

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

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE DA SOLDA DE UM AÇO BAIXA LIGA C-Mn  
OBTIDO PELO PROCESSO FHPP (*FRICION HYDRO PILLAR PROCESSING*)**

**Bruna Brito Freitas**

Dissertação para obtenção do Título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre  
2015

**BRUNA BRITO FREITAS**

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE DA SOLDA DE UM AÇO BAIXA LIGA C-Mn  
OBTIDO PELO PROCESSO FHPP (*FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING*)**

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

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre  
2015

BRUNA BRITO FREITAS

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE DA SOLDA DE UM AÇO BAIXA LIGA C-Mn  
OBTIDO PELO PROCESSO FHPP (*FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING*)**

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

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Mariane Chludzinski, FAURGS

Prof. Dr. Toni Roger Schifelhain De Lima, FAURGS

Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGEM/UFRGS

Coordenador do PPGE3M Carlos P Bergmann

Dedico esta dissertação a todos os leitores...

## **AGRADECIMENTOS**

Aos Professores Telmo Roberto Strohaecker e ao Professor Afonso Reguly, pelo apoio prestado.

Ao Laboratório de Metalurgia Física - Lamef e ao CNPq, pelo apoio financeiro.

Aos meus colegas do Grupo de Análise de Falhas – Gaf/Lamef pelo companheirismo, em especial ao bolsista Lucas Mendonça pela ajuda prestada na elaboração deste trabalho.

Por fim, não menos importante, aos meus familiares: pai, mãe e ao meu namorado Ângelo Machado, peças fundamentais na minha vida.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	X
LISTA DE SÍMBOLOS .....	XI
RESUMO .....	XII
ABSTRACT .....	XIII
1.0 INTRODUÇÃO .....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	2
2.1 Classificação dos Aços .....	2
2.2 Processo FHPP .....	3
2.2.1 Breve Histórico .....	3
2.2.2 Funcionamento do Processo .....	4
2.2.3 Geometria dos Corpos de Prova .....	6
2.2.4 Influência dos Parâmetros do Processo .....	6
2.2.5 Vantagens e Desvantagens .....	8
2.3 Avaliação de Tenacidade .....	9
2.3.1 Ensaio Charpy .....	10
2.3.2 Mecanismos de Fratura .....	12
2.4 Transformações Metalúrgicas .....	12
2.5 Revenido .....	15
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS .....	18
3.1 Materiais .....	18
3.2 Parâmetros Geométricos .....	19
3.3 Equipamento e Parâmetros de Soldagem .....	20
3.4 Preparação de Amostras e Caracterização Macro e Microestrutural ..	21
3.5 Perfis de Microdureza .....	21
3.6 Ensaio Charpy .....	22

4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	25
4.1	Macrografias .....	25
4.1.1	Solda S1 .....	25
4.1.2	Solda S2 .....	26
4.1.3	Solda S3 .....	28
4.2	Microestruturas geradas no processo .....	29
4.2.1	Material Base .....	30
4.2.2	Região central do pino .....	31
4.2.3	Interface entre material base e pino .....	32
4.3	Perfis de Microdureza .....	34
4.3.1	Solda S1 .....	34
4.3.2	Solda S2 .....	35
4.3.3	Solda S3 .....	36
4.4	Ensaio Charpy e Fractografia .....	37
4.4.1	Ensaio Charpy no material base .....	38
4.4.2	Ensaio Charpy na solda S2.....	39
4.4.3	Ensaio Charpy na solda S3.....	42
5.0	CONCLUSÕES .....	45
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	46
7.0	REFERÊNCIAS .....	47

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Representação esquemática do funcionamento do processo FHPP. ....	5
Figura 2.2	Força dinâmica durante a soldagem pelo método FHPP. ....	5
Figura 2.3	Geometrias utilizadas na junta soldada por FHPP. ....	6
Figura 2.4	Macroestruturas em função da força axial e temperatura de preaquecimento em um aço C-Mn soldado por FHPP / (a) 25kN, sem preaquecimento; (b) 50kN, sem preaquecimento; (c) 200kN, sem preaquecimento; (d) 200kN e 200°C de preaquecimento; (e) 400kN sem preaquecimento; (f) 400kN e 200°C de preaquecimento. ....	7
Figura 2.5	Desenho esquemático de uma máquina pendular de impacto Charpy....	10
Figura 2.6	Diagrama de causa-efeito nos resultados de energia nos ensaios de impacto Charpy .....	11
Figura 2.7	Tipos de mecanismos de fratura. ....	12
Figura 2.8	Proporção das fases presentes em amostras soldadas de um aço C-Mn em função do teor de Manganês. (a) 0,03% de carbono / (b) 0,12% de carbono.....	13
Figura 2.9	Influência do percentual de ferrita acicular presente na microestrutura de um aço C-Mn soldado na tenacidade à fratura.....	14
Figura 2.10	Efeito do teor de Manganês na dureza de um aço C-Mn, com 0,2% de carbono, revenido em diversas temperaturas .....	17
Figura 3.1	Representação esquemática da metodologia utilizada. ....	18
Figura 3.2	Geometria utilizada para a confecção do pino consumível e furo na chapa do metal de base (medidas em milímetros).....	19
Figura 3.3	Equipamento de soldagem e solda sendo realizada. ....	20
Figura 3.4	Representação da posição do corte por eletroerosão da seção transversal das amostras soldadas. ....	21
Figura 3.5	Localização dos perfis de microdureza realizados em ambas as amostras soldadas.....	22
Figura 3.6	Representação do pino, enfatizando o posicionamento do corpo de prova Charpy.....	22
Figura 3.7	Modelo de retirada da amostra Charpy para o posicionamento do entalhe na interface da solda.....	23
Figura 3.8	(a) Local onde as amostras eram acondicionadas para ficar na temperatura de 0°C / (b) Máquina utilizada para realização dos ensaios Charpy.....	24
Figura 4.1	Metalografias da amostra S1: (a) macrografia da solda / (b) macrografia mostrando a falta de preenchimento e vazios no lado direito da solda / (c) micrografia enfatizando os vazios no lado esquerdo da solda. ....	26

Figura 4.2	Metalografias da amostra S2: (a) macrografia do solda / (b) micrografia enfatizando a interface no lado direito da solda / (c) micrografia destacando os vazios na ponta do pino da solda. ....	27
Figura 4.3	Metalografias da amostra S3: (a) macrografia do solda / (b) micrografia enfatizando a interface no lado direito da solda / (c) micrografia destacando a ponta do pino da solda / (d) perfil de microdureza localizado a 20 mm indicando, ainda, a presença de microtrincas próximo a interface. ....	28
Figura 4.4	Micrografias do material de base em diferentes aumentos. ....	30
Figura 4.5	Micrografia da região central do pino. ....	31
Figura 4.6	Microestrutura referente à amostra S1. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento. ....	32
Figura 4.7	Micrografia referente a amostra S2. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento. ....	33
Figura 4.8	Micrografia referente à amostra S3. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento. ....	33
Figura 4.9	Perfis de dureza para a amostra S1: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base. ....	34
Figura 4.10	Perfis de dureza para a amostra S2: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base. ....	36
Figura 4.11	Perfis de dureza para a amostra S3: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base. ....	37
Figura 4.12	Região da fratura do corpo de prova CP 01. ....	39
Figura 4.13	Fractografia enfatizando a fratura dúctil no corpo de prova CP 02. ....	39
Figura 4.14	Região da fratura do corpo de prova CP 06. ....	40
Figura 4.15	Detalhe do comportamento da fratura do CP 08. ....	41
Figura 4.16	Fractografia enfatizando a região de transição entre a fratura dúctil e frágil no corpo de prova CP 06. ....	41
Figura 4.17	Fractografia enfatizando a região de fratura frágil no corpo de prova CP 08. ....	42
Figura 4.18	Região da fratura do corpo de prova CP 12. ....	43
Figura 4.19	Detalhe do comportamento da fratura: (a) CP 12 / (b) CP 10. ....	43
Figura 4.20	Fractografia enfatizando a fratura frágil do CP 10. ....	44
Figura 4.21	Fractografia enfatizando a mudança do plano da fratura do CP 12. ....	44

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do material de base.....	19
Tabela 3.2	Parâmetros de soldagem utilizados nos testes com a MPF 1000.....	20
Tabela 4.1	Valores adquiridos nos ensaios Charpy para o material de base realizados a 0 °C.....	38
Tabela 4.2	Valores adquiridos nos ensaios Charpy para a solda S2 realizados a 0 °C. .....	40
Tabela 4.3	Valores adquiridos nos ensaios Charpy para a solda S3 realizados a 0 °C. .....	42

## LISTA DE SÍMBOLOS

AISI	American Iron and Steel Institute
AWS	American Welding Society
ASTM	ASTM International
C-Mn	Composição Química do aço Carbono Manganês
CP	Corpo de Prova
FHPP	Friction Hydro Pillar Processing;
HV	Dureza Vickers
J	Joule (unidade de energia)
kN	Quilonewton (1000 N)
MA	Constituinte Austenita retida e Martensita
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
mm	Milímetros
MO	Microscópio Ótico
N	Newton (medida de força)
rpm	Rotações por minuto
SAE	Society of Automotive Engineers
T	Temperatura
Ws	Temperatura de início da formação de Widmantätten
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

## RESUMO

Os processos de soldagem por atrito apresentam diversas vantagens na união de materiais metálicos. O *Friction Hydro Pillar Processing* (FHPP) é um processo recente utilizado para fabricação e reparo de estruturas, que surge como uma alternativa à soldagem convencional. As interfaces das soldas FHPP são geralmente as partes mais suscetíveis à falha, devido à concentração de defeitos e microestrutura heterogênea. Por ser uma técnica recente e pouco difundida é importante avaliar as juntas soldadas por esse processo. Diante desse contexto, este trabalho teve como objetivo analisar os resultados macro e microestruturais de um aço C-Mn submetido ao processo FHPP, utilizando-se diferentes parâmetros, e relacioná-los com o perfil de microdureza. Além disso, avaliar a tenacidade ao impacto nas regiões de interface da solda e no material base. Para isso, foram realizados estudos metalográficos e perfis de microdureza Vickers em diferentes regiões das soldas. Complementarmente foram ensaiadas as interfaces das soldas que obtiveram os melhores resultados, através do ensaio Charpy, para avaliação de tenacidade ao impacto. Durante a soldagem foram utilizadas diferentes forças axiais e de recalque, obtendo como resultados variações, principalmente, nas interfaces soldadas. As alterações visualizadas nas interfaces, geraram uma tenacidade ao impacto menor do que a do material base. Esse fato pode ser atribuído, principalmente, porque o material base apresentou uma microestrutura predominantemente ferrítica, enquanto as interfaces soldadas apresentaram microestruturas heterogêneas, com presença de ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten, martensita revenida e bainita.

**Palavras-Chave:** Soldagem por fricção, *Friction Hydro Pillar Processing*; microestruturas; tenacidade ao impacto.

## ABSTRACT

Friction welding processes offer several advantages to join metallic materials. Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) is a recent process used to manufacture and repair of underwater structure, emerging as an alternative for the conventional welding. FHPP welding interface are generally most susceptible to failure due to its heterogeneous microstructure and defects concentration. As FHPP is a quite recent little known technic, evaluate joints welded by this process is important. In this context, this study objective is to analyze macro and microstructural results of a C-Mn steel welded under different FHPP process parameters, and relate this results to a microhardness profile. Besides that, evaluate welding interface and base material impact toughness. To do that, metallographic analysis and microhardness profiles were done in different regions of the welded joint. In addition welded interfaces with the best results were Charpy tested for impact toughness evaluation. Different axial and forging forces were used, achieving macro and microstructural variations mainly in welded interface as a result. These variations caused interface to have lower impact toughness than base material. It can be explained by the base material mainly ferritic structure, whilst welded interface showed heterogeneous microstructures with acicular ferrite, Widmantätten ferrite, tempered martensite and bainite.

**Key Words:** Friction welding, *Friction Hydro Pillar Processing*; microstructures; impact toughness;

## 1.0 INTRODUÇÃO

O mercado mundial está se desenvolvendo continuamente em todos os segmentos com a finalidade de melhorar a qualidade e diminuir os custos. Novos processos de união de metais são responsáveis por aprimorar a tecnologia de soldagem. O aperfeiçoamento e a criação de novas técnicas de soldagem são responsáveis por conservar as propriedades mecânicas e realizar soldas com um menor número de defeitos.

Este trabalho apresenta uma avaliação metalográfica e da tenacidade ao impacto de juntas geradas pelo processo de soldagem por atrito FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*) em um aço C-Mn, utilizado em estruturas de ancoragem offshore. O processo FHPP surge como uma alternativa ao processo convencional por ser totalmente no estado sólido. A ausência da fase líquida evita o surgimento de problemas gerados devido à absorção de gases, que causam trincas e poros nos cordões de soldas. Além disso, apresenta vantagens devido à ausência de fumos, por não necessitar de gás de proteção e por gerar um baixo nível de calor.

A soldagem por fricção é utilizada na fabricação e reparo de estruturas submersas de plataformas e navios utilizados na extração de óleo e gás. Sua aplicação é indicada em metais que apresentam limitações nas qualidades das soldas quando utilizados métodos tradicionais de soldagem. O Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul tem desenvolvido diversos estudos sobre o processo FHPP, desde o desenvolvimento de máquinas para o processo até o estudo das propriedades mecânicas e metalúrgicas geradas nas estruturas soldadas.

Desta forma, o trabalho tem como principal objetivo analisar o comportamento da tenacidade ao impacto nas regiões da interface e do material base de juntas produzidas a partir da soldagem por fricção com a utilização de diferentes parâmetros. Além disso, analisar as metalografias das juntas produzidas por FHPP para relacionar com os perfis de microdureza. Assim como, estudar as micrografias e correlacioná-las com o ensaio Charpy.

## 2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A seguir será apresentada uma breve revisão sobre: o aço utilizado, o processo de soldagem e a avaliação de tenacidade realizada através do ensaio Charpy.

### 2.1 Classificação dos Aços

A necessidade da indústria por aços com propriedades mecânicas otimizadas tem instigado o estudo de novas técnicas de soldagem e elaboração de novas composições químicas. Alexandre (2010) afirma que as propriedades mecânicas de juntas soldadas são determinadas pela composição química dos aços juntamente com os ciclos térmicos aos quais o material é submetido durante o processo de soldagem.

Segundo Perini (2008) é possível obter uma combinação entre resistência mecânica e tenacidade das soldas com a adição de elementos de liga, tais como titânio, molibdênio, níquel, cromo, vanádio e alumínio, pois esses agem de forma a alterar a temperabilidade do aço. Nesse contexto, a presença de elementos de liga tais como cromo, níquel, manganês e molibdênio desempenham papel importante para a obtenção de altos níveis de resistência (PERINI, 2008; TRAISET 2009). De uma maneira geral, Svensson (1999) expõe que quanto maior a porcentagem de elementos de liga maior será a resistência mecânica e menor será a tenacidade, com exceção do níquel que tende a aumentar a resistência ao impacto.

Aços que combinam resistência com tenacidade podem ter as mais diversas aplicações. É possível fabricar virabrequins, eixos em geral, peças para máquinas de perfuração, engrenagens, entre outros equipamentos e peças.

Aços ao manganês da série SAE 13XX são aços carbono baixa liga ao manganês. Nestes aços, o teor de carbono varia de 0,18 a 0,48%, de manganês entre 1,6 e 1,9% e de silício entre 0,2 e 0,35%. Esses aços são utilizados em geral para peças grandes forjadas, como eixos e árvores de comando para solicitações médias, devido a sua alta tenacidade.

Para a soldagem convencional, por ser um aço baixa liga, o preaquecimento não é necessário para os menores teores de C e Mn. Para aços com teores de carbono maiores que 0,25%, um pré-aquecimento entre 120 e 150°C é necessário. Para maiores teores de C e Mn e para juntas de grande espessura, a temperatura de pré-aquecimento pode atingir 300°C, sendo recomendado o uso de alívio de tensões (MODENESI, 2011).

## 2.2 Processo FHPP

O processo FHPP é um processo de soldagem por atrito em sua essência. Dessa forma é interessante entender alguns fenômenos envolvidos neste processo de uma maneira geral, bem como os motivos de seu desenvolvimento e utilização.

### 2.2.1 Breve Histórico

Apesar de possuir aparência moderna, existem fortíssimos indícios de que a união dos materiais já era praticada a cerca de quatro mil e oitocentos anos, as margens dos rios Nilo, Tigre-Eufrates, principalmente por brasagem em fase sólida. Na idade do bronze, por exemplo, é possível apreciar no Museu Nacional de Dublin (Irlanda), soldagem por pressão em peças de ouro. Entretanto, a soldagem se desenvolveu somente no final do século XIX, sendo, na escala histórica, um processo muito recente (MACHADO, 1996).

A soldagem por atrito foi primeiramente patenteada em 1891 segundo a AWS (*American Welding Society*), porém, ganhou destaque somente em 1950, quando foram referidas aplicações de origem russas. Em 1960, o processo ganhou aceitação na indústria automobilística com soldagem de escapes bimetálicos, carcaças de eixos traseiros e eixos de movimentação da roda dianteira (NICHOLAS, 2003). Além disso, esse processo foi ampliado na década de 90, utilizado para unir e reparar estruturas ferrosas e não ferrosas (THOMAS e NICHOLAS, 1996). Logo, é uma técnica que está em desenvolvimento, o que gera motivação para o seu estudo.

O processo de soldagem por atrito com pino consumível (FHPP) ocorre no estado sólido, o que propicia a ligação entre as partes através de um aquecimento gerado mecanicamente. A soldagem é feita em poucos segundos, gerando uma solda de alta resistência e com uma zona termicamente afetada relativamente pequena (AMBROZIAK, 2007; LESSA, 2011). Devido as suas características, esse tipo de

soldagem reduz significativamente a ocorrência de problemas associados à fusão e solidificação, como absorção e evolução de hidrogênio (MEYER, 2002). As características presentes após a soldagem por atrito são: ausência de região fundida, estreita zona termicamente afetada e formação característica de material deformado plasticamente ao redor da união, conhecido como *flash* (LESSA, 2011). O sucesso dessa união metalúrgica dependerá da remoção de filmes de óxidos e materiais adsorvidos das superfícies a serem unidas, além da existência de substancial deformação plástica das camadas superficiais do metal (LEBEDEV, 1992; LESSA, 2011).

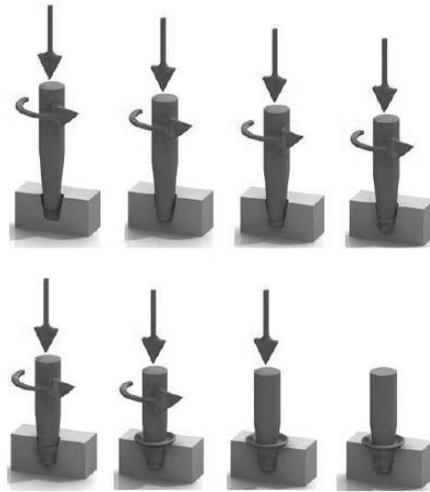
### 2.2.2 Funcionamento do Processo

FHPP é um processo de soldagem de pinos por atrito desenvolvido para unir e reparar estruturas metálicas ferrosas ou não ferrosas (THOMAS e NICHOLAS, 1996). Este processo é derivado da técnica chamada *Tapered Plug Welding* (LESSA, 2011), que foi apresentado por Andrews e Mitchell (1990), com o objetivo de realizar reparos de estruturas *offshore* em condições subaquáticas. O *Tapered Plug Welding* difere do FHPP pelo fato de trabalhar com orifícios passantes, onde a maior concentração de deformação plástica encontra-se nas paredes laterais, e não ao longo do pino.

No processo FHPP, primeiramente é usinado um furo cego na estrutura a ser feito o reparo com formato cilíndrico. Em seguida, um pino consumível é rotacionado e forçado axialmente contra o fundo do furo da estrutura que é mantida estável, gerando calor e camadas plastificadas do material. A camada plastificada coalesce e comprime uma série de interfaces adiabáticas helicoidais. Segundo dos Santos et al (2001), o processo é rápido e de baixo custo, oferecendo economia em custos de operação e logística, resultando em uma solda de alta qualidade. A Figura 2.1 exemplifica o funcionamento básico do processo.

Ao final do processo, a rotação é interrompida e a força axial pode ser mantida ou até aumentada por certo intervalo de tempo, sendo chamada de força de forjamento ou de recalque, concluindo o processo de soldagem (MARQUES, 2009; NICHOLAS, 1995).

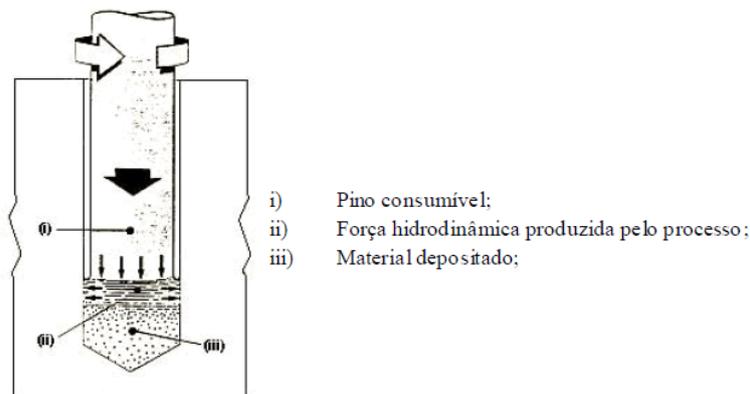
Figura 2.1 Representação esquemática do funcionamento do processo FHPP.



Fonte: ROSADO (2008).

O caráter viscoso da camada plastificada transmite força hidrostática, axial e radial, para dentro e para as paredes do orifício, promovendo a união metalúrgica. Dessa forma, a interface em atrito avança com deposição e recristalização de material, preenchendo toda cavidade (YEH, 2012). A Figura 2.2 apresenta as forças hidrodinâmicas existentes no processo.

Figura 2.2 Força dinâmica durante a soldagem pelo método FHPP.



Fonte: THOMAS e NICHOLAS, 1996.

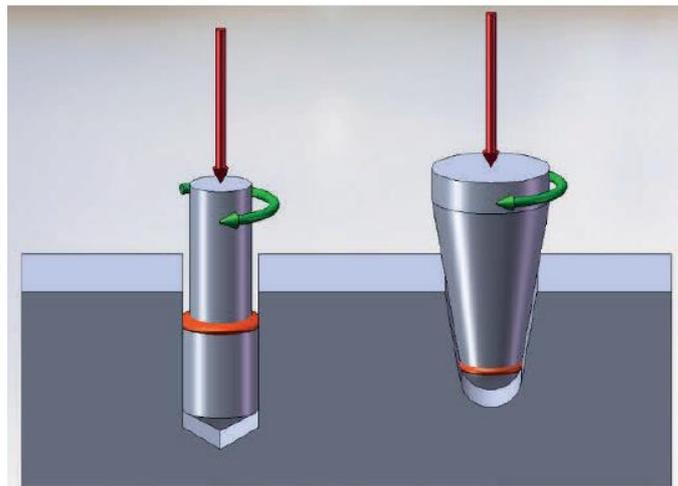
Durante a soldagem, o pino é totalmente plastificado na interface do furo. O material plastificado desenvolve uma velocidade mais rápida que a velocidade de avanço do pino, de forma que possíveis impurezas que poderiam provocar o aparecimento de discontinuidades sejam expulsas para fora da cavidade, formando uma rebarba (THOMAS E NICHOLAS 1996).

A fricção e as deformações a que o material é submetido fazem com que a solda ocorra em um tempo menor que um minuto, dependendo do material, velocidade relativa, pressão axial e profundidade da cavidade (ROSADO 2008).

### 2.2.3 Geometria dos Corpos de Prova

O processo de soldagem FHPP conta com duas configurações geométricas distintas, sendo uma geometria constituída por uma forma cilíndrica ou cônica. A Figura 2.3 mostra esses dois perfis.

Figura 2.3 Geometrias utilizadas na junta soldada por FHPP.



Fonte: PIRES, 2007.

A geometria cilíndrica é indicada para paredes mais grossas e o perfil cônico para estruturas mais finas. O diâmetro do pino cônico aumenta conforme a espessura da parede a ser reparada e a dificuldade do processo também fica mais acentuada, pois são necessários aparelhos mais robustos (PINHEIRO et al, 2001).

### 2.2.4 Influência dos Parâmetros do Processo

Unfried et al (2009) observou em seu estudo que diferentes regiões são formadas em um aço C-Mn, pelo processo FHPP. O autor realça que a constituição dessas regiões depende da deformação e do aquecimento local, os quais são consequência dos parâmetros de processo.

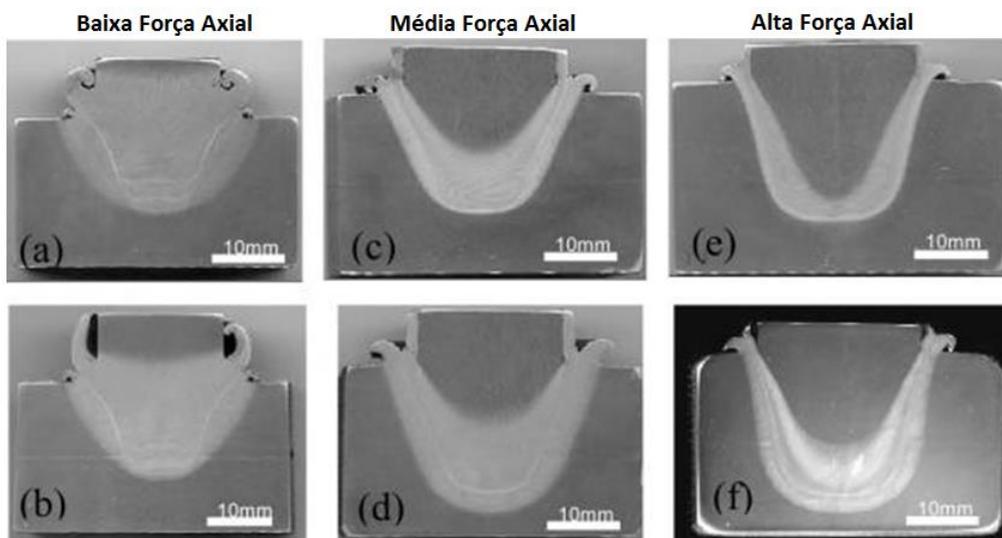
Entre as variáveis do processo FHPP e suas influências, podemos citar (LESSA, 2011; AMBROZIAK, 2007; UNFRIED et al, 2009):

- Velocidade de rotação: movimento relativo do pino, responsável pela geração do atrito e conseqüentemente do calor. O aumento da velocidade de rotação acentua o efeito de polimento das interfaces, influenciando no tempo que as superfícies em contato irão atingir a temperatura desejada (VOINOV, 1968; LESSA 2011) e na taxa de resfriamento (AMBROZIAK, 2007). O aumento do tempo gera aumento da ZTA (zona termicamente afetada), reduzindo a dureza. A redução da velocidade de rotação aumenta a taxa de resfriamento, resultando em maior dureza;

- Força axial: força aplicada axialmente normal à superfície do furo. Deve garantir um contato entre as superfícies, expulsando impurezas e evitando a oxidação. A força axial depende dos materiais e da geometria da junta. Maiores forças geram menor tempo de soldagem e maior taxa de resfriamento, influenciando a microestrutura, a ZAC e as propriedades mecânicas; (LESSA, 2011; UNFRIED et al, 2009; AMBROZIAK, 2007). O aumento da força axial leva a um aumento da taxa de resfriamento, reduzindo o tamanho da ZTA e aumentando a dureza da região;

A Figura 2.4 mostra as macrografias de um aço C-Mn submetido a diferentes cargas axiais e preaquecimentos. Pode-se verificar que o aumento da primeira variável leva a uma redução da ZAC, e o efeito é contrário para o aumento do preaquecimento.

Figura 2.4 Macroestruturas em função da força axial e temperatura de preaquecimento em um aço C-Mn soldado por FHPP / (a) 25kN, sem preaquecimento; (b) 50kN, sem preaquecimento; (c) 200kN, sem preaquecimento; (d) 200kN e 200°C de preaquecimento; (e) 400kN sem preaquecimento; (f) 400kN e 200°C de preaquecimento.



Fonte: UNFRIED et al, 2009.

- Comprimento de queima: quantidade de material processado (*burn off*), medido pelo encurtamento sofrido pelo pino. Segundo Chludzinski (2013) seu valor é fixado para determinado procedimento de soldagem, correspondendo ao comprimento que produz um volume equivalente ao volume do furo (mais a rebarba). A força axial aplicada juntamente com a velocidade de rotação irá controlar o comprimento de queima. Determinar o valor de consumo é necessário para preencher a cavidade completamente, caso seja inferior, a cavidade não será totalmente preenchida.

- Tempo de aquecimento: é determinado como sendo o período de tempo entre o primeiro contato das superfícies de atrito até o momento em que a velocidade de rotação torna-se nula (CHLUDZINSKI, 2013). O tempo de aquecimento e a taxa de aquecimento se relacionam com a energia total envolvida no processo, influenciando as propriedades microestruturais (LESSA, 2011). Segundo Unfried et al (2009), o uso do pré-aquecimento reduz a taxa de resfriamento da ZTA, reduzindo a dureza da região.

#### 2.2.5 Vantagens e Desvantagens

As vantagens do uso da soldagem por FHPP são (AMBROZIAK, 2007; MEYER 2002):

- Permite unir materiais dissimilares de difícil soldagem ou até impossível por processos convencionais,
- Sem necessidade de fluxo ou gás de proteção;
- Processo seguro para mergulhadores, sem radiação, fumos, faíscas ou alta voltagem;
- Defeitos de solidificação são reduzidos ou quase eliminados;
- Processo facilmente automatizado;
- Rapidez na soldagem;
- Tamanho reduzido da ZTA;
- Na maioria dos casos, a resistência da solda é igual ou até superior a dos materiais de base.

O processo FHPP apresenta algumas limitações e desvantagens como (LESSA, 2011):

- Pelo menos uma das peças deve ter um eixo de rotação;
- Um dos materiais deve ser passível de deformação plástica;
- A preparação e o alinhamento das peças podem ser um ponto crítico na realização de uma deformação plástica uniforme;
- Processo limitado a soldas de topo planas ou em ângulo;
- Menor taxa de deposição;
- Necessita de um sistema com elevada rigidez e fixação devido às cargas aplicadas;
- Elevado custo inicial para aquisição dos equipamentos e ferramentas.

### 2.3 Avaliação de Tenacidade

Estruturas soldadas são largamente utilizadas em muitas aplicações de engenharia, como tubos e vasos de pressão. As soldas são geralmente as partes mais suscetíveis à falha em estruturas, peças e equipamentos, devido à concentração de defeitos e microestrutura heterogênea (SILVA, 1998). Além disso, segundo Sedmak e Petrovski (1992), as tensões residuais existentes em diferentes regiões da solda podem interferir na avaliação da tenacidade.

Ensaio de tenacidade em componentes soldados exigem uma atenção especial. O projeto e fabricação de corpos de prova são complexos devido à forma irregular (SILVA, 1998) e também, no caso da solda FHPP, às superfícies curvadas existentes entre a base e pino dificultando a usinagem do componente. Adicionalmente, a microestrutura heterogênea dificulta a localização do entalhe dos corpos de prova Charpy.

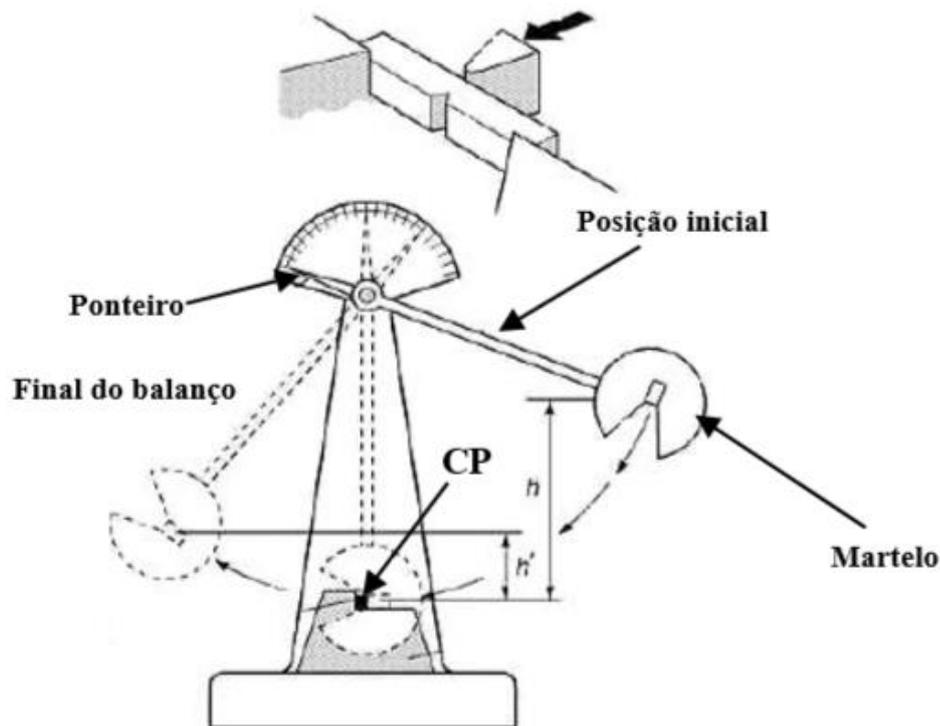
Devido à microestrutura não homogênea da região soldada, a tenacidade pode variar consideravelmente a curtas distâncias. Desta forma, a correta localização do entalhe é de fundamental importância. Geralmente, a determinação da tenacidade em soldas visa à região mais frágil. Nos metais de solda C-Mn, os valores encontrados de tenacidade estão normalmente associados com a região de granulação grosseira e região reauecida intercrítica da ZTA. Medidas de microdureza podem auxiliar na identificação das regiões de baixa tenacidade, uma vez que a alta dureza é frequentemente associada com comportamento frágil (SILVA, 1998).

### 2.3.1 Ensaio Charpy

O ensaio de impacto Charpy foi certamente o primeiro a ser desenvolvido para a avaliação da tenacidade. Foram suficientes até a segunda guerra mundial quando houve uma grande incidência de falhas das chapas soldadas dos navios americanos da série Liberty. Este fato levou a um estudo mais detalhado sobre as causas destas falhas e formas de preveni-las. Os ensaios de impacto ainda hoje são largamente utilizados para a comparação da tenacidade de materiais estruturais.

O ensaio consiste em tentar romper, com um golpe de um pêndulo, um corpo de prova com um entalhe centralizado. A energia absorvida é geralmente medida em Joules e determina a resistência ao impacto do material. O ensaio Charpy fornece várias informações como a energia de impacto, a expansão lateral, porcentagem de área de fratura dúctil ou frágil, etc. A quantidade de corpos de prova necessária para caracterizar o material está condicionada ao seu histórico operacional, que pode estar limitado em variedade e quantidade (NAHM et al, 2001). A Figura 2.5 ilustra um corpo de prova e a máquina de impacto com o sentido de aplicação do golpe do martelo pendular.

Figura 2.5 Desenho esquemático de uma máquina pendular de impacto Charpy



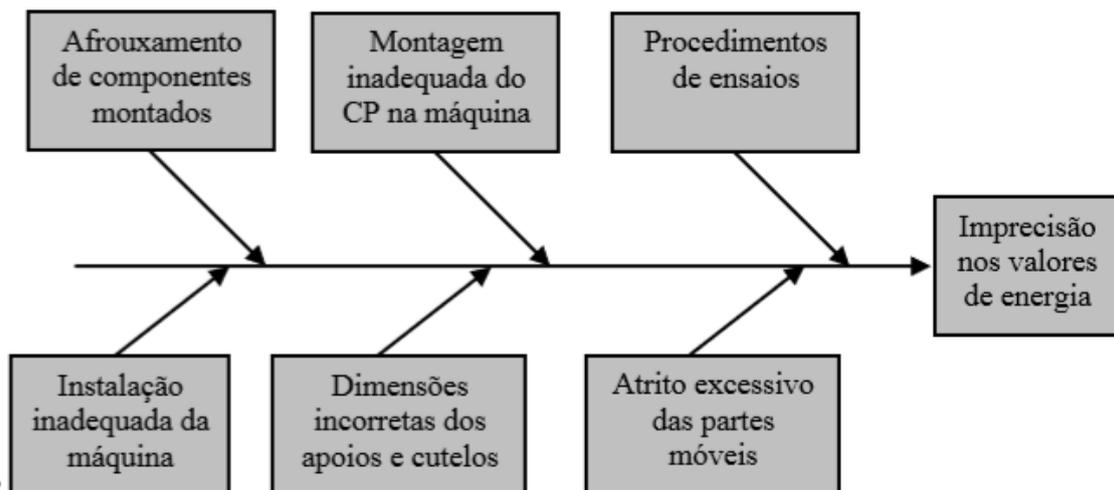
Fonte: CALLISTER, 2002.

O ensaio de impacto Charpy apresenta vantagens relacionadas ao custo e à facilidade de operação, além de alta taxa de deformação e correlação com outros ensaios de fratura. Por outro lado, existem desvantagens devido à ausência de medida direta da tenacidade à fratura aplicável ao projeto, o que restringe a aplicação do ensaio (KOBAYASHI et al, 2001).

O resultado do ensaio de impacto Charpy é controlado pela composição química do material ensaiado como: elementos de liga e impurezas, bem como pelas propriedades físicas e mecânicas, em função da temperatura. As propriedades físicas são o tipo de microestrutura e tamanho de grão, influenciadas pelos processos de fabricação, como temperatura de trabalho, tratamentos térmicos, etc. As propriedades mecânicas geralmente consideradas são o limite de escoamento e dureza do material (DUARTE, 2006).

A Figura 2.6 mostra algumas das causas de maior influência nos resultados de energia de impacto Charpy, segundo os pesquisadores Siewert et al (1999). Por isso, para que se alcance um resultado satisfatório é necessário um número mínimo de corpos de prova.

Figura 2.6 Diagrama de causa-efeito nos resultados de energia nos ensaios de impacto Charpy

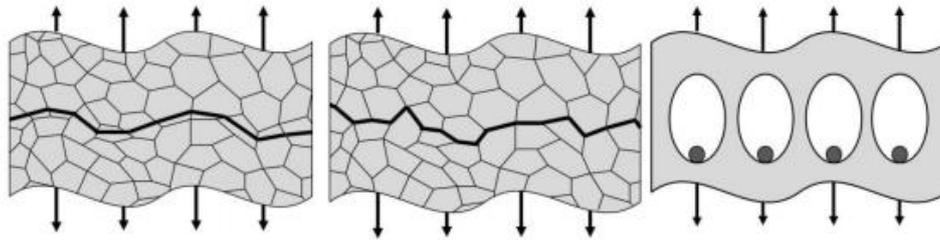


Fonte: SIEWERT et al, 1999.

### 2.3.2 Mecanismos de Fratura

Para uma compreensão dos resultados gerados em um ensaio Charpy é importante entender o que determina a fratura. Os metais apresentam três micromecanismos de fratura mais comuns: clivagem, propagação intergranular e fratura dúctil, ilustrados na Figura 2.7.

Figura 2.7 Tipos de mecanismos de fratura.



Fonte: Anderson, 1995.

A fratura por clivagem envolve a propagação da trinca através da separação de planos cristalinos do material, sendo desse modo caracterizado por uma baixa energia consumida no processo. A fratura intergranular ocorre quando os contornos de grão do material são o caminho preferencial para a fratura, esse mecanismo também é conhecido como frágil.

O terceiro mecanismo é a fratura dúctil, caracterizada por uma energia absorvida mais alta e pela deformação plástica, geralmente visível na face onde ocorreu a fratura. Os três estágios para esse mecanismo são: nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades.

### 2.4 Transformações Metalúrgicas

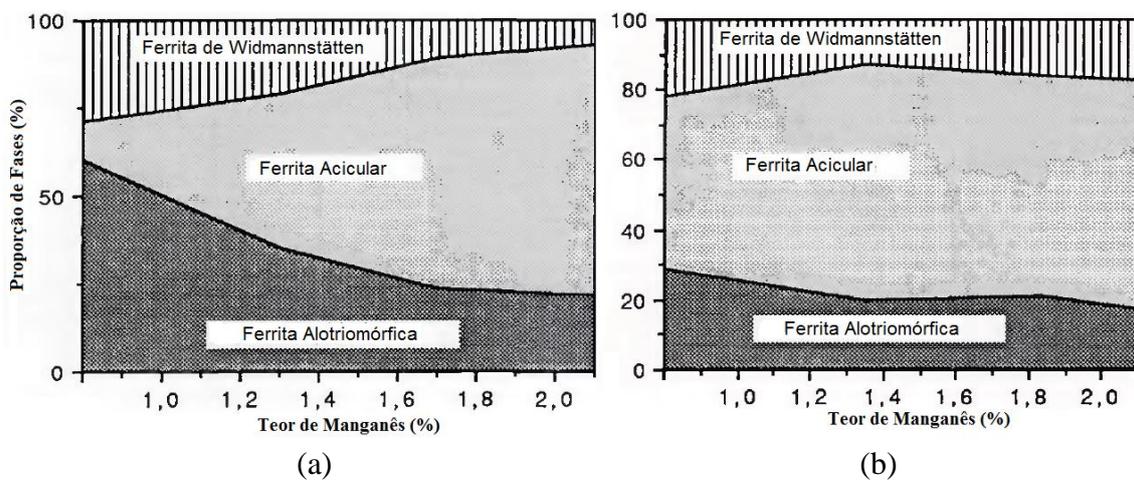
A soldagem de aços pela técnica FHPP trabalha com a geração de calor e altas taxas de deformação plástica. Apesar de não envolver fusão do material, esses dois elementos citados anteriormente geram diferentes taxas de resfriamento, causando importantes variações microestruturais no material.

Em aços com teor de carbono menor que 0,77 %C em peso, por exemplo, a transformação ocorrida em temperaturas próximas a  $A_{r3}$  conduz à formação da ferrita pró eutetóide do tipo alotriomórfica de contorno de grão. Porém, se essa transformação se dá abaixo da temperatura  $W_s$ , referente ao início da morfologia de Widmanstätten,

ocorre principalmente a formação da ferrita de Widmanstätten desenvolvida a partir dos alotriomorfos de contorno de grão previamente originados.

Durante a transformação da austenita em ferrita, os átomos de carbono difundem para a austenita remanescente e a taxa de crescimento da ferrita alotriomórfica fica controlada por essa difusão do carbono. Quanto maior o teor de carbono, menor a camada de ferrita no contorno de grão e menor a taxa de crescimento da ferrita de Widmanstätten. Dessa forma, é permitida uma maior formação de ferrita acicular, não se sabendo, no entanto, se o carbono aumenta a taxa dessa formação. Já os átomos de manganês não sofrem essa difusão durante as transformações austenita-ferrita, e sua presença apenas retarda a transformação, também diminuindo a quantidade de ferrita alotriomórfica (SVENSON, 1990; LESSA, 2011). A Figura 2.8 apresenta resultados do trabalho de Svenson (1990) onde ele apresenta os percentuais das fases microestruturais de amostras soldadas em função do teor de manganês e carbono. Na Figura 2.8 (a), em um aço com 0,03% de carbono, é visível o aumento da ferrita acicular com o teor de manganês, bem como a diminuição da ferrita alotriomórfica. Na Figura 2.8 (b), amostra com 0,12% de carbono, o efeito não é tão aparente. Porém, para os mesmos teores de manganês, pode-se perceber que o percentual de ferrita acicular é maior que o da Figura 2.8 (a) correspondente à amostra com um menor teor de carbono, igual a 0,03%.

Figura 2.8 Proporção das fases presentes em amostras soldadas de um aço C-Mn em função do teor de Manganês. (a) 0,03% de carbono / (b) 0,12% de carbono.



Fonte: SVENSON, 1990.

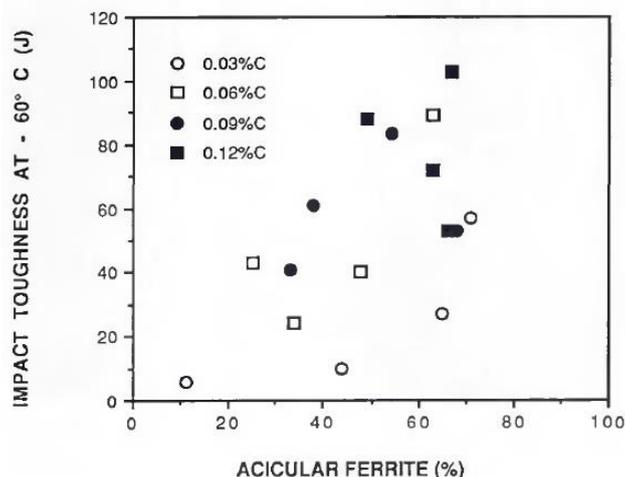
Em temperaturas ainda mais baixas, há também a formação de placas ou ripas intragranulares de ferrita quando o tamanho de grão austenítico é suficientemente

grande. A precipitação de carbonetos ocorre quando a temperatura de transformação é menor que a temperatura eutetóide e dá-se na interface entre o filme remanescente de austenita e as placas (ripas) de ferrita pró eutetóide, formando a bainita superior (DOMINGOS, 2009).

Segundo Lessa (2011), em seu estudo sobre soldagem por fricção, na região de interface pino/chapa é comum encontrar ferrita acicular e martensita devido às taxas de resfriamento presentes no processo. A presença do constituinte MA (austenita retida – martensita) em aços C–Mn é fundamental como fator de influência na tenacidade. A presença do constituinte MA em aços C–Mn compromete seriamente a tenacidade local (UNFRIED et al, 2009). Segundo o trabalho de Svenson (1990) teores elevados de carbono e manganês favorecem a presença de austenita retida na microestrutura.

A região localizada no centro em geral é composta por ferrita acicular e as regiões de maior aquecimento são formadas por ferrita de Widmanstätten mais grosseira, com facilidade para formar plaquetas. A ferrita acicular é um constituinte importante, oferecendo contribuição à tenacidade do material, conforme pode ser observado na Figura 2.9 (SVENSON, 1990). A figura apresenta resultados de ensaios Charpy à -60°C realizados em amostras soldadas com diferentes teores de carbono e percentuais de ferrita acicular na microestrutura. Pode-se observar claramente que o aumento da ferrita acicular gerou um importante incremento nos valores de energia de impacto absorvida.

Figura 2.9 Influência do percentual de ferrita acicular presente na microestrutura de um aço C-Mn soldado na tenacidade à fratura.



Fonte: SVENSON, 1990.

As variações microestruturais são decorrentes dos curtos ciclos térmicos, representados por altas taxas de geração de calor, que se propagam axialmente ao pino, combinados com as taxas de resfriamento distintas para cada região de reparo (PIRES, 2007).

## 2.5 Revenido

Em peças no estado como soldado pode haver regiões afetadas pelo calor onde a tenacidade é muito menor que a do material de base. Isso ocorre devido às altas taxas de resfriamento atingidas durante o processo de soldagem, mesmo na soldagem por atrito.

O tratamento de revenido aumenta a tenacidade do material de diferentes formas: alivia as tensões internas e promove a transformação das fases presentes em fases menos frágeis, reduzindo ou eliminando fases como a austenita retida e a martensita não revenida.

Qualquer temperatura até o limite crítico inferior, linha A1, pode ser usado para o Revenido, conduzindo a uma faixa bastante ampla de propriedades e microestruturas que se enquadram desde a martensita, no estado como temperada, até uma estrutura de carbeto esferoidizados numa base ferrítica. A mudança estrutural mais importante é a formação de vários tipos de carbeto de ferro e de elementos de liga à medida que a supersaturação da martensita é aliviada e uma mistura de fases em equilíbrio é conseguida em função do aumento da temperatura revenimento.

De uma maneira geral, o revenido apresenta as seguintes etapas em função da temperatura atingida:

- Entre 25 e 100 °C ocorre a segregação de carbono para discordâncias gerando uma precipitação na matriz (IRVINE et al., 1960; OLSON e COHEN, 1983; KAPLOW et al., 1983; BHADESHIA et al., 2006).

- Entre 80 e 250 °C ocorre uma alteração na dureza do material, devido à precipitação de finos carbonetos ricos em ferro metaestáveis, usualmente carbonetos  $\epsilon$  nas discordâncias e nos contornos de martensita lenticular (SHERMAN et al., 1983; PORTER et al., 2009). Na medida em que aumenta a precipitação, a martensita se

empobrece até aproximadamente 0,25% de carbono, ocorrendo então a perda da tetragonalidade da martensita (HEINRICH, 1975).

- Entre 150 e 350 °C, a austenita retida é decomposta em bainita e os carbonetos  $\chi$  são dissolvidos dando lugar à precipitação de finas plaquetas de cementita e de carboneto  $\chi$  nos contornos das agulhas de martensita e no seu interior (BALA et al. 2009). Estas transformações dependem somente da difusão do carbono até 400 °C, quando a taxa de difusão do carbono passa a ser reduzida pela presença de elementos de liga. (USTINOVSHCHIKOV, 1984; BHADESHIA et al., 2006). Como efeito tem-se o retardamento do crescimento e a esferoidização da cementita (TEKİN e KELLY, 1965; SARIKAYA et al., 1983).

Entre 400 e 570 °C a cementita e o carboneto  $\chi$  são dissolvidos (ENTWISLE, 1971; CAMBIUCCI et al., 1996) e ocorre a segregação dos elementos de liga e do carbono. Quando o limite de solubilidade destes elementos é atingido, precipitam-se os carbonetos do tipo MC e  $M_2C$  (VC –  $V_4C_4$ ,  $Mo_2C$ ,  $W_2C$ ,  $Cr_7C_3$ ) (SMALLMAN e BISHOP, 1999; DURAND-CHARRE, 2004; SERNA et al., 2006; SERNA, 2008; PORTER et al., 2009). Neste ponto, deve-se considerar a diferença entre estruturas com baixo e alto teor de intersticiais no mecanismo de formação de carbonetos no revenido da martensita (ANDRÉN, 1981; GLADMAN, 1997).

Por fim, entre 570 e 680 °C há o coalescimento dos carbonetos de liga, empobrecendo a matriz martensítica. Também ocorre a precipitação dos carbonetos  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  (DUNLOP e WANG, 1990; BOCHNOWSKI et al., 2003).

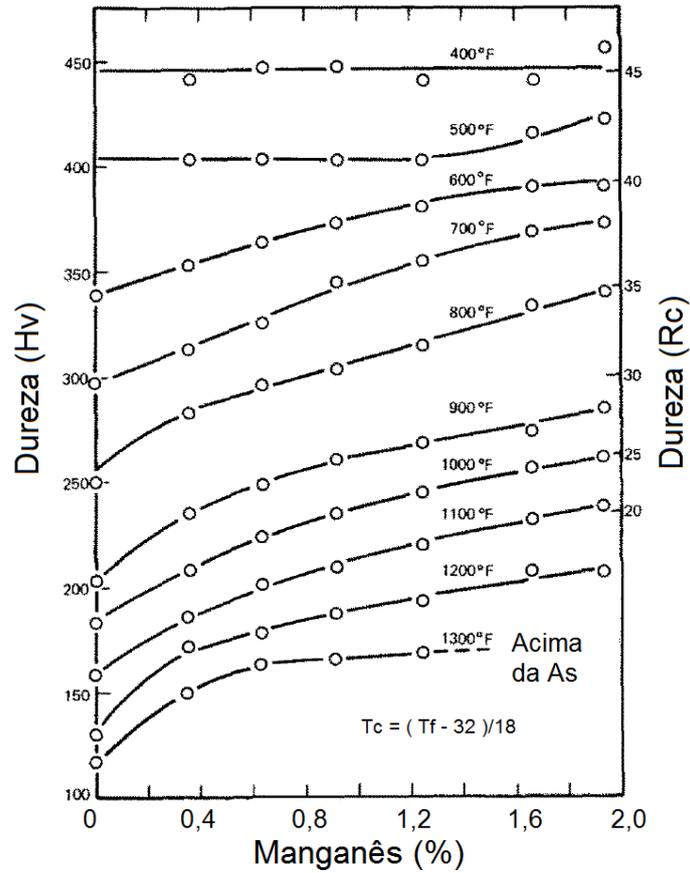
A temperatura de revenimento escolhida para determinado material dependerá, portanto, do balanço entre resistência mecânica e tenacidade necessárias para a sua aplicação.

De acordo com a natureza do elemento de liga, ele pode ter efeitos diferentes no resultado do revenido. Grange et al (1997) estudou estes efeitos para diversos elementos. No caso de um aço carbono manganês, o autor variou o percentual de Mn e a temperatura de revenido, obtendo os resultados apresentados na Figura 2.10.

É visível o efeito do aumento do teor de Manganês, aumentando a dureza da peça revenida. Isso ocorreu porque, comparativamente no aço com maior teor de

manganês, a martensita da microestrutura foi mantida até maiores temperaturas e os carbonetos foram menores e mais dispersos. O efeito do manganês pode ser explicado porque retarda o coalescimento dos carbonetos, promovendo uma maior resistência ao crescimento de grão da matriz ferrítica.

Figura 2.10 Efeito do teor de Manganês na dureza de um aço C-Mn, com 0,2% de carbono, revenido em diversas temperaturas

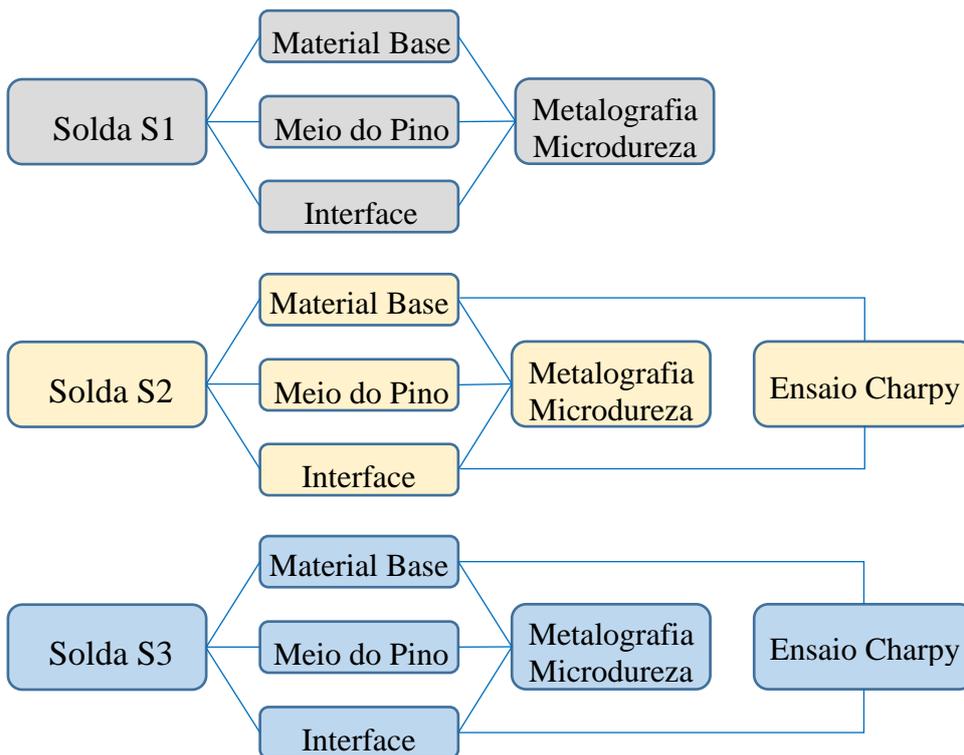


Fonte: GRANGE et al, 1997.

### 3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será apresentada inicialmente a descrição do material utilizado nos diferentes parâmetros das soldas, os quais foram nomeados respectivamente como: S1, S2 e S3. Após serão descritos os procedimentos de cada ensaio como: metalografia, perfil de microdureza e ensaio Charpy. O fluxograma da Figura 3.1 exemplifica a metodologia utilizada. Inicialmente foram realizadas metalografias e perfis de microdureza de todas as amostras soldadas e nas diferentes regiões das mesmas. Após, as amostras que apresentaram melhores resultados foram testadas para avaliar a tenacidade ao impacto da junta soldada através do ensaio Charpy.

Figura 3.1 Representação esquemática da metodologia utilizada.



#### 3.1 Materiais

O material utilizado nas soldas FHPP, tanto pino quanto chapa da base, é da série SAE 1330 com a composição mostrada na Tabela 3.1. As composições destacadas em negrito são os elementos químicos que apresentam especificação na norma SAE 1330 e todos os percentuais do aço avaliado estão dentro da norma. A escolha deste aço

foi motivada devido à crescente utilização de aços C-Mn na indústria petroquímica. As composições químicas foram obtidas em um espectrômetro óptico da marca Spectrolab e as médias de três análises foram efetuadas. Além dos elementos citados, existem teores residuais de cromo, níquel, molibdênio e teores de boro, este último é justificado pelo aço ser proveniente de aciaria elétrica. O aço SAE 1330 tem como principais compostos carbono e manganês. Segundo Lancaster (1980) um elevado teor de alumínio (maior que 0,002) é utilizado para obter refinamento de grão e conseqüentemente ter uma boa tenacidade.

Tabela 3.1 Composição química do material de base.

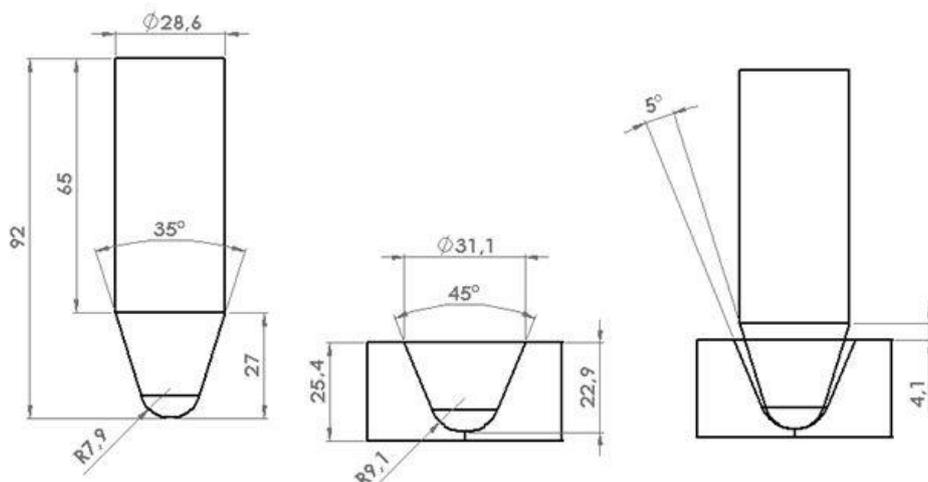
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn
0,287	0,274	1,85	0,0034	0,0057	0,0639	0,0022	0,0032	0,0756	<0,010	<0,0020	0,0102

### 3.2 Parâmetros Geométricos

Para as chapas soldadas foram utilizadas as mesmas geometrias de pinos consumíveis e de cavidade do metal base. A Figura 3.2 apresenta as dimensões utilizadas.

As chapas do metal base utilizadas para o ensaio de tenacidade tiveram dimensões de 100 x 50 x 25,4 mm. As chapas do metal base utilizadas para as metalografias e para os perfis de dureza tiveram dimensões de 50 x 50 x 25,4 mm. Essa variação de tamanhos foi estabelecida visando à otimização do processo.

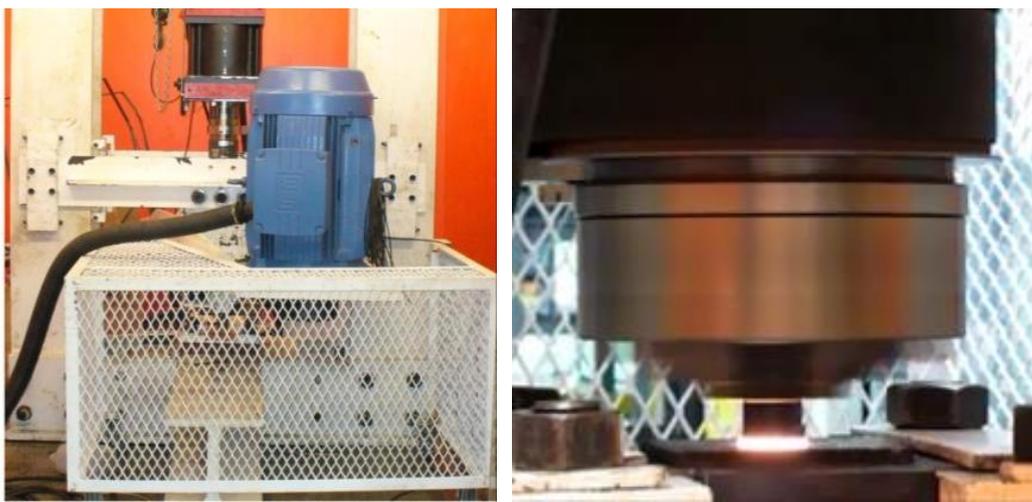
Figura 3.2 Geometria utilizada para a confecção do pino consumível e furo na chapa do metal de base (medidas em milímetros).



### 3.3 Equipamento e Parâmetros de Soldagem

Para realizar a soldagem pela técnica FHPP foi utilizada a Máquina de Processos por Fricção (MPF 1000) desenvolvida no LAMEF (MATTEI, 2011). Esta possui capacidade de força axial de 1000 kN, torque máximo de 1060 Nm e rotação nominal de 1760 rpm. A Figura 3.3 mostra o equipamento e uma solda sendo realizada.

Figura 3.3 Equipamento de soldagem e solda sendo realizada.



Fonte: MATTEI, 2011.

Foram realizados três testes com diferentes parâmetros de soldagem, estes grupos utilizaram os mesmos materiais de base e do pino. Posteriormente, mediante análises macrográficas, foram selecionadas duas soldas para a realização dos testes de tenacidade. A Tabela 3.2 apresenta os grupos estudados, onde foram utilizados valores diferentes de força axial e de recalque.

Tabela 3.2 Parâmetros de soldagem utilizados nos testes com a MPF 1000.

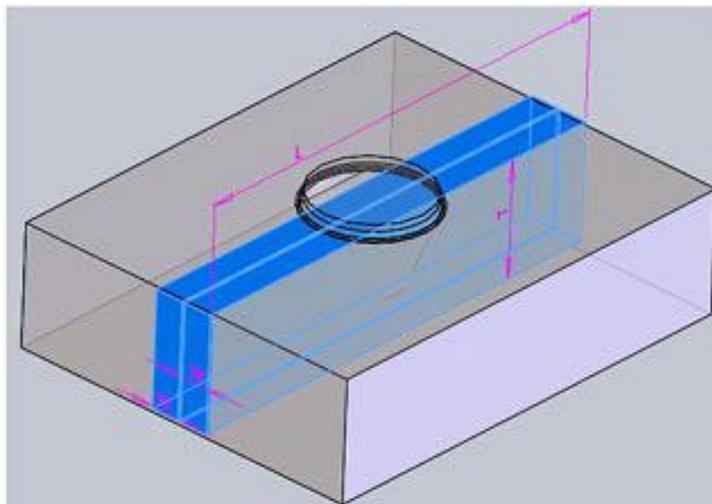
<b>Solda</b>	<b>Rotação (rpm)</b>	<b>Força (kN)</b>	<b>Força de Recalque (kN)</b>	<b>Consumo (mm)</b>
S1	1500	50	50	7
S2	1500	100	100	7
S3	1500	150	150	7

Estes componentes soldados foram colocados no forno durante 1 hora, a fim de ser revenido a temperatura de 650°C. Destas amostras, parte foi cortada para o estudo das metalografias e perfis de dureza e o restante foi usinado para o ensaio Charpy, maiores detalhes estão descritos nos itens 3.4 e 3.6, respectivamente.

### 3.4 Preparação de Amostras e Caracterização Macro e Microestrutural

Foi cortada uma secção transversal da peça por eletroerosão a fio no eixo de simetria de cada amostra, conforme ilustra a Figura 3.4, permitindo visualizar as regiões da solda.

Figura 3.4 Representação da posição do corte por eletroerosão da seção transversal das amostras soldadas.



Essas amostras foram preparadas de acordo com procedimentos padrão para metalografia, conforme as normas ASTM E3 (2007) e ASTM E340 (2006). Após a preparação metalográfica as amostras foram reveladas com Nital 3% por um tempo de aproximadamente 10 e 20 segundos para as micrografias e macrografias, respectivamente. Para estudo das micrografias foram realizadas análises em microscópio óptico (MO) de marca Olympus modelo BX 51M com as imagens obtidas através de câmera digital acoplada ao microscópio. As alturas analisadas foram as mesmas em que se realizaram os perfis de microdureza. No eixo horizontal foram escolhidas as alturas de 10 e 20 mm, a partir da superfície superior da chapa. Para estudo das macrografias foram realizadas observações com auxílio de uma lupa, medições com paquímetro e, por fim, registros através de um scanner.

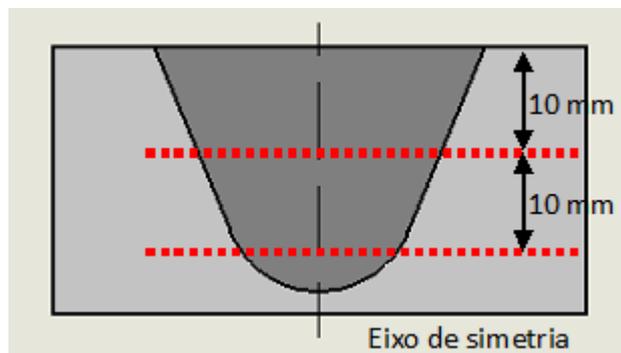
### 3.5 Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados nas mesmas seções transversais utilizadas para a análise microestrutural. As medições foram feitas na escala Vickers

utilizando um microdurômetro da marca Instron modelo Tukon 2100 B, com carga de 0,3 kg e espaçamento de 0,3 mm.

Na Figura 3.5 são ilustradas as posições onde foram realizadas as medições de dureza. Variou-se a distância em relação à superfície da peça, 10 e 20 mm. O perfil de dureza foi montado com medidas a cada 0,3 mm ao longo da peça no entorno e na região da solda para fins de comparação.

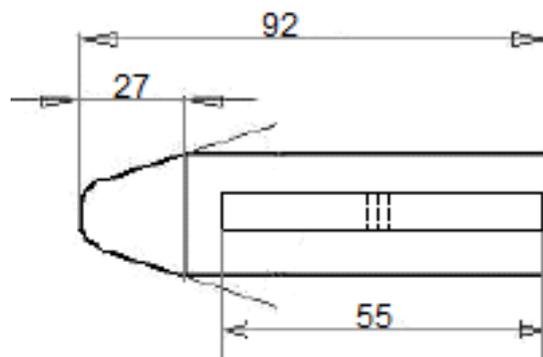
Figura 3.5 Localização dos perfis de microdureza realizados em ambas as amostras soldadas.



### 3.6 Ensaio Charpy

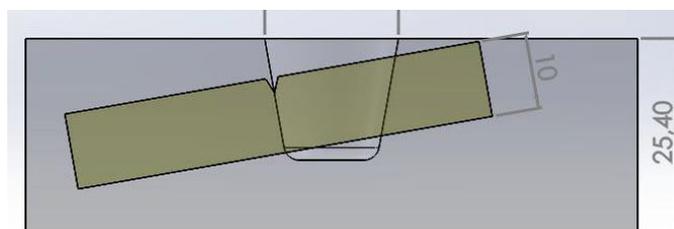
Para a confecção dos corpos de prova do ensaio Charpy foi utilizada a norma ASTM E23-12c (2012). O corpo de prova do material base foi dimensionado ao longo do pino com valores de 55 x 10 x 10 mm e com entalhe centralizado em uma das laterais longitudinais. A Figura 3.6 exemplifica esse posicionamento.

Figura 3.6 Representação do pino, enfatizando o posicionamento do corpo de prova Charpy.



Para a obtenção dos corpos de prova do ensaio Charpy da região soldada, a seção foi lixada e atacada com Nital 3% para identificação da interface entre o pino e a base onde, posteriormente, foram realizados os devidos cortes. O corpo de prova foi dimensionado conforme a norma ASTM E23-12c (2012), de maneira que o entalhe fosse posicionado na interface existente entre a chapa e o pino. A Figura 3.7 exemplifica esse posicionamento. Esse procedimento foi realizado a fim de obter-se um comparativo dos componentes soldados, distinguindo a tenacidade do material base e da interface soldada.

Figura 3.7 Modelo de retirada da amostra Charpy para o posicionamento do entalhe na interface da solda.



A usinagem foi realizada pelo processo de corte por eletroerosão a fio que propicia alta precisão. As dimensões foram verificadas com um Perfilômetro, modelo Insize ISP-Z 3015.

Após a obtenção dos corpos de prova foram realizados ensaios Charpy na temperatura de 0°C. Para isso, foi utilizado um sistema de medição de temperatura, composto de um termopar em um recipiente com água e gelo, conectado a um computador. Cada corpo de prova ficou aproximadamente 15 min na temperatura de 0 °C, variação de +/- 1°, de forma a estabilizar o material ensaiado. Ao retirar o corpo de prova e colocá-lo na máquina de ensaio o tempo gasto foi de 3 segundos, sendo esse tempo importante para manter o material na temperatura indicada.

Para a realização do teste foi utilizado um equipamento para ensaio de impacto Charpy, da marca Instron modelo SI-1D3 com capacidade de 400J, velocidade de impacto do pêndulo igual a 5,19 m/s e com peso aproximado de 20 kg. O corpo de prova é forçado a se dobrar a uma elevada taxa de deformação, na ordem de  $10^3$  por segundo. A Figura 3.8 (a/b) apresenta onde foi realizado o acondicionamento das amostras e a máquina de ensaio Charpy utilizada.

Após o ensaio Charpy, os corpos de prova fraturados foram analisados e registrados com auxílio de uma lupa e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) a fim de qualificar quanto ao mecanismo de fratura. Foram também realizadas metalografias para obter comparações metalúrgicas, utilizando o procedimento citado no item 3.4.

Figura 3.8 (a) Local onde as amostras eram acondicionadas para ficar na temperatura de 0°C / (b) Máquina utilizada para realização dos ensaios Charpy.



(a)



(b)

FONTE: Laboratório de Metalurgia Física – Lamef/ UFRGS.

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão analisados os resultados das soldas e os ensaios Charpy, juntamente com a discussão dos mesmos. Para isso, será utilizado como auxílio, principalmente, metalografias, testes de microdureza e fractografias, a fim de avaliar a tenacidade das juntas soldadas.

### 4.1 Macrografias

As macrografias das soldas realizadas serão apresentadas em três grupos distintos. As juntas soldadas foram realizadas modificando a força axial e de recalque, ambas mantidas iguais ao longo do processo. Os valores das forças utilizadas nos três testes são 50 kN, 100 kN e 150 kN, divididos, respectivamente, nas amostras denominadas S1, S2, S3. As microestruturas das soldas serão analisadas posteriormente com maiores detalhes e perfis de microdureza.

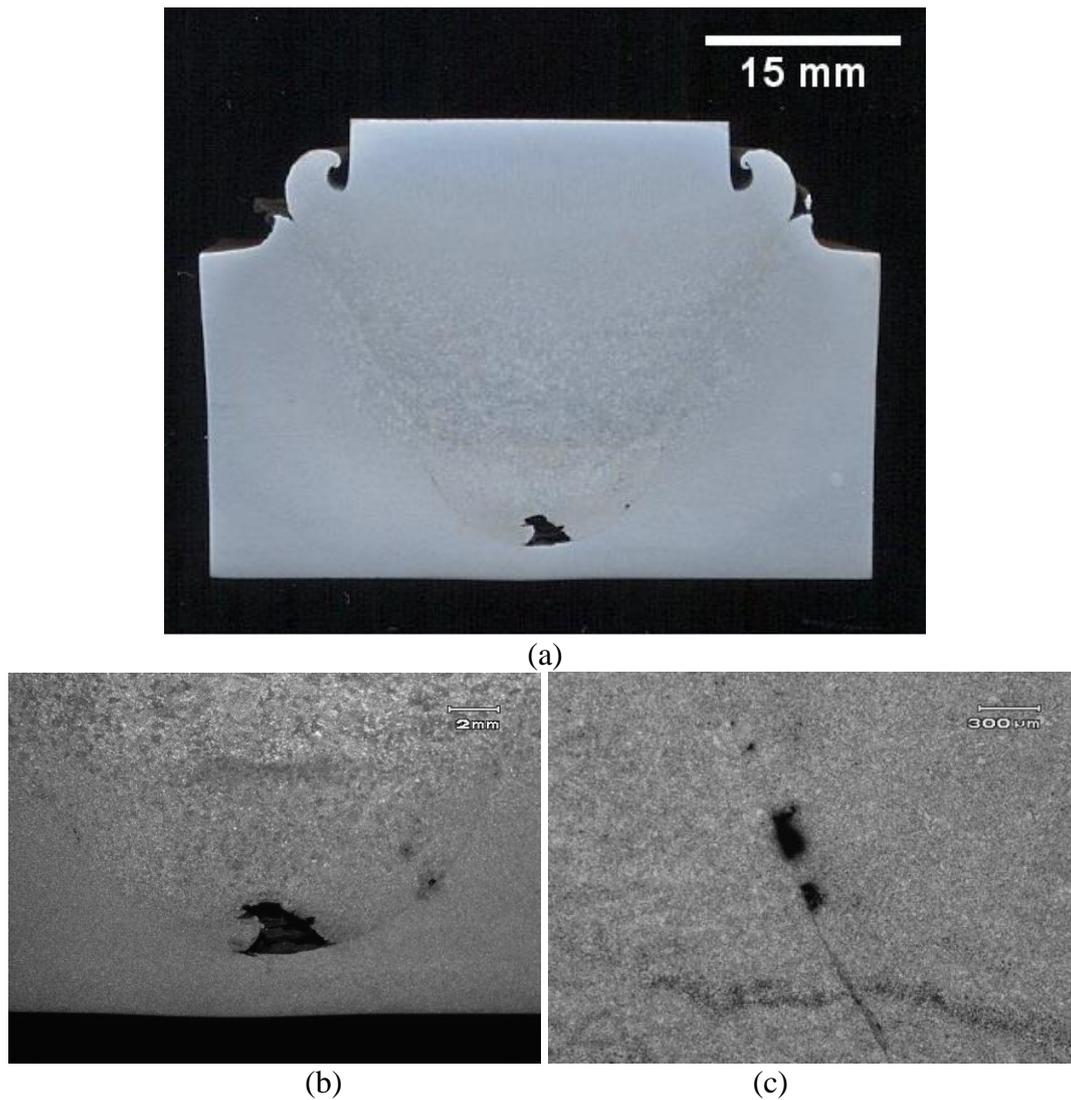
#### 4.1.1 Solda S1

As metalografias mostradas na Figura 4.1 (a/b/c) representam o corpo de prova da soldagem S1. A partir dessas macro e micrografias iniciam-se as análises. Esse primeiro parâmetro utilizou a mesma rotação e consumo ao longo de todos os ensaios, 1500 rpm e 7 mm, respectivamente, com uma força axial e de recalque de 50 kN. Observando a Figura 4.1 (a) percebe-se uma sutil mudança de coloração nos entornos da interface, indicando uma zona afetada pelo calor (ZAC). Além disso, foi identificado um aumento de dureza nessa região em comparação com o material base.

O corpo de prova denominado S1 apresentou visível falta de preenchimento ao longo da interface, as macrografias e micrografias na Figura 4.1 (b/c) enfatizam esses defeitos. Além disso, existem vazios maiores e mais concentrados no lado direito, conforme mostra a Figura 4.1 (a/b), indicando um possível desalinhamento da máquina. Segundo um estudo realizado por Lucas (1973) e Yeh (2012), a força axial é um fator determinante para gerar uma união satisfatória, livre de defeitos, sendo importante uma otimização dos parâmetros para a obtenção de uma solda com boas propriedades

mecânicas. Defeitos como falta de preenchimento também foram identificados em trabalhos como o de Yeh (2012), que justifica esses defeitos pela mudança de orientação do fluxo de material, agregado a parâmetros não adequados.

Figura 4.1 Metalografias da amostra S1: (a) macrografia da solda / (b) macrografia mostrando a falta de preenchimento e vazios no lado direito da solda / (c) micrografia enfatizando os vazios no lado esquerdo da solda.

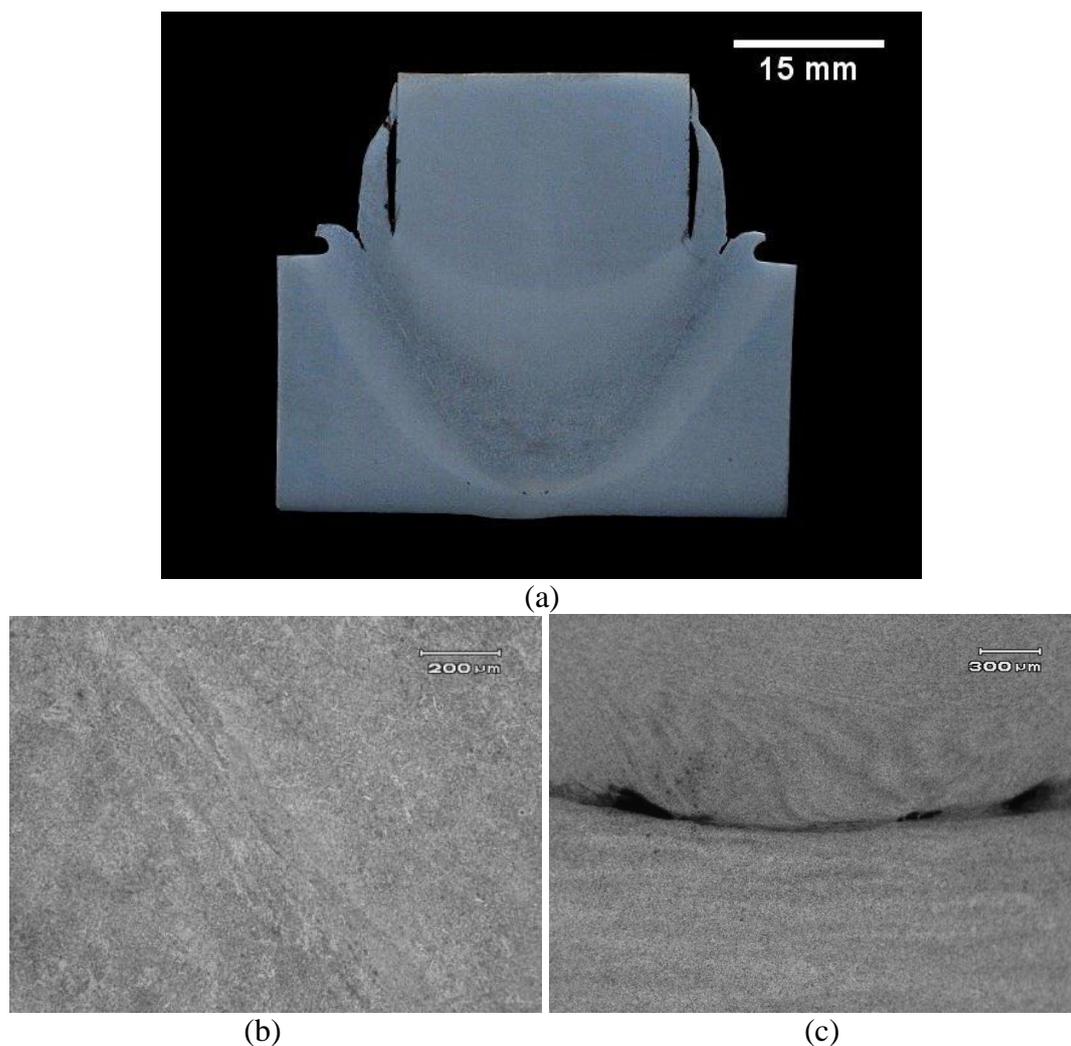


#### 4.1.2 Solda S2

As metalografias mostradas na Figura 4.2 (a/b/c) representam o corpo de prova da soldagem S2. Em comparação com S1, a solda S2 foi gerada a partir de um aumento da força axial e de recalque, previamente estabelecida em 100 kN.

A partir das metalografias (Figura 4.2 a/c) observa-se uma falta de preenchimento na região central. Ao comparar com S1, a solda S2 apresentou uma melhor continuidade de material nas laterais entre o pino e a base, conforme mostra a Figura 4.2 (b), possivelmente devido ao aumento da força axial e de recalque. Meyer (2003), em seu estudo também obteve resultados semelhantes. Ao aumentar a força axial e de recalque obteve melhor preenchimento da cavidade soldada. Observa-se também na Figura 4.2 (a) a formação mais nítida de uma zona afetada pelo calor (ZAC), em comparação com a solda S1. Esse fato pode ser atribuído, possivelmente, à melhor adesão observada na solda S2.

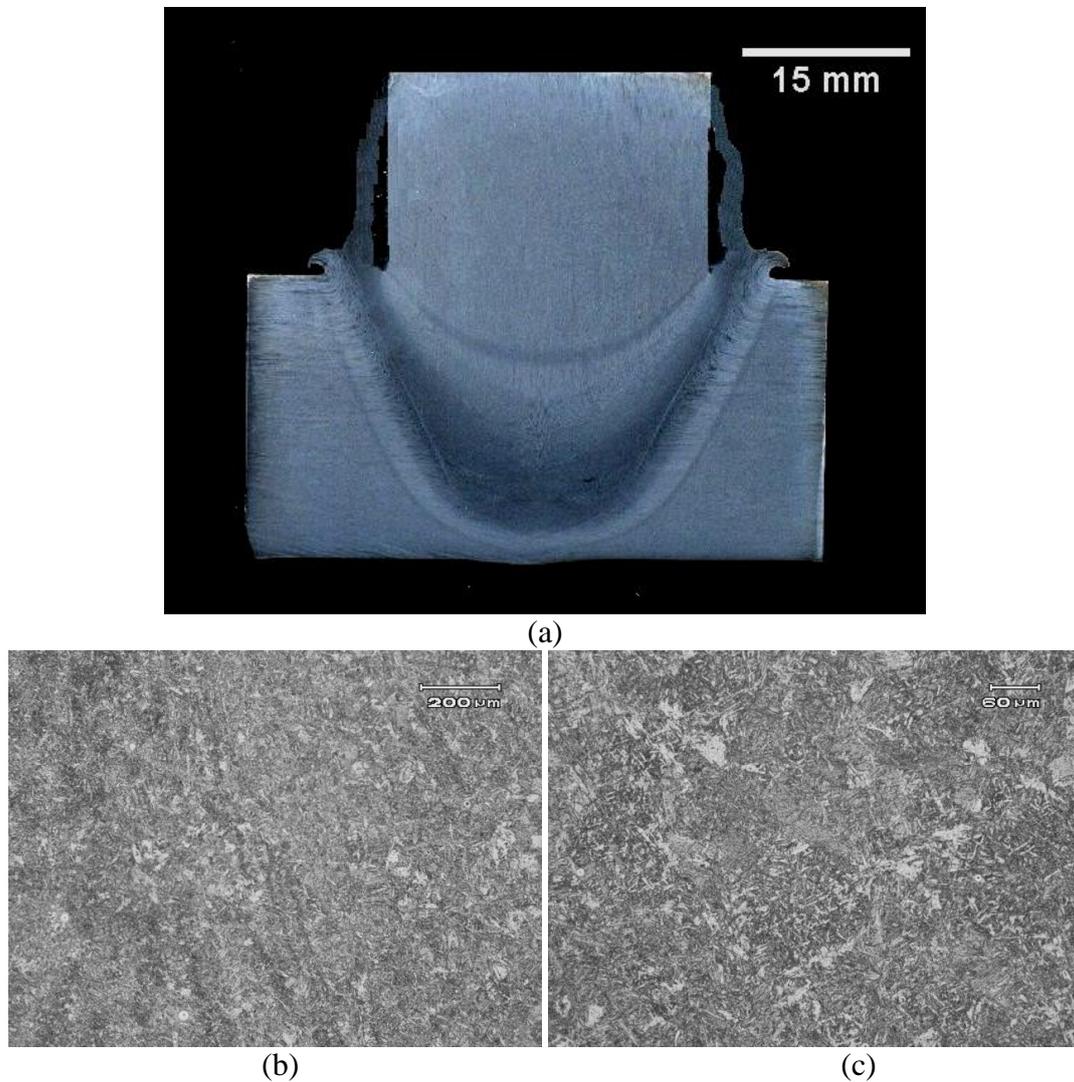
Figura 4.2 Metalografias da amostra S2: (a) macrografia do solda / (b) micrografia enfatizando a interface no lado direito da solda / (c) micrografia destacando os vazios na ponta do pino da solda.

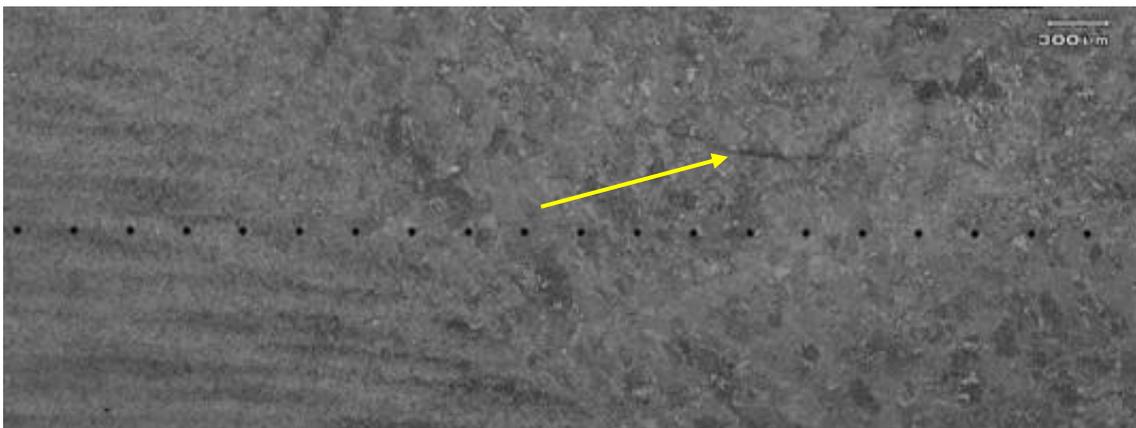


#### 4.1.3 Solda S3

As metalografias mostradas na Figura 4.3 (a/b/c/d) representam o corpo de prova da soldagem S3. Em comparação com as soldas anteriores, a solda S3 foi gerada a partir de um aumento da força axial e de recalque, que foi previamente estabelecida em 150 kN.

Figura 4.3 Metalografias da amostra S3: (a) macrografia do solda / (b) micrografia enfatizando a interface no lado direito da solda / (c) micrografia destacando a ponta do pino da solda / (d) perfil de microdureza localizado a 20 mm indicando, ainda, a presença de microtrincas próximo a interface.





(d)

O corpo de prova denominado S3 obteve uma melhor continuidade de material conforme mostram as metalografias apresentadas na Figura 4.3 (a/b/c/d). A Figura 4.3 (a) mostra a macrografia da solda S3. Devido ao aumento da força axial e de recalque foi gerada uma zona afetada pelo calor (ZAC) menor, em comparação com a solda S2, Figura 4.2 (a). Segundo Unfried (2008) a menor ZAC da solda S3 pode ser justificada devido à diferença de aporte térmico, vinculado a maior força de processamento e, conseqüentemente, ao menor tempo de processamento da solda S3. Entretanto, foram encontradas microtrincas, Figura 4.3 (d). Esse defeito foi originado no processo e, possivelmente, passa a existir devido ao cisalhamento do material ao ser rotacionado. A Figura 4.3 (b) enfatiza a região da interface, onde foi identificada uma mistura homogênea. A região da ponta do pino também apresentou melhor adesão que as soldas anteriores. A Figura 4.3 (c) mostra esse resultado, possivelmente, devido ao aumento da força axial e de recalque, o que é condizente com a literatura, já citada anteriormente, Lucas (1973), Yeh (2012) e Meyer (2003).

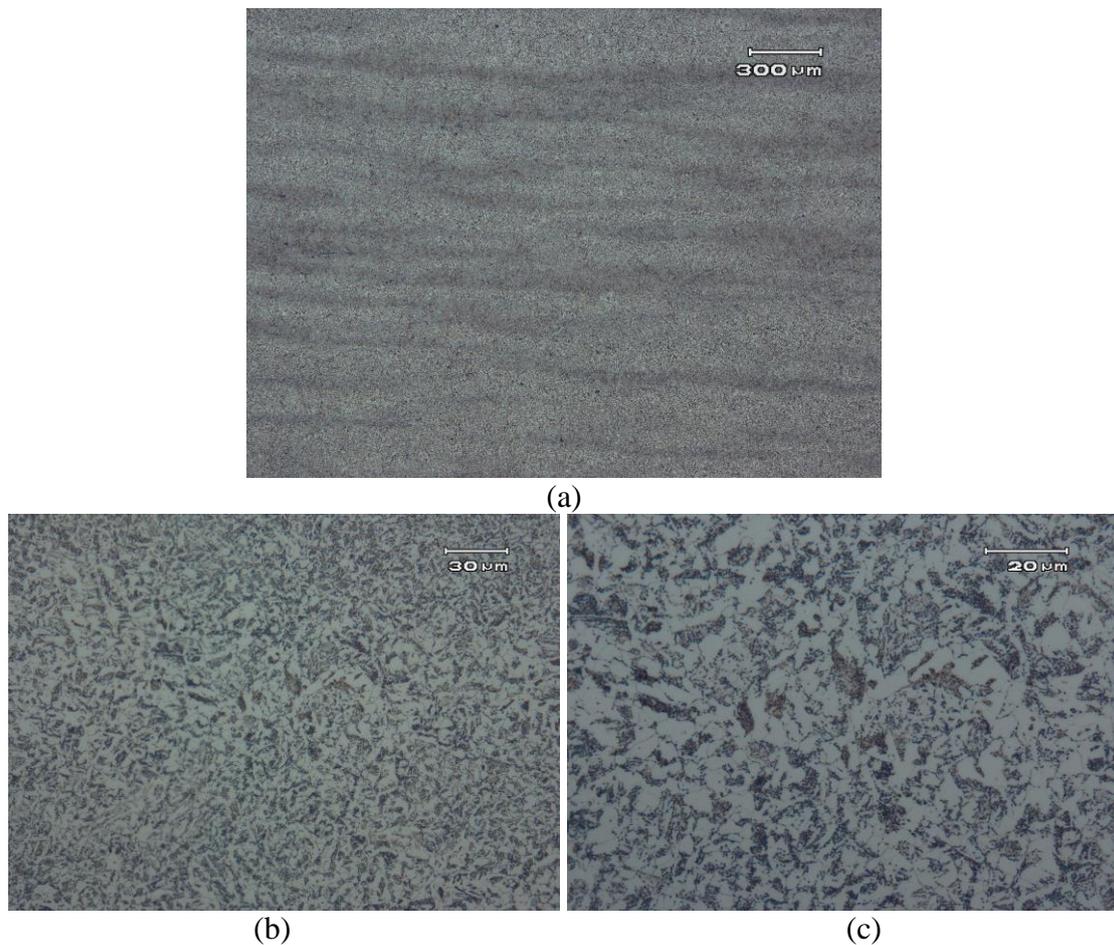
#### 4.2 Microestruturas geradas no processo

Neste item serão analisadas as microestruturas observadas nas diferentes regiões das amostras. A separação consiste de material base, região central do pino e interface entre material base e pino. As micrografias foram registradas ao longo dos perfis de dureza horizontais, 10 e 20 mm da superfície superior, e indicam as microestruturas obtidas no processo.

#### 4.2.1 Material Base

Os processos de soldagem utilizaram o mesmo material e foram revenidos a temperatura de 650 °C, apresentando microestruturas bem semelhantes. As metalografias mostradas na Figura 4.4 (a/b/c) representam a microestrutura encontrada no material base com diferentes aumentos representando os corpos de prova S1, S2 e S3.

Figura 4.4 Micrografias do material de base em diferentes aumentos.



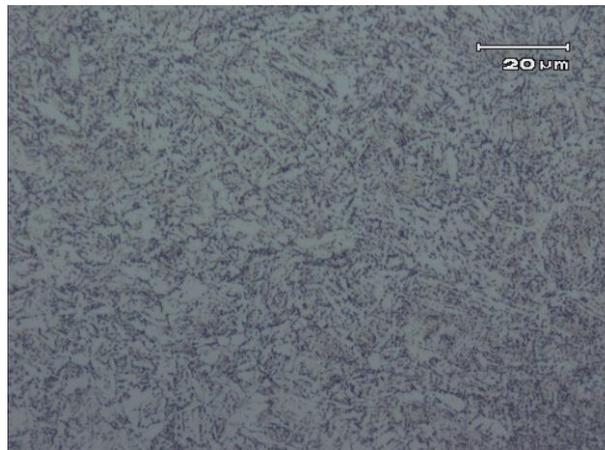
Podemos observar na Figura 4.4 (a) um bandeamento na microestrutura, típico de um material previamente laminado. Observando com maiores aumentos, Figura 4.4 (b/c), constatou-se a presença de ferrita, com ilhas de perlita e outros agregados de carbonetos. A perlita e ferrita alotriomórficas são encontradas de forma estável em temperaturas abaixo da eutetóide. Os carbonetos são, possivelmente, oriundos da difusão gerada no revenido, identificações microestruturais semelhantes foram realizadas por Thewli, (2004). Os perfis de microdureza que serão apresentados nas

Figuras 4.9 (a/b), 4.10 (a/b) e 4.11 (a/b), mostram durezas bem semelhantes para o material base, com valores de, aproximadamente, 220 HV.

#### 4.2.2 Região central do pino

A metalografia identificada na Figura 4.5 identifica as microestruturas da região central do pino, localizado a 10 mm da superfície superior da base. Essa metalografia mostra uma microestrutura diferente do material base, com ferrita alotriomórfica de contorno de grão, ferrita acicular e carbonetos. Ao comparar os valores de dureza, mostrados nas Figura 4.9 (a), 4.10 (a) e 4.11 (a), é visível um aumento de dureza da região central do pino em comparação com o material base. Essa diferença de dureza pode ser justificada de duas formas, mudança de fase e refino microestrutural.

Figura 4.5 Micrografia da região central do pino



O procedimento de soldagem com pino consumível é responsável por gerar alta deformação nos materiais envolvidos, além de submetê-los a elevadas temperaturas. Estes dois eventos podem ser responsáveis por gerar uma recristalização dinâmica, sendo essa uma explicação condizente para a diminuição dos grãos (SAEID, 2008; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Como o pino é submetido a altas temperaturas, pode austenitizar e sofrer aumento do seu tamanho de grão. Segundo Lessa (2011) e Ebrahimi et al (2010), o aumento do tamanho de grão austenítico e maiores taxas de resfriamento favorecem a

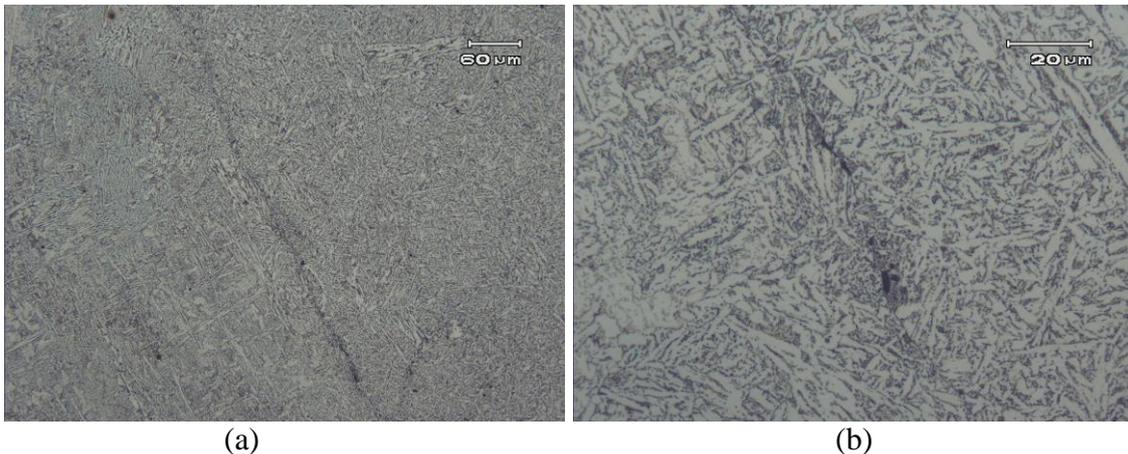
formação da ferrita acicular, justificando a formação dessa microestrutura na região central do pino.

#### 4.2.3 Interface entre material base e pino

Foram realizadas micrografias das interfaces das diferentes amostras, S1, S2 e S3. Diferentemente dos itens 4.2.1 e 4.2.2 essas microestruturas apresentaram grandes variações em função dos parâmetros das soldas. As microestruturas da ponta do pino têm resultados semelhantes à região da interface e, por esse motivo, não foram apresentadas.

A Figura 4.6 representa a amostra S1. É possível perceber, nitidamente, uma linha que separa o material base e o pino. Esta amostra foi soldada com uma força axial e de recalque menor, o que ocasionou uma união não homogênea. Foram observadas nessa microestrutura a presença de bainita, ferrita alotriomórfica, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e carbonetos, responsáveis pela dureza entre 240 e 280 HV, Figura 4.9 (a/b).

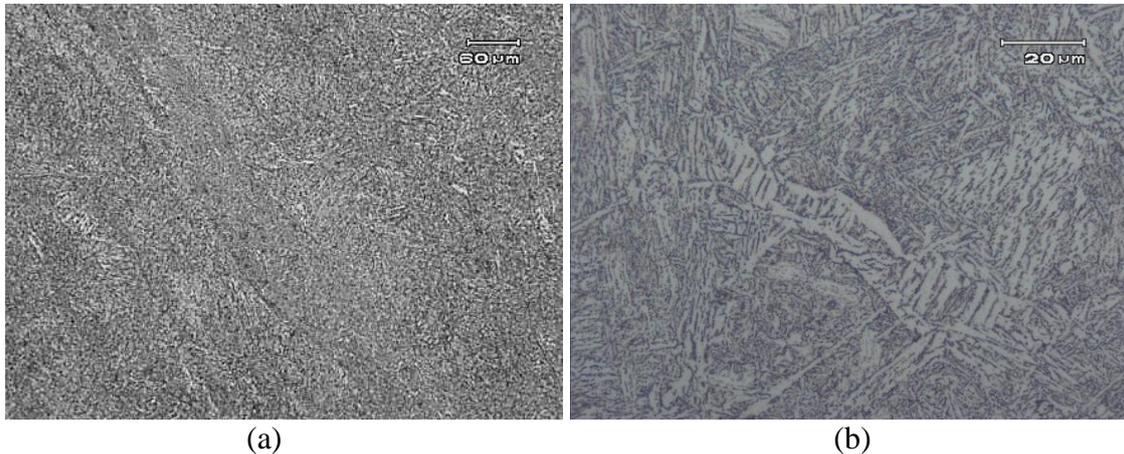
Figura 4.6 Microestrutura referente à amostra S1. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento.



A Figura 4.7 (a/b) é referente à amostra S2. Na Figura 4.7 (a) é possível perceber a linha de interface entre o pino e o material de base. A microestrutura observada nessa região é composta de bainita, martensita revenida, ferrita alotriomórfica, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e carbonetos. A dureza nessa região atingiu valores com até 300 HV, possivelmente, devido à presença da martensita revenida.

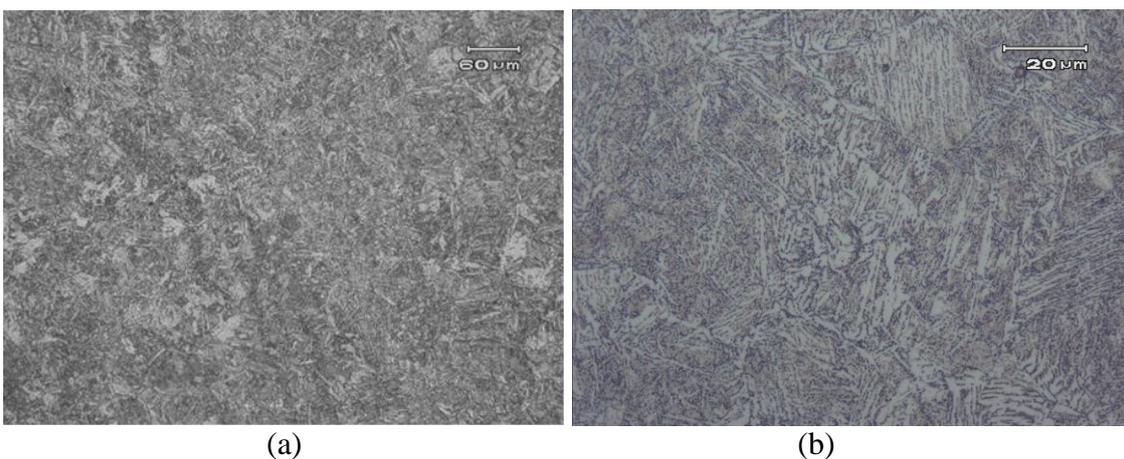
Ao observar a Figura 4.7 (b) observa-se que a linha de interface é composta predominantemente por ferrita de Widmanstätten.

Figura 4.7 Micrografia referente a amostra S2. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento.



A Figura 4.8 (a/b) mostra as microestruturas da amostra S3. A região da interface aparentemente não apresenta uma linha como nos casos anteriores. A microestrutura nessa região apresenta bainita, martensita revenida, ferrita alotriomórfica, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e carbonetos. A dureza da interface atingiu valores de até 320 HV.

Figura 4.8 Micrografia referente à amostra S3. (a) micrografia da interface com menor aumento / (b) micrografia da interface com maior aumento.



Ao comparar com os dados anteriores, foi evidenciada a maior dureza na interface da amostra S3 em comparação com as outras interfaces das soldas S1 e S2. A maior dureza da solda S3 pode ser justificada pela diferença de aporte térmico, maiores

forças necessitam menores tempos de processamento (UNFRIED, 2008), desta forma, a maior taxa de resfriamento, possivelmente, favoreceu a formação da martensita (FREITAS et al, 2014).

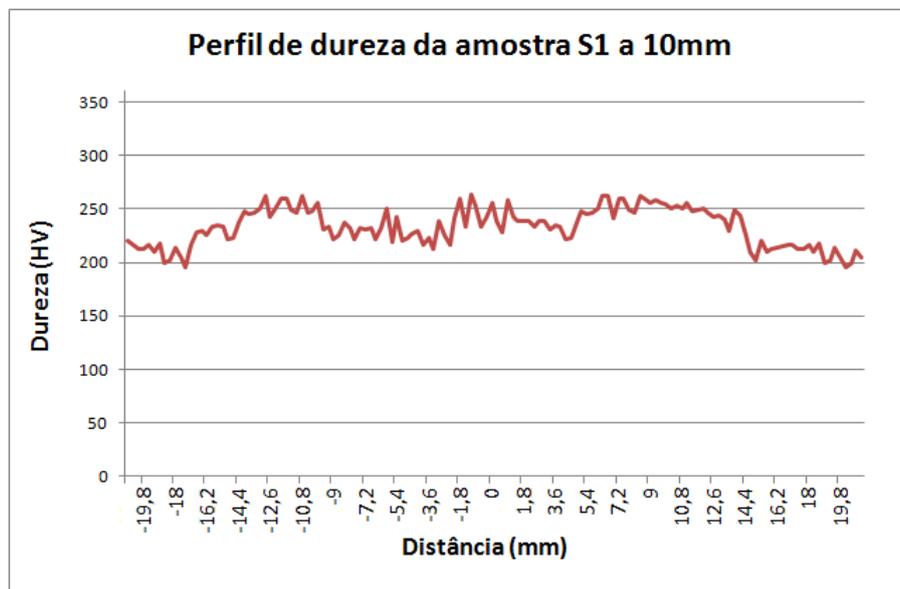
### 4.3 Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza das juntas soldadas serão apresentados em três grupos distintos, S1, S2, S3. Todos os perfis foram realizados a distância de 10 e 20 mm da superfície superior da base.

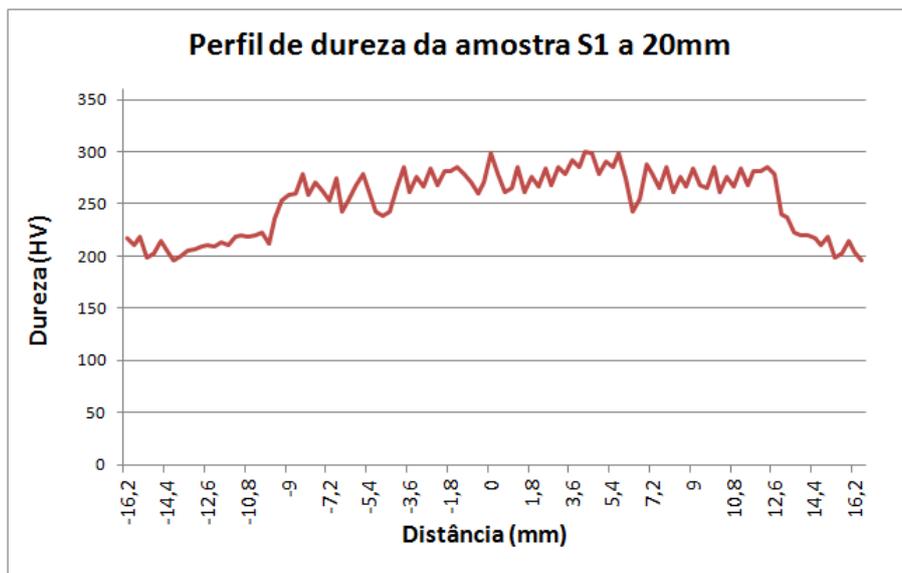
#### 4.3.1 Solda S1

Os perfis de dureza obtidos da soldagem S1 são mostrados nas Figuras 4.9 (a/b). O eixo das abscissas corresponde à posição em relação ao centro do pino, ponto zero, e o eixo das ordenadas corresponde aos valores de dureza.

Figura 4.9 Perfis de dureza para a amostra S1: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base.



(a)



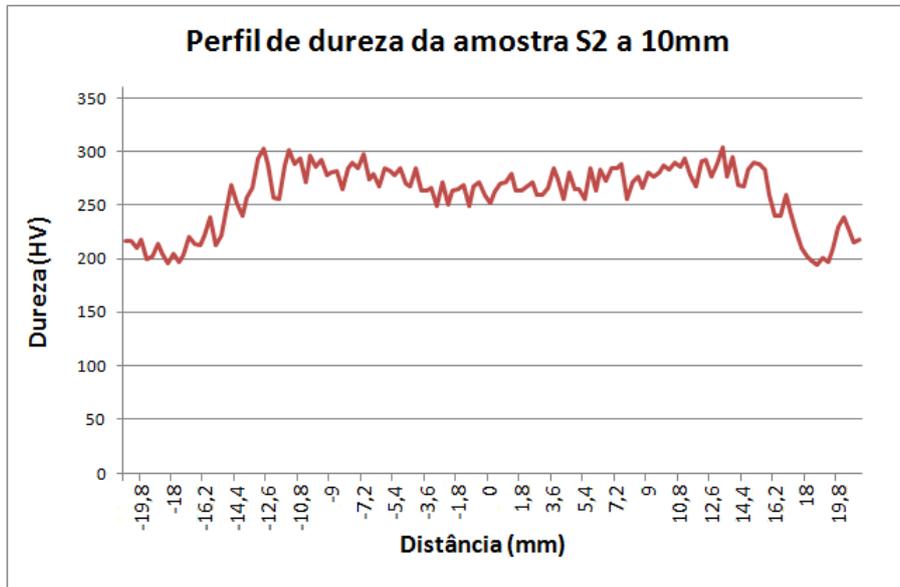
(b)

Observa-se nos resultados dos perfis da Figura 4.9 (a/b), que as durezas mais baixas correspondem ao material base e tem valores de aproximadamente 210 HV. O perfil localizado a 10 mm da superfície superior, Figura 4.9 (a), obteve valores de, aproximadamente, 250 HV, na região central do pino. Enquanto que o perfil localizado a 20 mm atingiu valores em torno de 280 HV, na ponta do pino. A modificação da dureza ocorre em função das diferentes microestruturas geradas no processo.

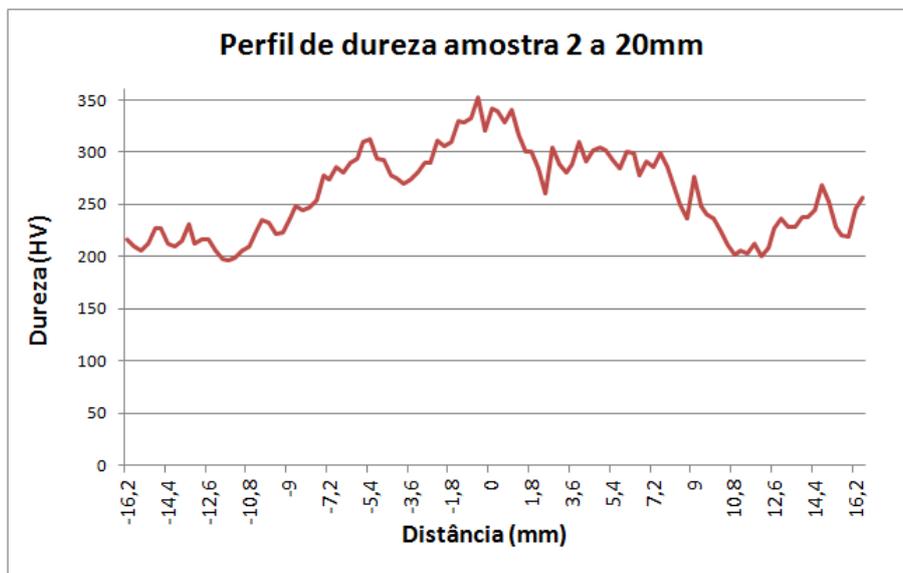
#### 4.3.2 Solda S2

Os perfis de dureza obtidos da soldagem S2 são mostrados nas Figuras 4.10 (a/b). Como se pode observar, os resultados dos perfis têm valores de aproximadamente 210 HV no material base, localizado nas extremidades da Figura 4.10 (a/b). O perfil localizado a 10 mm da superfície superior obteve valores de, aproximadamente, 270 HV, na região central do pino, correspondente ao centro da Figura 4.10 (a). Já o perfil localizado a 20 mm atingiu valores em torno de 300 HV, na ponta do pino, com picos que atingem 350 HV, localizado nos pontos centrais da Figura 4.10 (b). A modificação da dureza ocorre em função das diferentes microestruturas geradas no processo.

Figura 4.10 Perfis de dureza para a amostra S2: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base.



(a)



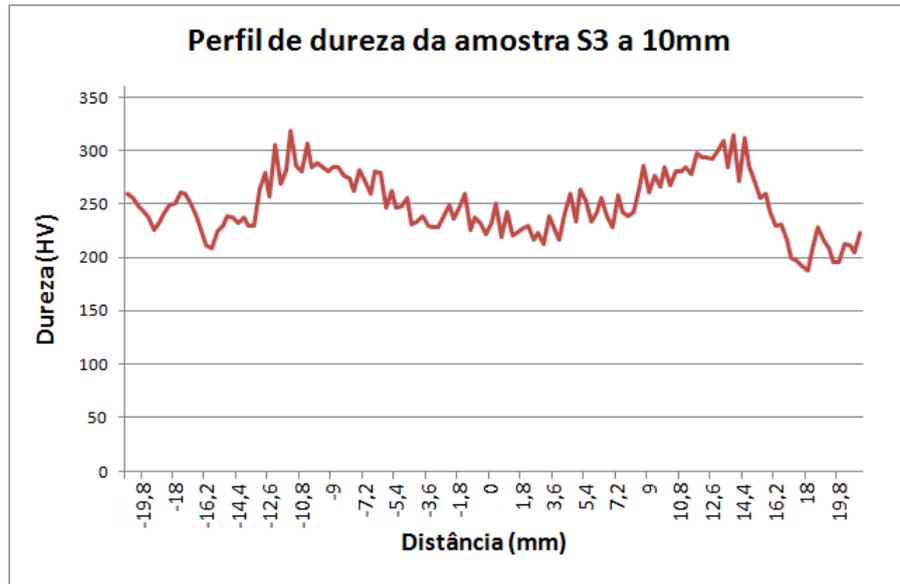
(b)

#### 4.3.3 Solda S3

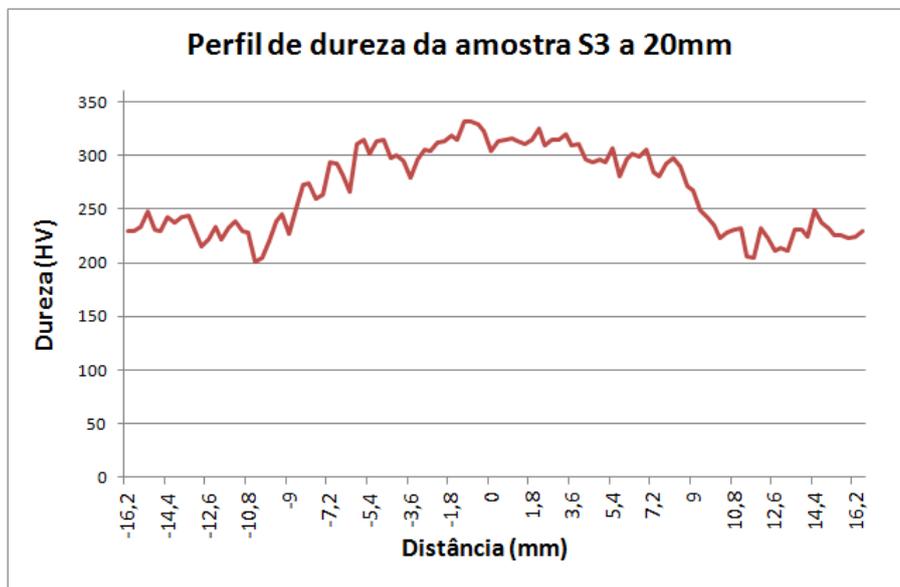
Os perfis de dureza obtidos da soldagem S3 são mostrados nas Figuras 4.11 (a/b). Pode-se observar que os resultados dos perfis têm valores de, aproximadamente, 230 HV no material base, localizado nas extremidades da Figura 4.11 (a/b). O perfil localizado a 10 mm da superfície superior obteve valores de, aproximadamente, 240 HV na região central do pino, situado no centro da Figura 4.11 (a). Já o perfil localizado a 20 mm atingiu valores em torno de 320 HV, região central da Figura 4.11 (b). A

modificação da dureza ocorre em função das diferentes microestruturas geradas no processo.

Figura 4.11 Perfis de dureza para a amostra S3: (a) a 10 mm / (b) a 20 mm da superfície superior da base.



(a)



(b)

#### 4.4 Ensaio Charpy e Fractografia

Os ensaios Charpy serão apresentados em três grupos distintos. O primeiro teste foi realizado no material base, a fim de verificar a tenacidade existente e compará-la com a interface soldada. O segundo e o terceiro grupo são ensaios Charpy realizados

nas soldas S2 e S3. Devido à falta de adesão e aos defeitos macroscópicos encontrados ao longo da interface entre o pino e a base, Figura 4.1 (a/b/c), não será realizado um estudo referente à tenacidade da solda S1.

Não foram apresentadas as imagens de todos os corpos de prova ensaiados, pois, dentro de suas características de processo, as amostras apresentaram comportamentos semelhantes. Serão analisadas, portanto, imagens representativas de cada grupo.

#### 4.4.1 Ensaio Charpy no material base

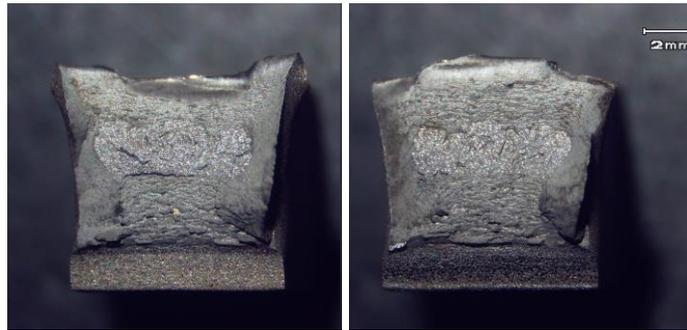
A tabela 4.1 mostra resultados referentes ao material base de energia absorvida no ensaio Charpy, a área útil dos corpos de prova utilizados, a profundidade antes e após o impacto e a porcentagem de deformação sofrida pelo corpo de prova. A deformação foi calculada fazendo a diferença entre as profundidades, antes e após o impacto, e dividindo pela profundidade inicial. Segundo a tabela 4.1, a média dos corpos de prova do ensaio Charpy do material base apresentou um valor de 133 J e uma deformação de 5 %.

Tabela 4.1 Valores adquiridos nos ensaios Charpy para o material de base realizados a 0 °C.

<b>Solda</b>	<b>Energia (J)</b>	<b>Área Útil (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Profundidade antes (mm)</b>	<b>Profundidade depois (mm)</b>	<b>Deformação (%)</b>
CP 01	138	79,31	9,82	9,43	3,97
CP 02	120	78,98	9,80	9,34	4,69
CP 03	140	80,56	9,94	9,27	6,74
Média	133	79,62	9,85	9,35	5,13
Desvio Padrão (%)	11,02	0,83	0,08	0,08	1,44

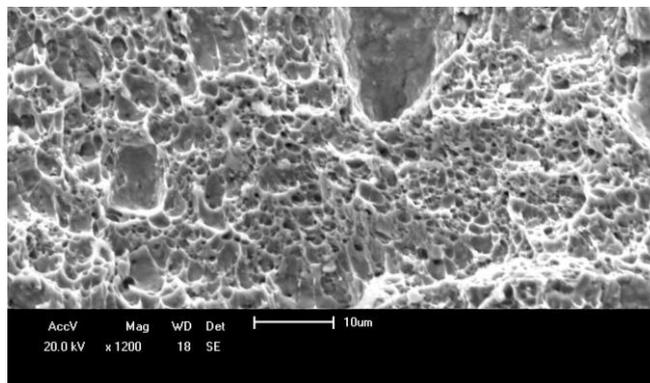
A Figura 4.12 mostra a superfície de fratura do corpo de prova CP 01, representando o ensaio Charpy do material base. Através dessa imagem observa-se a deformação lateral. Segundo a norma E 23-12c (2012), ao realizar o método comparativo qualitativo, pode-se determinar um valor de aproximadamente 90% de fratura dúctil. É importante salientar que o método possui certa imprecisão, devido à norma ter um número muito restrito de amostras com representação das fraturas, além de depender do julgamento do avaliador.

Figura 4.12 Região da fratura do corpo de prova CP 01.



A Figura 4.13 mostra o mecanismo de fratura dúctil do corpo de prova 02, através dessa imagem observam-se alguns *dimples* alinhados em uma direção preferencial, possivelmente, devido à deformação observada na tabela 4.1. A fractografia está localizada a, aproximadamente, 3 mm a partir do início do entalhe, por não ser um ponto da extremidade são evidenciados *dimples* mais rasos, do que os da ponta do entalhe. O valor de energia encontrado, relacionado com as Figuras 4.12 e 4.13, pode ser atribuído à microestrutura predominantemente ferrítica, Figura 4.4 (a/b/c).

Figura 4.13 Fractografia enfatizando a fratura dúctil no corpo de prova CP 02.



#### 4.4.2 Ensaio Charpy na solda S2

A tabela 4.2 mostra os resultados referentes às juntas soldadas S2 com valores de energia absorvida no ensaio Charpy, a área útil dos corpos de prova utilizados, a profundidade antes e após o impacto e a deformação sofrida pelo corpo de prova. Conforme a tabela 4.2, a média dos corpos de prova do ensaio Charpy das soldas S2 apresentaram um valor de 7 J e uma deformação de, aproximadamente, 1 %.

Tabela 4. 2 Valores adquiridos nos ensaios Charpy para a solda S2 realizados a 0 °C.

Solda	Energia (J)	Área Útil (mm <sup>2</sup> )	Profundidade antes (mm)	Profundidade depois (mm)	Deformação (%)
CP 05	8	80,52	9,97	9,85	1,20
CP 06	8	80,30	9,93	9,88	0,50
CP 08	6	80,04	9,95	9,85	1,01
Média	7,33	80,29	9,95	9,87	0,90
Desvio Padrão (%)	1,15	0,24	0,02	0,02	0,36

A Figura 4.14 mostra a superfície de fratura do corpo de prova CP 06, representando o ensaio Charpy obtido na amostra soldada S2. Através dessa imagem observa-se uma pequena deformação lateral. Segundo a norma E 23-12c (2012), ao realizar o método comparativo qualitativo, pode-se determinar um valor de, aproximadamente, 10% de fratura dúctil, evidenciado na Figura 4.16. Essa porcentagem foi atribuída porque ocorreu uma pequena deformação lateral, enquanto a maior parte da região central da fratura apresentou um aspecto brilhoso, típico de uma fratura frágil.

Pode-se observar que parte da fratura não ocorreu unicamente no entalhe, Figura 4.14, indicado pela seta. Apesar do entalhe, o início do rompimento do corpo de prova, localizado na parte central, teve um caminho preferencial fora do entalhe. A Figura 4.15, enfatiza o comportamento da fratura que, possivelmente, seguiu a interface da solda e por esse motivo tem um aspecto curvo. Resultados semelhantes foram obtidos por Meyer (2003), seu estudo mostrou corpos de prova Charpy, em que a fratura acompanhou a interface soldada.

Figura 4.14 Região da fratura do corpo de prova CP 06.

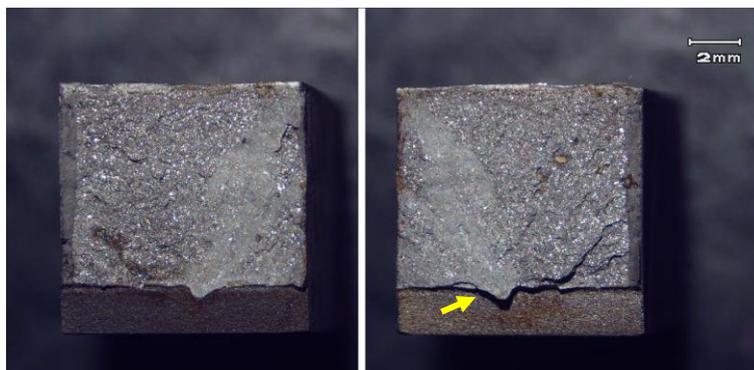
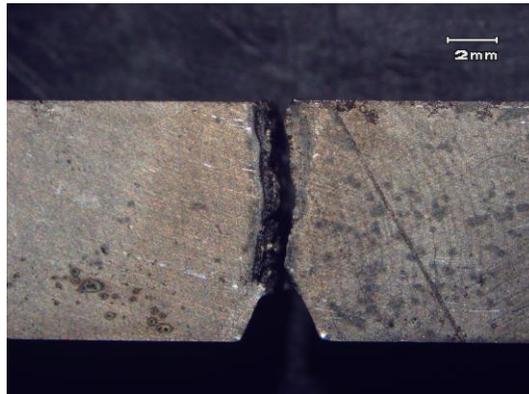


Figura 4.15 Detalhe do comportamento da fratura do CP 08.



As Figuras 4.16 e 4.17 são imagens obtidas por fractografia. Na Figura 4.16 é possível visualizar o entalhe (evidenciado com uma seta), uma pequena área com deformação plástica na região inferior e a região de fratura frágil, que predomina. A Figura 4.17 evidencia uma fratura frágil, apresentando o mecanismo de clivagem. A fractografia da Figura 4.17 está localizada próxima da região central do CP 08. Os resultados mostraram uma fratura predominantemente frágil, com baixa energia absorvida, caracterizando baixa tenacidade. Ao comparar os valores obtidos nos ensaios Charpy com as microestruturas, Figura 4.7 (a/b), pode-se atribuir a baixa tenacidade à modificação microestrutural e à heterogeneidade gerada na região da interface da solda. A heterogeneidade da interface age como um concentrador de tensões que aliado à microestrutura desfavorável causaram esse comportamento com baixa tenacidade.

Figura 4.16 Fractografia enfatizando a região de transição entre a fratura dúctil e frágil no corpo de prova CP 06.

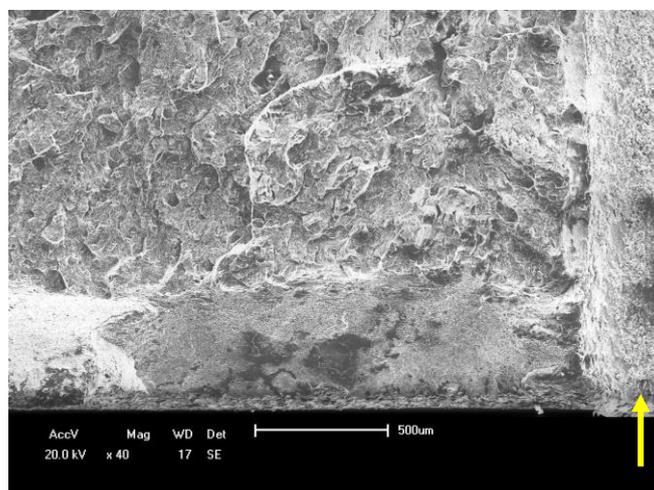
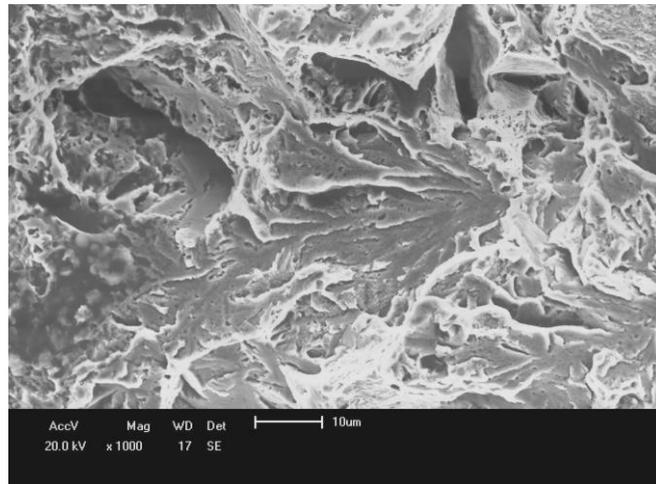


Figura 4.17 Fractografia enfatizando a região de fratura frágil no corpo de prova CP 08.



#### 4.4.3 Ensaio Charpy na solda S3

A tabela 4.3 mostra os resultados referentes às juntas soldadas S3 com valores de energia absorvida no ensaio Charpy, a área útil dos corpos de prova utilizados, a profundidade antes e após o impacto e a deformação sofrida pelo corpo de prova.

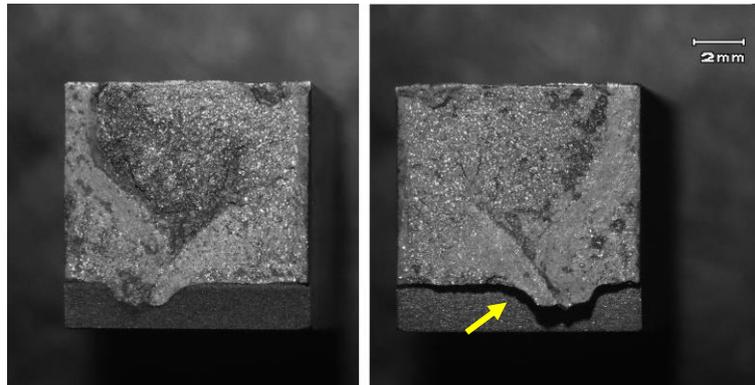
Tabela 4.3 Valores adquiridos nos ensaios Charpy para a solda S3 realizados a 0 °C.

<b>Solda</b>	<b>Energia (J)</b>	<b>Área Útil (mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Profundidade antes (mm)</b>	<b>Profundidade depois (mm)</b>	<b>Deformação (%)</b>
CP 10	8	80,18	9,95	9,80	1,51
CP 11	4	80,48	9,96	9,86	1,00
CP 12	4	79,85	9,92	9,85	0,71
Média	5,33	80,17	9,94	9,84	1,07
Desvio Padrão (%)	2,31	0,32	0,02	0,03	0,41

Conforme a tabela 4.3 a média dos corpos de prova do ensaio Charpy da solda S3 apresentaram um valor de 5 J e uma deformação de 1 %. A Figura 4.18 mostra a fratura do corpo de prova CP 12, da amostra soldada S3. Através dessa imagem observa-se uma pequena deformação lateral. Novamente, segundo o método comparativo qualitativo da norma E 23-12c (2012), o valor aproximado é de 10 % de fratura dúctil. Ou seja, 90 % da fratura, localizada de forma centralizada nos corpos de prova, apresentaram um aspecto brilhante. Pode-se observar na Figura 4.18, indicado pela seta, que parte da iniciação da fratura não ocorreu no entalhe. A região central

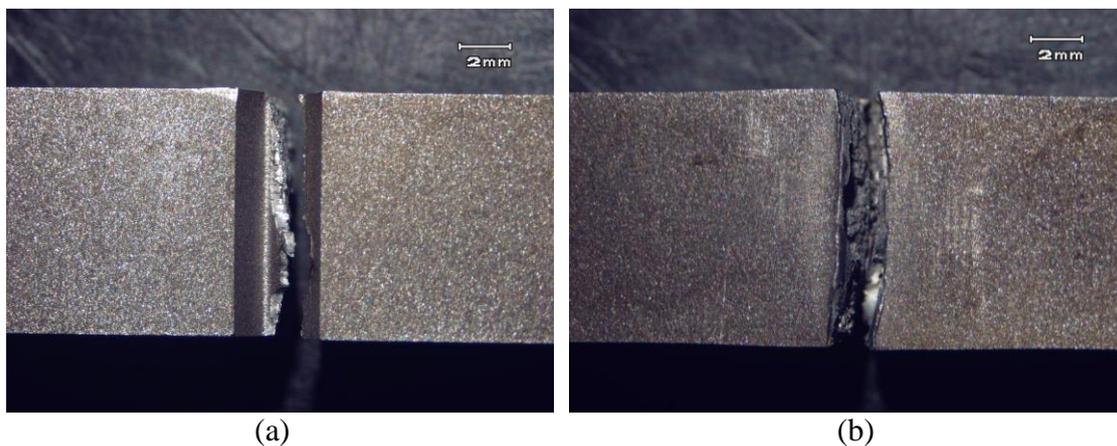
onde, possivelmente, iniciou a fratura está parcialmente fora do entalhe, o que pode significar a existência de um caminho preferencial para o rompimento dos corpos de prova.

Figura 4.18 Região da fratura do corpo de prova CP 12.



A Figura 4.19 (a/b) enfatiza o comportamento da fratura que, possivelmente, seguiu a interface da solda e por esse motivo tem um aspecto curvo, comportamentos semelhantes foram observados anteriormente nos corpos de prova da solda S2.

Figura 4.19 Detalhe do comportamento da fratura: (a) CP 12 / (b) CP 10.



As Figuras 4.20 e 4.21 são imagens obtidas por fractografia, localizadas na região central dos corpos de prova. É possível visualizar o aspecto de uma fratura frágil do corpo de prova CP 10, Figura 4.20, com clivagens. A Figura 4.21 evidencia uma mudança nos planos de fratura do corpo de prova 12, que ocorreu, possivelmente, para acompanhar a interface da solda. Além disso, essa imagem enfatiza alguns *dimples* indicando a miscigenação dos mecanismos de fratura.

Figura 4.20 Fractografia enfatizando a fratura frágil do CP 10.

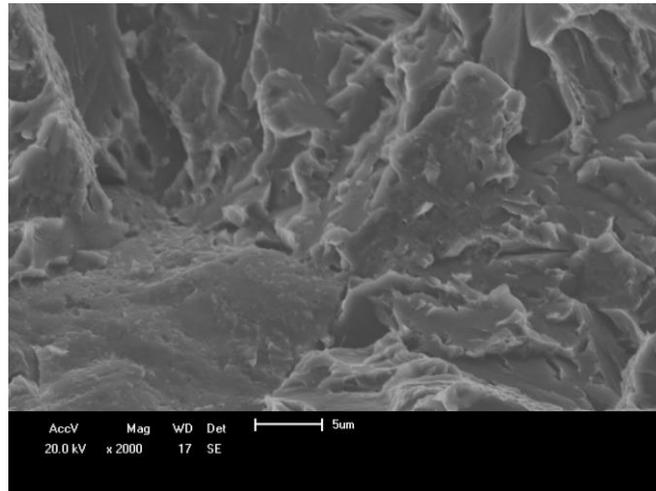
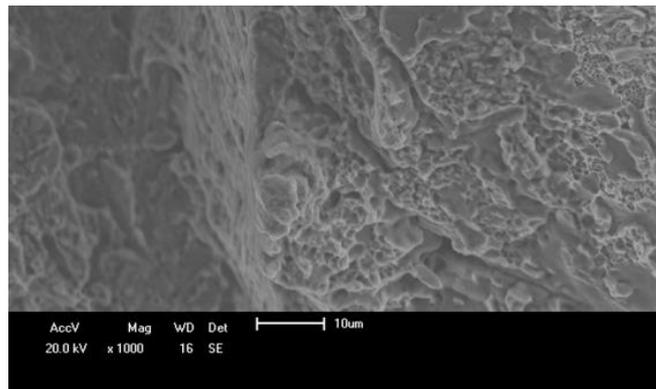


Figura 4.21 Fractografia enfatizando a mudança do plano da fratura do CP 12.



Os resultados mostraram uma fratura predominantemente frágil com baixa energia absorvida, enfatizando novamente uma baixa tenacidade, assim como nas soldas S2. Ao comparar os valores obtidos no ensaio Charpy com as microestruturas, Figura 4.8 (a/b), pode-se atribuir a baixa tenacidade outra vez à modificação microestrutural (fases frágeis) e à concentração de tensões criada na interface.

## 5.0 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos ao longo do estudo da avaliação das soldas formadas no processo de soldagem por pino consumível com carga de 50, 100 e 150 kN levaram às seguintes conclusões:

Ao analisar as metalografias conclui-se que o processo de soldagem por fricção, FHPP, promoveu alterações microestruturais nas juntas soldadas, motivo pelo qual as micrografias dividiram-se em material base, interface e centro do pino. A região da interface mostrou diferença em função dos diferentes parâmetros aplicados da seguinte forma: maiores forças axiais e de forjamento ocasionaram maiores taxas de resfriamento e, conseqüentemente, tiveram uma maior tendência por formar martensita. Isso pode ser verificado através dos perfis de microdureza. Já o centro do pino evidenciou um refino microestrutural e o surgimento de novas microestruturas, em comparação com o material base.

O método de avaliação de tenacidade ao impacto Charpy se mostrou eficiente para comparação dos resultados entre o material base e as interfaces. Ao verificar os valores de tenacidade ao impacto, conclui-se que o material base teve valores muito superiores de tenacidade em comparação com as interfaces das juntas soldadas. O material base apresentou uma microestrutura predominantemente ferrítica, enquanto que as interfaces mostraram a presença de fases frágeis e microestruturas heterogêneas, o que provavelmente influenciou nos resultados de tenacidade ao impacto.

## **6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Aumentar a amostragem para o ensaio de Charpy;
- Otimizar os parâmetros da junta soldada C-Mn, modificando valores como: comprimento de queima, rotação;
- Estudar a possibilidade de tratamentos térmicos anteriores e posteriores, tais como: pré-aquecimento, alívio de tensões;
- Realizar um maior número de ensaios mecânicos com objetivo de avaliar a qualidade da solda;

## 7.0 REFERÊNCIAS

ALEXANDRE, J. A. S. **Soldabilidade dos aços de extra elevada resistência do tipo 609 MPa**. Dissertação. Faculdade de Ciências e Tecnologia: Universidade Nova Lisboa, Portugal, 2010.

American Society for Testing and Materials. ASTM E3: **Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**. 2007.

American Society for Testing and Materials. ASTM E 340: **Standard Test Method Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys**. 2006.

ANDRÉN, H. -O. **Atom-probe microanalysis of a tempered high speed steel**. Scripta Metallurgica, Amsterdam, v. 15, n. 7, p.749- 752, 1981.

ANDREWS, R. E.; MITCHELL, J. S. **Underwater repair by friction stitch welding**. Metals and Materials, v. 6, n. 12, p. 7967, 1990.

AMBROZIAK, A.; GUL, B. **Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints**. Archives of civil and mechanical engineering, v. 7, n. 2, p. 67-76, 2007.

ASTM International. **ASTM E23-12c, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA, 2012.

BALA, P.; KRAWCZYK, J.; HANC, A. **Mössbauer spectroscopic investigation of retained austenite content of high carbon tool steel during isothermal tempering of as quenched samples**. Hyperfine Interactions, Dordrecht, v. 190, n. 1-3, p. 23-28, 2009.

BHADESHIA, H. K. D. H.; BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels - microstructures and properties – metallurgy and materials science series**. 3th ed, p. 344, Boston: Butterworth-Heinemann, 2006BOCHNOWSKI, W.; LEITNER, H.;

MAJOR, L.; EBNER, R.; MAJOR, B. **Primary and secondary carbides in high speed steels after conventional heat treatment and laser modification**. Materials Chemistry and Physics, v. 81, n. 2-3, p. 503-506, Amsterdam, 2003.

CALLISTER Jr. W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Livros Técnicos e Científicos, Editora AS, p. 589, 2002.

CAMBIUCCI, A. F.; MARTINEZ, L. G.; ALCOFORADO, E.; CARDOSO, L. P.; MEI, P. R. **Estudo da dissolução dos carbonetos em um aço rápido AISI M2**. Congresso Brasileiro De Engenharia E Ciência Dos Materiais, p. 625-628, São Paulo, 1996.

CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível**. Tese. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2013.

DUARTE, A. S. **Metodologia básica para produção de materiais de referência para calibração indireta de máquinas pendulares de impacto Charpy**. Dissertação. Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, 2006.

DUNLOP, G. L.; WANG, R. **Development of microstructure during heat treatment of high speed steels**. International High Speed Steels Conference, v. 1, p. 33-40, 1990.

DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of steels and cast irons – engineering materials and processes**. Heidelberg: Springer-Verlag, 2004.

EBRAHIMI, G. R.; JAVDANI, M.; ARABSHAHI, H. **Effect of thermo-mechanical parameters on microstructure and mechanical properties of microalloyed steels**. Braz. J. Phys, v.40, n.4, São Paulo, 2010.

ENTWISLE, A. R. **The kinetics of martensite formation in steel**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 2, n. 9, p. 2395-2407, 1971.

FREITAS, B. et al. **Influência dos Parâmetros de Solda por Fricção com Pino Consumível em Aço para Amarras de Uso Offshore Grau R3**. Congresso Nacional de Soldagem, XL CONSOLDA, São Paulo, SP, 2014.

GLADMAN, T. **The Physical metallurgy of microalloyed steels**. The Institute of Materials, p. 47 – 56, London, 1997.

GRANGE, R. A.; HRIBAL, C. R.; PORTER, L. F. **Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels**. Metallurgical Transactions, v. 8A, 1977.

HEINRICH, H. **Os Aços ferramenta**. São Paulo: Edgard Blücher, p. 55-58, 1975.

IRVINE, K. J.; CROWE, D. J.; PICKERING, F. B. **The Physical metallurgy of 12% Cr steels**. Journal of the Iron and Steel Institute, v. 195, n. 8, p. 386-405, London, 1960.

KAPLOW, R.; RON, M.; De CRISTOFARO, N. **Mössbauer effect studies of tempered martensite**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 14, n. 6, p. 1135-1145, 1983.

KOBAYASHI, T.; KIM, H. J.; MORITA, S. **Progress and Development in the Instrumented Charpy Impact Test**. Mat – Wiss. Werkstofftech, v. 32, p. 525-531, 2001.

LANCASTER, F. J. **Metallurgy of Welding**. George Allen & Unwin, Londres, p.110-173, 1980.

LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A. **Friction Welding**. Sov. Tech, v. 4, p. 59-168, 1992.

LESSA, C.R.L., **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**, Dissertação. PPGE3M: UFRGS, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, 2011.

LUCAS, W. **Process Parameters and Friction Welds**. In metal construction and British welding Journal, v. 5, n. 8, p. 293-297, 1973.

- MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas**, Brasil, 1996.
- MARQUES, P.V.; MODENESI, P. J.; BACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Edição: 2, p. 363, UFMG, 2009.
- MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing**. Dr Ing Thesis an der Technischen Universität Braunschweig, Hamburg, 2002.
- MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing, Bonding Mechanism and Properties**. Tese. GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Geesthacht, 2003.
- MATTEI, F. **Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção**. Dissertação. PPGE3M: UFRGS, Porto Alegre, RS, 2011.
- MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas ligas metálicas**. Tese. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Minas Gerais, 2011.
- NAHM, S. H.; KIM, A.; PARK, J. **Evaluation on Toughness Degradation of Cr-Mo-V Steel Using Miniaturized Impact Specimen Technology**. International Journal of Impact Engineering, v. 25, p. 805 – 816, 2001.
- NICHOLAS, E. D. **Friction Hydro Pillar Processing**. 11th Annual North American Welding Research Conference, p. 7-9, Reino Unido, 1995.
- NICHOLAS, E.D. **Friction Processing Technologies**. Reino Unido, 2003.
- OLSON, G. B.; COHEN, M. **Early stages of aging and tempering of ferrous martensites**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 14, n. 6, p. 1057-1065, 1983.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO, JR. F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 232, São Paulo, SP, Brasil, 2005.
- PERINI, F. G. **Propriedades Mecânicas e Microestruturas de Aços Alta Resistência e Baixa Liga Soldados**. Dissertação. Universidade de Caxias do Sul, RS, 2008.
- PINHEIRO, G. A. et al. **Costura por Atrito: fundamentos e Aplicações**. 1º Cobef, Curitiba, PR, 2001.
- PIRES, R. R. **Efeitos da Geometria, da Força Axial e da Rotação no Reparo por Atrito**. Dissertação. Universidade Federal de Uberlândia, MG, 2007.
- PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase transformations in metals and alloys**. 3th ed, p. 616, London: CRC Press, 2009.
- ROSADO, D. B. **Análise de Microestrutura em Juntas Soldadas de aços SAE 4140 E BS 4360 através do Processo (Friction Hydro Pillar Processing)**. Trabalho de conclusão do curso de Engenharia Metalúrgica, UFRGS, 2008.

SAEID, T. et al. **Effect of Friction Stir Welding Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of a Duplex Stainless Steel**. Materials Science And Engineering A, v. 496, p. 262-268, 2008.

SANTOS, J. F.; MAYER, A.; BLAKEMORE, G. R. **Engineering applications of friction stitch welding**. 20<sup>a</sup> International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Rio de Janeiro, Brasil, 2001.

SARIKAYA, M.; JHINGAN, A. K.; THOMAS, G. **Retained austenite and tempered martensite embrittlement in medium carbon steels**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 14, n. 6, p. 1121-1133, 1983.

SEDMAK, S.; PETROVSKI, B. **The resistant to crack growth of different regions of weldments in a real structure**. International Journal of Pressure Vessel and Piping, v. 52, p. 313 – 335, 1992.

SERNA, M. M.; GALEGO, E.; ROSSI, J. L. **X-Ray diffraction studies of carbides on the spray formed AISI M2 high speed steel**. Congresso Brasileiro De Engenharia E Ciência Dos Materiais, p. 5407-5413, Foz do Iguaçu 2006.

SERNA, M. M. **Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI M2**. Tese. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

SHERMAN, A. M.; ELDIS, G. T.; COHEN, M. **The aging and tempering of iron-nickel-carbon martensites**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 14, n. 6, p. 995-1005, 1983.

SIEWERT, T. A. et al. **The history and importance of Impact Testing, Pendulum Impact Testing: A Century of Progress**. ASTM STP 1380, p.16, Pennsylvania, 1999.

SILVA, R. **Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método de integral-J**. Dissertação, São Carlos, SP, 1998.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern physical metallurgy and materials engineering**. 6th ed, p. 438, London: Butterworth-Heinemann, 1999.

SVENSON, L. E.; GRETOFT, B. **Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals**. Welding Research Supplement, p. 454-461, 1990.

SVENSSON, L. E. **Consumables for Welding High Strength Steels**. ESAB AB. Svetsaren n° 1, Goteborg, Sweden, 1999.

TEKİN, E.; KELLY, P. M. **Secondary hardening of vanadium steels**. Journal of the Iron and Steel Institute, v. 203, n. 7, p. 715-720, London, 1965.

THEWLI G. **Classification and Quantification of Microstructures in Steels**. Journal Materials Science and Technology, v. 20, p. 143-160, 2004.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D. **Emerging Friction Joining Technology for Stainless Steel and Aluminium Applications**, 1996.

TRAIZET, A. E. et al. **Welding consumables Development for High Strength Steel Joints for Oil and Gas Applications**. Competence- The technical Journal of Oerlikon Welding and Cutting Expertise – Air Liquide, p.13-25, 2009.

UNFRIED, J. et al. **Influência dos parâmetros de processo na microestrutura da zona termo-mecanicamente afetada na soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn**. 63º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Santos, SP, Brasil, 2008.

UNFRIED, J. S. et al. **Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints**. Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference, ASM International, p. 381-384, 2009.

USTINOVSHCHIKOV, Y. I. **Secondary hardening mechanism of alloy steels**. *Metal Science*, v. 18, n. 7, p. 337-344, London, 1984.

VOINOV, V. G. **Mechanism Of Joint Formation In Friction Welding, In Welding Production**, v. 15, p. 8-15, 1968.

YEH, F. W. T. **Avaliação de descontinuidades e reparo em placas de aço por “Friction Hydro Pillar Processing” via ultrassom e micrografia**, Dissertação. PPGE3M: UFRGS, Porto Alegre, RS, 2012.