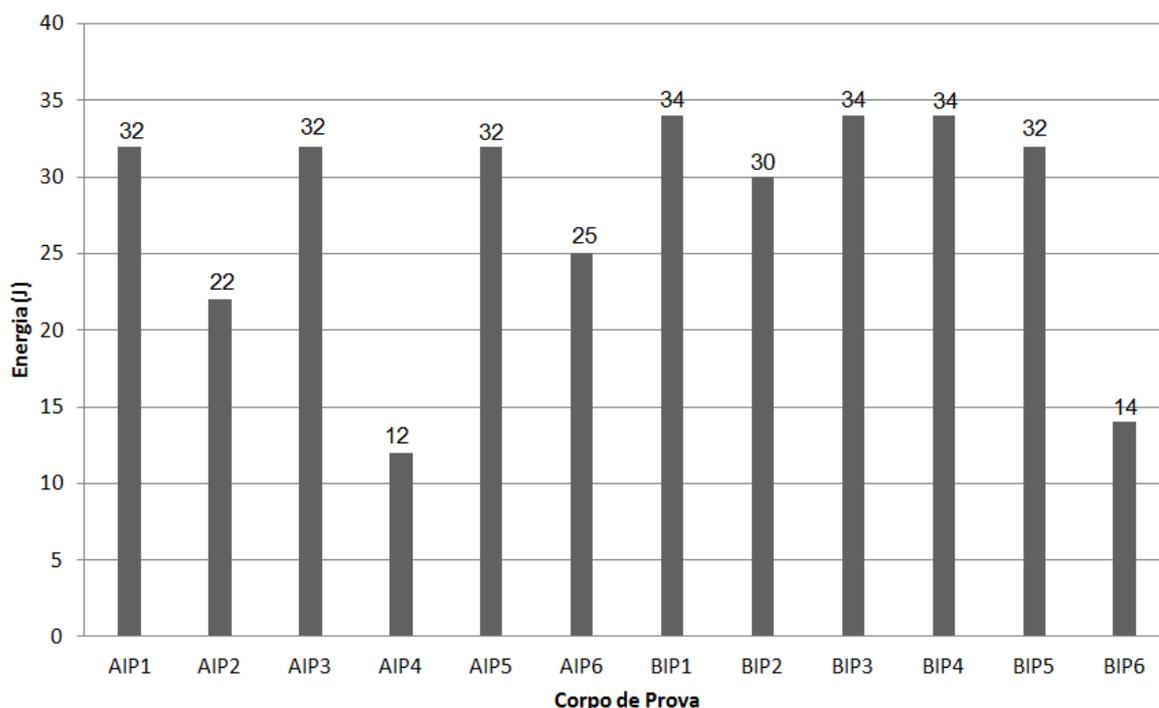


Figura 4.13: Gráfico com valores de energia registrados no ensaio de Charpy.

Foram selecionadas as amostras com maior absorção de energia e menor absorção de energia dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2), onde foram feitas imagens no MEV para análise das superfícies de fratura. Como resultado é possível avaliar que o corpo de prova AIP1 que absorveu 32 J no ensaio de Charpy apresentou como micromecanismo de fratura predominante por coalescimento de microcavidades (*dimples*), caracterizando uma fratura

dúctil justificando a alta absorção de energia. A Figura 4.14 apresenta a região próxima ao entalhe e a Figura 4.15 uma região central da amostra.

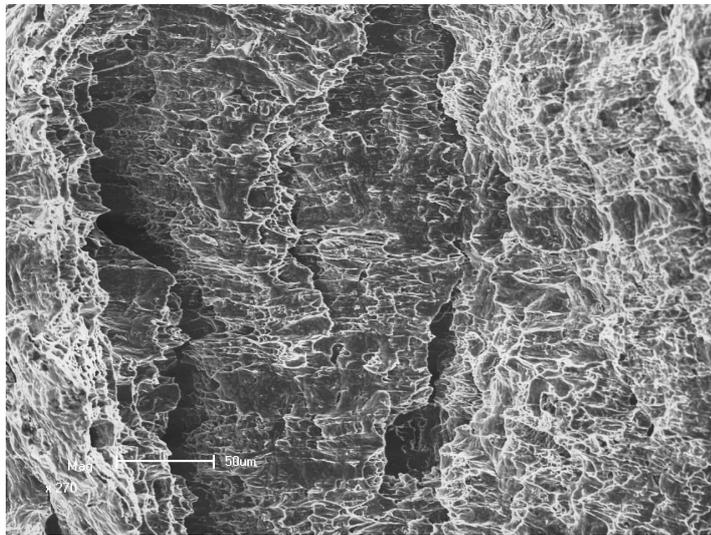


Figura 4.14: Superfície de fratura próxima ao entalhe (270X) corpo de prova AIP1, mecanismo de fratura predominante (*dimples*).

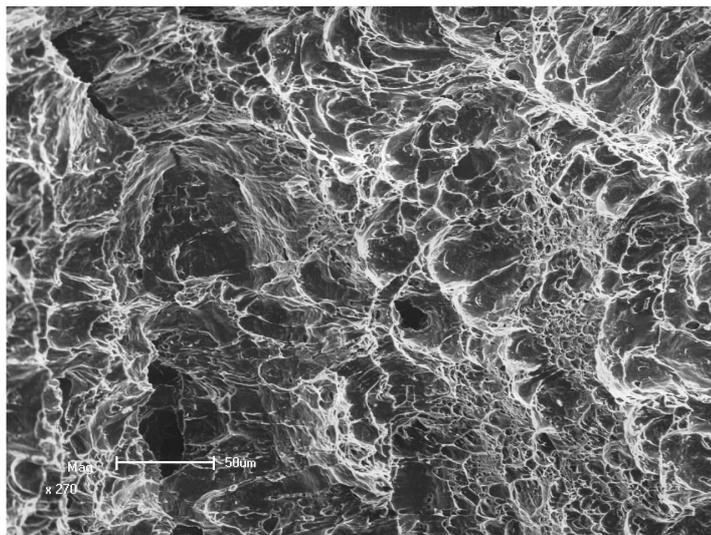


Figura 4.15: Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova AIP1, mecanismo de fratura predominante (*dimples*).

O corpo de prova AIP4 que absorveu 12 J de energia no ensaio de Charpy apresentou como micromecanismos de fratura com regiões de coalescimento de microcavidades (*dimples*) e regiões com fratura transgranular (clivagem), sendo predominantes as regiões com fratura transgranular explicando a baixa absorção de energia registrada. A Figura 4.16 apresenta a imagem de uma região próxima ao entalhe e a Figura 4.17 apresenta uma região central da amostra.

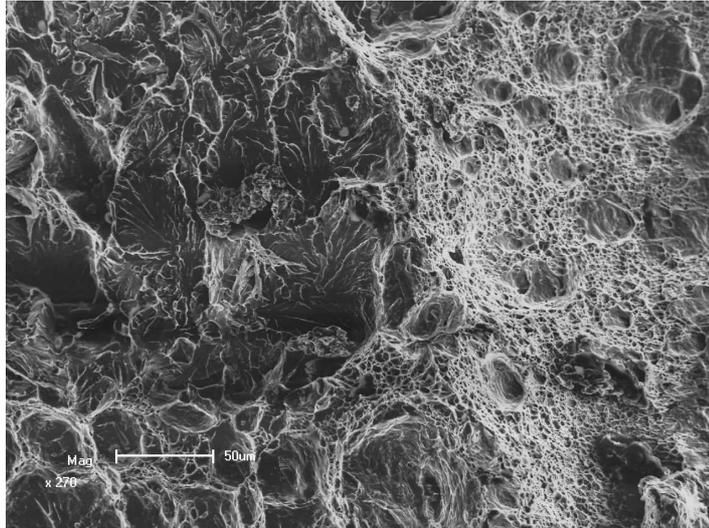


Figura 4.16: Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova AIP4, mecanismos de falha presentes *dimples* e clivagem.

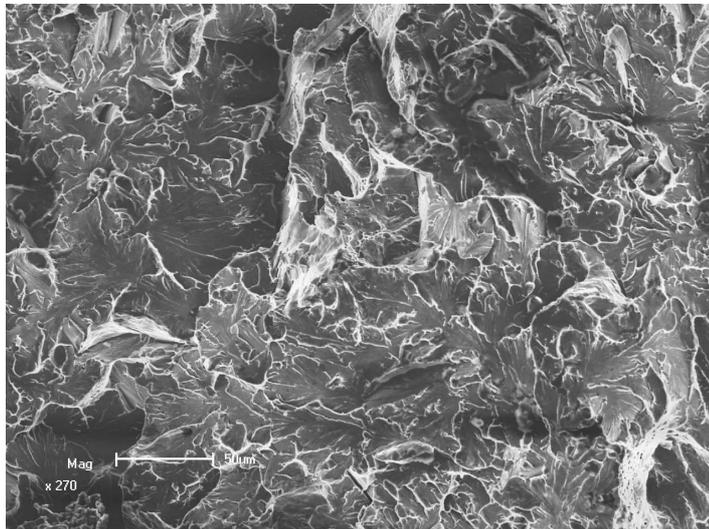


Figura 4.17: Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova AIP4, micromecanismo de fratura presente clivagem.

O corpo de prova BIP4 que absorveu 34 J de energia no ensaio de Charpy apresentou como micromecanismo de fratura predominante por coalescimento de microcavidades (*dimples*), caracterizando uma fratura dúctil o que justifica a alta absorção de energia registrada. A Figura 4.18 apresenta a região próxima ao entalhe do corpo de prova ensaiado e a Figura 4.19 apresenta a região central da fratura no corpo de prova ensaiado.

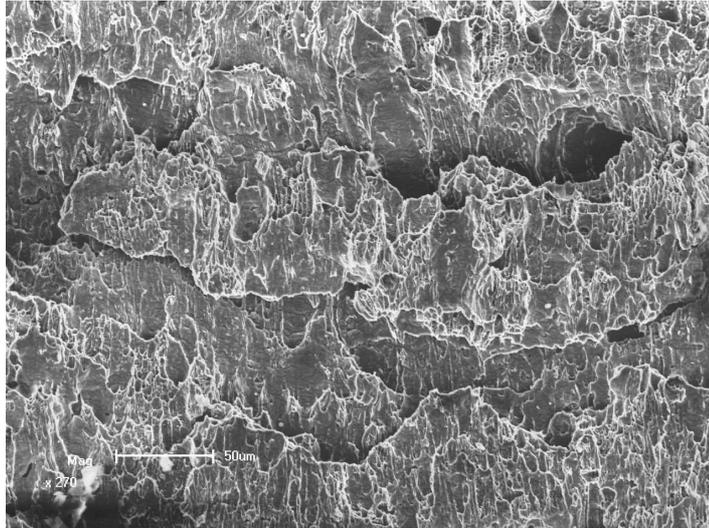


Figura 4.18: Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova BIP4, mecanismo de fratura predominante (*dimples*).

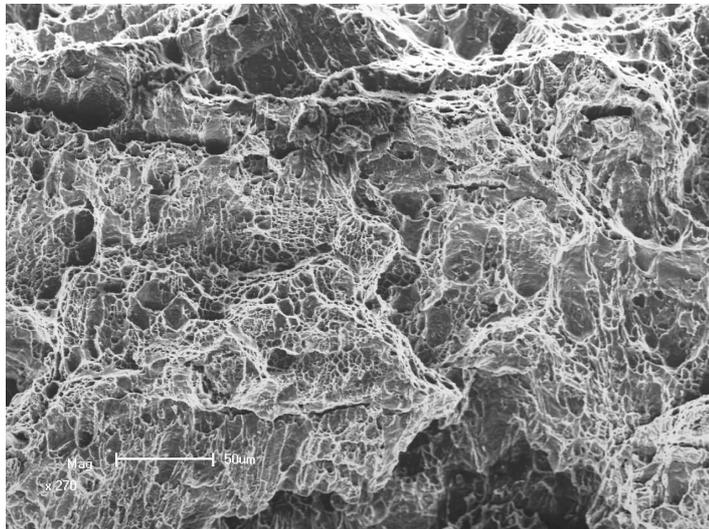


Figura 4.19: Superfície de fratura região central do corpo de prova (270X) corpo de prova BIP4, mecanismo de fratura predominante (*dimples*).

O corpo de prova BIP6 que absorveu 14 J de energia durante o ensaio de Charpy apresentou como micromecanismos de fratura coalescimento de microcavidades (*dimples*) em pequenas regiões, fratura intergranular em pequenas regiões da amostra e a presença de fratura transgranular (clivagem) como mecanismo principal de fratura. A Figura 4.20 apresenta a região próxima ao entalhe e a Figura 4.21 apresenta uma região central da fratura na amostra.

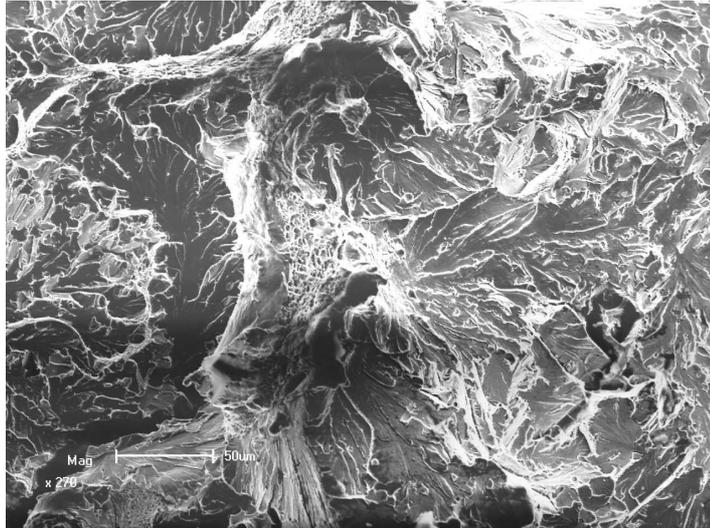


Figura 4.20: Superfície de fratura próximo ao entalhe (270X) corpo de prova BIP6, mecanismos de falha presentes *dimples* e clivagem.

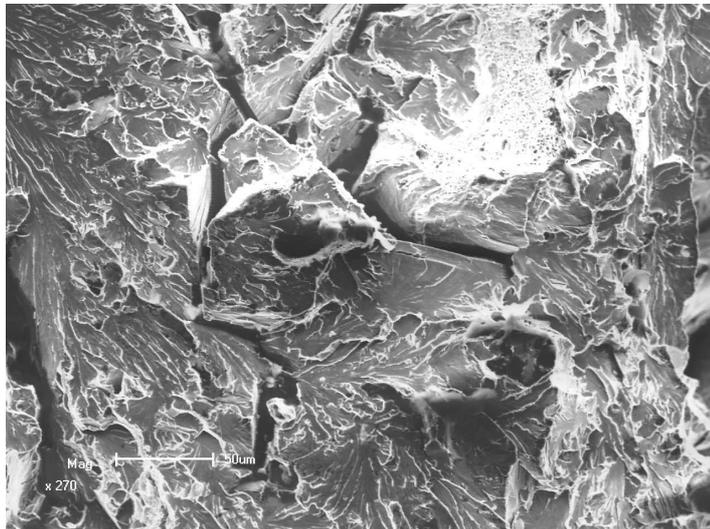


Figura 4.21: Superfície de fratura região central (270X) corpo de prova BIP6, mecanismos de falha presentes *dimples*, clivagem e fratura intergranular.

4.5 Ensaio de Microdurezas Vickers (HV):

As medições de microdurezas Vickers foram realizadas nos dois conjuntos soldados sendo a primeira do conjunto (A1/A2) e a segunda do conjunto (B1/B2). Foram divididas as principais regiões da solda material base tubo, ZAC tubos, ZTMA tubos, ZTMA anel e a região onde houve a sobreposição das ZACs no anel intermediário. Na Figura 4.22 são apresentados os resultados dos perfis de microdurezas realizado no conjunto soldado A. Como resultado é possível observar uma microdureza na faixa de 200 HV para o material base dos tubos e uma redução nas microdurezas na região da ZAC dos tubos para a faixa de 160 HV, onde houve refino de grão com relação ao material de base dos tubos, evidenciando um

possível alívio de tensões nas estruturas formadas por agregados de carbonetos, gerando um reordenamento destas estruturas devido a entrada de calor nesta região, explicando assim a redução das microdurezas nesta região. Nas regiões da ZTMA dos tubos é possível verificar uma tendência crescente no perfil de microdurezas sendo verificado crescimento de grão ferrítico nesta região e formação de fases mais frágeis como ferrita de Widmanstätten. Nas regiões da ZTMA do anel é possível verificar um maior acréscimo de microdurezas nesta região chegando até 220 HV este nível mais elevado de microdurezas é explicado pela formação de estruturas como ferrita de Widmanstätten que pode elevar as microdurezas desta região. Na região onde houve a sobreposição de ZACs no anel é evidenciado refino de grão com alívio de tensões nas regiões com possível formação de agregados carbonetos devido a entrada de calor nesta região, isto provocou uma redução de microdurezas até uma faixa de 180 HV.

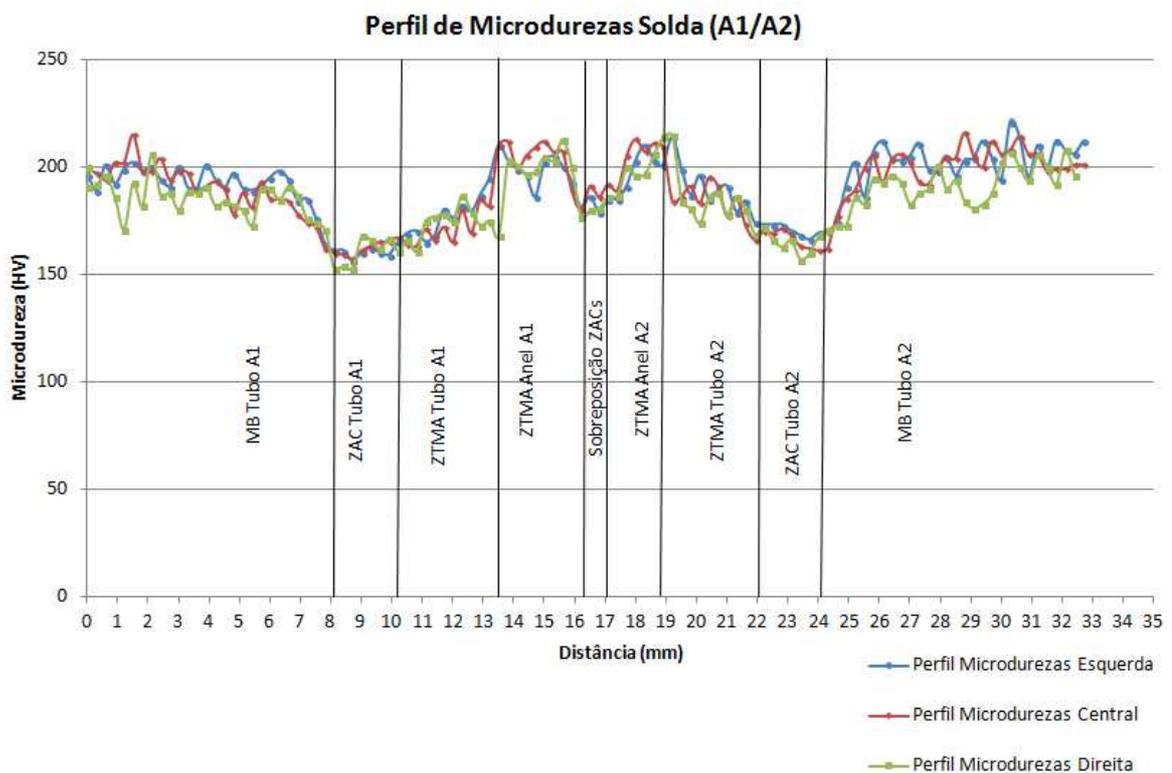


Figura 4.22: Perfil de microdurezas conjunto soldado (A1/A2).

Na Figura 4.23 são apresentados os resultados de microdureza do conjunto soldado (B1/B2). Como resultado é possível avaliar pequenas variações nas diferentes regiões da solda, sendo evidenciada uma pequena redução nos valores do perfil de microdurezas das regiões de ZAC B1 e B2 e também na ZTMA da solda B1, já regiões da ZTMA do tubo B2 e ZTMA do anel apresentaram uma leve elevação no perfil de microdurezas chegando até a

faixa de 210 HV. A região de sobreposição de ZACs onde houve refino de grão apresentou uma redução no valor de microdurezas, explicado por um provável reordenamento na estrutura dos agregados de carbonetos presentes na estrutura por efeito da temperatura, assim como as regiões de ZAC onde se observou a redução no tamanho de grão aliado ao fenômeno de reordenamento de agregados de carbonetos reduzindo assim as microdurezas destas regiões, as microdurezas ficaram na faixa de 180 e 160 HV para as respectivas regiões citadas. São percebidas também algumas variações entre os perfis de microdurezas central da direita e da esquerda evidenciando algumas pequenas variações de microdurezas nas diferentes regiões avaliadas do conjunto soldado (B1/B2).

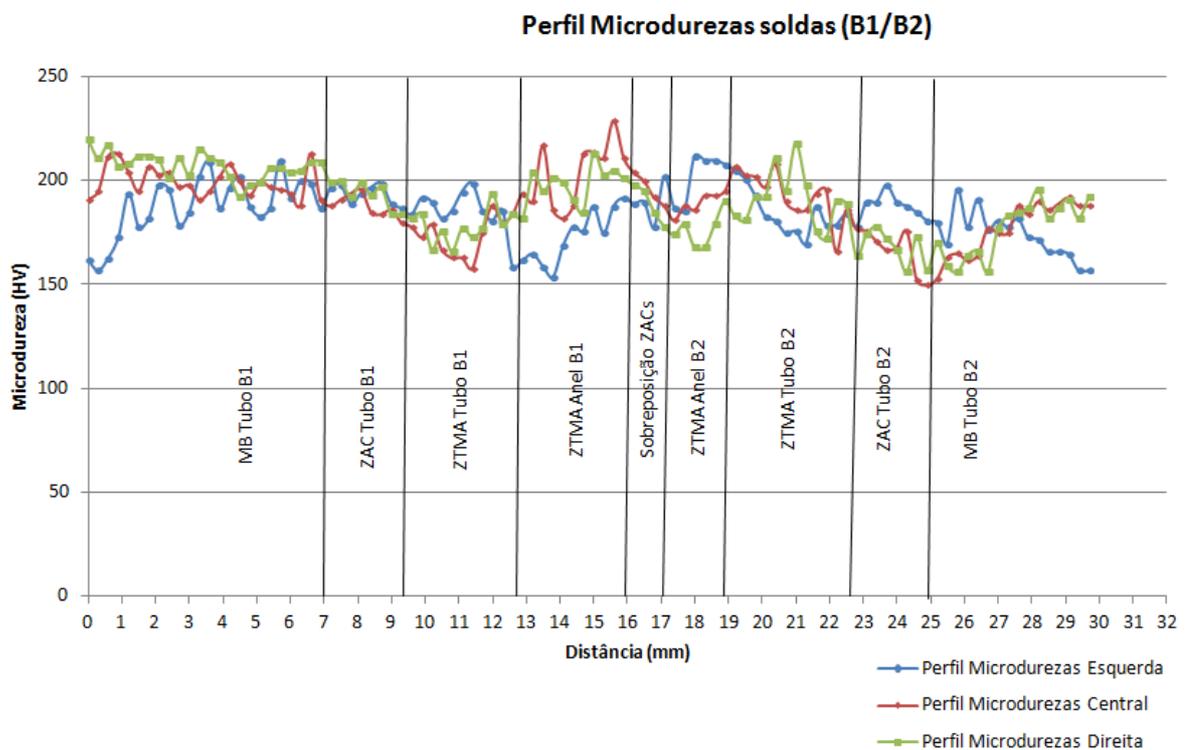


Figura 4.23: Perfil de microdurezas conjunto soldado (B1/B2).

A Tabela 4.5 apresenta os valores máximos, mínimos e a média dos perfis de microdurezas realizados nas amostras dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2), os valores são referentes às diferentes regiões da união. As médias são referentes ao somatório dos três perfis de microdurezas realizados em cada amostra e os valores máximos e mínimos são referentes aos três perfis realizados em cada amostra. Como resultados é possível verificar o valor máximo de microdureza foi registrado na ZTMA do anel B1 sendo este 229 HV, também é possível verificar um decréscimo nas microdurezas das regiões de ZAC dos tubos com exceção da ZAC do tubo B1 que manteve uma microdureza média de 191 HV.

Tabela 4.5: Valores máximos, mínimos e médios de microdurezas das diferentes regiões dos conjuntos soldados (A1/A2) e (B1/B2).

Região	Microdurezas		
	Máximo	Mínimo	Média
MB Tubo A1	215	160	189
ZAC Tubo A1	168	153	161
ZTMA Tubo A1	210	161	176
ZTMA Anel A1	213	175	198
Sobreposição ZACs	192	177	184
ZTMA Anel A2	210	185	200
ZTMA Tubo A2	215	166	187
ZAC Tubo A2	173	157	167
MB Tubo A2	221	162	197
MB Tubo B1	220	157	198
ZAC Tubo B1	200	180	191
ZTMA Tubo B1	199	158	179
ZTMA Anel B1	229	154	191
Sobreposição ZACs	204	178	191
ZTMA Anel B2	212	168	189
ZTMA Tubo B2	218	164	186
ZAC Tubo B2	198	150	174
MB Tubo B2	196	153	177

4.6 Caracterização Macrográfica das Juntas Soldadas:

Para a avaliação macrográfica das juntas soldadas por fricção as principais regiões da solda foram numeradas em uma sequência de 1 a 10, as regiões apresentadas com o número 1 caracterizam o Material Base inalterado pela soldagem, a região apresentada pelo número 2 representa a ZAC do tubo 1 onde houveram alterações microestruturais e no perfil de microdurezas por efeito da entrada de calor, a região apresentada pelo número 3 é referente a ZTMA do tubo 1 onde houve o efeito mecânico combinado com a entrada de calor implicando em alterações microestruturais e no perfil de microdurezas desta área, a região apresentada pelo número 4 é referente a ZTMA do anel no lado da solda 1 houve efeito mecânico combinado com a entrada de calor apresentando modificações microestruturais e no perfil de microdurezas da área, a região apresentada pelo número 5 é referente a ZAC do anel no lado 1 onde houve apenas efeito do acréscimo de calor durante a soldagem, a região apresentada pelo número 6 é a região onde houve a sobreposição das ZAC do anel lado 1 e lado 2 esta região é submetida duas vezes ao ciclo térmico sendo a primeira vez durante a

solda 1 e a segunda vez após a solda 2 implicando em modificações microestruturais e no perfil de microdurezas desta área, a região representada pelo número 7 é a ZAC do anel no lado 2 esta região foi submetida ao ciclo térmico durante a soldagem do lado 2, a região representada pelo número 8 é a ZTMA do anel no lado 2 houve efeito mecânico combinado com a entrada de calor implicando em modificações microestruturais e no perfil de microdurezas desta área, a região representada pelo número 9 é a ZTMA do tubo 2 onde houve o efeito mecânico combinado com a entrada de calor implicando em modificações microestruturais e na microdureza desta área e a região representada pelo número 10 é referente a ZAC do tubo 2 onde houveram alterações microestruturais e de microdurezas da região devido a entrada de calor, ver Figura 4.24 e Figura 4.25.

Nas Figura 4.24 e Figura 4.25 também é possível analisar a formação e a geometria do material plastificado do tubo e anel proveniente do processo de união dos tubos, com uma análise visual é verificado uma maior formação de material plastificado pelos tubos e uma pequena área que representa o material plastificado formado pelo anel durante a união. Na Figura 4.24 é indicado por um círculo inscrito na imagem, uma região onde há um possível defeito por falta de adesão que fica na região da rebarba de material plastificado sendo que esta região deve ser removida posteriormente para a caracterização mecânica da junta, pois a região avaliada é referente à espessura dos tubos.

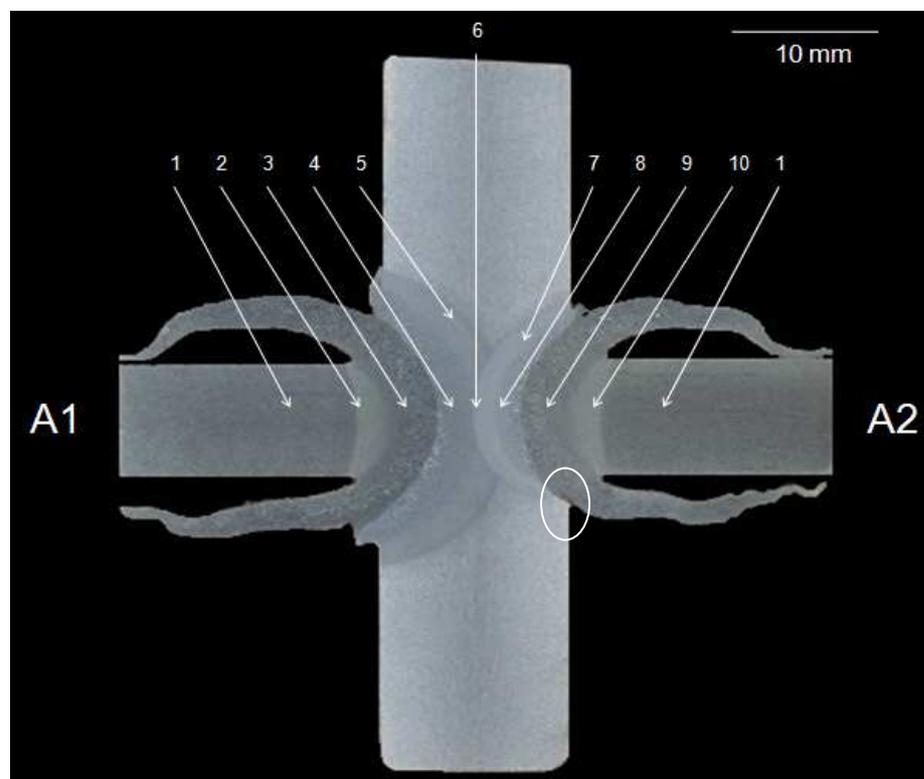


Figura 4.24: Macrografia da região da união conjunto (A1/A2).

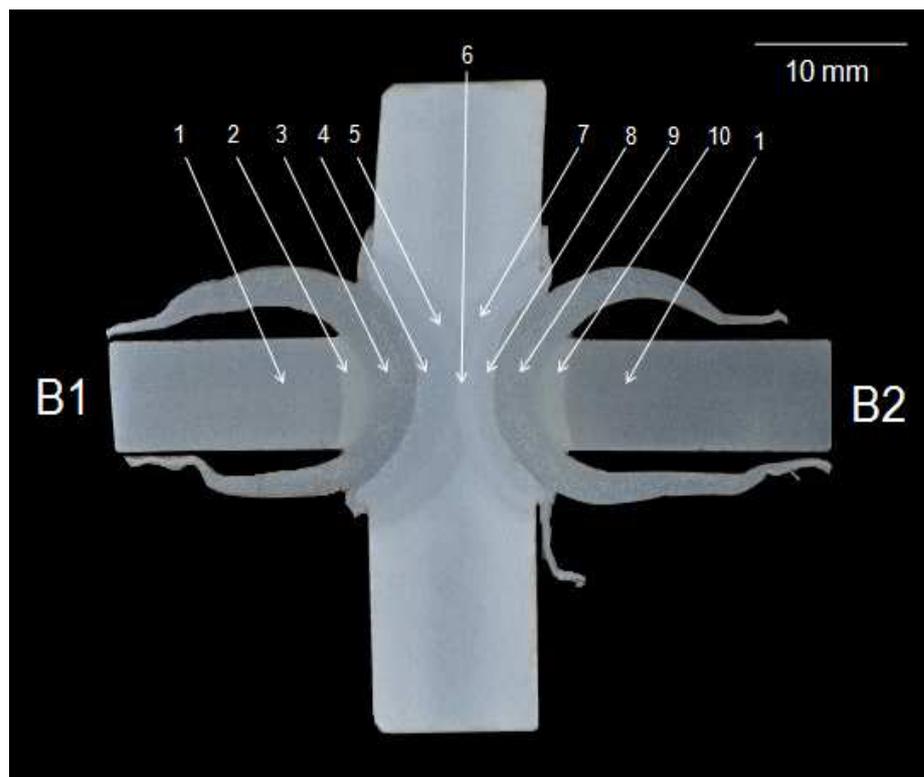


Figura 4.25: Macrografias da região da união conjunto (B1/B2).

As dimensões das regiões numeradas nas análises macrográficas anteriores são apresentadas na Tabela 4.6. Com os resultados é possível avaliar algumas diferenças dimensionais nas regiões medidas nas soldas A1 com relação a solda A2 e na solda B1 com relação à solda B2. Isto pode ser explicado pelo calor gerado após a primeira solda que pode ter modificado as propriedades da região onde foi realizada a segunda solda acarretando uma redução dimensional nas regiões medidas dos conjuntos (A1/A2) e (B1/B2) mesmo com os parâmetros mantidos constantes nas quatro soldas realizadas.

Tabela 4.6: Tabela com dimensões das principais regiões analisadas dos conjuntos unidos por fricção.

Região Analisada	Dimensão (mm)	Região Analisada	Dimensão (mm)
ZAC Tubo A1 (2)	2,17	ZAC Tubo B1 (2)	2,24
ZTMA Tubo A1 (3)	3,3	ZTMA Tubo B1 (3)	3,57
ZTMA Anel lado A1 (4)	2,7	ZTMA Anel lado B1 (4)	2,58
ZAC Anel lado A1 (5)	1,84	ZAC Anel lado B1 (5)	1,7
Sobreposição ZACS A1/A2 (6)	0,85	Sobreposição ZACS B1/B2 (6)	0,96
ZAC Anel lado A2 (7)	1,35	ZAC Anel lado B2 (7)	1,1
ZTMA Anel lado A2 (8)	1,83	ZTMA Anel lado B2 (8)	1,82
ZTMA Tubo A2 (9)	3,22	ZTMA Tubo B2 (9)	3,46
ZAC Tubo A2 (10)	1,91	ZAC Tubo B2 (10)	1,82

4.7 Caracterização Microestrutural das Juntas Soldadas:

A seguir são apresentadas as microestruturas das diferentes regiões do conjunto soldado (A1/A2). Na Figura 4.26 são apresentadas as microestruturas do material base do tubo região indicada pelo número 1 na caracterização macrográfica e o material de base do anel central. Pode-se observar que a região 1 não foi alterada pelo processamento dos tubos e é composta essencialmente de ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carboneto e ferrita (FC) conforme classificação de (THEWLIS 2004). Na micrografia do material de base do anel central tem uma microestrutura composta por ferrita poligonal (PF) e perlita (P) conforme classificação (THEWLIS 2004).

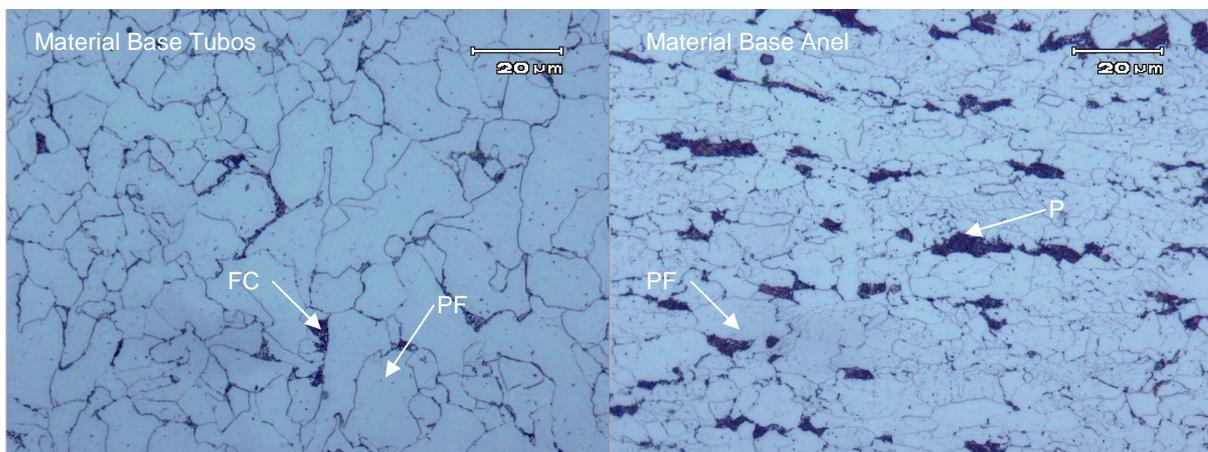


Figura 4.26: Micrografia material base tubo e material base anel cental. Apresenta microestrutura não afetada pelo processamento. Composta de ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) para o material base do tubo e ferrita poligonal (PF) e perlita (P) para o material base do anel.

Na Figura 4.27 observa-se a microestrutura da ZAC do tubo A1 esta é indicada pelo número 2 na macrografia da solda A1/A2. Percebe-se redução no tamanho do grão ferrítico devido a entrada de calor proveniente do processamento, a microestrutura é composta por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carboneto e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

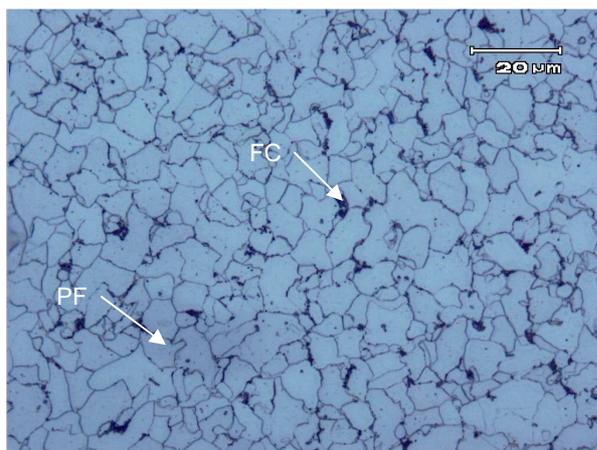


Figura 4.27: Micrografia da região 2. Apresenta a microestrutura da ZAC do tubo A1, composta por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.28 pode-se observar a microestrutura da interface de soldagem A1. Na ZTMA do tubo a microestrutura é composta por ferrita poligonal (PF) com aumento no tamanho de grão, e a possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004). Na ZTMA do anel central é possível verificar a presença de ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

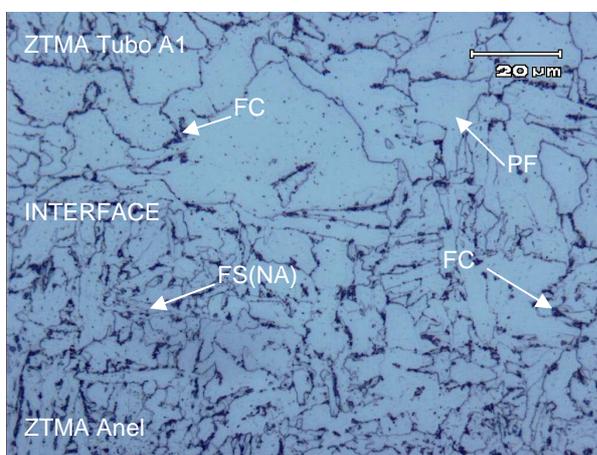


Figura 4.28: Micrografia da interface de soldagem A1. Na ZTMA do tubo microestrutura ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC). Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.29 pode-se observar a microestrutura do anel central onde houve a sobreposição de ZACs das soldas A1 e A2 região indicada pelo número 6 na macrografia da solda A1/A2. A matriz desta região é composta por ferrita poligonal (PF) com grão refinado

com relação ao material do anel não processado, e regiões com a possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

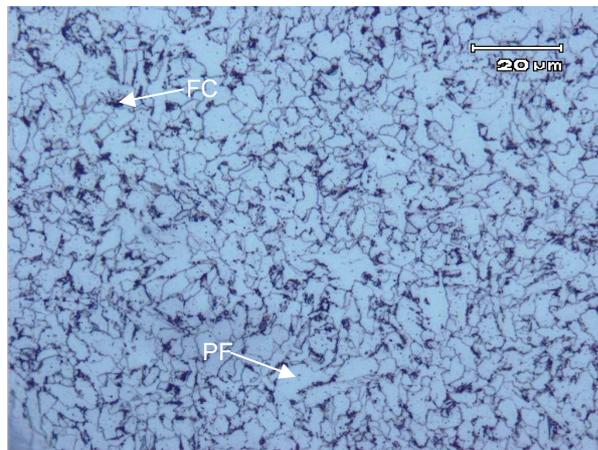


Figura 4.29: Micrografia região 6 sobreposição das ZACs anel central. A microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.30 é apresentada a microestrutura da interface de soldagem anel com o tubo A2. Na ZTMA do anel a microestrutura é composta por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A) (THEWLIS 2004). Na ZTMA do tubo a microestrutura é composta de ferrita de Widmanstätten não alinhada FC(NA), ferrita poligonal (PF) com crescimento de grão e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

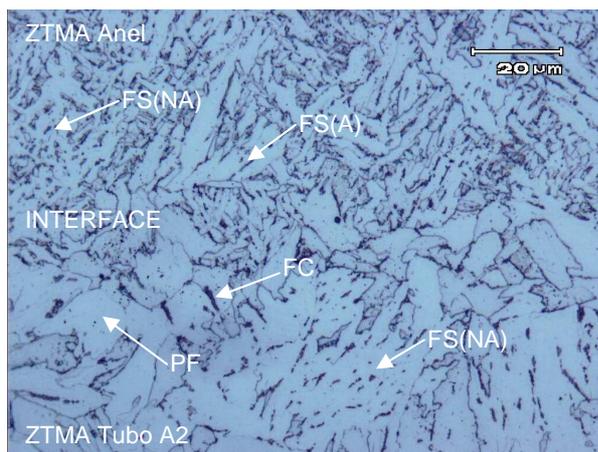


Figura 4.30: Micrografia da interface de soldagem A2. Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) e ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A). Na ZTMA do tubo A2 a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA), ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.31 é apresentada a microestrutura da ZAC do tubo A2 região indicada pelo número 10 na macrografia da solda A1/A2. Percebe-se uma redução no tamanho do grão ferrítico, indicando que houve modificações microestruturais nesta região com a entrada de calor proveniente do processamento. A microestrutura é composta de ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

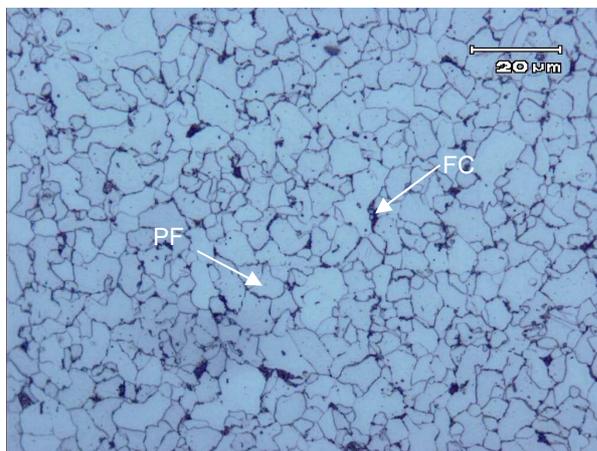


Figura 4.31: Micrografia da região 10 ZAC do tubo A2. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

A caracterização das principais regiões das soldas B1/B2 é realizada a seguir, sendo avaliadas todas as regiões da junta soldada com exceção do material de base dos tubos e do anel que é idêntico ao estudado nas soldas A1/A2. Na Figura 4.32 é apresentada a microestrutura da região 2 que corresponde a ZAC do tubo B1, indicada na macrografia do conjunto soldado (B1/B2). Nesta pode-se observar uma redução no tamanho de grão ferrítico quando comparado com o material de base do tubo isto é resultado do processamento dos tubos. A microestrutura é composta por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) segundo a classificação de (THEWLIS 2004).

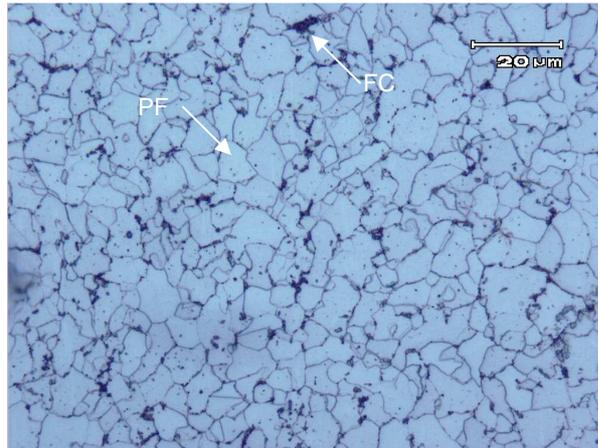


Figura 4.32: Micrografia da região 2 ZAC do tubo B1. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.33 pode-se observar a interface de soldagem B1/Anel. Na ZTMA do tubo B1 a microestrutura é composta por ferrita poligonal (PF) com evidente crescimento de grão quando comparado ao material de base e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004). Na ZTMA do anel a microestrutura evidencia o crescimento de grão ferrítico poligonal (PF) e apresenta ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) (THEWLIS 2004).

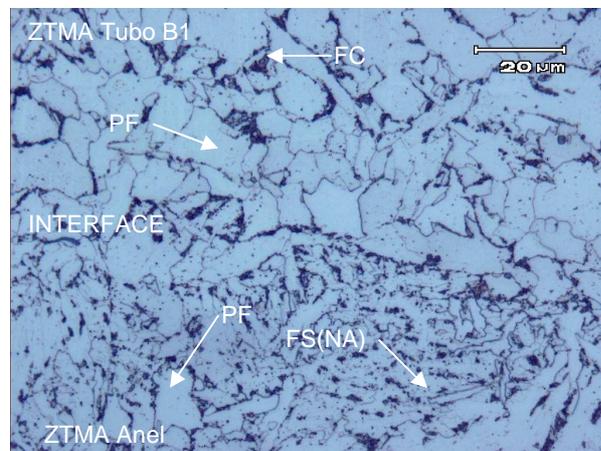


Figura 4.33: Micrografia da interface de soldagem B1. Na ZTMA do tubo B1 a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) com crescimento de grão e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC). Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada.

A Figura 4.34 apresenta a microestrutura formada na sobreposição das ZACs do anel região indicada pelo número 6 na macrografia das soldas B1/B2. Observa-se a presença de ferrita poligonal (PF), com grão refinado devido ao aquecimento desta região. e possível presença de ilhas de agregados de carboneto e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

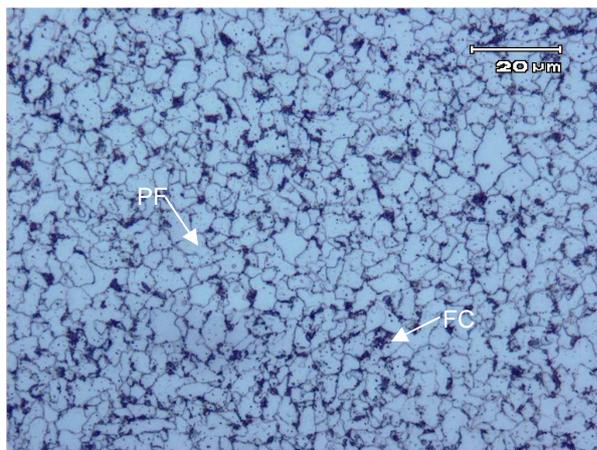


Figura 4.34: Micrografia região 6 sobreposição das ZACs do anel central. A microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregado de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.35 pode-se observar a interface de soldagem Anel/ Tubo B2. Na ZTMA do Anel a microestrutura é composta por ferrita idiomórfica PF(I), ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A) e ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) (THEWLIS 2004). A microestrutura da ZTMA do tubo B2 é composta por ferrita poligonal (PF) com crescimento de grão devido ao processamento e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

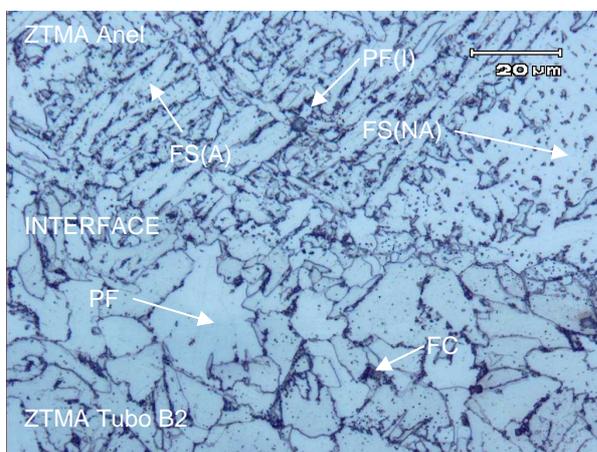


Figura 4.35: Micrografia da interface de soldagem B2. Na ZTMA do anel a microestrutura é formada por ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA), ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A) e ferrita idiomórfica PF(I). Na ZTMA do tubo B2 a microestrutura é formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

Na Figura 4.36 observa-se a microestrutura da ZAC do tubo B2 que é indicada pelo número 10 na macrografia das soldas B1/B2. Percebe-se redução no tamanho de grão

ferrítico, indicando que houve alteração devido ao aquecimento nesta região. A microestrutura é composta por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004).

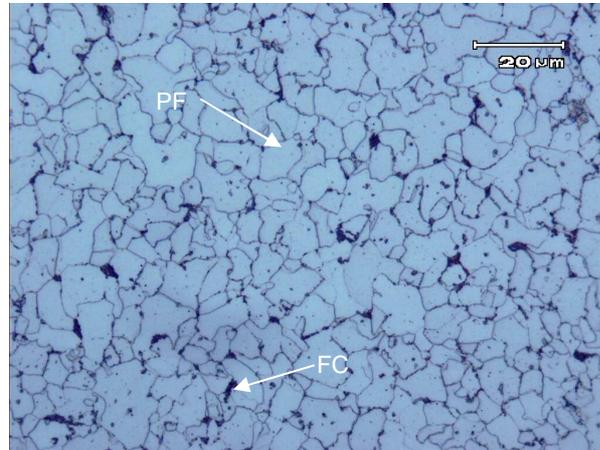


Figura 4.36: Micrografia da região 10 ZAC do tubo B2. Microestrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC).

A seguir são apresentadas as microestruturas em MEV com aumento de 2000X. Foram analisadas as regiões do material base dos tubos e anel, interface de soldagem das soldas A e B e ZAC dos tubos A e B. Na Figura 4.37 são apresentadas as microestruturas do material de base dos tubos e do anel intermediário. Os tubos apresentam uma estrutura com grãos de ferrita poligonal (PF) com forma arredondada e possível presença de agregados de carboneto e ferrita (FC), já o anel intermediário apresenta uma estrutura formada por ferrita poligonal (PF) com bandas de deformação e perlita (P) segundo a classificação de (THEWLIS 2004).

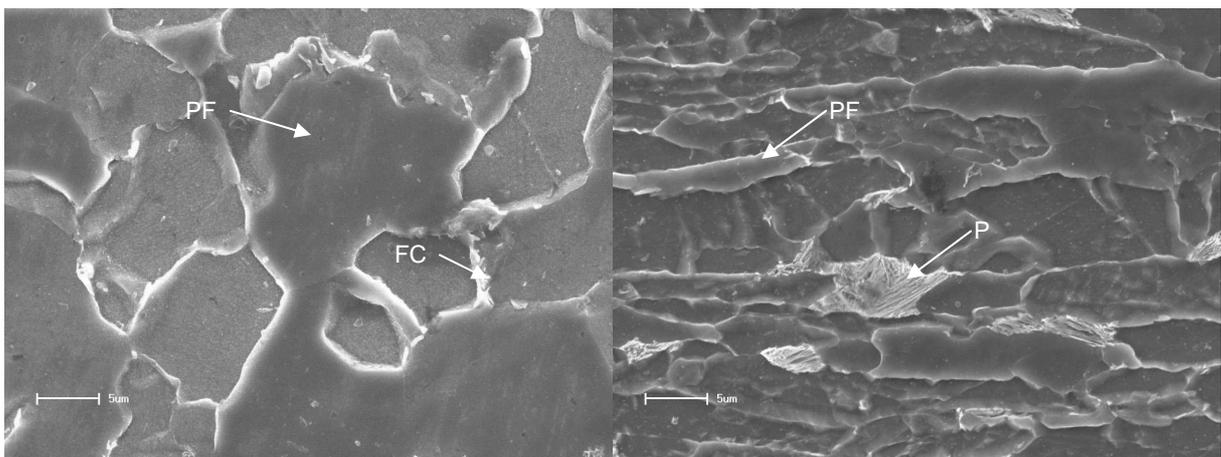


Figura 4.37: Foto MEV micrografia material de base tubo e anel central.

Na Figura 4.38 observa-se a microestrutura de uma região próxima a interface de soldagem do tubo A com o anel, é possível verificar o aumento do grão ferrítico poligonal (PF) quando comparado aos dos materiais de base do tubo e anel central (THEWLIS 2004).

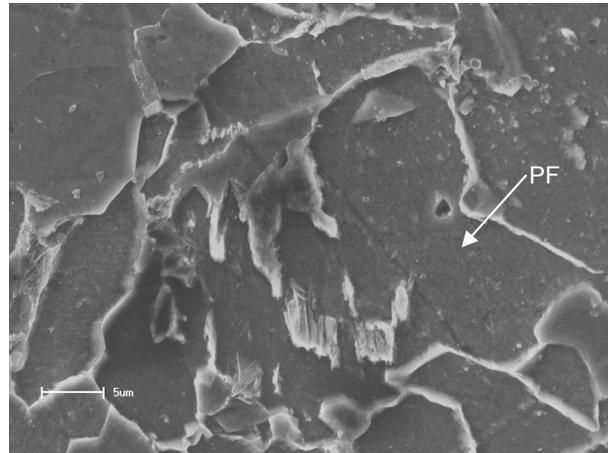


Figura 4.38: Interface de soldagem tubo A e anel.

Na Figura 4.39 observa-se a microestrutura da região adjacente a interface da solda B, é possível verificar o aumento no tamanho do grão ferrítico poligonal (PF), a presença de ferrita de Widmanstätten com microfase alinhada FS(A) e ferrita de Widmanstätten com microfase não alinhada FS(NA) (THEWLIS 2004).

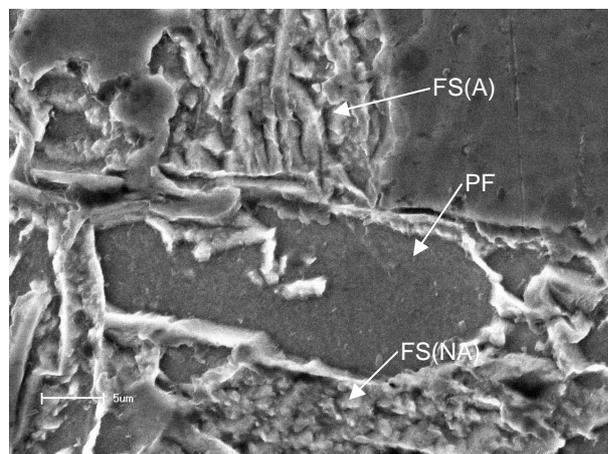


Figura 4.39: Interface de soldagem tubo B e anel.

Na Figura 4.40 observa-se a microestrutura da ZAC dos tubos A é possível verificar a presença de uma estrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004). É evidenciado redução no tamanho de grão com relação ao material de base dos tubos devido ao processamento a que esta região foi submetida.

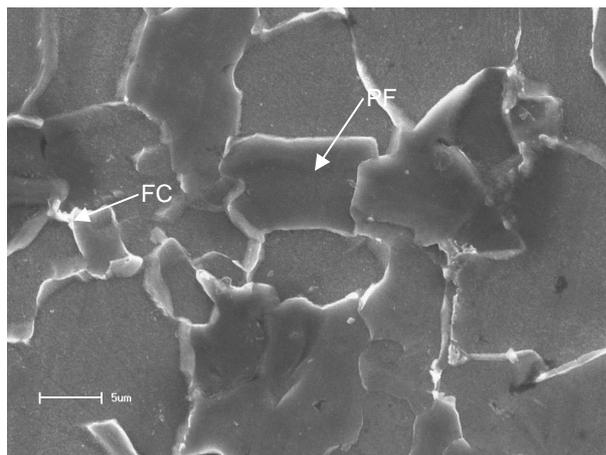


Figura 4.40: Microestrutura ZAC tubos A.

Na Figura 4.41 observa-se a microestrutura da ZAC dos tubos B é possível verificar a presença de uma estrutura formada por ferrita poligonal (PF) e possível presença de agregados de carbonetos e ferrita (FC) (THEWLIS 2004). Com redução no tamanho de grão ferrítico com relação ao material de base dos tubos devido ao processamento nesta região.

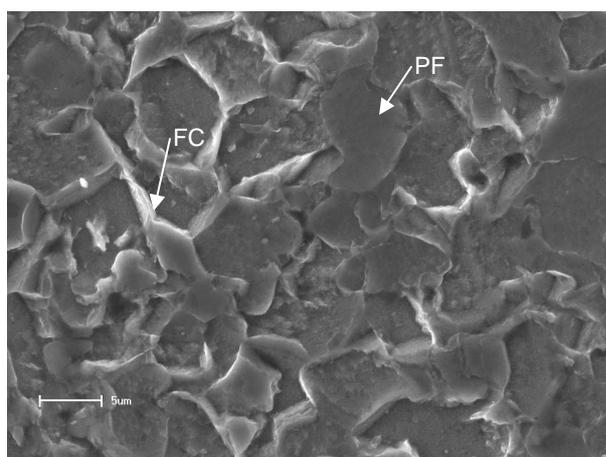


Figura 4.41: Microestrutura ZAC tubo B.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho mostrou que é possível a união de tubos de aço API 5L X65 por atrito na posição de topo sendo empregado um anel intermediário para centralização dos tubos.

É possível verificar regiões onde não houve a perfeita adesão das interfaces de soldagem ocasionando a ruptura com baixa ductilidade nos ensaios de tração, dobramento de raiz e fadiga. Estes defeitos podem ser atribuídos a possíveis desalinhamentos na inclinação do eixo da máquina que podem gerar um carregamento não uniforme em toda a seção soldada gerando falta de adesão nestas regiões.

Os corpos de prova de tração onde a ruptura ocorreu na região da ZAC dos tubos houve uma perda no limite de resistência quando comparado aos valores registrados para o material de base dos tubos, isto pode ser atribuído à redução nos valores de microdurezas registrados nestas regiões das soldas que diminuíram a resistência do material.

Nos ensaios de dobramento houve a tendência de abertura de trincas na região do anel central e interfaces de soldagem, indicando possíveis fragilizações nestas regiões.

Nos ensaios de fadiga foi registrada uma elevada dispersão nos resultados sendo que houve ruptura com baixo número de ciclos junto às interfaces de soldagem, isto pode ser atribuído a regiões onde não houve adesão nestes corpos de prova reduzindo assim a área resistente levando estes corpos de prova a falhar por sobrecarga nas interfaces de soldagem.

Nos ensaios de impacto Charpy houve elevada dispersão nos resultados registrados para as interfaces das juntas soldadas, sendo verificada a presença de micromecanismo de falha predominante por coalescência de microcavidades em corpos de prova com elevada energia absorvida e fratura dominada por clivagem nos corpos de prova onde a falha ocorreu com baixa absorção de energia.

Na caracterização microestrutural das diferentes regiões da junta soldada foi observado o crescimento de grão ferrítico poligonal e a presença de ferrita de Widmanstätten junto às interfaces de soldagem, e refino de grão nas regiões das ZACs dos tubos e anel intermediário.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Soldar e fazer caracterização mecânica e metalúrgica em tubos de classes API superiores como o X70, X80 e X120;
- Utilizar técnicas de ensaios não destrutivos como atenuação ultrasônica, TOFD e Phased Array para mapeamento de possíveis defeitos nas diferentes regiões das juntas soldadas por fricção;
- Testar novas geometrias de tubos e chapas para avaliar a qualidade das soldas;
- Utilizar pré-aquecimento para facilitar a união dos materiais;
- Utilizar técnicas como microscopia de transmissão e análise por difração de elétrons retroespalhados para obtenção de maior resolução na avaliação das microestruturas;

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALVES, E.P., NETO, F.P., AN, C.Y, **SOLDAGEM DA LIGA ALUMINIO 1050 COM AÇO INOXIDÁVEL 304 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO ROTATIVA CONVENCIONAL.** Instituto de Aeronáutica e Espaço IAE.<<http://mtc-m19.sid.inpe.br/col/sid.inpe.br/mtc-m19/2011/03.03.15.03.51/doc/03.03.15.03.51.pdf>> Acessado em 19 Dezembro 2012.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L:** Specification for Line Pipe, 2004.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, API Standard 1104. Welding of pipeline and related facilities, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E190.** Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds, 1992.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E23.** Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2001.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E384.** Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 2000.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E8M.** Standard Test Methods Tension Testing of Metallic Materials [Metric], 2001.
- ASM Handbook, vol 6., **Welding, Brazing and Soldering.** ASM, International 1993.
- AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook. 8.** ed. Miami, 1991. v. 2, (0-87171-354-3).
- DE FARIA, P.E., BACARENSE, A.Q., **Soldagem por Fricção.** Infosolda 2003, www.infosolda.com.br (online), www.infosolda.com.br/new_site/getFile.php?t=d&i=139.
- DUNKERTON, A. Johansen and S. Frich: Weld Jornal., 1987, 7, 40–47.
- ELLIS, C. R. G.- **Continuous Drive Friction Welding of Mild Steel. Welding Journal,** p 183s-197s, Apr. 1972.
- FAES, K., DHOOGHE, A., DE BAETS, P., AFSCHRIFT, P, **New friction welding process for pipeline girth welds – welding time optimization.** Springer-Verlag London Limited, p 982 – 992, 2009.

- FAES, K., DHOOGHE, A., DE BAETS, P., VAN DER DONCKT, E., DE WAELE, W, **Parameter optimization for automatic pipeline girth welding using a new friction welding method.** Materials and design, p 581 – 589, June 2008 a.
- FAES, K., DHOOGHE, A., JASPART, O., D'ALVISE, L., AFSCHRIFT, P., DE BAETS, P, **New friction welding process for pipeline girth welds – parameter optimization.** Proc. IMechE Vol 221, p 897 – 907, January 2007.
- FAES, K., VERMEIRSCH, W., DENYS, R., VAN DER DONCKT, E, **Influence of forge pressure on properties of friction welded pipelines using intermediate rings.** Science and Technology of Welding and Joining, p 445 – 451, April 2008 b.
- GORNI, A.A. **Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações.** Corte e Conformação de Metais, 2:19, p.78-93, Novembro 2006.
- GORNI, A.A., SILVEIRA, J.H.D., REIS, J.S.S. **METALURGIA DOS AÇOS MICROLIGADOS USADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS SOLDADOS COM GRANDE DIÂMETRO.** Revista Tubo & Companhia, 5:26, p.52-63, Setembro 2009.
- GRAY, J.M. **Recent Developments in Plate and Linepipe Steels.** In: Sino-Brazilian Symposium: Niobium in Steels and Alloys. Proceedings. CBMM, Beijing, p.15-62, 1999.
- GRIMPE, F. **Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120.** In: 1st International Conference on Super-High Strength Steels. Proceedings. Associazione Italiana di Metalurgia/Centro Sperimentali Materiali, Rome, November 2004, 10 p.
- HULKA, K. & HEISTERKAMP, F. **Weldability Considerations in the Development of Structural Steels.** In: Third International Conference on HSLA Steels. Proceedings. The Chinese Society for Metals, Beijing, p. 543-551 October 1995.
- HULKA, K. **Experience with Low Carbon HSLA Steel Containing 0,06 to 0,10 Percent Niobium.** Niobium Technical Report, n° 1/04, 27 p, August 2004.
- K. FAES. F. MAAS, P. De BAETS, W. De WAELE, E. VAN DER DONCKT, D. DELBAERE. **Weldability of micro-alloyed high-strength pipeline steel using a new friction welding variant.** Proceedings of the 2nd South East European IIW International Congress, Sofia, Bulgaria, Oct. 21 – 24 2010.
- KOZASU, I. Processing – **Thermomechanical Controlled Processing.** In: Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels, vol. 7, VCH, Weinheim, p. 186-217, 1992.
- LAGNEBORG, R. **The Rôle of Vanadium in Microalloyed Steels.** Scandinavian Journal of Metallurgy, 28:5, p.186-241, October 1999.

- MATTEI, F. DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTO PARA ESTUDO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO. Dissertação Universidade Federal do Rio Grande do Sul, PPGE3M, Fevereiro de 2011.
- OKIMOTO, P.C, Conceito fundamentos e classificação (notas de aula). <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAASOAAH/soldagemacessado>> 19 Dezembro 2012.
- OLIVEIRA FORTES, C.J.F – “**Estudo das metodologias de Integral J e CTOD Aplicadas ao Aço ao NiCrMo de especificação HY-80**”, Dissertação de M.Sc. Coppe/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1993.
- PAXTON, H.W. **The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties.** Proceedings. Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, p.185-211, June 1980.
- PIRES, R.R. **EFEITO DA GEOMETRIA, DA FORÇA AXIAL E DA ROTAÇÃO NO REPARO POR ATRITO.** Dissertação Universidade Federal de Uberlândia, 2007.
- TenarisConfab**<<http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/prodser/procesoerwlong.aspx>> visitado em 19 dezembro 2012.
- THEWLIS, G. **Classification and quantification of microstructures in steels.** Materials Science and Technology, p 143 – 160, Vol 20, February 2004.
- THOUVENEL, L. LIEURADE, H.P. CETIM, S. **The Fatigue Strength of Friction Welded Joints.** International Institute of Welding, IIW Doc. XIII-1849-00, p. 3 – 28, 1998.
- W. LUCAS: Met. Construct. Brit. Weld J., 1971, 293-297.
- YURIOKA, N. **Physical Metallurgy of Steel Weldability.** ISIJ International, 41:6, p.566-571, June 2001.