

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Soldagem de Estruturas Pesadas de  
Aço Inoxidável Ferrítico”

Autora: Erika Braga Moreira  
Orientador: Paulo José Modenesi

Abril/2009

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Erika Braga Moreira

SOLDAGEM DE ESTRUTURAS PESADAS DE AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia  
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2009

À Mamãe, que abraçou este projeto comigo,  
por todo carinho e dedicação!

## AGRADECIMENTOS

A Deus que sempre guia os meus passos.

Aos meus pais, exemplos de determinação, meus maiores tesouros.

Ao meu irmão, Alexandre, por estar sempre presente.

Ao meu querido orientador Prof. Paulo Modenesi por todos ensinamentos e paciência. Fonte de inspiração para o estudo da metalurgia... É admirável sua paixão e dom pelo ensino!

À ESAB Indústria e Comércio Ltda., em especial aos Engenheiros José Roberto Domingues e Welerson Araújo, pela oportunidade e por viabilizarem o desenvolvimento deste projeto.

À Arcellor Mittal por fornecer o metal base e informações necessárias a esta pesquisa.

Ao Luiz por todo apoio e pelas lindas figuras.

À Dr<sup>a</sup> Maria Celeste Costa, Prof<sup>a</sup> do CEFET-MG, pela atenção, disponibilidade e cooperação nos ensaios de soldagem.

À Prof<sup>a</sup> Berenice Gonzalez pela ajuda nos ensaios de tração.

À UFMG por me proporcionar uma formação sólida e relevante, além de fornecer recursos imprescindíveis a este trabalho.

À aluna de Engenharia Metalúrgica da UFMG, Rafaela Marzano, pelo auxílio na realização dos experimentos.

Ao Cândido, colega de trabalho e amigo, pelo empenho e ensinamentos de soldagem e ao Marquinhos pelos ensaios de impacto.

À Raquel, amiga do peito, pelo toque final!

## SUMÁRIO

1. Introdução .....	1
2. Objetivos .....	4
3. Revisão Bibliográfica.....	5
3.1. Aços inoxidáveis.....	5
3.1.1. Aço inoxidável ferrítico .....	6
3.2. Soldagem .....	13
3.2.1. O processo FCAW.....	13
3.3. Soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos .....	14
3.3.1. Fragilização a alta temperatura .....	15
3.3.2. Formação de martensita.....	16
3.3.3. Crescimento de grão .....	17
3.3.4. Fragilização a 475°C .....	19
3.3.5. Fragilização por fase $\sigma$ .....	20
3.3.6. Corrosão intergranular.....	20
3.3.7. Fissuração a quente .....	22
3.4. Efeito dos elementos estabilizantes.....	23
3.4.1. Aços estabilizados ao Ti.....	24
3.4.2. Aços estabilizados ao Nb .....	25
3.4.3. Aços estabilizados ao Nb e Ti .....	28
3.5. Arames de aços inoxidáveis ferríticos .....	29
4. Procedimentos Experimentais .....	30
4.1. Visão geral .....	30
4.2. Materiais.....	30
4.3. Caracterização do metal base .....	32
4.3.1. Microscopias ótica e eletrônica.....	32
4.3.2. Tamanho de grão ferrítico .....	33
4.3.3. Análise de precipitados presentes .....	34
4.3.4. Propriedades mecânicas do metal base .....	35
4.3.5. Teste de sensitização.....	38
4.4. Soldagem .....	38
4.4.1. Testes iniciais.....	39
4.4.2. Ciclo térmico de soldagem .....	40
4.4.3. Soldagem em chanfro .....	44

4.5. Caracterização da ZTA.....	44
4.5.1. Microscopias ótica e eletrônica.....	44
4.5.2. Tamanho de grão ferrítico .....	45
4.5.3. Análise de precipitados presentes .....	45
4.5.4. Propriedades mecânicas da ZTA.....	46
4.5.5. Teste de sensitização .....	47
5. Resultados e Discussão .....	48
5.1. Metal base.....	48
5.1.1. Microestrutura .....	48
5.1.2. Análise de precipitados .....	48
5.1.3. Tamanho do grão ferrítico .....	53
5.1.4. Propriedades mecânicas .....	54
5.1.5. Ensaio de sensitização.....	59
5.2. Soldagem .....	60
5.2.1. Testes iniciais.....	60
5.2.2. Ciclo térmico de soldagem .....	66
5.2.3. Soldagem em chanfro .....	71
5.3. ZTA .....	71
5.3.1. Microestrutura .....	72
5.3.2. Análise de precipitados .....	74
5.3.3. Tamanho do grão ferrítico .....	77
5.3.4. Propriedades mecânicas .....	79
5.3.5. Teste de sensitização.....	87
6. Conclusões .....	88
7. Sugestões para Trabalhos Futuros.....	90
8. Referências Bibliográficas .....	91

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Variação do preço do níquel (em dólares/libra) entre dezembro de 2003 e dezembro de 2008 (InfoMine, 1990).....	2
Figura 3.1 - Diagrama Fe-Cr (Modenesi, 2001).....	8
Figura 3.2 - Influência dos teores de C e N no campo bifásico do sistema Fe – Cr (Baerlecken et al., 1961). ....	8
Figura 3.3 - Influência do carbono e nitrogênio na tenacidade das ligas de Fe-Cr (Binder e Spindelow, 1951). ....	9
Figura 3.4 - Soldagem com arames tubulares (ESAB, 2004). ....	14
Figura 3.5 - Efeito do crescimento de grão e da quantidade de intersticiais na tenacidade em um aço Fe-25Cr (Lippold e Kotecki, 2005). ....	18
Figura 3.6 - Temperaturas de formação dos precipitados do tipo MC (Gates e Jagos, 1987).....	24
Figura 3.7 - Curva de transição Charpy para um aço 18Cr-2Mo com diferentes adições de titânio (Van Zwieten e Bulloch, 1993). ....	26
Figura 3.8 - Curva de transição Charpy para um aço 18Cr-2Mo com diferentes adições de nióbio (Van Zwieten e Bulloch, 1993). ....	27
Figura 4.1 - Escopo do projeto de pesquisa. ....	31
Figura 4.2 - Representação esquemática do círculo para contagem de grãos no metal base. ....	34
Figura 4.3 - Esquema e dimensões do corpo de prova para ensaio de tração. ....	35
Figura 4.4 - (a) Máquina de tração e (b) detalhe do cp no início da estricção.....	36
Figura 4.5 - Esquema e dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.....	37
Figura 4.6 - Máquina de ensaio de impacto usada neste trabalho.....	37
Figura 4.7 - Esquema para soldagem das chapas.....	40
Figura 4.8 - Esquema para medidas da colocação dos termopares. ....	41
Figura 4.9 - Furação das chapas.....	42
Figura 4.10 - Preparação da ponta do termopar e sua fusão com o arco TIG. ....	42
Figura 4.11 - Foto mostrando os termopares já soldados na chapa. ....	43
Figura 4.12 - Representação esquemática da linha escolhida para contagem de grãos na ZTA. ....	45
Figura 4.13 - Esquema para medição da microdureza da ZTA.....	46
Figura 4.14 - Esquema de retirada dos corpos de prova. ....	47

Figura 5.1 - Microestrutura do metal base observada por microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.....	49
Figura 5.2 - Microestrutura do metal base observada por microscopia eletrônica de varredura - aumento 100X. Ataque: água régia.....	49
Figura 5.3 - Microestrutura do metal base observado por microscopia eletrônica de varredura - aumento 500X. Ataque: água régia.....	50
Figura 5.4 - Precipitados de titânio observados no MO - aumento de 500x. Ataque: água régia. ....	50
Figura 5.5 - Precipitados analisados no MEV (a) e (b) e análise por EDS (c) e (d) do precipitado P3. ....	52
Figura 5.6 – Curva de tração metal base (direção paralela à laminação). ....	56
Figura 5.7 – Curva de tração metal base (direção perpendicular à laminação). ....	56
Figura 5.8 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy do metal base testado à temperatura ambiente. MEV. (a) 50X e (b) 500X.....	59
Figura 5.9 - Metal base atacado com ácido oxálico observado com dois aumentos distintos.....	60
Figura 5.10 - Imagem do cordão de solda depositado em um dos testes.....	61
Figura 5.11 - Macrografias das seções transversais de cordões obtidos nos testes de números (a) 2 (0,4 kJ/mm), (b) 9 (0,6 kJ/mm), (c) 13 (0,8 kJ/mm) e (d) 12 (1,2 kJ/mm). ....	63
Figura 5.12 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 2 (0,4 kJ/mm). ....	64
Figura 5.13 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 9 (0,6 kJ/mm). ....	64
Figura 5.14 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 13 (0,8 kJ/mm). ....	65
Figura 5.15 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 12 (1,2 kJ/mm). ....	65
Figura 5.16 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 2 – (0,4kJ/mm). ....	66
Figura 5.17 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 9 – (0,6kJ/mm). ....	66
Figura 5.18 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 13 – (0,8kJ/mm). ....	67
Figura 5.19 - Ciclo térmico de soldagem obtido do Teste 12 – (1,2kJ/mm). ....	67
Figura 5.20 - Gráfico $\Delta t_{8/5}$ em função da energia de soldagem (kJ/mm). ....	68
Figura 5.21- Gráfico com os ciclos térmicos modelados para as quatro condições de energia. ....	70
Figura 5.22 - Microestrutura da ZTA do teste 2 (0,4 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia. ....	72
Figura 5.23 - Microestrutura da ZTA do teste 9 (0,6 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia. ....	72

Figura 5.24 - Microestrutura da ZTA do teste 13 (0,8 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia. ....	73
Figura 5.25 - Microestrutura da ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia. ....	73
Figura 5.26 - Microestrutura da ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm) - MEV - aumento 100X. Ataque: água régia. ....	74
Figura 5.27 - Precipitado na ZTA do teste 2 – microscopia ótica aumento de 1000x...	75
Figura 5.28 - Precipitado na ZTA do teste 2 – microscopia ótica aumento de 1000x...	75
Figura 5.29 - (a) e (b) Precipitados observados no MEV (c) e (d) análise por EDS. ....	76
Figura 5.30 - Medidas de tamanho de grão no (a) metal base e na (b) ZTA. As barras verticais indicam o intervalo de confiança (95%) das medidas. ....	78
Figura 5.31 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,2kJ/mm)....	80
Figura 5.32 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,6kJ/mm)....	80
Figura 5.33 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,8kJ/mm)....	81
Figura 5.34 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (1,2kJ/mm)....	81
Figura 5.35 – Curva de tração amostra 2B (sem chanfro). ....	83
Figura 5.36 – Curva de tração amostra 12A (chanfro em K).....	83
Figura 5.37 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy da ZTA do teste de maior energia (1,5kJ/mm) testado à temperatura ambiente. MEV. (a) 25X e (b) 500X.....	85
Figura 5.38 - Detalhe da precipitação intergranular da Figura 5.37(b). MEV(1500x) ..	86
Figura 5.39 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy da ZTA do teste de maior energia (1,5kJ/mm) testado a 90°C. MEV. (a) 25X e (b) 500X. ....	86
Figura 5.40 - Ataque com ácido oxálico na ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm). ....	87

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S43932 (dados fornecidos pela ArcelorMittal Inox Brasil).....	12
Tabela 3.2 - Propriedades físicas típicas do aço UNS S43932 recozido (dados fornecidos pela ArcelorMittal Inox Brasil).....	12
Tabela 4.1 - Composição química do metal base (%peso).....	31
Tabela 4.2 - Composição química (%peso) do metal depositado pelo arame tubular com o gás 98%Ar +2%O <sub>2</sub> .....	32
Tabela 4.3 - Composição do reativo água régia para ataque metalográfico de aço inoxidável ferrítico. ....	33
Tabela 4.4 - Condições e composição do reativo ácido oxálico usado para ataque eletrolítico de aço inoxidável ferrítico.....	33
Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem.....	39
Tabela 4.6 - Parâmetros dos testes para soldagem das juntas. ....	44
Tabela 5.1 - Resultados (em %peso) da análise por EDS dos precipitados mostrados na Figura 5.5.....	52
Tabela 5.2 - Tamanho de grão (Y) ferrítico do metal base.....	53
Tabela 5.3 - Média e desvio padrão das medidas de microdureza do metal base.....	55
Tabela 5.4 - Resultados do ensaio de tração do metal base. ....	57
Tabela 5.5 - Resultados do ensaio de impacto (3 corpos de prova por condição). ....	58
Tabela 5.6 - Parâmetros dos testes de soldagem. ....	61
Tabela 5.7 - Valores médios do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C.....	67
Tabela 5.8 - Resultados da simulação do ciclo térmico. ....	70
Tabela 5.9 - Parâmetros dos testes de soldagem da etapa 03.....	71
Tabela 5.10 - Resultados da análise por EDS do precipitado P1 da Figura 5.29 (b)...	76
Tabela 5.11 - Resultados tamanho de grão ferrítico (Y) da ZTA.....	77
Tabela 5.12 - Resultados do ensaio de microdureza da ZTA. ....	79
Tabela 5.13 - Resultados do ensaio tração das juntas soldadas. ....	82
Tabela 5.14 - Resultados do ensaio de impacto das juntas soldadas (3 corpos de prova por condição).....	84

## RESUMO

Este estudo visou levantar informações básicas sobre a evolução da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço UNS S43932 com 5 mm de espessura em condições de soldagem típicas para a fabricação de componentes pesados. Foram usadas chapas fabricadas em escala industrial, mas com um processamento ainda experimental por um produtor nacional de aços inoxidáveis planos. O estudo compreendeu a caracterização do metal base e da zona termicamente afetada (ZTA) deste após a sua soldagem com o arame tubular 430LNb. Foram estudadas a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal base e da zona termicamente afetada (ZTA) para quatro níveis de energia de soldagem (de cerca de 0,4 a 1,2 kJ/mm). Ciclos térmicos de soldagem na ZTA foram medidos e usados para auxiliar a caracterização da microestrutura desta. Os resultados obtidos indicam, para o metal base estudado, um tamanho de grão elevado (cerca de 410  $\mu\text{m}$ ), mostrando a necessidade de desenvolvimentos adicionais na fabricação deste. Apesar disto, corpos de prova de tração romperam de forma dútil. Por outro lado, os resultados do ensaio de impacto mostraram uma elevada fragilidade. A ZTA apresentou uma microestrutura similar ao metal base com um aumento de seu tamanho de grão com a energia de soldagem usada. Em testes da tração da junta soldada, a falha ocorreu sempre no metal base e de forma dútil. Resultados de ensaio de impacto mostram uma baixa tenacidade e sugerem uma temperatura de transição acima da ambiente, mas abaixo de 90°C. A avaliação das superfícies de fratura frágil dos corpos de prova do ensaio de impacto mostrou uma fratura mista por clivagem e intergranular. Nesta última, observou-se uma intensa precipitação ao longo dos contornos de grão o que pode ter contribuído para a fragilização.

**PALAVRAS CHAVE:** aço inoxidável ferrítico, aporte térmico, arame tubular, ZTA.

## ABSTRACT

This study aimed to provide initial information about microstructure evolution and mechanical properties of 5 mm-thick UNS S43932 steel welded joints performed in typical conditions for heavy fabrication. Plates were produced in a steel maker using a tentative procedure to produce 5 mm-thick plates of ferritic stainless steel. The study involved the base material and the heat affected zone (HAZ) characterization after welding with a 430LNb cored wire. Microstructure and mechanical properties of the base material and of the HAZ obtained with four welding energy levels (from 0.4 to 1.2 kJ/mm) were studied. Welding thermal cycles in the HAZ were measured and used to help to characterize the weld microstructure. The results indicate that the base metal presents an elevated grain size (around 410 $\mu$ m) demonstrating that this product processing procedure needs further development. Despite this elevated grain size, all tensile test specimens presented a ductile behavior. The same result was obtained in the welded joint tensile tests. On the other hand, the impact test results showed that both the base material and the HAZ presented low toughness. Fracture surface examination indicated that this occurred by both clivage and intergranular fracture. Intergranular fracture surface was decorated by a large number of small precipitates.

Key words: ferritic stainless steel, heat input, tubular wire, HAZ.

## 1. Introdução

Os aços inoxidáveis são uma importante classe de materiais com um largo campo de aplicação, sendo atualmente imprescindíveis em diversas áreas. O seu consumo tem crescido no Brasil, embora considerando o consumo por habitante, este ainda seja muito inferior ao dos países desenvolvidos (Europa: 13-15 kg/habitante x Brasil: 1,5 kg/habitante, Portal Fator Brasil, 2008).

Entre as diferentes classes de aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis austeníticos são os mais importantes e utilizados. Estes aços apresentam características excelentes tanto em termos de resistência à corrosão em diversos meios como de suas propriedades mecânicas e soldabilidade. Estas características desejáveis são, contudo, conseguidas pela utilização de altos teores de elementos de liga, com destaque para o níquel, cujo preço tem oscilado fortemente no mercado e do qual o Brasil não dispõe de grandes reservas. Adicionalmente, os aços inoxidáveis austeníticos não são a melhor opção em algumas situações. Por exemplo, ambientes em que se tem a presença de íons cloreto (Cl<sup>-</sup>) podem levar estes aços a desenvolverem problemas de corrosão sob tensão.

Os aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas Fe-Cr (e, eventualmente, Fe-Cr-Mo) que apresentam, na condição recozida, propriedades mecânicas e resistência à corrosão satisfatórias para diversas aplicações. Destaca-se, ainda, o fato de que estes materiais não são sensíveis à corrosão sob tensão em ambientes contaminados com Cl<sup>-</sup> e por não possuírem teores elevados de níquel em sua composição, tendem a ter um menor custo do que os aços austeníticos para um nível de resistência à corrosão similar. Um importante fator limitador para o aumento do consumo de aços inoxidáveis por habitante é exatamente o seu custo. Em um cenário em que a maior parte da produção é de aços austeníticos (que contêm Ni) a dependência do preço deste insumo pode dificultar projetos de desenvolvimento. A Figura 1.1 apresenta a variação do preço do níquel entre os anos de 2004 e 2008. Observa-se, no cenário anterior à crise econômica iniciada em 2008, uma forte tendência de aumento do preço deste insumo. Uma alternativa seguida atualmente por muitos fabricantes de aços inoxidáveis é o desenvolvimento de ligas ferríticas com características melhoradas cada vez mais para substituir os aços austeníticos em diversas aplicações. Na América Latina, o único produtor de aços inoxidáveis planos tinha, em

2005, 60% de sua capacidade produtiva ocupada por aços austeníticos, hoje ele tem 55% desta capacidade ocupada com aços ferríticos (Madeira, 2008)<sup>1</sup>. Esta tendência incentiva o aumento do consumo de aços inoxidáveis, particularmente os ferríticos, e torna fundamental o conhecimento e o domínio das técnicas de soldagem destes aços para que cada vez mais estes possam ser utilizados com menores restrições.

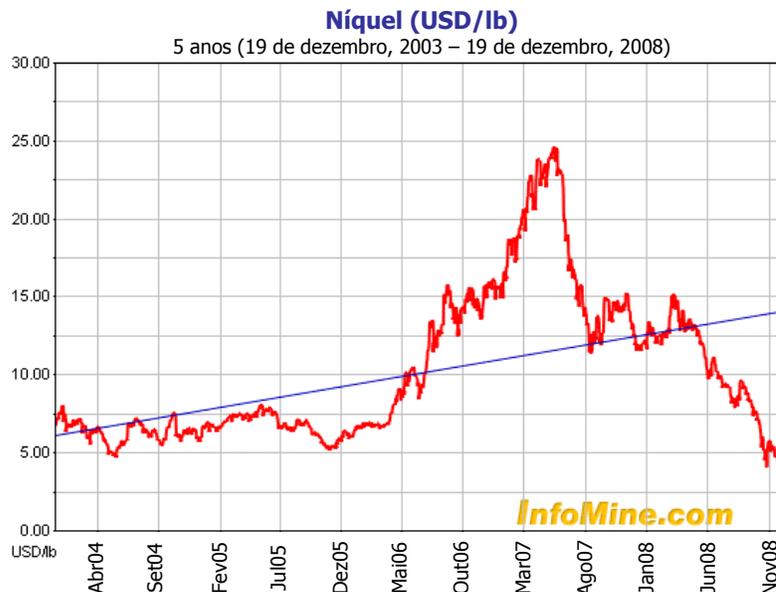


Figura 1.1 - Variação do preço do níquel (em dólares/libra) entre dezembro de 2003 e dezembro de 2008 (InfoMine, 1990).

Observação: 1 USD/lb vale, aproximadamente, 5,26 Reais/kg (Cotação de 19/12/2008).

Contudo, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam uma soldabilidade inferior à dos austeníticos e isto representa um importante impedimento para uma maior utilização desses materiais. Os principais problemas associados com a sua soldagem são a perda de utilidade, de tenacidade e de resistência à corrosão da região da solda. Em termos gerais, estes problemas estão associados com a formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão de ferrita (problema mais comum em ligas mais antigas), ao crescimento de grão e a diferentes efeitos causados pela precipitação de carbonetos e nitretos, particularmente em contornos de grão.

Por outro lado, o forte desenvolvimento da indústria siderúrgica ocorrido nos últimos trinta anos, com destaque para as técnicas de refino do aço líquido, permitiu

<sup>1</sup> Madeira, R.P. Comunicação pessoal. 2008. (Assistência Técnica Aços Inoxidáveis ArcelorMittal, São Paulo, SP).

alterações na composição química e na microestrutura dos aços inoxidáveis ferríticos que possibilitaram uma melhoria sensível na sua soldabilidade. Atualmente estes aços são rotineiramente soldados e usados nesta condição em diversos componentes, particularmente, para os sistemas de exaustão de veículos automotivos. Contudo, esta utilização tem se restringido a componentes de pequena espessura, que apresentam menor rigidez e, desta forma, menor propensão para a fratura frágil, e que podem ser soldados com um baixo aporte térmico, reduzindo, desta forma, a degradação das propriedades da solda.

Existe um potencial para se influenciar de forma positiva e forte o crescimento e a competitividade do setor de bens de capital através do domínio da tecnologia de soldagem das ligas inoxidáveis ferríticas com maior espessura (acima de cerca de 4 mm). Pode-se citar, como um exemplo, a fabricação de tanques reservatórios de sucos de laranja, para o qual o Brasil supre em torno de 30% do consumo mundial e é responsável por quase 60% da produção mundial de suco (Madeira, 2008)<sup>1</sup>. Noventa e oito por cento da produção brasileira de suco de laranja concentrado é exportada e esta produção cresce num ritmo de 3% ao ano. A substituição de ligas austeníticas por ferríticas teria um potencial de reduzir o custo de produção dos tanques de armazenamento e colaborar com o crescimento do setor. Outro setor sobre o qual já existem informações de um maior uso dos aços inoxidáveis ferríticos é o de açúcar e álcool. Estes aços vêm substituindo aços inoxidáveis austeníticos, reduzindo o custo e, em muitos casos, substituindo também aços carbono, melhorando a relação custo/benefício para as usinas e possibilitando a redução dos períodos de entre safra devido à menor necessidade de paradas para manutenção (Madeira, 2008)<sup>1</sup>. Neste sentido, uma avaliação e o desenvolvimento de conhecimento sobre a fabricação e a soldagem destes aços em condições de aporte térmico mais elevado, podem indicar direções que possibilitem o uso seguro destes em novas aplicações.

O presente projeto procurou realizar um estudo exploratório sobre a possibilidade de aplicação de aços inoxidáveis ferríticos em estruturas de maior espessura. O estudo envolveu tanto a caracterização do metal base, que foi produzido em instalações industriais, mas ainda na forma de teste para o desenvolvimento do produto, como de juntas soldadas usando o processo de soldagem com arames tubulares.

## 2. Objetivos

O presente estudo teve como objetivo caracterizar o comportamento mecânico e a microestrutura de uma chapa de 5 mm de espessura de um aço inoxidável ferrítico com 17% de cromo bi-estabilizado ao titânio e ao nióbio e soldas realizadas nesta com diferentes níveis de energia usando o processo de soldagem com arames tubulares. O estudo da junta soldada se concentrou principalmente na sua zona termicamente afetada (ZTA).

Os objetivos específicos do trabalho foram:

- Caracterizar a microestrutura e determinar as propriedades mecânicas do metal base que, embora produzido em instalações industriais, se encontra ainda em fase de desenvolvimento.
- Caracterizar a microestrutura e determinar as propriedades mecânicas de juntas soldadas com ênfase na sua zona termicamente afetada.
- Avaliar o efeito da energia de soldagem nas características da ZTA.
- Levantar ciclos térmicos de soldagem para regiões da ZTA deste aço e tentar correlacionar parâmetros destes ciclos térmicos com as características da ZTA.

### 3. Revisão Bibliográfica

#### 3.1. Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis surgiram no início do século XX. Eles constituem grupos de aços de alta liga baseados principalmente nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Para ser inoxidável, o aço deve conter acima de cerca de 10,5% de Cr. Este requisito permite a formação, na superfície do material, de uma camada de óxido que possui alta resistência à corrosão. Esta característica é atribuída à presença de cromo e quanto maior o seu teor mais resistente. Estes aços também possuem resistência à oxidação a altas temperaturas. Facilidade de conformação e resistência mecânica elevada são algumas outras propriedades encontradas em algumas classes desses aços (Lippold e Kotecki, 2005).

Eles são classificados de acordo com sua microestrutura predominante ao final de sua fabricação. Neste contexto, as três classes mais comuns seriam as dos aços austeníticos, ferríticos e martensíticos. O aço inoxidável duplex seria formado por uma combinação de cerca de 50% austenita e de 50% ferrita. Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) aparecem como a quinta classe destes aços. Esta, contudo, pode ter diferentes constituintes em sua matriz.

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas de Fe-Cr-C que contêm entre 12 e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono e que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Apresentam elevada temperabilidade e são facilmente endurecíveis por tratamento térmico. Sua resistência à corrosão tende a ser inferior a dos outros tipos. São adequados para aplicações que requerem elevadas resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido (Modenesi, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos são, em geral, ligas de Fe-Cr-Ni, mas existem variações nas quais o níquel é substituído em parte por manganês e nitrogênio. Contêm entre 16 e 30% de cromo, entre 6 e 26% de níquel e menos de 0,3% de carbono, sendo que a soma dos elementos de ligas não pode ser menor do que 26%. Apresentam estrutura predominantemente austenítica e por isto não são endurecíveis por tratamento térmico. Apresentam, à temperatura ambiente, baixo limite de

escoamento, alto limite de resistência e elevada ductilidade. São os aços inoxidáveis de melhor soldabilidade e resistência à corrosão. São utilizados na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo entre outras (Modenesi, 2001).

Os aços inoxidáveis duplex contêm entre 18 e 30% de cromo, 1,5 e 4,5% de molibdênio e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel (3,5 a 8%) e o nitrogênio (0 a 0,35%), de forma a apresentar uma microestrutura, à temperatura ambiente, formada de partes aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Possuem elevada resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. São utilizados em componentes de equipamentos expostos à água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias químicas, petroquímica, de papel e celulose e de trocadores de calor (Modenesi, 2001).

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) têm a habilidade de desenvolver alta resistência após simples tratamento térmico. Têm boa resistência à corrosão e à oxidação sem apresentar perda de ductilidade e tenacidade em comparação aos aços que apresentam mesmo nível de resistência. O endurecimento deste aço é ativado pela formação de martensita e/ou por precipitação. Este endurecimento por precipitação aparece ao adicionar elementos de liga como o cobre, titânio, nióbio e alumínio. De acordo com a estrutura do aço antes do tratamento de precipitação, estes podem ser divididos em martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos (AWS, 1998).

Como o foco deste trabalho é o aço inoxidável ferrítico, na próxima seção será apresentada uma descrição mais detalhada deste aço.

### **3.1.1. Aço inoxidável ferrítico**

Os aços inoxidáveis ferríticos não são endurecíveis por têmpera, têm baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência à corrosão e à oxidação. A sua granulação só pode ser refinada por uma combinação de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. No estado recozido, com granulação fina, sua ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente podem ser consideradas satisfatórias. Porém, diferentemente dos aços austeníticos, possuem sensibilidade ao entalhe. Tipicamente os ferríticos

exibem uma temperatura de transição dútil-frágil, característica das estruturas de corpo centrado, que em algumas situações podem estar acima da temperatura ambiente (Campbell, 1992). São usados em aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, sistemas de exaustão de automóveis dentre outras (Modenesi, 2001).

Eles são ligas Fe-Cr que contêm entre 12 e 30% de cromo, elemento alfacênio – estabilizador da ferrita ( $\alpha$ ), e baixo teor de carbono. O estudo da metalurgia destes aços pode ser iniciado a partir do diagrama de equilíbrio Fe-Cr apresentado na Figura 3.1. Considerando este diagrama, à temperatura ambiente, estas ligas seriam formadas exclusivamente por ferrita ( $\alpha$ ), solução sólida de ferro e cromo com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Para teores de cromo entre 12-13% e temperatura entre 900 e 1200 °C o material seria bifásico com austenita + ferrita ( $\gamma+\alpha$ ). Abaixo deste teor e entre 900 e 1400 °C apenas a austenita está presente. Para teores superiores a 13% de cromo, a fase  $\gamma$  não será formada, a liga permanecerá ferrítica embora exista a possibilidade de formação da fase sigma que será explicada posteriormente.

A adição de elementos austenitizantes, como o C e N, a ligas Fe-Cr expande o campo bifásico, austenita + ferrita, para valores de cromo superiores a 13%. Este efeito é mostrado na Figura 3.2, derivada de um estudo realizado por Baerlecken et al. (1961). Observa-se que, aumentando-se o teor de C de 0,004% para 0,19% e o de N de 0,002% para 0,02%, o limite da existência do campo bifásico passa de 11,5% de cromo para 26%. Outro exemplo, aumentando-se o teor de C de 0,004% para 0,05% e o de N de 0,002% para 0,025%, o teor de cromo de 11,5% salta para 28% no campo austenita + ferrita. Considerando a elevada temperabilidade deste material, esta austenita tende a se transformar em martensita sob diferentes condições de resfriamento (Campbell, 1992).

Binder e Spindelow (1951) avaliaram o efeito dos teores de carbono e nitrogênio na tenacidade de ligas Fe-Cr. A Figura 3.3 mostra que a queda da tenacidade não é causada pelo aumento isolado do cromo e que os teores de carbono e nitrogênio têm influência direta nesta propriedade. Esta redução na tenacidade com o aumento do teor de elementos intersticiais foi atribuída à formação de carbonitretos de cromo.

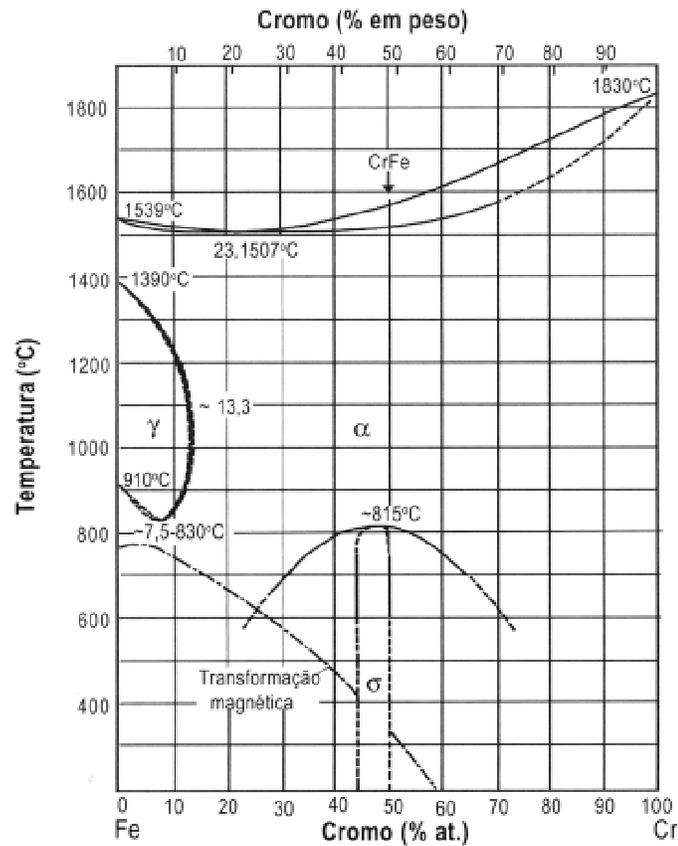


Figura 3.1 - Diagrama Fe-Cr (Modenesi, 2001).

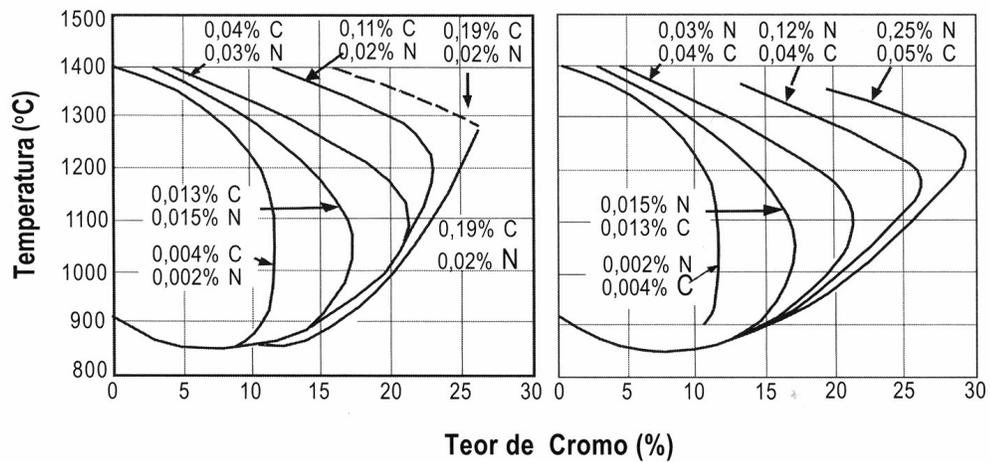


Figura 3.2 - Influência dos teores de C e N no campo bifásico do sistema Fe – Cr (Baerlecken et al., 1961).

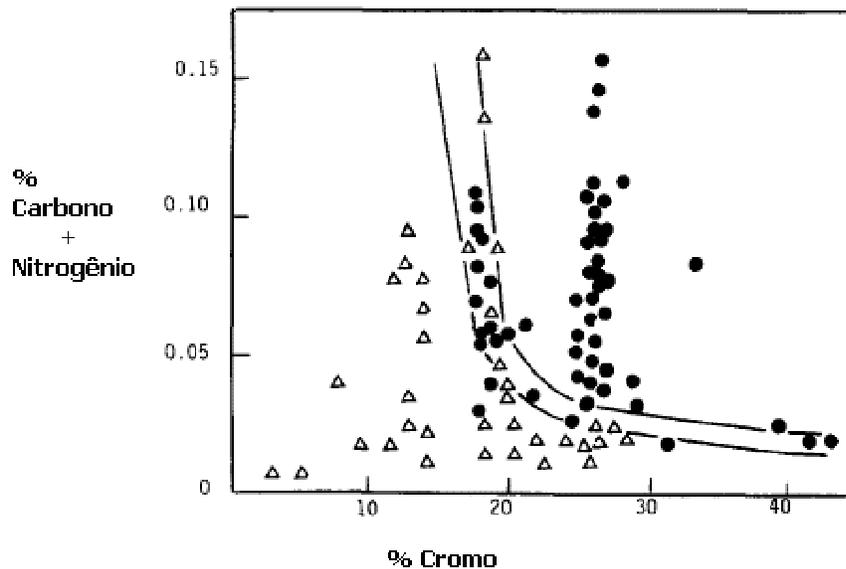


Figura 3.3 - Influência do carbono e nitrogênio na tenacidade das ligas de Fe-Cr (Binder e Spindelow, 1951).

Obs:  $\Delta$  ligas com alta resistência ao impacto;  $\bullet$  ligas com baixa resistência ao impacto.

O níquel tem a mesma influência que carbono e nitrogênio. Uma adição de 4% deste elemento a um aço com 17% de cromo o transformará em um aço martensítico. Silício, alumínio, molibdênio, titânio ou nióbio fazem o papel inverso. O silício é geralmente adicionado aos aços ferríticos para melhorar a resistência à oxidação a altas temperaturas (Castro, 1975).

Manganês e cobre também são austenitizantes. Manganês melhora as características do trabalho a quente. O molibdênio pode ser adicionado aos aços inoxidáveis ferríticos para melhorar a sua resistência geral à corrosão e à corrosão localizada ("pitting corrosion"). O alumínio, também é um estabilizador da ferrita, e melhora a resistência à oxidação, particularmente a altas temperaturas (Lippold e Kotecki, 2005).

A baixas temperaturas, devido à sua baixa solubilidade na ferrita, os elementos intersticiais ficam, em grande parte, em precipitados de carbonetos,  $(Cr,Fe)_7C_3$  e  $(Cr,Fe)_{23}C_6$ , e nitretos,  $Cr_2N$ , que podem ser tanto intra ou intergranulares. Os carbonetos e nitretos se dissolvem quando o material é aquecido acima de cerca de  $1000^\circ C$ , o que coincide, quando o teor de intersticiais for suficientemente elevado, com a formação de austenita. Quando o aço é resfriado, mesmo que rapidamente, os

carbonetos e nitretos voltam a se formar caso o teor de intersticiais seja superior a 0,01%. O tamanho, quantidade, distribuição e condições de formação destes precipitados têm um importante efeito nas propriedades mecânicas e químicas destas ligas (Modenesi, 2001).

Na década de 70, com o uso de técnicas como a descarburização ao argônio e oxigênio (AOD) e a descarburização a vácuo com oxigênio (VOD), aços com menor teor de elementos intersticiais passaram a ser produzidos de forma mais comum em escala industrial. O processo AOD permite teores de carbono mais nitrogênio de 0,016% e o VOD de cerca de 0,004%. Atualmente, a fabricação de aços inoxidáveis ferríticos com teores de carbono de 0,025% é algo rotineiro, contudo isto requer considerações termodinâmicas (que incluem o teor de cromo) e necessita de elevadas temperaturas ou a aceitação de grandes perdas de cromo (Cortie, 1993).

Para aplicações a baixas temperaturas, o nitrogênio tende a ser menos nocivo do que o carbono. Porém, para aplicações a temperaturas elevadas, o nitrogênio e o carbono parecem ter efeito similar. Com menores teores de carbono, o efeito deletério do nitrogênio torna-se mais pronunciado e, com o aumento do teor de cromo, os níveis de carbono e nitrogênio aceitáveis para se obter uma boa tenacidade decrescem. Isto se deve ao fato de que a solubilidade do (C+N) decresce com o aumento no teor de cromo (Van Zwieten e Bulloch, 1993), reforçando o efeito nocivo dos carbonetos e nitretos para a tenacidade do material.

Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser divididos em três grupos ou gerações (AWS 1998). A primeira geração contém teor de carbono relativamente alto e apenas o cromo como estabilizador da ferrita. Estes aços não são 100% ferríticos e podem formar alguma austenita durante a sua solidificação e resfriamento posterior ou quando aquecidos a altas temperaturas. Tendem a se tornarem susceptíveis a corrosão intergranular e possuir baixa tenacidade após soldagem. O aço AISI 430 com 16 a 18% de cromo e até 0,12% de carbono pertence a este grupo e é considerado como a liga básica dos aços inoxidáveis ferríticos.

A segunda geração foi desenvolvida para minimizar a formação de martensita e melhorar a sua soldabilidade. Possuem menores teores de cromo e carbono do que a primeira geração e geralmente possuem nióbio ou titânio como estabilizantes. Estes

aços têm um custo relativamente baixo, boa resistência à corrosão, melhores características de fabricação do que a primeira geração, mas ainda continuam com tenacidade inadequada para diversas situações, particularmente aquelas envolvendo a soldagem. Os aços AISI 409 e AISI 405 fazem parte deste grupo. Eles possuem teor de carbono de 0,08% no máximo e teor de cromo de 10,5% a 14,5%.

A terceira geração tem em geral um teor de cromo mais elevado, apresentam elementos estabilizantes em sua composição junto com teores muito baixos de elementos intersticiais e impurezas. Esta elevada pureza aumenta a resistência à corrosão com tenacidade e ductilidade melhores. Neste grupo estão os aços AISI 444 e AISI 439 (AWS, 1998).

Os dois últimos grupos têm uma soldabilidade superior à do primeiro e, como resultado de seu desenvolvimento, o uso de aços inoxidáveis ferríticos em componentes soldados aumentou fortemente nos últimos 30 anos. Entre várias aplicações, destaca-se, por exemplo, o uso destes aços para a indústria automotiva, com particular destaque para a soldagem dos sistemas de exaustão.

Os elementos estabilizantes como Nb e Ti formam carbonetos e nitretos mais estáveis do que os de cromo, tendendo a substituir e impedir a formação de carbonetos e nitretos desse elemento. Por serem estabilizadas e apresentarem níveis mais baixos de elementos intersticiais a segunda e a terceira geração são menos susceptíveis a sensitização (Campbell, 1992).

#### ▪ **Aço inoxidável ferrítico UNS S43932**

O aço inoxidável ferrítico UNS S43932 é um material da terceira geração dos ferríticos com 18% de cromo estabilizado ao titânio e ao nióbio. A composição do aço 439 é completamente balanceada de modo a fornecer uma estrutura completamente ferrítica em todas temperaturas, evitando perda de ductilidade após soldagem e fornecendo resistência à corrosão intergranular (Allegheny Ludlum, 1999). Sendo que esta propriedade é superior à do ferrítico AISI 430.

É imune à corrosão sob tensão em ambientes contendo cloreto devido à ausência de níquel. Maior teor de cromo e a presença de Ti melhoram a resistência à corrosão por

pite em comparação ao AISI 430. Por ser um ferrítico apresenta um alongamento bastante elevado no ensaio de tração. É um material com excelente desempenho nas operações de conformação mecânica, dobra e estampagem. A elevada condutividade térmica do aço UNS S43932 (em comparação com o aço AISI 304) e o seu baixo coeficiente de dilatação permitem a realização de soldagem com um menor nível de distorção. Graças a sua maior condutividade térmica, os tubos feitos com este material tendem a apresentar um melhor desempenho em evaporadores e trocadores de calor. A menor dilatação térmica é uma vantagem adicional, sobretudo em projetos de equipamentos que utilizam aços carbono e inoxidável em conjunto (ArcelorMittal, 2008). A Tabela 3.1 apresenta alguns valores típicos de propriedades mecânicas e a Tabela 3.2 propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico UNS S43932.

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S43932 (dados fornecidos pela ArcelorMittal Inox Brasil).

<b>Limite de Escoamento 0,2% (MPa)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Dureza (HRB)</b>
<b>331</b>	<b>481</b>	<b>30</b>	<b>77</b>

Tabela 3.2 - Propriedades físicas típicas do aço UNS S43932 recozido (dados fornecidos pela ArcelorMittal Inox Brasil).

<b>Coeficiente de dilatação térmica médio de 0 °C a</b>		
<b>100 °C (<math>\mu\text{m}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}</math>)</b>	<b>315 °C (<math>\mu\text{m}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}</math>)</b>	<b>538 °C (<math>\mu\text{m}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}</math>)</b>
10,5	10,7	11,2
<b>Densidade</b>	<b>Módulo de elasticidade (Gpa)</b>	<b>Resistividade elétrica (nW.m)</b>
7,7	215	617
<b>Condutividade Térmica a 100 °C (W/m.K)</b>		<b>Calor específico (J/kg.K)</b>
24,0		793

Este aço possui um vasto campo de aplicação como na indústria de geração de energia, em refinarias de petróleo e em processos químicos industriais como trocador

de calor, na indústria automotiva em exaustores, escapamentos e silenciosos (Allegheny Ludlum, 1999).

Entretanto, como já mencionado, os aços inoxidáveis ferríticos tendem a apresentar soldabilidade inferior aos austeníticos. Assim, nas próximas seções são apresentados características e alguns problemas relacionados a este processo.

### **3.2. Soldagem**

No presente estudo foi utilizado o processo de soldagem FCAW. Será apresentada aqui apenas uma pequena introdução sobre este processo de soldagem. Informações mais detalhadas podem ser encontradas na vasta literatura sobre este processo, por exemplo, em livros como o volume 2 do Welding Handbook (AWS, 1991).

#### **3.2.1. O processo FCAW**

O processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding) é um processo que produz a união de metais pelo aquecimento localizado destes com um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico tubular, contínuo e consumível, e a peça de trabalho (Marques et al., 2005).

O arame tubular é formado por uma parede externa metálica preenchida internamente por um pó com formulações específicas. Este pó ou fluxo é composto por ferro-ligas e minerais diversos e tem funções como proteger, desoxidar, formar escória e adicionar elementos de liga. Durante a fabricação do arame, o pó é alimentado continuamente para dentro de uma fita metálica que é conformada por laminação e/ou trefilação, formando um tubo. Geralmente os diâmetros deste arame variam de 1,2mm a 3,2mm. A Figura 3.4 ilustra este processo de soldagem.

A maioria dos arames tubulares é desenvolvida para soldar com uma proteção gasosa externa. Os gases ricos em CO<sub>2</sub> são os mais comuns. Entretanto, outros arames têm como sua única fonte de proteção os gases e a escória gerados a partir do aquecimento e decomposição dos constituintes do fluxo. Estes são conhecidos como arames auto-protegidos.

A soldagem com arame tubular é normalmente um processo semi-automático. A manutenção do arco é garantida pela alimentação contínua deste arame da mesma forma que é usada no processo MIG/MAG. O equipamento é composto de uma fonte de energia, um alimentador de arame, uma tocha de soldagem e uma fonte de gás (arame com proteção gasosa).

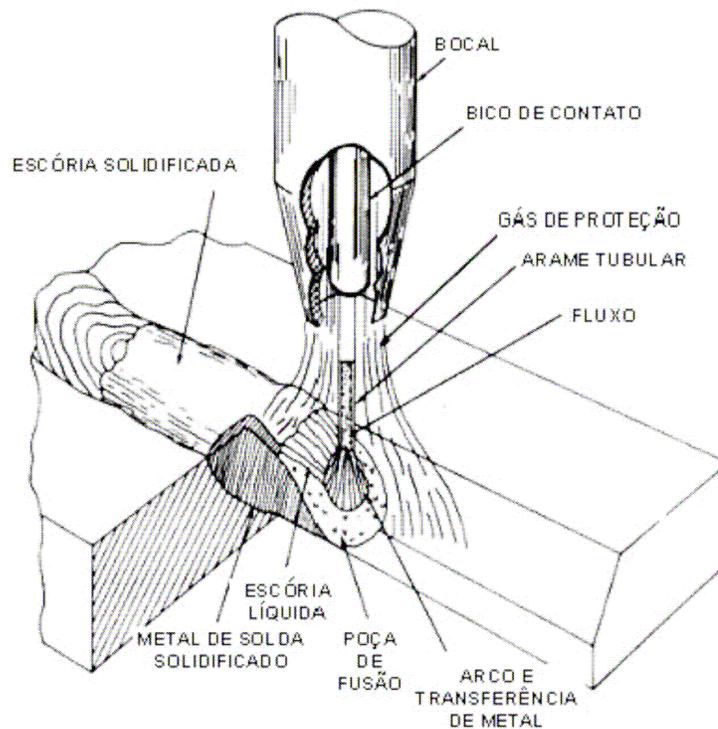


Figura 3.4 - Soldagem com arames tubulares (ESAB, 2004).

As principais vantagens deste processo são a sua produtividade relativamente elevada, benefícios metalúrgicos associados com o ajuste da formulação de seu fluxo interno, facilidade de operação em campo e boa qualidade da solda produzida.

### 3.3. Soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis podem ser soldados por quase todos os processos de soldagem por fusão com algum tipo de proteção. É necessária uma proteção eficiente da poça de fusão visando minimizar as perdas de cromo que acarretam mudanças

microestruturais e diminuição da resistência à corrosão da solda. Boa limpeza da chapa para evitar presença de graxa, óleo e outros resíduos ricos em carbono é um cuidado indispensável. Deve-se evitar o uso de meios ricos em carbono durante a soldagem, para a poça de fusão não ser contaminada com este elemento. Assim, não se deve soldar com consumíveis ricos neste elemento (Modenesi, 1983).

A soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é pior do que a dos austeníticos devido a fatores como a formação de martensita e o crescimento de grão (Campbell 1992). Como consequência, a região da solda destes aços tende a apresentar perda de tenacidade e ductilidade e de resistência à corrosão. Para minimizar estes problemas pode-se diminuir a energia de soldagem, para reduzir o tamanho do grão, e/ou realizar tratamento térmico entre 750°C e 850°C. O tratamento térmico ajuda a minimizar as tensões residuais, melhorar as propriedades mecânicas e aumentar a resistência à corrosão da junta da solda. Além disto, a redução do teor de elementos intersticiais e a adição de elementos estabilizantes ao metal base e consumíveis de soldagem são alternativas para melhorar a soldabilidade destes aços. Abaixo segue uma descrição sobre os problemas metalúrgicos relacionados à soldagem destes aços.

### **3.3.1. Fragilização a alta temperatura**

Fragilização a alta temperatura é um termo que foi cunhado por Thielsch (1951) para explicar a grande fragilização observada nestes aços quando aquecidos acima de 950°C, sendo ainda hoje um grave problema relacionado à soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. Estes materiais, após o resfriamento, apresentam redução de suas ductilidade e tenacidade, além de perda de resistência à corrosão (seção 3.3.6) à temperatura ambiente. Deve-se enfatizar, contudo, que este termo pode ser considerado mais como uma descrição do problema e, na verdade, não representa um mecanismo específico de fragilização. De fato, a fragilização a alta temperatura é o resultado da atuação de alguns dos mecanismos citados nas seções seguintes e da precipitação de carbonetos e nitretos que ocorrem em decorrência da exposição do material à temperatura elevada.

A fragilização a alta temperatura é função da composição e da microestrutura e é mais nociva em ligas com maiores teores de cromo (Lippold e Kotecki, 2005). Alguns autores consideram que ela ocorre juntamente com crescimento de grão e, se o teor

de intersticiais excede certo nível, com a formação de martensita nos contornos de grão (Modenesi, 1983).

O nível de elementos intersticiais, particularmente carbono, nitrogênio e oxigênio, tem uma forte influência neste fenômeno. Em temperaturas elevadas estes elementos estão na solução sólida da ferrita ou na matriz de ferrita e austenita. Após resfriamento, estes intersticiais formam precipitados, normalmente carbonetos, nitretos ou carbonitretos. A precipitação pode ocorrer inter ou intragranularmente promovendo corrosão intergranular e queda na tenacidade e ductilidade. Quanto mais rápida a velocidade de resfriamento maior é a fragilização (Lippold e Kotecki, 2005).

### **3.3.2. Formação de martensita**

A martensita é uma fase que tende a ser dura e frágil e gera perda de tenacidade e ductilidade no material. Sua formação ocorre no resfriamento a partir da austenita, presente na região bifásica (austenita + ferrita) do diagrama ferro-cromo (Figura 3.1). A austenita absorve carbono e nitrogênio e, no resfriamento, pode se transformar em martensita mesmo com taxas de resfriamento relativamente baixas. A região bifásica aparece nos aços inoxidáveis ferríticos com 17% de cromo e teor de intersticiais de 0,03%, quando estes são aquecidos entre 900 -1200 °C. Um maior teor de elementos intersticiais aumenta a tendência à formação de martensita (Modenesi, 1983).

A presença de martensita pode ser diminuída ou eliminada pela redução do teor de elementos intersticiais. Outra solução é a adição dos elementos como o Nb e Ti que tendem a estabilizar a ferrita e diminuir, em qualquer temperatura, a quantidade de austenita no equilíbrio. Além disso, em temperaturas mais altas do que o cromo, eles irão retirar o nitrogênio e carbono da solução e formar carbonitretos. O efeito negativo da martensita pode ser reduzido através de um recozimento em temperaturas em torno de 800 °C, isto irá decompor a martensita em ferrita e carbonetos (Castro, 1975). Modificar a composição química da liga de modo que a austenita formada a temperaturas altas seja suficientemente estável e não se transforme em martensita a baixas temperaturas pode também ser uma alternativa. Um exemplo disto é a adição de 5% de manganês e 1% de silício além de outros elementos de liga. Após soldagem a estrutura da ZTA será austenita e ferrita (Castro, 1975).

### 3.3.3. Crescimento de grão

Em um aço ferrítico no qual a austenita se forma entre 900° e 1200°C, o crescimento de grão só se torna mais forte em temperaturas superiores ao intervalo de existência da austenita devido ao ancoramento que esta fase exerce nos contornos de grão ferríticos. Aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de intersticiais, que não apresentam formação de austenita, apresentam um maior potencial para sofrer um forte crescimento de grão a partir de temperaturas mais baixas quando os carbonetos e nitretos de cromo perdem a capacidade de ancorar os contornos de grão (Modenesi, 1983).

O crescimento de grão é fortemente afetado pela temperatura (tendendo a velocidade de crescimento de grão aumentar de forma exponencial com esta). Por outro dado, a presença de solutos e de partículas de segunda fase (estas dependendo fortemente de seu tamanho e distribuição) tende a retardar o crescimento de grão (Reed-Hill, 1982). Devido à ausência de transformação de fase no estado sólido no aço inoxidável ferrítico não é possível refinar o tamanho do seu grão apenas por tratamento térmico. É necessário trabalho a frio e recristalização (Campbell, 1992).

A tensão para escoamento plástico e a dureza de uma liga metálica tendem a cair com o aumento do tamanho de grão. Em ligas com estrutura cristalina CCC, também a tenacidade é reduzida com o tamanho de grão. Assim, a temperatura de transição dútil-frágil aumenta com o aumento do tamanho de grão (Van Vlack, 1984). O efeito do tamanho de grão contribui principalmente para o início da fratura frágil e de forma menos importante para a propagação de trinca (Van Zwieten e Bulloch, 1993).

A Figura 3.5 relaciona o efeito combinado do tamanho de grão e do teor de elementos intersticiais na tenacidade de um aço inoxidável ferrítico. Para aços com um baixo teor de elementos intersticiais, o aumento do tamanho de grão eleva a temperatura de transição de transição dútil frágil em torno de 26°C por número ASTM de tamanho de grão. Para aços com um maior teor de elementos intersticiais, o efeito do tamanho de grão passa a ser mais fraco, aproximadamente 6°C por número ASTM de tamanho de grão. Neste caso, a fragilização por precipitação passa a ser dominante. Então, em uma liga de alta pureza espera-se um grande decréscimo na tenacidade e na ductilidade como função do tamanho de grão (Lippold e Kotecki, 2005). Isto indica que,

na soldagem com aporte térmico mais elevado, o usual para componentes de maior espessura, o crescimento de grão será um problema fundamental.

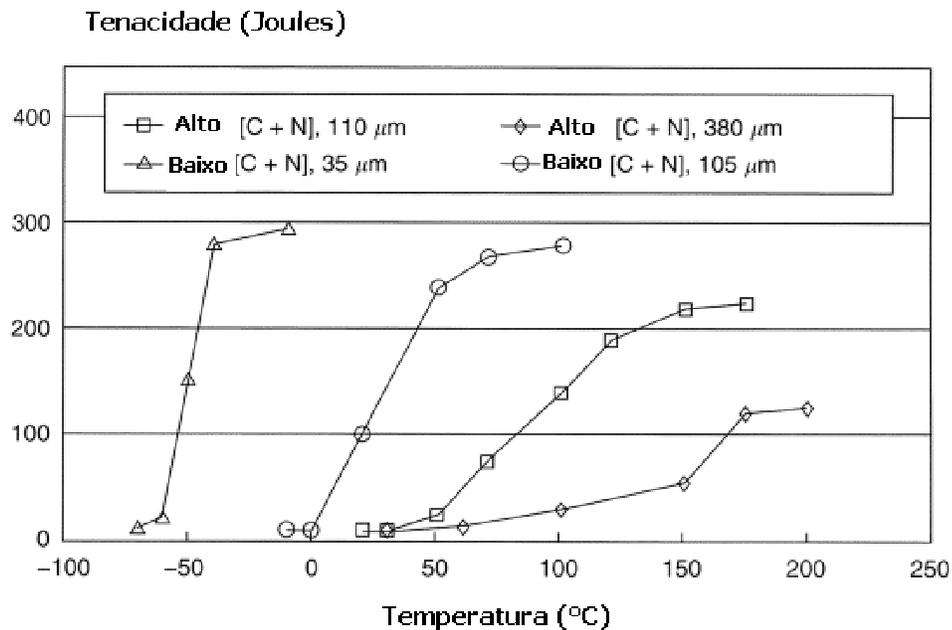


Figura 3.5 - Efeito do crescimento de grão e da quantidade de intersticiais na tenacidade em um aço Fe-25Cr (Lippold e Kotecki, 2005).

A introdução de elementos estabilizantes, como nióbio e titânio, na liga é uma forma de minimizar o crescimento de grão na zona termicamente afetada. Os carbonitretos formados por estes elementos são mais estáveis do que os de cromo e irão ancorar os contornos de grão até temperaturas mais elevadas (Campbell, 1992).

Outra alternativa para reduzir o crescimento de grão durante a soldagem é controlar a energia de soldagem e promover resfriamento rápido. O uso de uma maior energia gera uma maior região afetada e causa um maior tempo de permanência em alta temperatura. No caso da soldagem de juntas com maior espessura, a redução da energia de soldagem com os processos mais usuais tende a significar uma perda de produtividade. O uso de processos sofisticados como a soldagem a laser, a plasma e com feixe de elétrons pode ser uma alternativa interessante para reduzir a energia de soldagem sem perda de produtividade. Por outro lado, estes processos tendem a ter

um maior custo inicial e de operação além de serem processos muito menos familiares para as indústrias em geral.

#### **3.3.4. Fragilização a 475°C**

A fragilização a 475°C está relacionada com a precipitação de uma fase fina de estrutura CCC rica em Cr, a fase  $\alpha'$ . Este fenômeno causa endurecimento e perda de ductilidade, ocorre em ligas de ferro contendo entre 15% e 70% de cromo as quais são expostas em um longo período de tempo a temperaturas entre 400°C e 500°C. O aumento na dureza e na resistência só ocorre após muitas horas de exposição, entretanto para a fragilização é necessário um intervalo bem mais curto (Campbell, 1992). O mecanismo mais aceito associa o início da fragilização com a formação de precipitados coerentes a temperaturas abaixo de 550°C (Lippold e Kotecki, 2005). A fase  $\alpha'$  resulta da existência de um intervalo de miscibilidade no sistema Fe-Cr.

O fenômeno ocorre mais rapidamente com o aumento do teor de cromo e mais lentamente com o aumento da pureza da liga. Apesar do diagrama de fases indicar que este fenômeno possa ocorrer em aços com até 10% de cromo, este é raramente observado em ligas com menos de 13% de cromo. Foi verificado que molibdênio, titânio e nióbio também aceleram a reação. (Nichol et al., 1980).

Fragilização a 475°C resulta também em severa diminuição da resistência à corrosão, provavelmente devido ao ataque seletivo da ferrita rica em ferro ( $\alpha$ ). A fragilização pode ser eliminada e as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão restauradas para a condição anterior a fragilização através de um aquecimento na faixa de temperatura entre 550 a 600°C por um curto período de tempo. Contudo, se este tratamento for longo pode ocorrer formação da fase sigma (Lippold e Kotecki, 2005).

Segundo Nichol et al. (1980) este problema pode ocorrer durante a fabricação, na manipulação de produtos primários e intermediários, tais como lingotes e placas laminadas a quente.

O processo de soldagem não acarreta a fragilização a 475°C na zona fundida, mas algumas evidências indicam que a zona termicamente afetada pode tornar-se

fragilizada para ligas com 18% a 28% de cromo. Tratamento térmico pós-soldagem em ligas com mais de 15,5% de cromo que as mantenha na faixa crítica de temperatura deve ser evitado (Campbell, 1992).

### **3.3.5. Fragilização por fase $\sigma$**

A fase sigma, um composto intermetálico, pode ocorrer em ligas Fe-Cr contendo entre 20 a 70% de cromo quando expostas à temperatura de 500 a 800°C por um longo período de tempo. Sua formação acarreta aumento na dureza e severa perda de tenacidade e ductilidade. Assim como a fragilização a 475°C, ligas com maiores teores de cromo são mais susceptíveis a formação da fase sigma e a taxa da sua formação é mais rápida. Ligas que contém teor de cromo inferior a 20%, como é o caso deste estudo, a fase sigma não se forma instantaneamente, geralmente requerem centenas de horas expostas à temperatura crítica para a fase sigma se formar (Lippold e Kotecki, 2005).

Elementos de adição como molibdênio, níquel e silício levam à formação da fase sigma em temperaturas mais altas, menores teores de cromo e menores intervalos de tempo (Lippold e Kotecki, 2005). Apesar da formação desta fase não ser um problema durante a soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, estas ligas com 3% ou mais de molibdênio não devem ser expostas a temperaturas entre 700°C e 950°C para evitar o aparecimento da fase sigma (Campbell, 1992).

O efeito prejudicial da formação desta fase pode ser revertido ao aquecer o material em um curto período de tempo em temperatura acima de 800°C (Lippold e Kotecki, 2005).

### **3.3.6. Corrosão intergranular**

A soldagem e outros processamentos que submetem um aço inoxidável ferrítico a temperaturas acima de 900°C podem tornar o material sensível à corrosão intergranular. Durante a exposição à alta temperatura, boa parte do carbono e nitrogênio do aço podem se dissolver na ferrita. Ao ser resfriado o aço torna-se supersaturado e a precipitação de carbonetos e nitretos de cromo pode ocorrer de

forma preferencial nos contornos de grão. Isto resulta em um empobrecimento de Cr ao longo dos contornos de grão e esta região se torna susceptível ao ataque da corrosão desde que haja um meio corrosivo atuando (Bond, 1969).

Este mecanismo é, em sua forma geral, o mesmo descrito para os aços austeníticos, mas diferenças existem. A solubilidade do nitrogênio na austenita é alta o suficiente para que a precipitação de nitreto de cromo não seja uma causa significativa para a corrosão intergranular dos austeníticos. Outro fato é que a sensitização nos aços austeníticos ocorre quando estes são aquecidos em uma faixa de 400° a 900°C. Desta forma, nestes aços este fenômeno tende a ocorrer em soldagem na região onde o pico de temperatura foi em torno de 625°C, isto é, a uma certa distância da zona fundida. Já nos aços ferríticos, como a sensitização ocorre em temperaturas mais altas, a zona fundida tende a ser a mais afetada (Steigerwald et al., 1977).

Este problema pode ser minimizado abaixando-se o teor dos elementos intersticiais, mas para os aços ferríticos esta solução somente torna-se válida para teores muito baixos destes elementos (Modenesi, 1983). Então, a melhor alternativa para este problema é a estabilização destes aços com elementos como o nióbio e o titânio. Quando o aço é estabilizado, os carbonetos e os nitretos formados tendem a ser dos elementos estabilizantes, o que acarreta em uma maior quantidade de cromo disponível no contorno de grão, impedindo, assim, a corrosão. Para Ogwu e Davies (1997) um efeito superior na melhoria à resistência a sensitização pode ser alcançado com a combinação de escândio e ítrio com outros elementos estabilizantes da ferrita como nióbio e titânio.

A estabilização com titânio não elimina completamente a susceptibilidade à corrosão intergranular, mas aumenta a temperatura de sensitização. Apesar de ser uma grande melhoria, pode não ser o suficiente dependendo do meio corrosivo. Titânio não é recomendado quando o meio corrosivo for ácido nítrico (Kaltenhauser, 1971).

Durante a soldagem, carbono e nitrogênio estão completamente dissolvidos na zona fundida e nas regiões da ZTA que estão acima de cerca de 1000°C. Quando a taxa de resfriamento é alta, a precipitação dos carbonitretos de cromo ocorre preferencialmente nas regiões intragranulares, enquanto um resfriamento lento favorece a precipitação intergranular. Em microestruturas de médio e alto teor de

cromo os precipitados são normalmente observados em ambas regiões (Lippold e Kotecki, 2005).

A resistência à corrosão pode ser recuperada ao aquecer o material em temperaturas entre 700 °C e 950 °C. Nesta faixa de temperatura o cromo irá se difundir para as áreas empobrecidas neste elemento pela precipitação (Campbell, 1992).

### 3.3.7. Fissuração a quente

A fissuração a quente tende a ocorrer intergranularmente na zona fundida (ZF) e/ou na zona termicamente afetada (ZTA). O mecanismo mais aceito, quando a fissuração está associada com a solidificação, relaciona a formação de trincas com a ocorrência de microsegregação de elementos de liga e residuais ao longo das regiões do contorno de grão ou interdendríticas durante a solidificação. Esta segregação produz uma região rica em um soluto que possui um ponto de fusão mais baixo do que a matriz. Quando o líquido remanescente se espalha como um filme ao longo de grande parte dos contornos, tensões de tração possibilitam a abertura deste filme e a nucleação para microfissuras. As tensões podem se originar de transformação de fase, contração térmica ou de restrição externa (Kah e Dickinson, 1981).

Kah e Dickinson (1981) estudaram o efeito da composição na fissuração a quente para aços ferríticos tipo AISI 430 e AISI 444. Para o aço AISI 430, enxofre, fósforo, carbono e manganês são os contribuintes principais para aumentar a tendência à fissuração a quente, sendo que o enxofre é três vezes mais prejudicial do que o carbono e quarenta e oito vezes mais do que manganês. Para este aço, Cr, Al e Si exercem pouca ou nenhuma influência neste fenômeno. O teor de elementos intersticiais, C + N, aumenta a sensibilidade à fissuração a quente para os dois aços estudados. A resistência à fissuração a quente é aceitável para estas ligas quando a estabilização é feita com Ti, Ta ou dupla estabilização, mas decresce quando Nb é adicionado sozinho. A tendência à fissuração a quente aumenta seguindo a adição dos elementos na seguinte ordem:



Kah e Dickinson (1981) também afirmam que o aço inoxidável do tipo 430 é mais sensível à fissuração a quente do que um aço inoxidável austenítico do tipo 304. Nos

seus estudos um exame visual das amostras soldadas indicou que as soldas mais largas realizadas com maiores valores de energia de soldagem (necessários para a soldagem de chapas mais espessas) são as que apresentaram maior quantidade de trincas.

### **3.4. Efeito dos elementos estabilizantes**

Muitos dos problemas relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, descritos, poderiam ser solucionados com a diminuição da quantidade dos elementos intersticiais (C e N) para um valor abaixo do limite de solubilidade na ferrita. Entretanto, como este teor é muito baixo para temperaturas próximas da ambiente, esta alternativa está associada a um custo muito alto o que torna inviável esta solução. Assim, a alternativa mais adotada atualmente é a adição de elementos estabilizantes que irão formar carbonetos e nitretos mais estáveis do que os formados com cromo. Quando carbono e nitrogênio estiverem unidos aos elementos estabilizantes, uma menor quantidade de precipitados de cromo será formada o que reduzirá a tendência a sensitização. Os carbonitretos estabilizados serão formados em temperaturas mais elevadas das que os carbonetos ou nitretos de cromo, o que aumentará a temperatura de sensitização (Gordon e Bennekom, 1996).

A Figura 3.6 (Gates e Jagos, 1987) compara as temperaturas de solubilização de carbonetos e nitretos de possíveis elementos estabilizantes como Al, Zr, V, Ta, Ti e Nb. Segundo Gordon e Bennekom (1996), o alumínio não pode ser considerado um estabilizante, pois forma apenas nitretos estáveis, o tântalo é um elemento raro e de alto custo e o vanádio forma precipitados um pouco mais estáveis do que os de cromo mas os efeitos cinéticos (difusão lenta do V no Fe na temperatura de formação dos precipitados) impedem uma completa estabilização. Então, os principais elementos estabilizantes utilizados na fabricação de aços inoxidáveis são principalmente o Ti, Nb e Zr, sendo os dois primeiros os mais largamente utilizados. Os carbonetos e nitretos de titânio e nióbio são muito estáveis, apresentam estrutura cristalina de simetria cúbica do tipo NaCl e são representados por Nb(C, N) e Ti (C, N) (Modenesi, 1983).

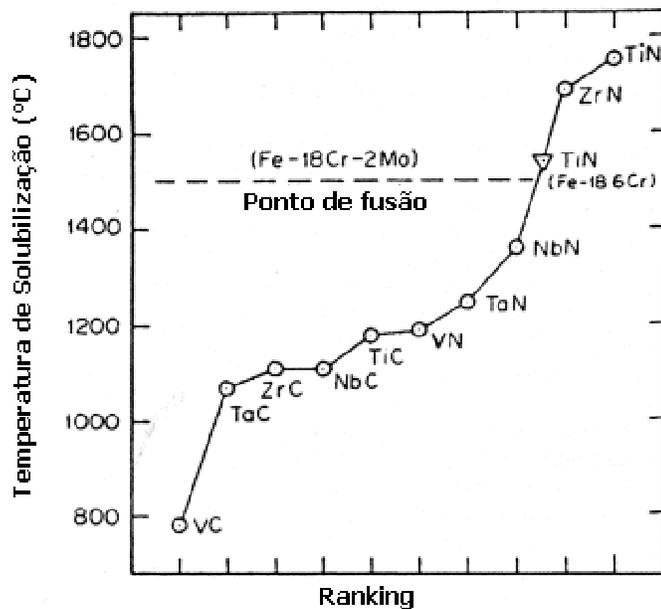


Figura 3.6 - Temperaturas de formação dos precipitados do tipo MC (Gates e Jagos, 1987).

### 3.4.1. Aços estabilizados ao Ti

Este é o elemento estabilizante mais utilizado. A estabilização com Ti eleva e estreita a faixa de temperatura em que a sensitização pode ocorrer, uma vez que TiN e TiC são muito estáveis e só dissolvem em temperaturas muito elevadas. Este elemento pode ser adicionado na forma de ferro titânio o que torna esta alternativa mais barata do que outras formas de estabilização. Além disso, os carbonitretos de titânio podem ancorar os contornos de grão na ZTA o que retarda o crescimento de grão nesta região (Gordon e Bennekom, 1996).

Como desvantagem a adição de Ti favorece a formação de grandes precipitados cúbicos de Ti (C,N) que podem diminuir a tenacidade por facilitarem a nucleação de trincas. Se colocado em excesso aumentará a dureza, reduzirá a ductilidade e diminuirá a temperatura de transição dútil-frágil (Gordon e Bennekom, 1996).

Bond e Dundas (1973) realizaram testes com as ligas 26Cr-1Mo e 18Cr-2Mo e encontraram que a quantidade mínima de titânio necessária para estabilização deve seguir a equação:

$$\%(\text{Ti})_{\text{min}} = 0,15 + 3,7 (\text{C} + \text{N}) \quad (3.1)$$

Já a norma ASTM A240 apresenta, para a estabilização do aço AISI 439, a equação:

$$\%(\text{Ti})_{\text{min}} > 0,2 + 4 (\text{C} + \text{N}). \quad (3.2)$$

Caso seus precipitados sejam aquecidos a altas temperaturas e resfriados rapidamente, a estabilização pode não ser suficiente para manter afastada a corrosão intergranular. Uma explicação para isto é a de que o Ti (C, N) será dissolvido quando em alta temperatura e, com o resfriamento rápido, não terá tempo suficiente para formar novamente o Ti (C, N). Desta forma, Cr pode ser incorporado ao redor das partículas remanescentes de TiN, o que acarretará em zonas pobres em cromo. Uma outra explicação é a de que átomos de C dos precipitados Ti (C, N) podem se dissolver durante o aquecimento e formar precipitados do tipo  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  e desencadear na sensitização (Gordon e Bennekom, 1996).

A Figura 3.7 mostra o efeito de diferentes teores de titânio na tenacidade de um aço 18Cr-2Mo. Esta figura confirma que existe um valor ótimo para adição deste elemento e que acima desta quantidade o efeito do titânio pode ser nocivo.

### 3.4.2. Aços estabilizados ao Nb

Os carbonetos e nitretos de nióbio são menos estáveis do que os de Ti, mas ainda são muito eficientes no processo de estabilização. Seus precipitados são menores e mais esféricos e não diminuem de forma significativa a tenacidade da liga. Os efeitos de um excesso de Nb tendem a ser menos negativos do que os que ocorrem com o Ti. Além disto, um resfriamento rápido após exposição à alta temperatura tende a não ocasionar a sensitização como visto no item anterior. Como desvantagem a ductilidade da solda de um aço contendo nióbio tende freqüentemente a ser inferior. Isto pode ser atribuído a dois fatores: Primeiro, a solda de uma liga que contém Nb apresenta uma maior tendência à fissuração a quente o que se deve à formação de compostos de

menor temperatura de fusão junto aos contornos de grão como resultado de segregação. Segundo, há formação no centro da solda de grãos alongados e colunares, pois os carbonitreto de Nb, sendo menos estáveis que os de Ti, são menos efetivos para promover a nucleação de novos grãos durante a solidificação. Outra desvantagem é que o Nb é um estabilizante de custo mais elevado do que o Ti (Gordon e Bennekom, 1996).

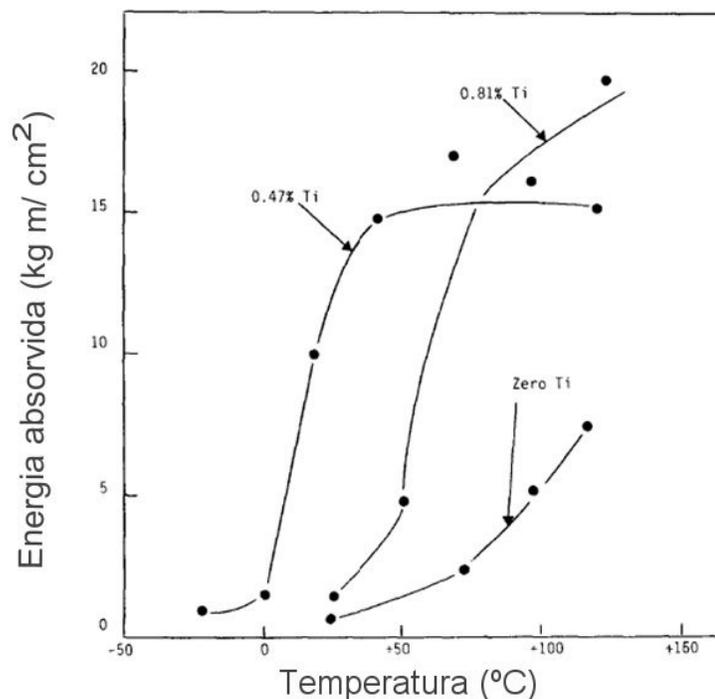


Figura 3.7 - Curva de transição Charpy para um aço 18Cr-2Mo com diferentes adições de titânio (Van Zwieten e Bulloch, 1993).

Ainda segundo Gordon e Bennekom (1996), a estabilização com este elemento pode ser feita seguindo a equação:

$$\%Nb_{(min)} = 7,7 (C) + 6,6 (N) \quad (3.3)$$

Esta pode ser aproximada para:

$$\%Nb_{(min)} = 7 (C + N) \quad (3.4)$$

Kuzucu et al. (1997) acrescentaram diferentes quantidade de Nb em um aço inoxidável ferrítico com 17-18% de Cr e verificaram que a dureza do aço, após inicialmente aumentar, diminui com o teor de nióbio e que as ligas com 1,5-3,0% de nióbio apresentam a mesma dureza das ligas que não contém nióbio. A razão para esta diminuição da dureza foi atribuída ao fato de que, ao aumentar o teor de Nb, o tamanho dos carbonetos NbC pode aumentar. Já a tenacidade aumentou ao aumentar Nb, efeito identificado como um decréscimo da quantidade de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  formados no contorno de grão e da dureza da matriz.

A Figura 3.8 mostra o efeito de diferentes teores de nióbio na tenacidade de um aço 18Cr-2Mo. A quantidade de estabilizante adicionada é crítica e acima de determinado valor a tenacidade começa a diminuir, esta figura demonstra este efeito.

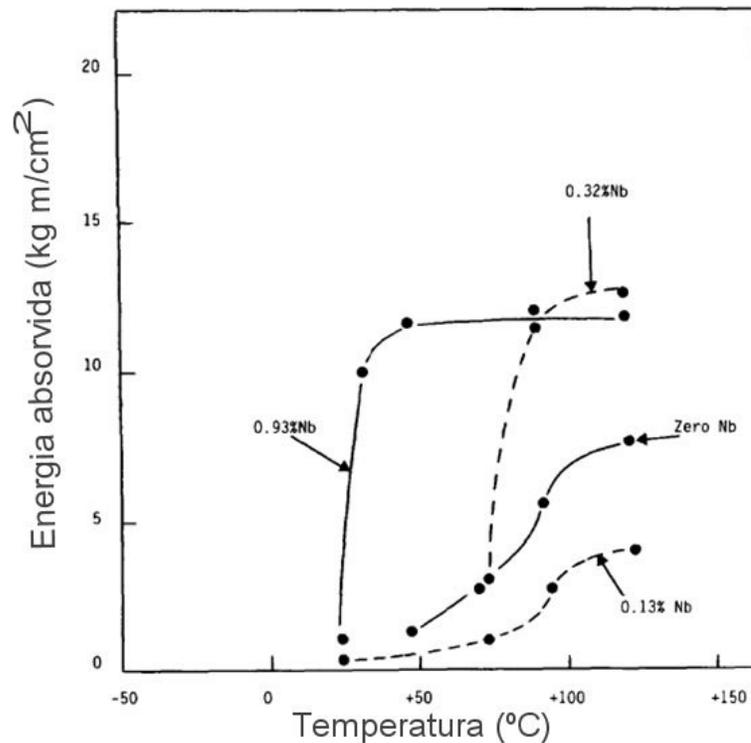


Figura 3.8 - Curva de transição Charpy para um aço 18Cr-2Mo com diferentes adições de nióbio (Van Zwieten e Bulloch, 1993).

### 3.4.3. Aços estabilizados ao Nb e Ti

Uma estabilização dupla com Nb e Ti pode resultar em melhores propriedades mecânicas da solda uma vez que C e N estarão presos a estes de forma mais efetiva, além disto a quantidade necessária de Nb e Ti em uma estabilização dupla é menor, diminuindo assim os efeitos nocivos quando a estabilização é feita separadamente (Gordon e Bennekom, 1996).

De acordo com Wang et al. (2009) a dupla estabilização melhora a qualidade da superfície, plasticidade, soldabilidade, resistência a altas temperaturas, resistência a fadiga térmica, resistência à oxidação a altas temperaturas e a corrosão.

Wang et al. (2009) acreditam que o ideal para atingir uma completa estabilização é a proporção, em peso, de dois de nióbio para um de titânio. Já para Gordon e Bennekom (1996) a estabilização dupla, determinada experimentalmente, tida como ótima é:

$$\%(Ti + Nb)_{\min} = 0,2 + 4 (C + N) \quad \text{e} \quad \%(Ti+Nb)_{\max} = 0,8 \quad (3.5)$$

Segundo Gordon e Bennekom (1996) a estabilização dupla minimiza os problemas de fissuração na solda provocados por Nb. Isto ocorre porque as partículas de TiN formadas serão de granulação mais fina e apresentarão melhores propriedades mecânicas. Além disto, uma menor quantidade de Nb será necessária para uma completa estabilização o que significa em uma menor chance de formação de fases de baixo ponto de fusão na poça de fusão. Na estabilização dupla, a quantidade de Ti necessária será também menor, o que reduz a formação dos carbonitreto de Ti de grandes dimensões com o seu impacto na tenacidade. O uso de titânio e nióbio em conjunto tende em resultar em propriedades mecânicas intermediárias às obtidas com o uso de um ou o de outro.

Wang et al. (2009) estudaram a dupla estabilização (0,040% Ti e 0,096% Nb) em um aço inoxidável ferrítico com 12% de Cr e concluíram que as propriedades mecânicas não sofrem mudanças significativas após a liga ser aquecida até 900°C. Entretanto, após aquecimentos acima desta temperatura, a dureza e a resistência à tração aumentam e atingem um máximo após aquecimento a 1100°C e decrescem para ligas

aquecidas a 1200°-1300°C. Já para a tenacidade ocorre o contrário na faixa de 900°C-1300°C ela decresce e a partir deste ponto começa a aumentar.

### **3.5. Arames de aços inoxidáveis ferríticos**

Em geral, os metais de adição usados para soldar aços ferríticos são ou de composição aproximada ao metal de base ou aços inoxidáveis austeníticos ou ligas com níquel. A aplicação de aços inoxidáveis ferríticos é limitada devido aos problemas de tenacidade na solda e na ZTA (AWS, 1998). Entretanto, o uso crescente destes aços em sistemas de exaustão para automóveis resultou recentemente no desenvolvimento de arames inoxidáveis ferríticos para a sua soldagem. Segundo Sato e Tanoue (1995), os Estados Unidos foram o país pioneiro a empregar o arame ferrítico 409 nos exaustores dos automóveis nos anos 60.

Renaudot et al. (2000) realizaram testes mecânicos e de corrosão em soldas de aços AISI 409, 436 e 441 feitas com o arame ER430LNb (estabilizado ao nióbio) e os comparam aos resultados com soldas destes mesmos aços feitas com os arames austeníticos ER308LSi e ER307Si. O arame ER430LNb foi desenvolvido para garantir uma estrutura completamente ferrítica na solda e fornecer boa resistência à corrosão e a oxidação a altas temperaturas na soldagem de aços com teores mais altos de Cr (18%). Este arame permitiu a obtenção de cordões de qualidade (formato, estrutura, tração e resistência à corrosão intergranular) similar aos realizados com arames austeníticos.

Um outro estudo foi realizado por Madeira (2007) que verificou que a ductilidade da zona fundida feita com o arame ER430LNb é comparável com a do arame ER308LSi. Já para soldas feitas com um outro arame ferrítico estabilizado com titânio (ER430Ti), uma ductilidade similar só é obtida com o uso do gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. Com o uso do gás Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, a zona fundida obtida com o arame ER430Ti apresentou uma redução da ductilidade, com a ocorrência ocasional de fratura frágil no ensaio Erichsen. Esta fragilização foi atribuída à precipitação de carbonitretos, possivelmente de cromo, nos contornos de grão uma vez que este arame não possuía composição química completamente estabilizada.

## **4. Procedimentos Experimentais**

### **4.1. Visão geral**

Este estudo seguiu as etapas listadas abaixo:

- Etapa 01: Foram levantadas as características da microestrutura do metal base a partir de análise metalográfica, determinação do tamanho de grão ferrítico, análise dos precipitados presentes e avaliação de sensitização.
- Etapa 02: Testes de soldagem. Os testes iniciais levantaram as condições adequadas de soldagem com diferentes níveis de energia e a partir delas foram levantados os ciclos térmicos de soldagem. Na etapa final foram soldadas juntas com chanfro para posterior ensaio mecânico.
- Etapa 03: Foram levantadas as características da microestrutura das juntas soldadas a partir de análise metalográfica, determinação do tamanho de grão ferrítico, análise dos precipitados presentes e avaliação de sensitização.
- Etapa 04: Nesta etapa foram realizados ensaios de microdureza, tração e impacto Charpy das juntas soldadas e do metal base.

A Figura 4.1 mostra de forma esquemática o escopo do trabalho.

### **4.2. Materiais**

#### **1) Metal Base**

Neste projeto, foi estudado um aço da classe UNS S43932 na espessura de 5 mm. O material foi fornecido pela ArcelorMittal Inox Brasil. Considerando o caráter exploratório do presente trabalho e que o material não é produzido como um produto final na espessura indicada, foi usada uma chapa laminada a quente. Como será mostrado posteriormente, este material não estava numa condição otimizada em termos de sua microestrutura e isto irá refletir nos resultados deste trabalho.

	<b>Etapa 01</b> Caracterização da microestrutura do metal base	<b>Etapa 02</b> Testes de Soldagem	<b>Etapa 03</b> Caracterização da microestrutura da ZTA	<b>Etapa 04</b> Ensaio Mecânicos
<b>Ensaio</b>	Analisar a microestrutura  Determinar o tamanho de grão ferrítico  Analisar os precipitados presentes  Avaliar sensitização	Levantar condições iniciais de soldagem  Determinar os ciclos de soldagem  Soldar juntas com chanfro	Analisar a microestrutura  Determinar o tamanho de grão ferrítico  Analisar os precipitados presentes  Avaliar sensitização	Medir microdureza  Ensaio de tração: metal base e junta soldada  Ensaio de impacto: metal base e junta soldada

Figura 4.1 - Escopo do projeto de pesquisa.

A Tabela 4.1 mostra a composição química do metal base. Este é um aço inoxidável de baixo teor de carbono com 17% de cromo e estabilizado ao titânio (Ti) e ao nióbio (Nb). Segundo a norma ASTM A 240/A 240M este aço é definido como UNS S43932 e a formulação que rege a sua estabilização é:

$$\%(Ti + Nb) > [0,20+4(C+ N)] \text{ e } \%(Ti+Nb) < 0,75 \quad (4.1)$$

Tabela 4.1 - Composição química do metal base (%peso).

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Ti	N
%	0,01	0,16	0,43	17,1	0,19	0,18	0,13	0,01

Fonte: ArcelorMittal Inox Brasil

## 2) Consumível

Considerando-se a sua maior utilização industrial, particularmente na fabricação de estruturas de aço inoxidável, os testes de soldagem foram realizados com o processo

arame tubular (FCAW). O consumível de soldagem foi um arame tubular “metal cored” ferrítico estabilizado ao Nb e ao Ti com 1,2mm de diâmetro, fornecido pela ESAB Indústria e Comércio Ltda. A composição química do metal depositado por este arame é mostrada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química (%peso) do metal depositado pelo arame tubular com o gás 98%Ar +2%O<sub>2</sub>.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ti	Nb
Composição (%peso)	0,03	0,45	0,55	17,0	0,12	0,60

Fonte: ESAB Indústria e Comércio Ltda.

### 4.3. Caracterização do metal base

Aspectos gerais da microestrutura do metal base foram analisados, incluindo a determinação dos constituintes presentes através de microscopia ótica e eletrônica de varredura, medição do tamanho de grão ferrítico, caracterização dos principais precipitados presentes e avaliação de possível sensitização.

Este estudo teve como objetivo caracterizar a condição inicial do material que foi soldado e fornecer uma base para a avaliação da influência da soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material.

#### 4.3.1. Microscopias ótica e eletrônica

Foram retiradas amostras do metal base paralelamente à direção de laminação para análise metalográfica. Inicialmente as amostras foram lixadas e, em seguida, polidas mecanicamente com pasta de diamante até a granulometria de 1 µm. O ataque foi feito com o reativo de água régia, que causou o aparecimento de muitos riscos na superfície das amostras, tornando necessária a aplicação de repetidos ciclos de polimento e ataque. Posteriormente, também, foi feito o ataque eletrolítico das amostras. Este revelou a microestrutura com maior clareza e menos riscos, porém tendeu a remover os precipitados. As Tabelas 4.3 e 4.4 especificam as características dos dois procedimentos de ataque das amostras.

Tabela 4.3 - Composição do reativo água régia para ataque metalográfico de aço inoxidável ferrítico.

<b>Reativo: Água Régia</b>	
<b>Componente:</b>	<b>Quantidade:</b>
HCl concentrado	2 partes
HNO <sub>3</sub> concentrado	2 partes
HF	1 parte
Água	4 partes

Tabela 4.4 - Condições e composição do reativo ácido oxálico usado para ataque eletrolítico de aço inoxidável ferrítico.

<b>Reativo: Ácido Oxálico diluído</b>	
<b>Componente:</b>	<b>Quantidade:</b>
Ác. Oxálico	10g
Água	100ml
Tempo de Imersão: 90s	
Tensão Aplicada: 5,0V	

O material foi analisado no microscópio ótico modelo Metallux II da Leitz. Também foi realizada análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e esta foi feita em um microscópio Jeol modelo 5360 LV equipado com EDS (“Energy Dispersive Spectroscopy”) da marca ThermoNoran.

#### 4.3.2. Tamanho de grão ferrítico

O tamanho de grão foi obtido através de um procedimento baseado na norma ASTM E 112. Para medir o tamanho de grão foram traçados círculos em regiões aleatórias de imagens da amostra do metal base de acordo com a Figura 4.2. O diâmetro (D) do círculo era de 13,5  $\mu$ m e as imagens foram ampliadas em 50x no microscópio ótico e

projetadas na tela de um monitor de vídeo. Os interceptos dos contornos de grão com o perímetro do círculo foram, então, contados. O tamanho de grão foi calculado através da equação 4.2. Foram realizadas doze medidas e foi, também, calculado o intervalo de confiança de 95% para estas medidas (equação 4.3).

$$T_{\text{grão}} = \frac{L \times A}{n} \quad (4.2)$$

onde **L** é o comprimento do perímetro do círculo ( $\pi \times D$ ), **A** é a ampliação total da imagem e **n** é o número de interceptos.

$$\text{Intervalo} = \overline{T_{\text{grão}}} \pm 1,96 \left( \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \right) \quad (4.3)$$

onde  $\sigma$  é o desvio padrão e **n** é o número de medidas da amostra.

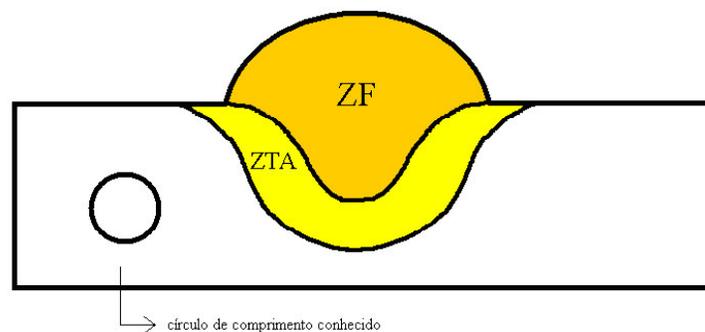


Figura 4.2 - Representação esquemática do círculo para contagem de grãos no metal base.

### 4.3.3. Análise de precipitados presentes

Os precipitados, particularmente aqueles de maior tamanho, foram analisados no microscópio eletrônico de varredura (MEV). A composição química aproximada de alguns precipitados foi estimada no microscópio com o uso do EDS. A análise química foi feita diretamente com auxílio de microsonda, durante a observação das amostras metalográficas no MEV.

#### 4.3.4. Propriedades mecânicas do metal base

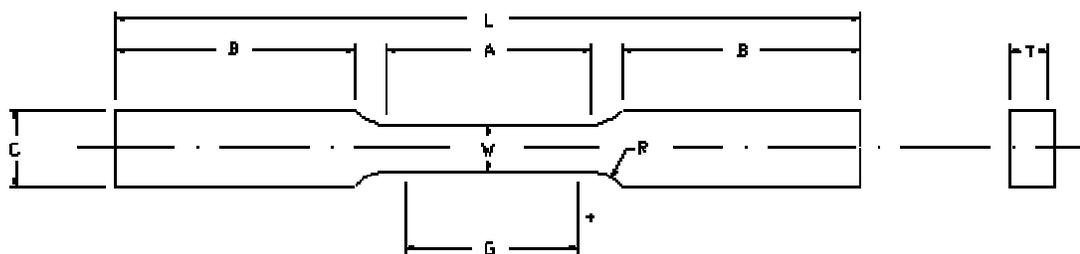
As propriedades mecânicas do metal base foram levantadas através dos ensaios: microdureza, tração e impacto Charpy.

##### a) Microdureza

Medidas de microdureza Vickers, com uma carga de 300 g, usando um equipamento da marca Leitz modelo RZD-DO, foram feitas em posições do metal base escolhidas de forma aleatória. Foram realizadas cinco medidas de cada amostra.

##### b) Teste de tração

Este ensaio foi realizado segundo a norma ASTM A370-97a. Foram retirados quatro corpos de prova: dois paralelos e dois perpendiculares à direção de laminação. Os corpos de prova, de seção reduzida, seguiram o esquema da Figura 4.3. Os corpos de prova foram ensaiados à temperatura ambiente. Foi usada uma máquina de tração modelo Instron 5582 (Figura 4.4), controlada por computador. A leitura dos resultados foi realizada pelo software Merlin Series 9. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 1,92mm/min o que gera uma taxa de deformação de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ .



Dimensões (mm)	
G = 25,0	L = 100,0
W = 6,25	A = 32,0
T = espessura da chapa	B = 32,0
R = 6,0	C = 10,0

Figura 4. 3 - Esquema e dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

No início do ensaio foi utilizado um extensômetro. Para estar de acordo com a norma, este deveria ter uma base de medida de 25 mm e fundo de escala de 10%, mas devido a problemas na confecção do corpo de prova (comprimento útil (A) de 31 mm) foi utilizado um extensômetro com base de medida de 10 mm e fundo de escala de 50%. Mas, ainda sim, foi possível ler todos os valores e a calibração do equipamento foi feita corretamente.

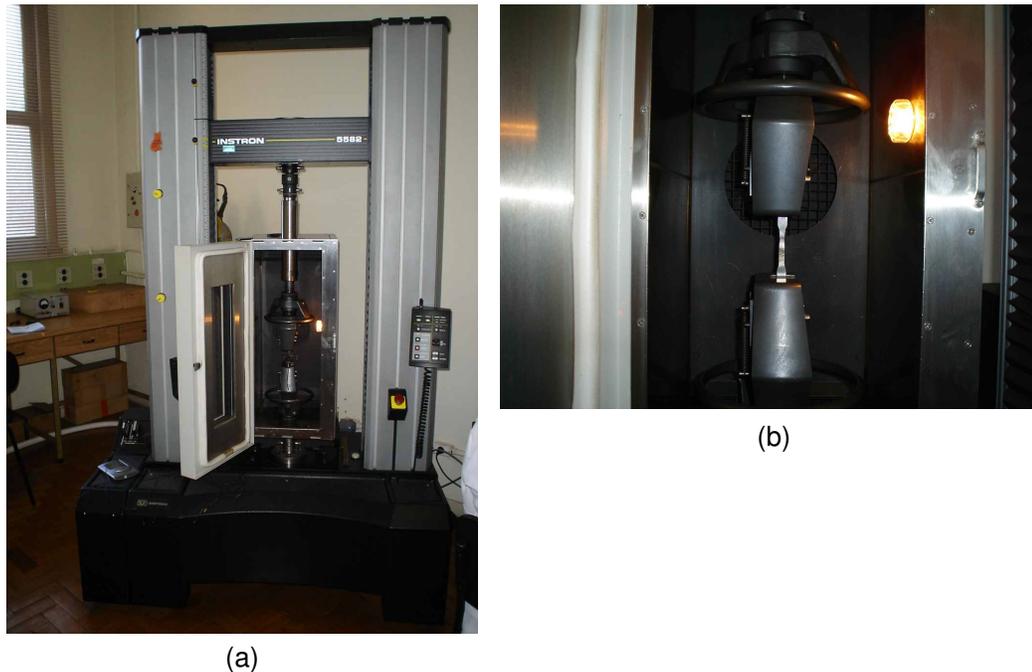
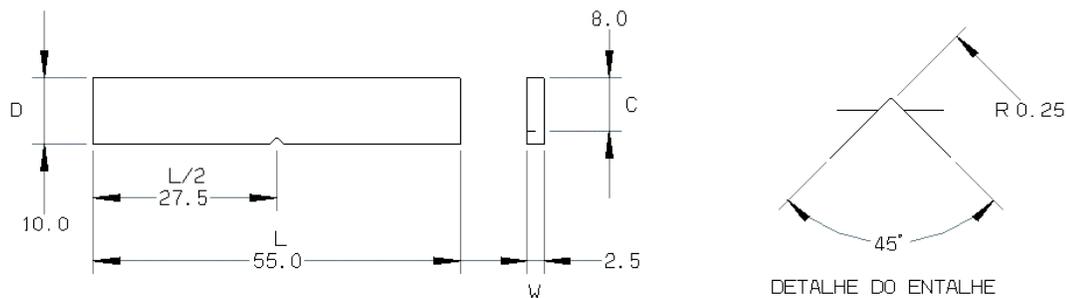


Figura 4.4 - (a) Máquina de tração e (b) detalhe do cp no início da estricção.

### c) Teste de impacto

Este ensaio foi realizado segundo a norma ASTM E23-02a. Foram retirados doze corpos de prova: seis paralelos e seis perpendiculares à direção de laminação. O corpo de prova, de seção reduzida e entalhe em V, seguiu o esquema da Figura 4.5. Os corpos de prova foram ensaiados à temperatura ambiente e a 90 °C. Foi usada uma máquina da marca Losenhausenwerk – modelo PSW 30, Figura 4.6.



#### Variações permissíveis:

Dimensões transversais (C, D e W).....	$\pm 0,025\text{mm}$
Comprimento (L.).....	+0 e -2,5mm
Profundidade do entalhe.....	$\pm 0,025\text{mm}$
Raio do entalhe (R).....	$\pm 0,025\text{mm}$

Figura 4. 5 - Esquema e dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.



Figura 4.6 - Máquina de ensaio de impacto usada neste trabalho.

Superfícies de fratura de alguns dos corpos de prova de impacto foram analisadas com o microscópio eletrônico de varredura. Foram observados corpos de prova testados à temperatura ambiente de amostras do metal base e de ZTA's obtidas com dois níveis de energia de soldagem. A superfície de fratura de um corpo de prova da ZTA testado a alta temperatura foi também examinada.

#### **4.3.5. Teste de sensibilização**

Foram ensaiadas duas amostras do metal base para verificar se este estava sensibilizado. O ensaio seguiu a norma ASTM A763-93 prática W que utiliza ácido oxálico para ataque das amostras e foi realizado no Centro de Pesquisa da ArcelorMittal Inox Brasil. A temperatura do ensaio foi mantida abaixo de 50°C, conforme exigência da norma.

#### **4.4. Soldagem**

A soldagem dos corpos de prova foi realizada pelo processo FCAW, utilizando uma máquina de soldagem do modelo Digitec 600, juntamente com um sistema mecanizado, no Laboratório de Soldagem dos Departamentos de Engenharia Mecânica e Metalúrgica e de Materiais da UFMG. Este sistema reduz as variações usuais na operação semi-automática, pois permite fixar a distância do bico de contato à peça (DBCP) e a velocidade de soldagem. Em linhas gerais, os ensaios envolveram as seguintes etapas:

- Corte dos corpos de prova.
- Limpeza dos corpos de prova com escova manual de aço inoxidável e acetona.
- Colocação do corpo de prova no dispositivo de soldagem mecanizada.
- Alinhamento da tocha, centragem da ponta do eletrodo em relação ao início do cordão, ajuste do DBCP e das condições de soldagem.
- Soldagem com monitoração dos valores de corrente e tensão de soldagem. O arco é aberto no ponto inicial do cordão, inicia-se o deslocamento da tocha, esta desloca-se até o ponto final do cordão e o sistema é desligado.
- Remoção do corpo de prova.

Foram realizadas três séries (ou etapas) de testes de soldagem com os seguintes objetivos:

- Etapa 01: Levantamento das condições iniciais de soldagem e retirada de corpos de prova para determinação das dimensões dos cordões de solda e estudo da microestrutura.
- Etapa 02: Determinação dos ciclos térmicos de soldagem para as condições de teste selecionadas (seção 5.2.1) a partir daquelas levantadas na etapa anterior.

- Etapa 03: Obtenção de material para a preparação de corpos de prova para ensaio mecânico para as condições de teste selecionadas a partir daquelas levantadas na etapa anterior.

#### 4.4.1. Testes iniciais

Foram soldados vários cordões sobre chapa para definição da faixa de parâmetros adequados que seriam empregados no trabalho. A idéia era obter soldas de aspecto uniforme, apresentando uma estabilidade adequada, boa alimentação do arame e cobrindo uma faixa de valores de energia de soldagem. Estes testes mostraram que para o consumível em questão o ideal era trabalhar com transferência globular ou spray, isto é, sem transferência por curto-circuito.

Após esta definição, foi realizada a primeira etapa dos testes de soldagem. Foram soldados 14 cordões sobre chapa, correspondentes a sete conjuntos de parâmetros (duplicata) mostrados na Tabela 4.5. Estes corpos de prova foram posteriormente utilizados para análise da microestrutura. O gás de proteção foi 98%Ar +2%O<sub>2</sub> com vazão de 18L/min. O DBCP foi de 20mm.

Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem.

Teste	I (A)	U (V)
1	193,1	25
2	187,0	25
3	*	*
4	190,6	25
5	307,6	30
6	255,8	30
7	268,2	30
8	263,5	28
9	270,4	29
10	280,2	33
11	285,1	33
12	284,0	33
13	280,7	33
14	282,4	33

Notas: I é a corrente de soldagem (A), U é a tensão (V).

No teste 3 não foi possível registrar a corrente e tensão.

Cada corpo de prova de dimensões 250mm x 150mm x 5mm recebeu dois cordões, na direção perpendicular a laminação, conforme mostrado na Figura 4.7.

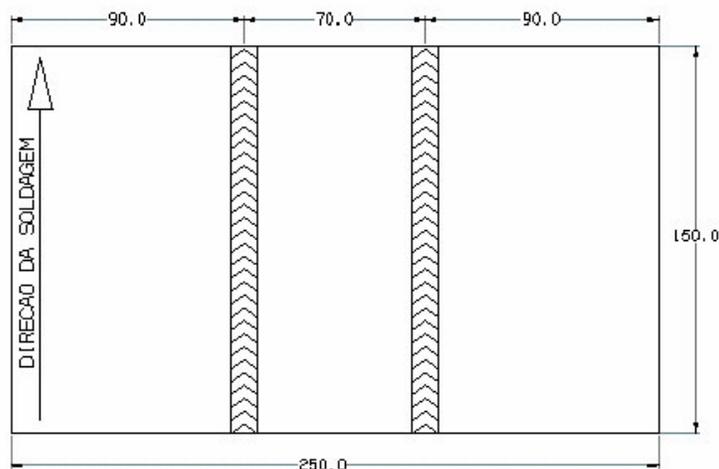


Figura 4.7 - Esquema para soldagem das chapas.

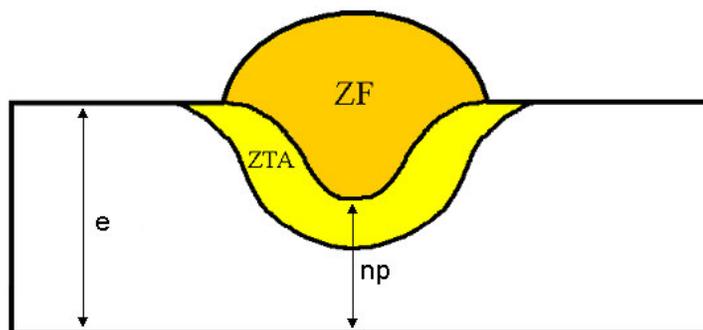
Foi utilizado o programa Sinal, desenvolvido no Laboratório de Soldagem e Ensaios Não Destrutivos do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG para a análise dos sinais adquiridos por um sistema digital de aquisição de dados. O programa permite realizar diferentes tipos de análise nos dados, inclusive o cálculo da sua média e desvio padrão e a construção de gráficos com os valores de corrente e tensão recebidos. Cada monitoração foi realizada utilizando a placa PCI – 1714 e teve a duração de quatro segundos, com uma taxa de aquisição de dados de 10000 pontos/s para corrente e para a tensão.

#### 4.4.2. Ciclo térmico de soldagem

Na segunda etapa dos testes de soldagem foi feita a medição de ciclos térmicos em regiões da ZTA dos cordões. Esta etapa compreendeu:

- Determinação da posição de inserção dos termopares: a partir dos resultados dos testes da 1ª etapa de soldagem, foram escolhidos quatro conjuntos de parâmetros considerados como os de maior interesse e representando 4 níveis diferentes de

energia de soldagem (seção 5.2.1). Para a determinação da posição de inserção dos termopares, foram feitos dois cortes transversais nos cordões de solda nas condições selecionadas e, por análise macrográfica, foi determinada a penetração média dos cordões. Estes valores foram determinados a partir de fotografias das macrografias com um programa de análise de imagens. Os valores de penetração foram usados como referência para determinar a profundidade de inserção dos termopares de acordo com o esquema mostrado na Figura 4.8.



*Colocação termopar (H) = np - 0,2mm*  
*Sendo, e = espessura da chapa; np = parte não penetrada*

Teste	H
2	3,14
9	2,90
12	1,16
13	2,22

Figura 4.8 - Esquema para medidas da colocação dos termopares.

- Furação dos corpos de prova: Foram feitos, em cada corpo de prova, um total de seis furos com diâmetro de 1,5 mm para a inserção dos termopares. O final da furação foi realizado com uma broca com a cabeça chata para que o fundo do furo ficasse reto. As localizações dos furos na chapa estão apresentadas na Figura 4.9.

- Preparação dos termopares: Os termopares (tipo K e diâmetro de 0,2 mm) foram colocados em proteções de alumina com um diâmetro de cerca de 1,2 mm. As pontas dos termopares além da proteção foram torcidas, com um alicate pequeno, por cerca de 2 a 3 mm (Figura 4.10). Esta ponta foi fundida com auxílio de um arco TIG (cerca de 30 A, com o arco aberto sobre um bloco de cobre) até uma forma aproximadamente esférica.

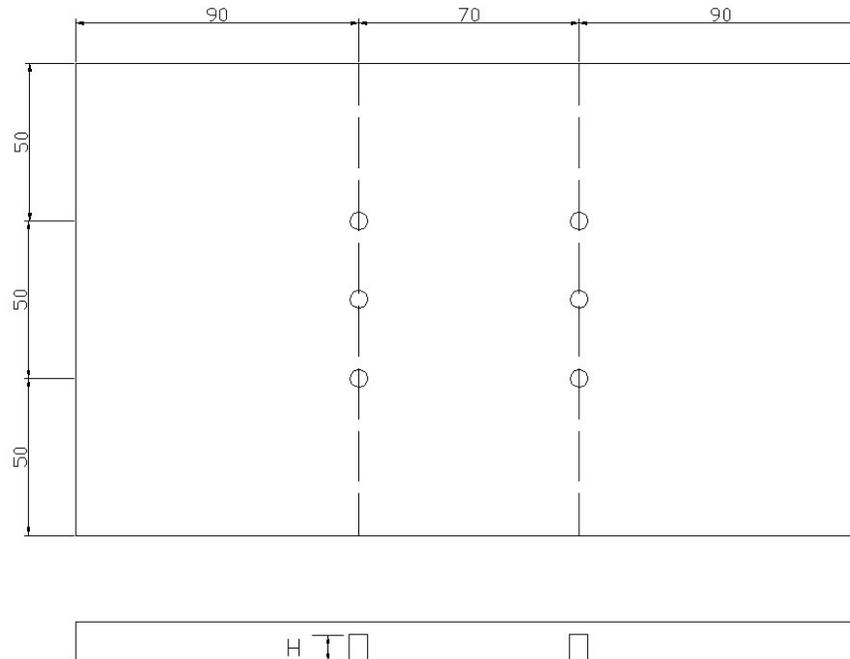


Figura 4.9 - Furação das chapas.

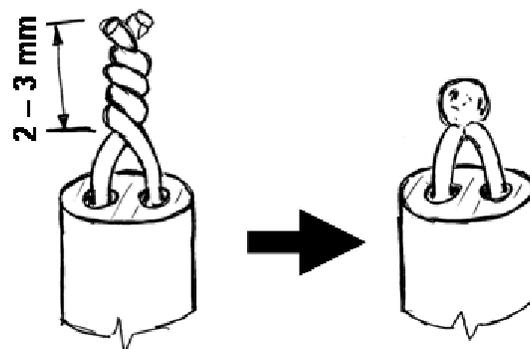


Figura 4.10 - Preparação da ponta do termopar e sua fusão com o arco TIG.

- Soldagem dos termopares no corpo de prova. A ponta de cada termopar foi soldada no fundo dos furos com um equipamento de soldagem por descarga de capacitores. Em linhas gerais, esta soldagem foi feita da seguinte forma: Conectar o termopar e o corpo de prova aos terminais do equipamento de soldagem. Deixar os capacitores carregarem por cerca de 90 s. Passar a chave seletora para a posição soldar e aproximar cuidadosamente o termopar no fundo do furo. Após a soldagem, soltar o termopar, recolocar a chave na posição carregar para a próxima soldagem. Colar a lateral da proteção cerâmica (miçanga) com uma pequena gota de cola entre a

proteção cerâmica e a parede do furo, para garantir uma melhor resistência mecânica do conjunto e reduzir a chance do termopar soltar com a manipulação. Testar a continuidade entre o termopar e o corpo de prova com multímetro.

Os testes foram realizados em duplicata, com os parâmetros de soldagem previamente escolhidos conforme descrito anteriormente. Cada corpo de prova recebeu seis termopares sendo três por cada cordão de solda de acordo com Figura 4.11.

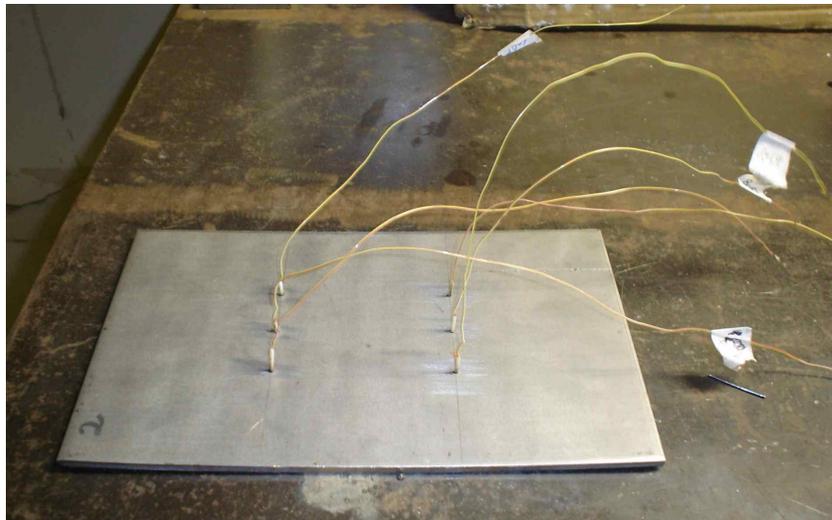


Figura 4.11 - Foto mostrando os termopares já soldados na chapa.

- Montagem para soldagem: colocar a chapa com os termopares em um suporte na mesa de soldagem com os termopares para baixo. Este suporte fornecia um espaço sob o corpo de prova para os termopares. Ligar os termopares correspondentes ao teste que será realizado nos bornes do sistema de aquisição de dados (Data Translation DT 9804). Verificar cuidadosamente o alinhamento da tocha de soldagem com os termopares correspondentes.
- Testes de soldagem: Foram soldados 10 testes sendo dois por chapa e conforme apresentado na Figura 4.7.
- Processamento dos resultados (isto é, os ciclos térmicos) pelo programa Sinal.

### 4.4.3. Soldagem em chanfro

Na etapa final do projeto foram realizadas soldas em chanfro. Estas soldas serão utilizadas para os ensaios de determinação das propriedades mecânicas. Esta fase seguiu as etapas descritas abaixo:

- Corte das chapas, cada chapa foi cortada ao meio.
- Usinagem dos chanfros e colocação de apêndices de início e término do cordão (“orelhas”) e chapa de suporte (“backing”). Estes foram feitos com o material que está sendo estudado.
- Montagem para a soldagem.
- Soldagem dos corpos de prova (sentido perpendicular à direção da laminação). Foram soldados três cupons de cada teste de acordo com a Tabela 4.6.
- Tratamento dos dados no programa sinal.

Tabela 4.6 - Parâmetros dos testes para soldagem das juntas.

Teste	Parâmetros		Chanfro
2	25V	187A	K simétrico (45°)
12	33V	284A	Sem chanfro

*Teste 2 (Baixa energia) → Chanfro K (45°) nariz de 1mm e abertura de 1mm*

*Teste 12 (Alta energia) → Junta de topo (sem chanfro) com abertura de 2 mm c/ backing*

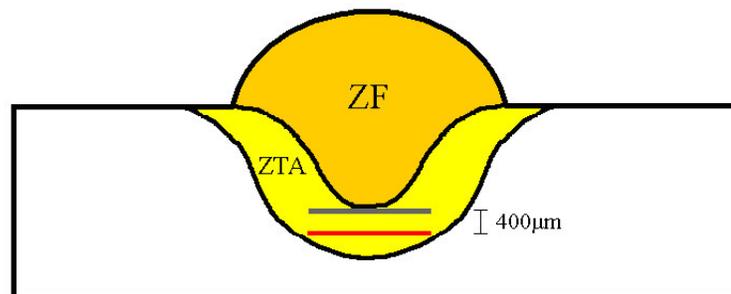
## 4.5. Caracterização da ZTA

### 4.5.1. Microscopias ótica e eletrônica

A partir das soldas realizadas na primeira etapa foram realizados os ensaios de caracterização da ZTA. O procedimento adotado para a preparação da microestrutura da ZTA foi o mesmo, descrito anteriormente, para o metal base. O material foi analisado no microscópio ótico e no microscópio eletrônico de varredura assim como foi feito para o metal base.

#### 4.5.2. Tamanho de grão ferrítico

O tamanho de grão foi obtido através de um procedimento baseado na norma ASTM E 112. Para medir o tamanho de grão na ZTA foram traçadas linhas em imagens da ZTA que distavam de aproximadamente 400 $\mu$ m da linha tangente à zona fundida (ZF), sendo paralelas a ela (Figura 4.12). A linha tinha um comprimento corresponde ao comprimento do círculo ( $\pi \times D$ ) utilizado no procedimento de medição do tamanho de grão do metal base e as imagens também foram ampliadas em 50x. Os interceptos dos contornos de grão com o comprimento da linha foram, então, contados. O tamanho de grão foi calculado através da equação 4.2, onde L é agora o comprimento da linha reta. Foram realizadas dezesseis medidas e foi, também, calculado o intervalo de confiança de 95% para estas medidas (equação 4.3).



*Legenda:*

\* Linha tangente à ZF

\* Linha escolhida (paralela à linha tangente à ZF, distando dela 400 $\mu$ m)

Figura 4.12 - Representação esquemática da linha escolhida para contagem de grãos na ZTA.

#### 4.5.3. Análise de precipitados presentes

Os precipitados presentes foram analisados seguindo o mesmo procedimento para a análise do metal base.

#### 4.5.4. Propriedades mecânicas da ZTA

##### a) Microdureza

Medidas de microdureza Vickers, com uma carga de 300 g, foram realizadas usando um equipamento da marca Leitz, modelo RZD-DO. As impressões para análise da microdureza da ZTA foram realizadas numa linha tangente à ZF, com uma distância de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$  entre seus centros (Figura 4.13). Assim foi possível observar a variação da dureza em função da aproximação da ZF. Foram feitas 17 medidas de cada amostra.

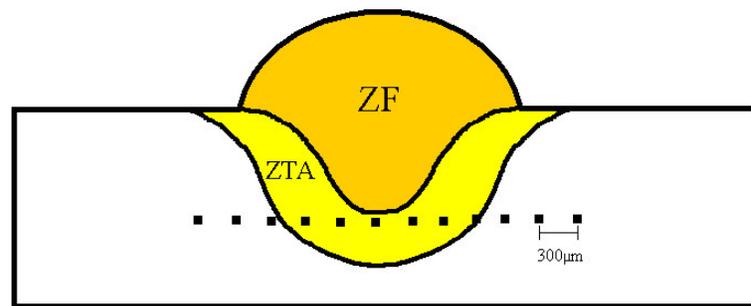


Figura 4.13 - Esquema para medição da microdureza da ZTA.

##### b) Ensaio de Tração

Dos cupons soldados em chanfro foram retirados corpos de prova transversais ao cordão e paralelos à laminação para ensaio de tração (Figura 4.14). Foram retiradas duas trações de cada condição (baixa energia e alta energia). Este ensaio seguiu o mesmo procedimento adotado para o metal base. Os corpos de prova foram retirados na direção paralela à laminação.

##### c) Ensaio de impacto

Foram retirados seis corpos de prova para ensaio de impacto de cada condição (baixa energia e alta energia). Este ensaio seguiu o mesmo procedimento adotado para o metal base. O entalhe das amostras para ensaios de impacto realizados na ZTA foram

usinados a uma distância de 1 mm da linha de fusão da solda. Os corpos de prova para ensaio de impacto foram retirados conforme esquema da Figura 4.14.

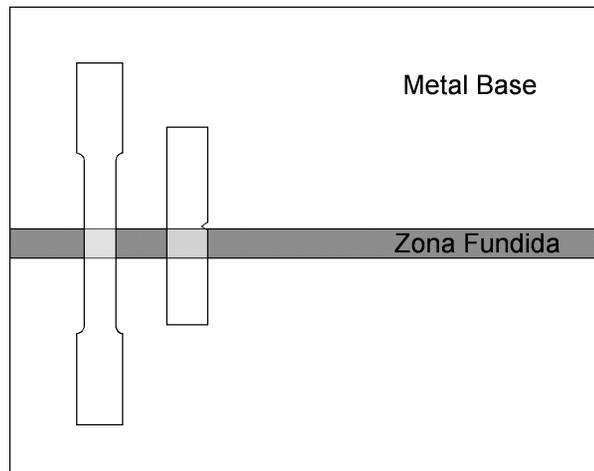


Figura 4.14 - Esquema de retirada dos corpos de prova.

#### 4.5.5. Teste de sensitização

Foram ensaiadas amostras da ZTA para verificar a ocorrência de sensitização. O ensaio seguiu a norma ASTM A763-93 prática W que utiliza ácido oxálico para ataque das amostras e foi realizado no Centro de Pesquisa da ArcelorMittal. A temperatura do ensaio foi mantida abaixo de 50 °C, conforme exigência da norma.

## **5. Resultados e Discussão**

### **5.1. Metal base**

Nesta seção serão apresentados os resultados do estudo das características do metal base.

#### **5.1.1. Microestrutura**

Como informado anteriormente, o metal base é um produto ainda não otimizado para a aplicação pretendida. Isto pode ser comprovado a partir da análise da microestrutura do material que mostra que este tem uma granulação relativamente grossa, Figuras 5.1, 5.2 e 5.3. A microestrutura apresentou uma matriz de ferrita com precipitados. Na Figura 5.3 os finos precipitados podem ser de carbonitreto de nióbio ou, alternativamente de fase de Laves ( $\text{Nb}_3\text{Fe}$ ). No presente trabalho, não se tentou confirmar a composição destes precipitados que, possivelmente, precisaria ser usada técnica de extração seletiva dos precipitados por réplicas ou por dissolução da matriz.

Considerando a forte dependência do tamanho de grão na temperatura de transição dútil/frágil, particularmente para aços com teores baixos de elementos intersticiais (Lippold e Kotecki, 2005), a granulação observada do metal base sugere que este tem uma baixa tenacidade.

#### **5.1.2. Análise de precipitados**

A primeira análise dos precipitados presentes foi feita no microscópio ótico. A microestrutura deste material apresenta numerosos precipitados com formas diversas. A Figura 5.4 apresenta alguns precipitados dourados, coloração típica do carbonitreto de titânio. Uma análise detalhada será apresentada à frente utilizando os resultados de EDS.

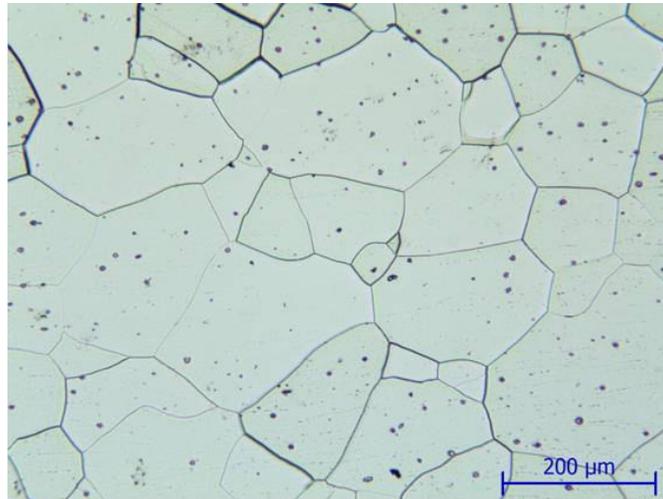


Figura 5.1 - Microestrutura do metal base observada por microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.

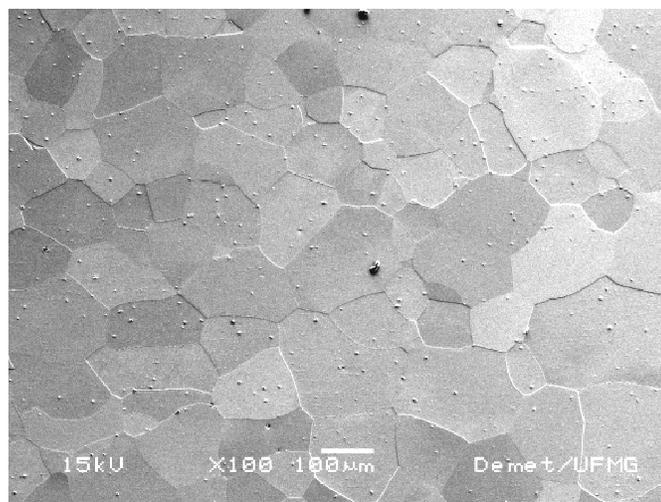


Figura 5.2 - Microestrutura do metal base observada por microscopia eletrônica de varredura - aumento 100X. Ataque: água régia.

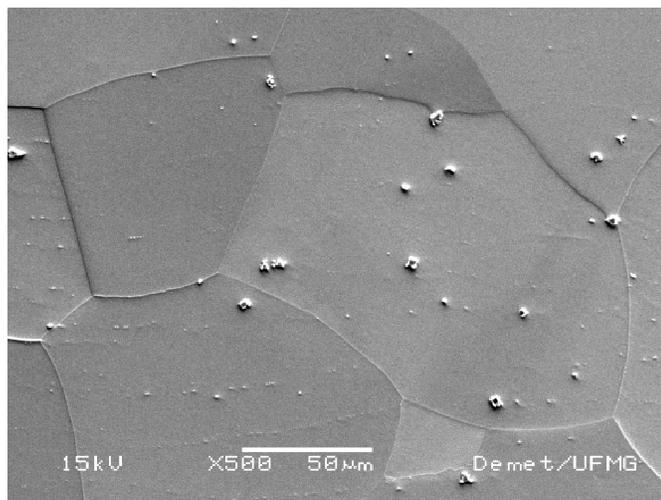


Figura 5.3 - Microestrutura do metal base observado por microscopia eletrônica de varredura - aumento 500X. Ataque: água régia.

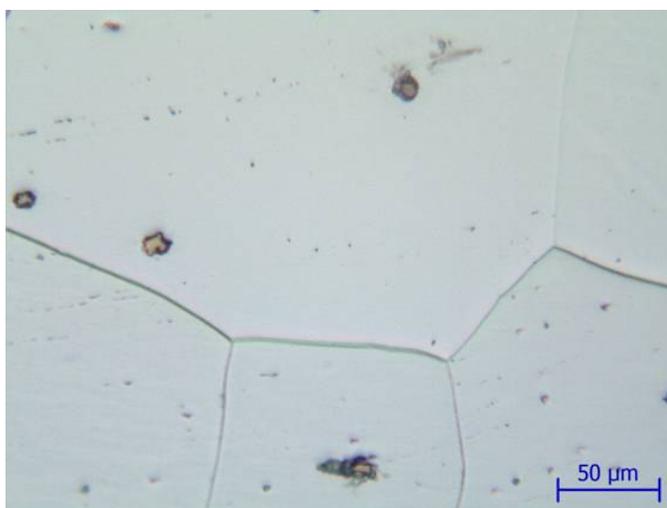


Figura 5.4 - Precipitados de titânio observados no MO - aumento de 500x. Ataque: água régia.

As letras (a) e (b) da Figura 5.5, com aumentos de 2000x e 3000x respectivamente, apresentam imagens obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV), com precipitados que foram analisados. Nas letras (c) e (d), resultados da análise por EDS são mostrados. Esta figura é um exemplo das várias análises realizadas neste trabalho com o auxílio do EDS. Apenas esta será colocada como um exemplo geral dos resultados obtidos, pois os precipitados apresentaram composição similar em todas as amostras. A Tabela 5.1 apresenta os resultados analisados por EDS dos

precipitados da Figura 5.5. Os resultados indicam que os precipitados escuros são predominantemente de titânio, possivelmente Ti (C, N), e os claros são de nióbio, possivelmente Nb (C, N).

Nas amostras observadas, alguns precipitados apresentavam uma estrutura complexa com uma região externa clara e um núcleo escuro, por exemplo, o precipitado P3 da Figura 5.5(a). A borda deste precipitado, região mais clara, apresenta um maior teor de nióbio. A Figura 5.5(c) corresponde à análise da borda do precipitado P3. Já a região central é uma estrutura mais escura, rica em titânio que pode ser considerada como carbonitreto de titânio. O gráfico da Figura 5.5(d) apresenta o espectro da análise por EDS nesta região. Considerando o volume excitado pelo feixe de elétrons durante a análise por EDS, acredita-se que os resultados mostrados em uma determinada região são contaminados, em maior ou menor grau, pela composição das regiões adjacentes. Desta forma, os resultados mostrados na Tabela 5.1 devem ser avaliados com cuidado. De qualquer forma, estes resultados confirmam a bi-estabilização do aço estudado. Além disto, a precipitação de compostos de nióbio sobre um precipitado já existente de composto de Ti é razoável considerando a maior temperatura de formação deste último (ver, por exemplo, a Figura 3.6).

Observou-se, também, que os precipitados de titânio tendem a ser maiores e de formato mais poliédrico enquanto os de nióbio tendem a ser menores e mais arredondados. Estas observações também estão de acordo com a Figura 3.6. Os precipitados de Ti, formados a temperaturas mais elevadas, podem crescer mais do que os de Nb. Além disto, nitretos de titânio podem se formar acima da temperatura de fusão do aço, facilitando a formação de precipitados mais poliédricos enquanto os de nióbio se formam já no material solidificado.

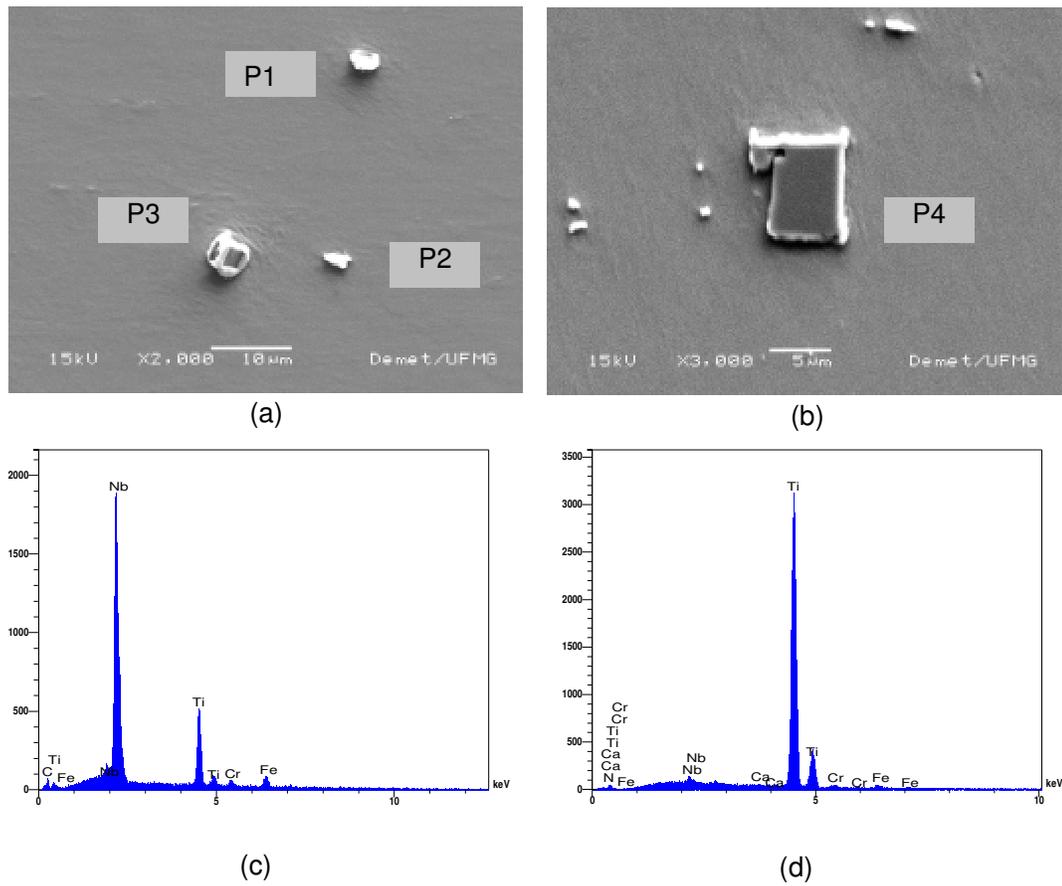


Figura 5.5 - Precipitados analisados no MEV (a) e (b) e análise por EDS (c) e (d) do precipitado P3.

Tabela 5.1 - Resultados (em %peso) da análise por EDS dos precipitados mostrados na Figura 5.5.

Elementos	P1	P2	P3 - centro	P3 - borda	P4
Ti	52,89	26,04	82,91	34,07	91,53
Cr	3,76	2,57	2,79	3,06	1,35
Fe	12,86	6,95	6,78	11,45	2,49
Nb	30,49	64,44	7,06	51,41	2,55
Ca			0,36		0,25
N			0,09		1,83

### 5.1.3. Tamanho do grão ferrítico

Os valores do tamanho de grão obtidos para o metal base, Tabela 5.2, confirmam o tamanho de grão elevado deste material como já havia sido observado qualitativamente na análise por microscopias ótica e pela eletrônica. Segundo informações fornecidas pelo fabricante do aço, chapas de aço ferrítico inoxidável UNS S43932, laminadas a frio até uma espessura entre 0,5 e 1,5 mm e recozidas, apresentam tamanho de grão variando de 46 a 62  $\mu\text{m}$ . Isto indica que o aço utilizado neste estudo precisa ainda receber desenvolvimentos adicionais no sentido de otimizar a sua fabricação, pois apresenta um tamanho de grão de 7 a 9 vezes maior que o produto final (chapas de pequena espessura) atualmente colocado no mercado. Todas as amostras apresentaram resultados próximos, indicando uma boa reprodutibilidade do método.

Tabela 5.2 - Tamanho de grão ( $Y$ ) ferrítico do metal base.

Amostra (*)	Região	Média ( $\mu\text{m}$ )	Intervalo de Confiança com 95% ( $\mu\text{m}$ )
2	MB	402,4	303,2 < Y < 501,6
9	MB	398,8	367,5 < Y < 430
12	MB	415,8	375,7 < Y < 455,9
13	MB	448,6	316,1 < Y < 581

(\*) Ver tabela 4.5

Observou-se, também, uma variação no tamanho e forma dos grãos de acordo com a região observada da chapa. Na parte central da chapa, isto é, em torno da metade de sua espessura, muitos grãos tendiam a ser alongados (colunares), já nas regiões próximas da superfície da chapa os grãos eram equiaxiais. Esta heterogeneidade da microestrutura é resultado do processo de lingotamento do aço. Durante este processo, as regiões da superfície do lingote em contato com o molde do lingotamento contínuo sofrem um rápido resfriamento que favorece a formação de uma região de grãos equiaxiais. A região central do lingote, por sua vez, apresenta uma estrutura de grãos colunares. Esta heterogeneidade não é completamente eliminada pela laminação a quente do material.

A partir da norma ASTM E 112 pode-se converter o tamanho de grão médio do material estudado e o tamanho de grão usual de chapas finas deste material para valores de tamanho de grão ASTM. Os resultados obtidos, considerando, valores médios de tamanho de grão foram -0,5 e 5,5 ASTM, respectivamente. O valor de ASTM -0,5 foi obtido por extrapolação e apesar de não ser usual um n°ASTM negativo aqui foi aplicado para se obter uma melhor comparação com o resultado obtido para a chapa fina. Considerando-se a estimativa apresentada por Lippold e Kotecki (2005) de que, para um aço inoxidável ferrítico de baixo teor de carbono, cada variação de uma unidade de tamanho de grão ASTM corresponde a uma mudança de 26°C na temperatura de transição dútil/frágil, estes resultados sugerem que esta temperatura é cerca de 150°C maior para o material aqui estudado. Este resultado, mais uma vez confirma a expectativa de uma baixa tenacidade para o material estudado (o que será confirmado nos resultados dos ensaios mecânicos). Estes resultados também indicam um grande potencial para melhorar a tenacidade do material caso uma rota de processamento que leve a uma redução apreciável do tamanho de grão ferrítico seja estabelecida.

#### **5.1.4. Propriedades mecânicas**

Esta seção apresenta o levantamento das propriedades mecânicas do metal base, estudadas através dos ensaios de microdureza, tração e impacto Charpy.

##### **a) Microdureza**

A Tabela 5.3 apresenta os resultados de microdureza do metal base. Foram ensaiadas oito amostras das diferentes chapas recebidas e realizadas cinco medidas em cada. Todas as amostras apresentaram resultados muito próximos e uma dispersão pequena na medida de cada amostra. Para chapas deste aço, laminadas a frio até 1,5 mm de espessura e recozidas, a dureza esperada é de 77HRb (140 HV), segundo informações do fabricante. Observa-se que os valores encontrados são superiores a este apesar do maior tamanho de grão do material estudado. Esta diferença pode estar relacionada a diversos fatores, incluindo diferenças no tamanho e distribuição de precipitados. Este aspecto, contudo, não será avaliado no presente trabalho.

Tabela 5.3 - Média e desvio padrão das medidas de microdureza do metal base.

Amostra	02a	02b	09a	09b	12a	12b	13a	13b
Média	164	165	159	160	164	157	171	162
Desvio	7	11	8	10	14	11	7	3

*Obs: Número de medidas por condição: 5*

*As identificações das amostras se referem às condições de soldagem (Tabela 4.5).*

Considerando todas as medidas juntas, a dureza média e seu desvio padrão para o metal base foram de 163 e 9 HV, respectivamente.

### **b) Ensaio de tração**

As Figuras 5.6 e 5.7 mostram as curvas de tração para corpos de prova retirados nas direções paralela e perpendicular à de laminação. A Tabela 5.4 apresenta os resultados do ensaio de tração do metal base. O limite de escoamento foi medido a 0,2%, pois nenhuma das amostras testadas apresentava indício de escoamento descontínuo, o que sugere que a estabilização estava adequada (presença muito reduzida de elementos intersticiais). Todas as amostras apresentaram comportamento dútil tanto na direção da laminação quanto na direção perpendicular a esta. Conforme a Tabela 3.1, os resultados estão de acordo com o esperado para um ferrítico UNS S43932. Não foi observada nenhuma diferença importante de comportamento entre as amostras cortadas na direção de laminação e as perpendiculares à laminação; exceto, possivelmente, uma maior resistência do material na direção perpendicular à de laminação (entre cerca de 6 e 8%). A mesma característica foi observada em um estudo proposto por Nazakawa et. al (1980) no qual a resistência mecânica de aços inoxidáveis ferríticos de chapas de 6,12 e 25mm de espessura, mostrou-se um pouco maior na direção perpendicular à laminação em relação à direção paralela.

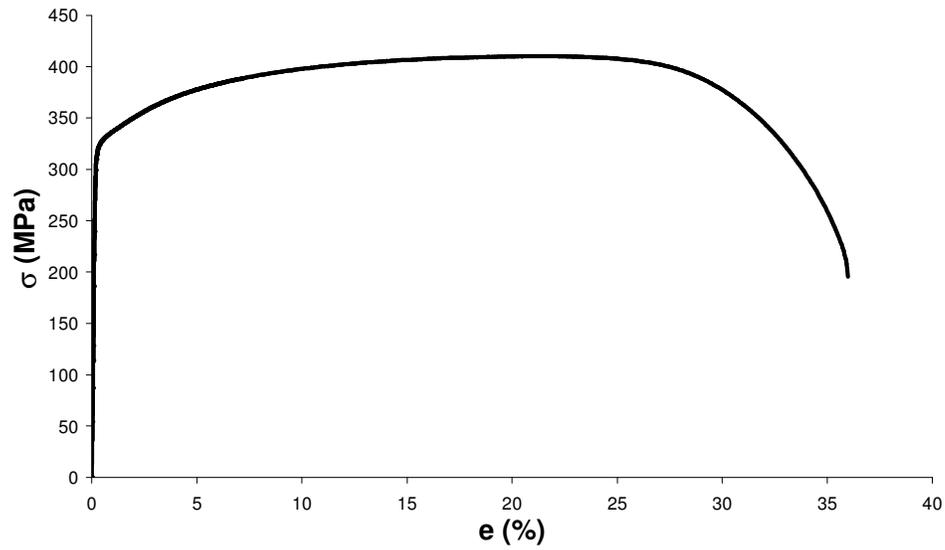


Figura 5.6 – Curva de tração metal base (direção paralela à laminação).

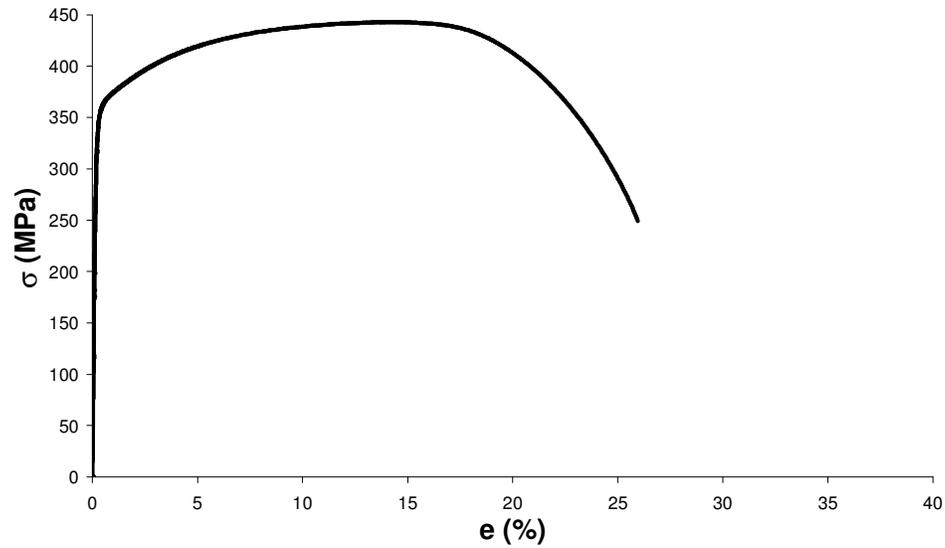


Figura 5.7 – Curva de tração metal base (direção perpendicular à laminação).

Tabela 5.4 - Resultados do ensaio de tração do metal base.

Amostra	Direção	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
L1	Paralela à laminação	324	410	36
L2		320	418	25
P1	Perpendicular à laminação	353	443	26
P2		347	436	31

### c) Ensaio de impacto Charpy

A Tabela 5.5 apresenta os resultados do ensaio de impacto Charpy do metal base. À temperatura ambiente, todas as amostras apresentaram comportamento frágil, com essencialmente 100% de superfície de fratura brilhante tanto na direção paralela à laminação quanto na direção perpendicular a esta. Os resultados parecem, contudo, piores para os corpos de prova retirados na direção paralela à de laminação. Este resultado é inesperado, pois, em geral, materiais laminados tendem a apresentar melhor tenacidade quando a fratura ocorre perpendicularmente à direção de laminação. Sendo que os resultados se aproximam bastante para os níveis de energia inferiores a 27J (Dieter, 1981). Não foi encontrada uma explicação para esta aparente discrepância.

Para os ensaios realizados a alta temperatura, 90°C, o comportamento do material foi dútil com cerca de 100% de superfície de fratura fibrosa e uma elevada deformação lateral dos corpos de prova. Isto mostra que a temperatura de transição do material situa-se entre a temperatura ambiente e, aproximadamente, 90°C. Desta forma, a temperatura de transição estimada para o material de granulação fina (isto é, as chapas de baixa espessura atualmente disponíveis comercialmente) deve estar abaixo da temperatura ambiente. Considerando os resultados mostrados na seção 5.1.3, baseados nos dados apresentados por Lippold e Kotecki (2005) esta temperatura estaria abaixo de cerca de -60°C caso corpos de prova de espessura similar pudessem ser testados.

Finalmente, é também importante enfatizar que os resultados mostrados foram obtidos com corpos de prova de 2,5mm de espessura (“subsize”). Considerando o efeito conhecido da espessura do material na tenacidade, a temperatura de transição, se corpos de prova padrões fossem usados, deveria ser ainda maior do que a obtida (Wright, 1980).

Tabela 5.5 - Resultados do ensaio de impacto (3 corpos de prova por condição).

Orientação em relação à direção de laminação	Temperatura (°C)	Média (J)	Desvio padrão (J)
Paralela	25	5,2	1,0
Perpendicular	25	9,2	2,0
Paralela	90	33,4	0,6
Perpendicular	90	34,7	3,6

Superfícies de fratura de corpos de prova Charpy do metal base ensaiados à temperatura ambiente foram observadas no microscópio eletrônico de varredura. Uma vez que, não foi observada nenhuma diferença entre as superfícies dos corpos de prova das diferentes orientações em relação à laminação, será referenciado apenas o corpo de prova com direção paralela a esta. A Figura 5.8 mostra a superfície de fratura do metal base observada com dois aumentos diferentes (50 e 500X). É possível verificar que a fratura ocorreu quase que totalmente de forma frágil por clivagem, embora indícios de fratura frágil intergranular e de fratura dútil possam ser observados. Uma pequena região de fratura dútil é indicada pela seta na Figura 5.8. Estas características da superfície de fratura eram esperadas devido aos baixos valores de energia absorvida obtidos no ensaio de impacto.

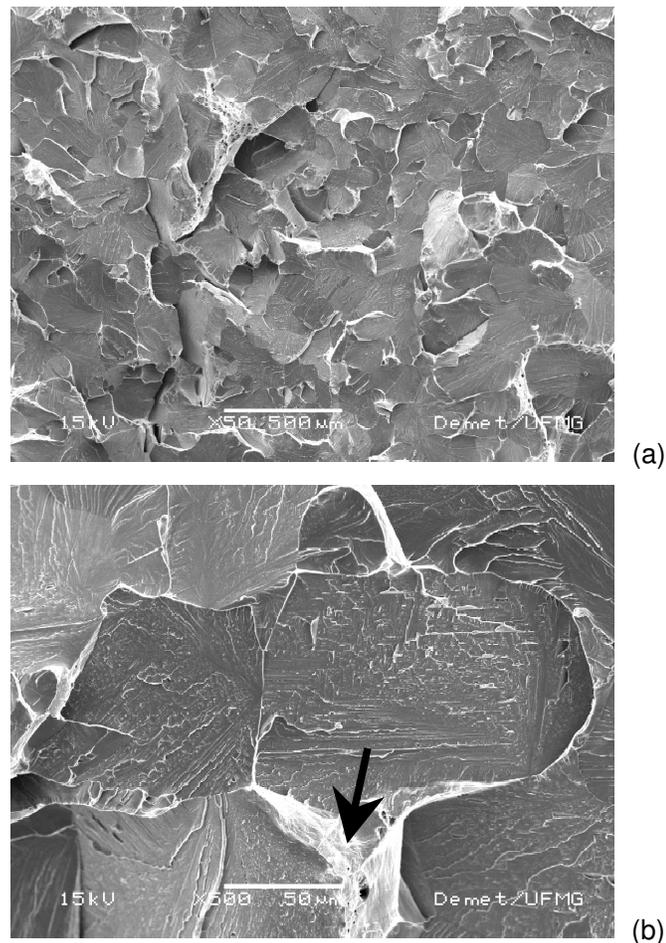


Figura 5.8 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy do metal base testado à temperatura ambiente. MEV. (a) 50X e (b) 500X.

#### 5.1.5. Ensaio de sensitização

Na Figura 5.9 é apresentada uma amostra do metal base após ataque com ácido oxálico. A sensitização, segundo a norma ASTM A763, pode ser do tipo degrau (parte de um grão com parte de outro), valetada (um contorno de grão completo) ou mista (ambos os casos). Na Figura 5.9 as regiões em que o ataque é mais significativo não correspondem a precipitações de carboneto de cromo segundo avaliação técnica do centro de pesquisa da Arcelor Mittal. Desta forma, pode-se considerar que o material não está sensitizado. Este resultado confirma que a estabilização do material em estudo está adequada o que pode ser comprovado considerando a equação 4.1, da norma ASTM A 240/A 240M e a composição química do metal base (Tabela 4.1). Os

cálculos fornecem teor de Ti + Nb de 0,31% e pela equação 4.1 este deveria ser maior do que 0,28% e menor do que 0,75% para completa estabilização.

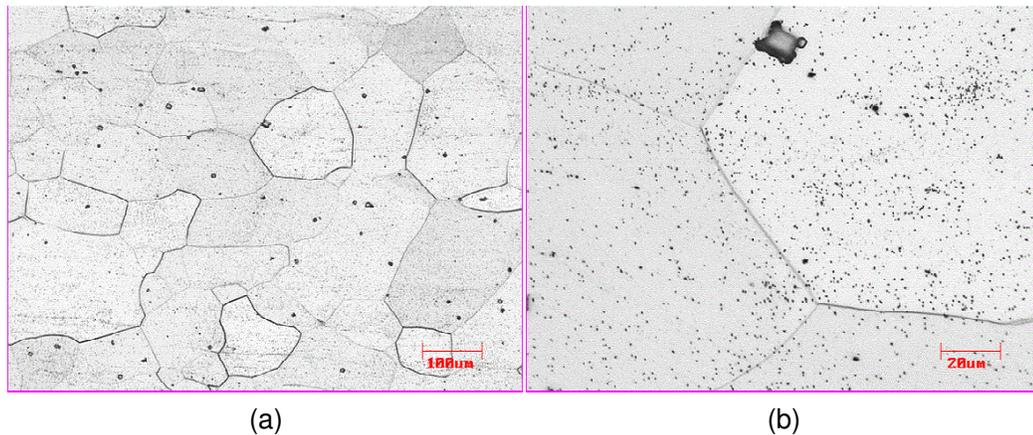


Figura 5.9 - Metal base atacado com ácido oxálico observado com dois aumentos distintos.

## 5.2. Soldagem

Esta seção apresenta os resultados dos testes de soldagem.

### 5.2.1. Testes iniciais

Os primeiros testes de soldagem foram realizados com diversos parâmetros (Tabela 5.6) procurando levantar condições de soldagem adequadas para as etapas seguintes. A soldagem com arame tubular, nas condições mais apropriadas, sem a ocorrência de curtos circuitos, apresentou um ótimo desempenho com cordões de solda de aspecto uniforme. A Figura 5.10 apresenta um dos cordões soldados ainda na montagem utilizada.

A energia de soldagem (ES), em  $10^3$  joules por milímetro, é calculada pela equação:

$$ES[kJ/mm] = \frac{I[A] \times U[V]}{VS[cm/min] \times 10000} \times 60[s] \quad (5.1)$$

Onde  $I$ ,  $U$  e  $VS$  são, respectivamente, a corrente, a tensão e a velocidade de soldagem.

Tabela 5.6 - Parâmetros dos testes de soldagem.

Teste	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de alimentação (m/min)	Vel. de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	193	22,4	7	30	0,87
2	187	22,5	7	60	0,42
3	*	*	7	60	*
4	191	22,5	7	30	0,86
5	308	25,6	14	30	1,56
6	256	26,4	12	30	1,33
7	268	26,2	12	60	0,69
8	264	24,2	12	60	0,63
9	270	25,0	12	60	0,63
10	280	27,0	12	60	0,81
11	285	28,8	12	30	1,64
12	284	28,8	12	40	1,23
13	281	28,9	12	60	0,81
14	282	28,9	12	40	1,22

*Nota: No teste 3 não foi possível registrar a corrente*

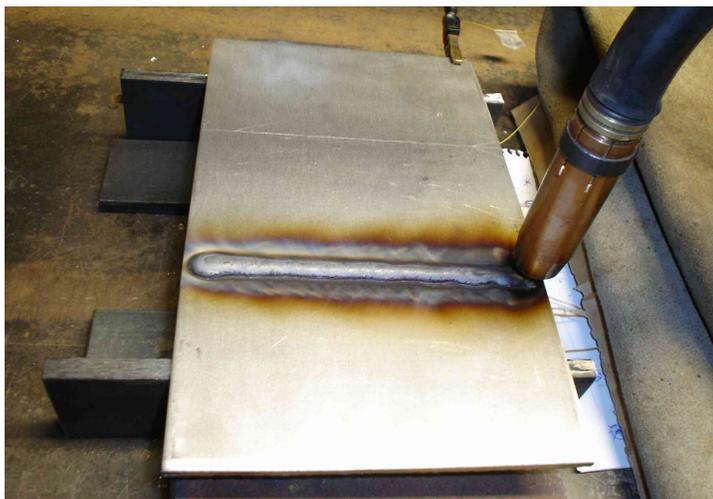


Figura 5.10 - Imagem do cordão de solda depositado em um dos testes.

Para este cálculo, foram utilizadas a tensão e a corrente médias e não o produto dos valores instantâneos da corrente e tensão que seria a forma mais correta. Contudo, para as condições operacionais usadas, com a ausência ou com uma quantidade

muito reduzida de curtos circuitos, uma comparação entre as duas formas de cálculo indicou uma discrepância muito pequena, inferior a 1%.

Algumas observações puderam ser feitas a partir dos testes de soldagem:

- O teste com baixa energia (teste 2) resultou em um cordão estreito e, durante a soldagem, observou-se uma maior formação de respingos.

- Os testes que utilizaram corrente mais alta, como o teste 10 e o teste 13, apresentaram operação muito estável e os cordões tiveram ótimo aspecto visual. Estas condições corresponderam ao melhor conjunto de parâmetros para o par metal base e consumível estudado.

- Para as condições usadas nos testes 5 e 11, a energia de soldagem foi muito elevada, resultando na perfuração da chapa.

- Nos testes 12 e 14, que também usaram uma energia de soldagem elevada, foram obtidas soldas com penetração total.

- Nos testes 8 e 9, observou-se a ocorrência de alimentação irregular do arame ao longo do cordão. Acredita-se que este efeito ocorreu devido à combinação de uma elevada velocidade de alimentação com uma tensão de operação baixa o que causou fortes curtos-circuitos.

Considerando os resultados dos testes desta fase inicial e juntamente com os níveis de energia de soldagem obtidos, foram escolhidos os quatro conjuntos de parâmetros para serem usados nas etapas seguintes deste trabalho. Para toda investigação da ZTA serão utilizadas as soldas realizadas com estes parâmetros. As condições seleccionadas foram:

- Teste 2 : baixa energia.

- Testes 9 e 13: energias intermediárias.

- Teste 12: alta energia.

A Figura 5.11 mostra as macrografias dos cordões correspondentes aos conjuntos de parâmetros selecionados. Elas confirmam o nível de energia dos testes: teste 2 tem baixa energia apresenta assim pouca penetração; testes 9 e 13 de energias intermediárias apresentam penetração média; já o teste 12 foi soldado com maior nível de energia, apresentando inclusive penetração total.

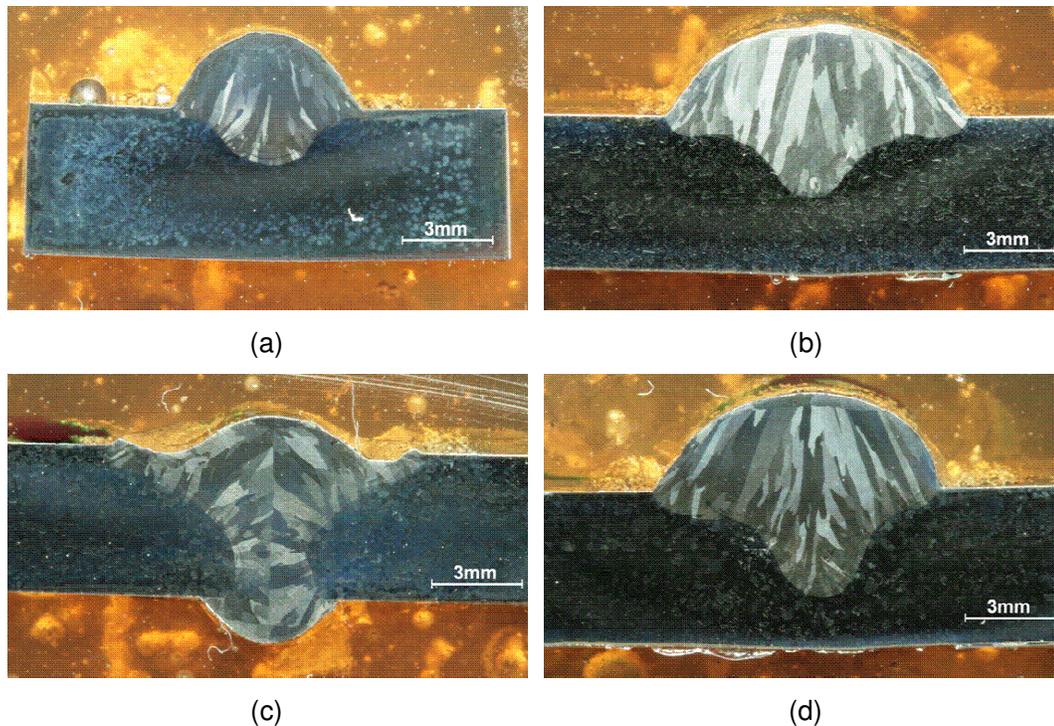


Figura 5.11 - Macrografias das seções transversais de cordões obtidos nos testes de números (a) 2 (0,4 kJ/mm), (b) 9 (0,6 kJ/mm), (c) 13 (0,8 kJ/mm) e (d) 12 (1,2 kJ/mm).

As Figuras de 5.12 a 5.15 apresentam os oscilogramas de tensão e corrente típicos para os testes acima indicados. Observa-se que, para os testes realizados com menor energia de soldagem (testes 2 e 9), as condições usadas não evitaram a ocorrência de rápidos curtos-circuitos durante a operação. Estas foram as condições que apresentaram as piores condições operacionais.

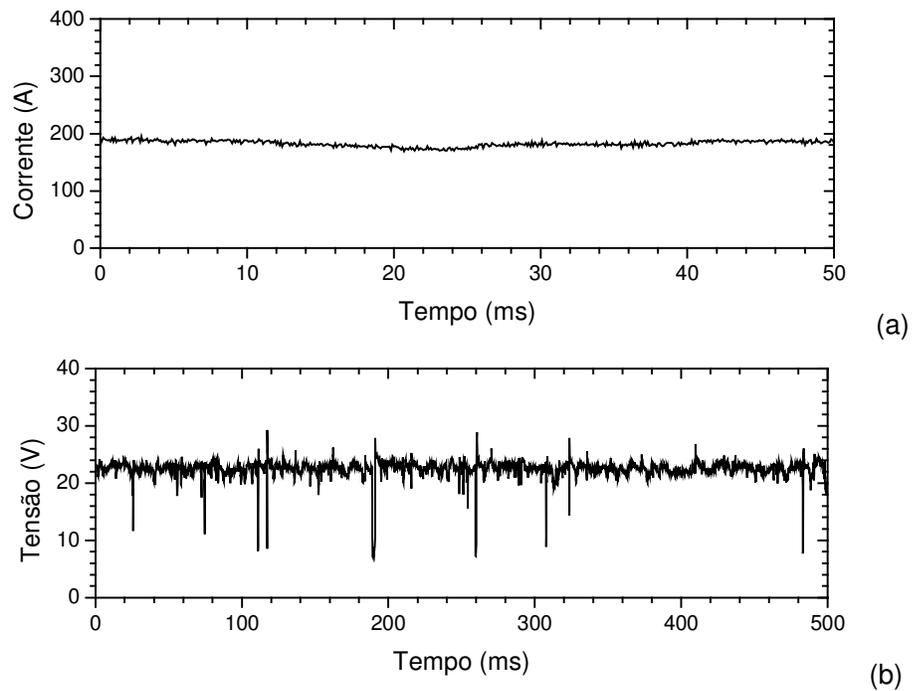


Figura 5.12 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 2 (0,4 kJ/mm).

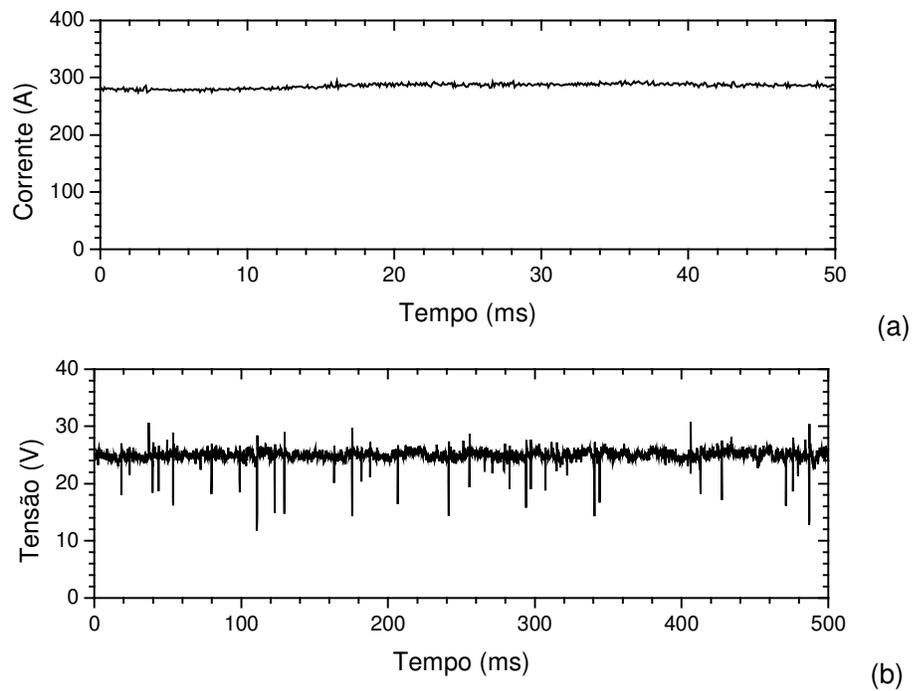


Figura 5.13 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 9 (0,6 kJ/mm).

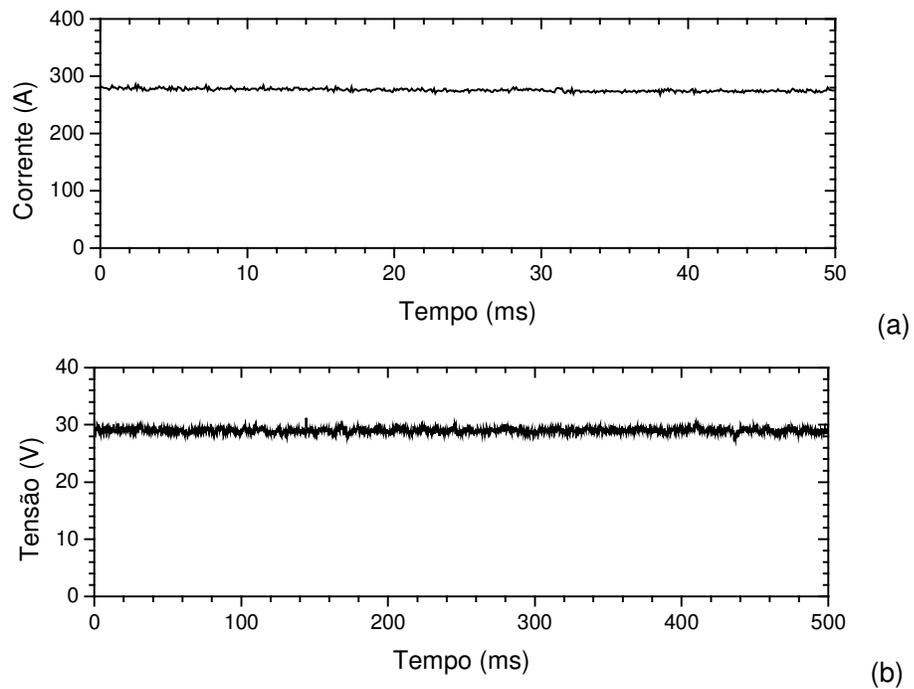


Figura 5.14 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 13 (0,8 kJ/mm).

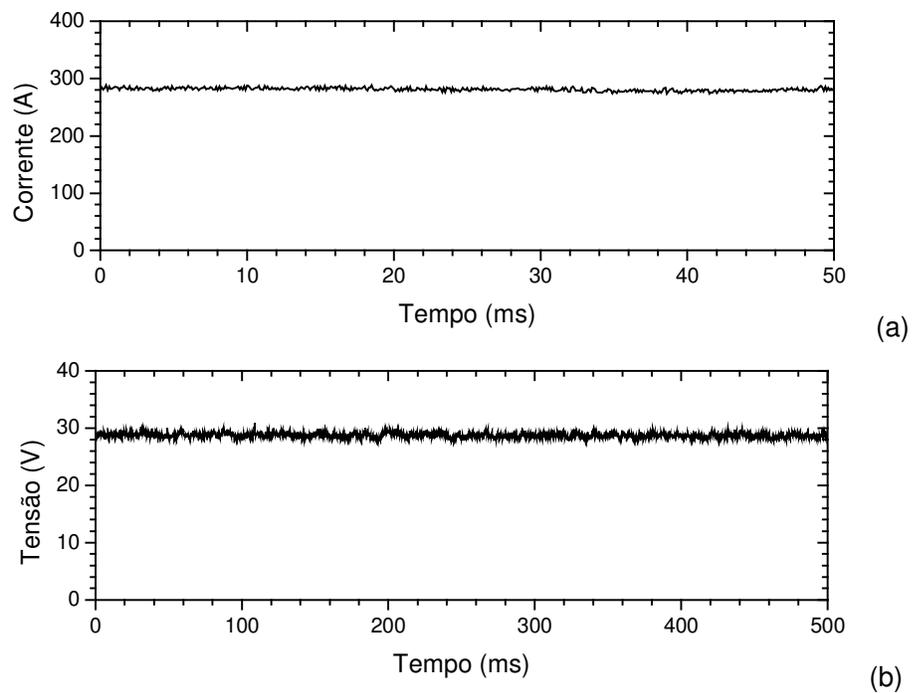


Figura 5.15 - Oscilogramas de corrente (a) e tensão (b) do teste 12 (1,2 kJ/mm).

### 5.2.2. Ciclo térmico de soldagem

As Figuras de 5.16 a 5.19 mostram exemplos de alguns dos ciclos térmicos obtidos para diferentes condições de soldagem (ver seção 4.4.2 para uma descrição da metodologia destes testes).

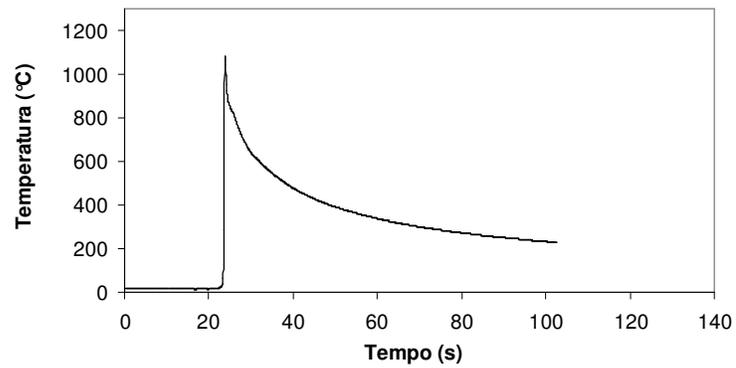


Figura 5.16 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 2 – (0,4kJ/mm).

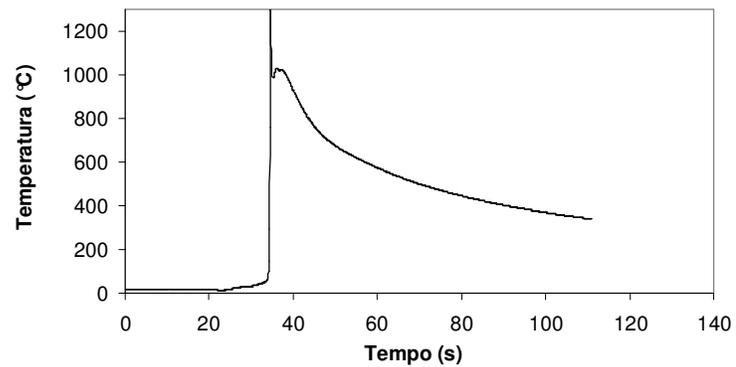


Figura 5.17 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 9 – (0,6kJ/mm).

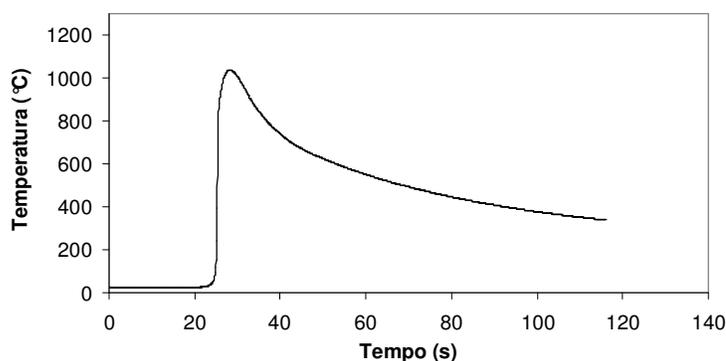


Figura 5.18 - Ciclo térmico de soldagem obtido no Teste 13 – (0,8kJ/mm).

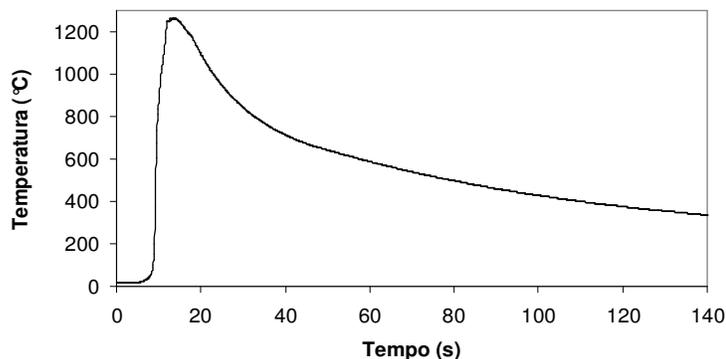


Figura 5.19 - Ciclo térmico de soldagem obtido do Teste 12 – (1,2kJ/mm).

Como esperado, observam-se condições de resfriamento mais lentas para as condições de soldagem de maior energia (Tabela 5.7 e Figura 5.20). Na Tabela 5.7 e na Figura 5.20 foram computados resultados apenas daqueles ciclos térmicos com temperatura de pico superior a 850°C.

Tabela 5.7 - Valores médios do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C.

Teste	Energia (kJ/mm)	Número de Ciclos	$\Delta t_{8/5}$ (s)
<b>2</b>	0,4	2	11,0
<b>9</b>	0,6	2	26,8
<b>13</b>	0,8	2	30,2
<b>12</b>	1,2	3	44,5

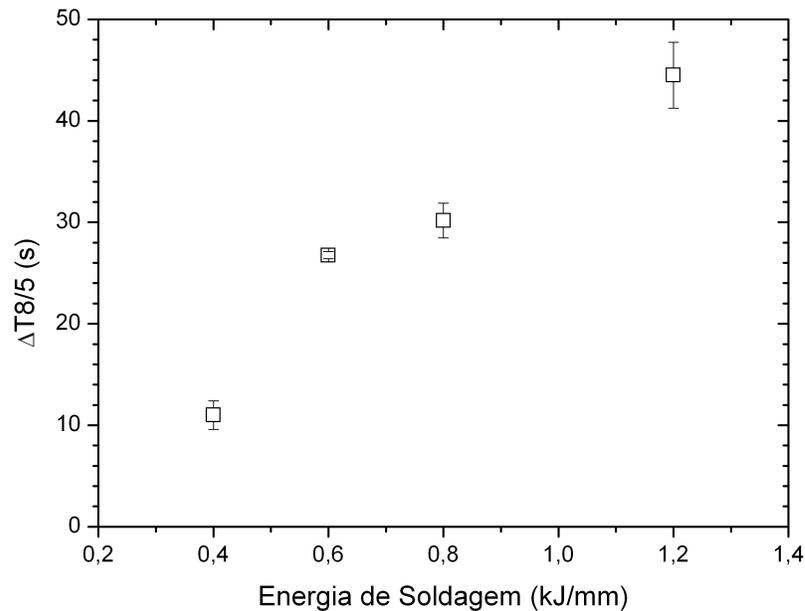


Figura 5.20 - Gráfico  $\Delta t_{8/5}$  em função da energia de soldagem (kJ/mm).

Os principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem na ZTA de um aço inoxidável ferrítico corretamente estabilizado durante a soldagem são o crescimento dos grãos de ferrita e a dissolução e reprecipitação (completa ou parcial) dos seus carbonitreto. O crescimento de grão depende principalmente do tempo de permanência a temperaturas elevadas (por exemplo, acima de 1000°C). Sua dissolução e reprecipitação dependerão tanto do tempo de permanência como das condições de resfriamento. Tempos de permanência mais elevados tendem a facilitar uma maior dissolução dos carbonitreto, principalmente os de níobio e, em menor grau, os de titânio (mais estáveis). Por outro lado, embora a velocidade de resfriamento necessária para evitar a precipitação deva ser extremamente elevada em aços ferríticos, variações desta velocidade são influenciadas pelo tamanho e distribuição dos precipitados formados. Neste sentido, como já mencionado, precipitação intergranular deve ser favorecida por menores velocidades de resfriamento (Lippold e Kotecki, 2005).

Os ciclos térmicos medidos experimentalmente mostram uma variação de quatro vezes no tempo de resfriamento e, portanto, variações similares nas velocidades de resfriamento (de cerca de 27°C/s entre 800 e 500°C para a condição com menor energia a 7°C/s para a condição de maior energia). A observação metalográfica, tanto

por microscopia ótica como pela eletrônica de varredura, não indicou diferenças significativas nas distribuições de precipitados na ZTA para as diferentes condições de soldagem.

Por outro lado, como não é possível controlar exatamente a posição do termopar em relação à linha de fusão, os ciclos térmicos experimentais que foram obtidos apresentam valores variáveis da temperatura de pico. Como esta temperatura controla diretamente o tempo de permanência acima, por exemplo, de 1000°C, não foi possível obter estimativas deste tempo de permanência que pudessem ser usadas para comparar as diferentes condições de soldagem. Uma dificuldade adicional para a determinação experimental do tempo de permanência foi a ocorrência de uma maior interferência no sinal, possivelmente pela corrente de soldagem, durante os testes.

Como uma forma de se estimar os tempos de permanência a alta temperatura nas condições de soldagem usadas, foi realizada uma modelagem matemática do ciclo térmico de soldagem a partir da equação de Rosenthal que descreve a variação de temperatura devida a uma fonte pontual de calor movendo-se na superfície de uma chapa de espessura conhecida, Equação 5.2 (Grong, 1997). Nesta, foi fixada, arbitrariamente, como 1400°C a temperatura de pico para os ciclos térmicos simulados. Usou-se a posição do ponto em que se estimou o ciclo térmico como parâmetro de ajuste do modelo aos dados experimentais. Este ajuste foi feito de forma qualitativa, buscando aproximar os valores do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C dos ciclos térmicos simulados e experimentais e sem nenhum algoritmo numérico para otimizar os resultados da simulação.

Os cálculos foram feitos usando vinte termos positivos e vinte negativos da série (Equação 5.2), o que garantiu a sua convergência para todas as condições testadas.

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) \cdot \sum_{k=-\infty}^{+\infty} \left[ \frac{1}{R_k} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R_k\right) \right] \quad (5.2)$$

onde  $\mathbf{P} = \eta \mathbf{UI}$  (rendimento térmico x tensão x corrente, para a soldagem a arco),  $\mathbf{k}$  e  $\alpha$  são, respectivamente, a condutividade e a difusividade térmicas da peça (Tabela 3.2),  $\mathbf{v}$  é a velocidade de soldagem,  $\mathbf{R}_k = [\mathbf{x}^2 + \mathbf{y}^2 + (\mathbf{z}-2\mathbf{k}h)^2]^{1/2}$  e  $\mathbf{T}_0$  é a temperatura inicial.

A Tabela 5.8 mostra os valores do tempo de resfriamento entre 800 e 500°C e do tempo de permanência acima de 1000°C estimados a partir da simulação. A Figura 5.21 mostra a parte de alta temperatura dos ciclos simulados para as quatro condições avaliadas.

Tabela 5.8 - Resultados da simulação do ciclo térmico.

Teste	$\Delta t_{8/5}$ (s)	$t_c$ (s)
2	11,6	3,4
9	28,0	7,6
13	35,4	14,0
12	53,3	24,6

Obs:  $t_c$  é o tempo acima de 1000 °C.

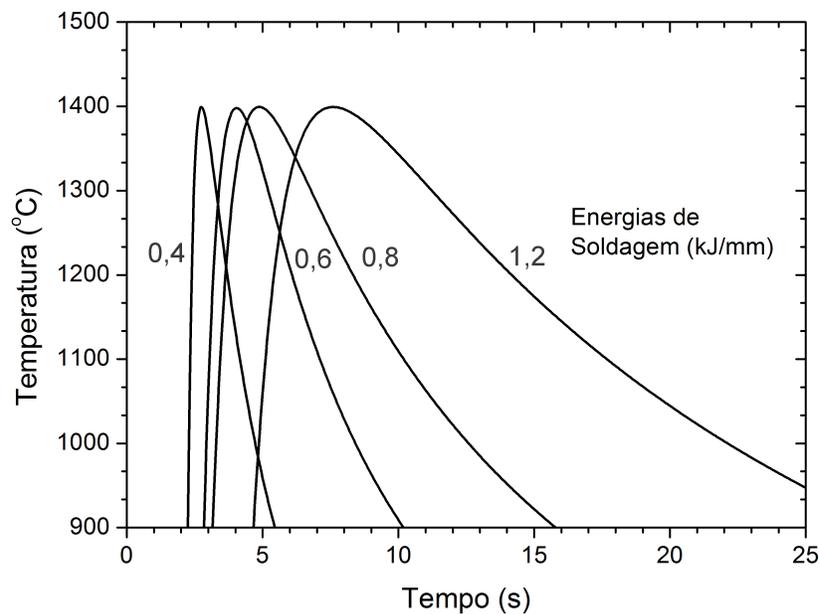


Figura 5.21- Gráfico com os ciclos térmicos modelados para as quatro condições de energia.

A simulação indica que o tempo de permanência acima de 1000°C para a condição de maior energia de soldagem foi cerca de sete vezes maior que este tempo para o teste com menor energia de soldagem. Os resultados experimentais sugerem um maior crescimento de grão para a condição de maior energia.

### 5.2.3. Soldagem em chanfro

Para a soldagem em chanfro foram utilizados os parâmetros do teste 2 (0,4 kJ/mm) e do teste 12 (1,2 kJ/mm) da fase inicial. Para os testes com baixa energia, foi utilizado um chanfro em K e dois passes de solda (um em cada lado da junta) como descrito na seção 4.4.3. Já para os testes com alta energia, foi usado apenas um passe e foi necessária a colocação de uma chapa de encosto (“backing”) para se evitar a perfuração da junta durante a soldagem. Foram soldados três corpos de prova para cada condição. Em termos de suas condições operacionais, estes testes mostraram um desempenho similar aos anteriores realizados sobre chapa. Na preparação dos corpos de prova para ensaios mecânicos a partir destas soldas, não foi observada a presença de falta de fusão em nenhum caso.

A análise dos dados coletados de corrente e de tensão de soldagem indicou que estes foram similares aos obtidos nos testes anteriores. A Tabela 5.9 resume os parâmetros regulados e obtidos nestes ensaios. Para os testes de baixa energia, apenas o valor médio dos dois passes está indicado na tabela.

Tabela 5.9 - Parâmetros dos testes de soldagem da etapa 03.

Teste	Corrente (A)	Tensão (V)	Vel. de alimentação (m/min)	Vel. de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/mm)
2A	207	22,2	7	60	0,46
2B	195	25,8	7	60	0,50
2C	197	22,9	7	60	0,45
12A	305	34,2	12	40	1,56
12B	310	34,2	12	40	1,59
12C	310	29,4	12	40	1,37

### 5.3. ZTA

Nesta seção serão apresentados todos os resultados da caracterização metalográfica da zona termicamente afetada. Para esta caracterização, foram usadas amostras retiradas dos testes feitos na primeira etapa dos testes de soldagem (seção 4.4.1).

### 5.3.1. Microestrutura

A avaliação da microestrutura da ZTA das soldas (Figuras de 5.22 a 5.26) mostra, em todos os casos, a ausência de martensita, o que era esperado considerando a estabilização adequada do metal base.

Os precipitados observados são essencialmente similares aos do metal base, não se observando indícios de sua dissolução. Uma avaliação mais detalhada destes precipitados será feita na próxima seção.

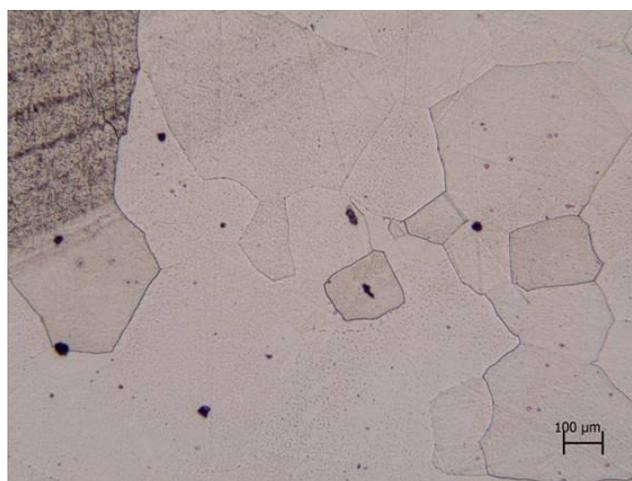


Figura 5.22 - Microestrutura da ZTA do teste 2 (0,4 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.

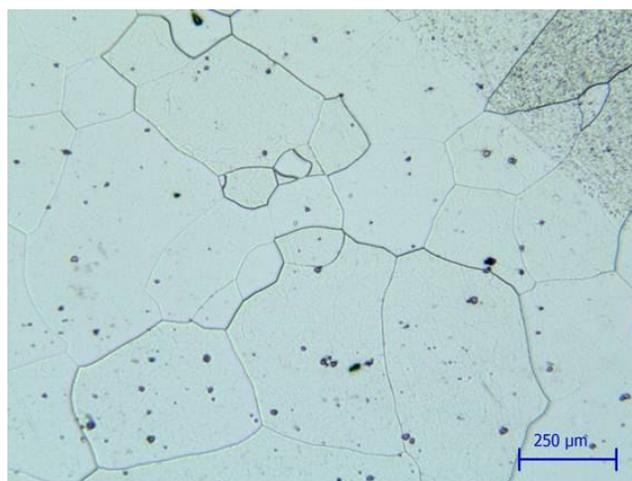


Figura 5.23 - Microestrutura da ZTA do teste 9 (0,6 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.

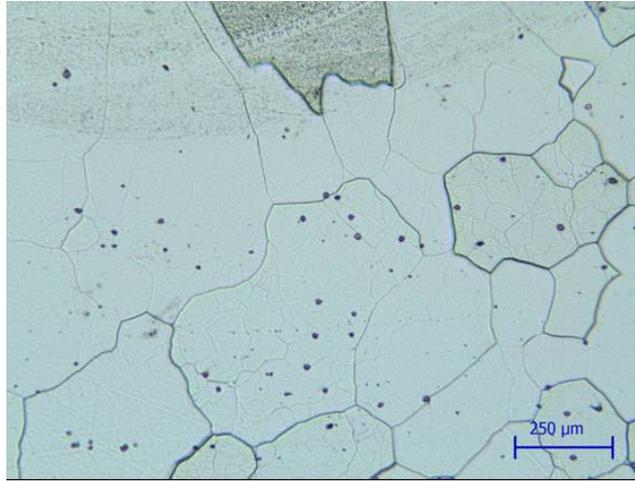


Figura 5.24 - Microestrutura da ZTA do teste 13 (0,8 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.

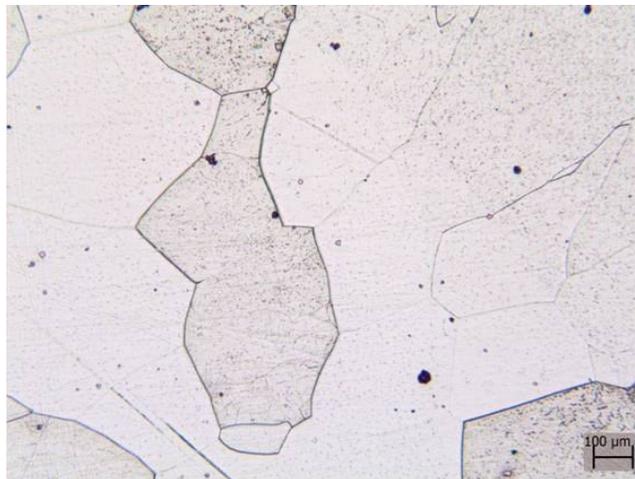


Figura 5.25 - Microestrutura da ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm) - microscopia ótica - aumento 100X. Ataque: água régia.

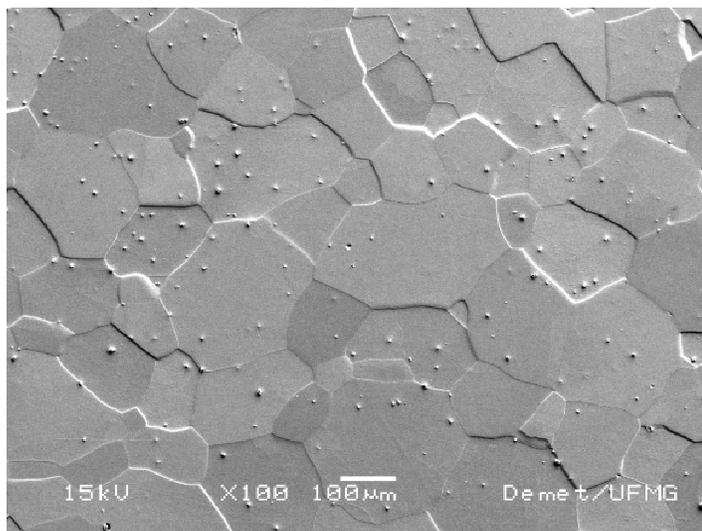


Figura 5.26 - Microestrutura da ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm) - MEV - aumento 100X.  
Ataque: água régia.

### 5.3.2. Análise de precipitados

Os precipitados foram estudados através de microscopia ótica e de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Como já mencionado, os precipitados apresentam, em linhas gerais, características similares às observados nos do metal base. Uma vez que, a ZTA de todos os testes apresentou características similares apenas as Figuras 5.27 e 5.28 foram colocadas no trabalho para exemplificar a observação por microscopia ótica dos precipitados encontrados na ZTA. Na Figura 5.27 o precipitado apresenta uma tonalidade dourada ao centro o que indica ser um composto de titânio. O precipitado é circundado por uma estrutura de tonalidade azul indicando ser esta parte um composto rico em nióbio. Na Figura 5.28 pode-se observar, ao longo de todo o contorno de grão, a presença de pequenos precipitados de tonalidade azulada, sugerindo que, na ZTA, precipitados ricos em nióbio foram, pelo menos parcialmente, dissolvidos durante o ciclo térmico de soldagem e reprecipitados ao longo dos contornos de grão da ferrita.

A Figura 5.29 apresenta imagens obtidas no MEV (letras a e b) de precipitados observados na zona termicamente afetada do teste 12 (1,2kJ/mm) e resultados da análise por EDS destes (letras c e d). Estes resultados são essencialmente similares aos obtidos para o metal base. Em particular o precipitado mostrado na Figura 5.27 (b)

tem uma estrutura complexa com a parte central formada por um composto de titânio e regiões externas de, possivelmente, carbonitreto de níobio (Tabela 5.10).

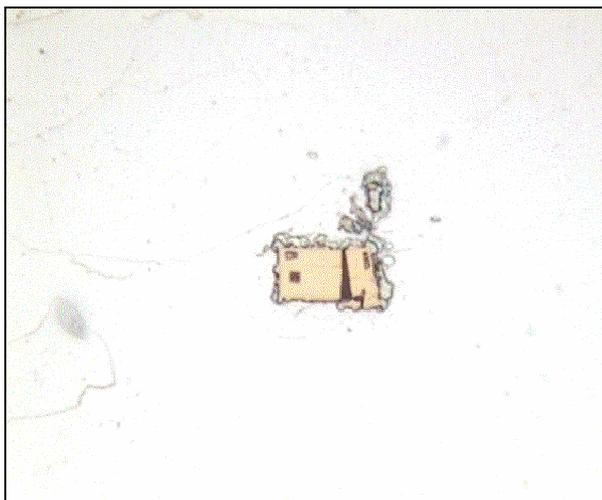


Figura 5.27 - Precipitado na ZTA do teste 2 – microscopia ótica aumento de 1000x.

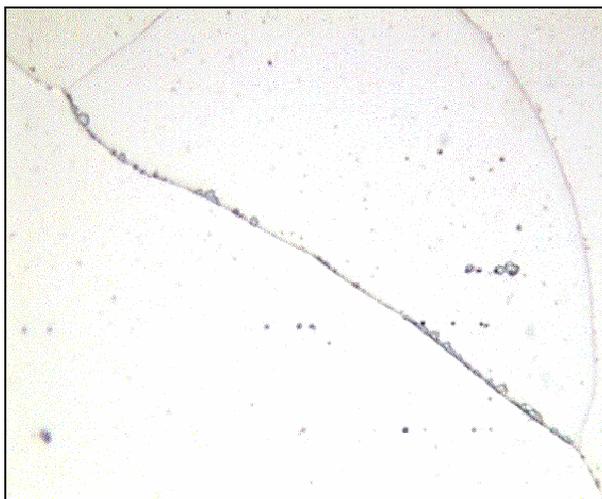


Figura 5.28 - Precipitado na ZTA do teste 2 – microscopia ótica aumento de 1000x.

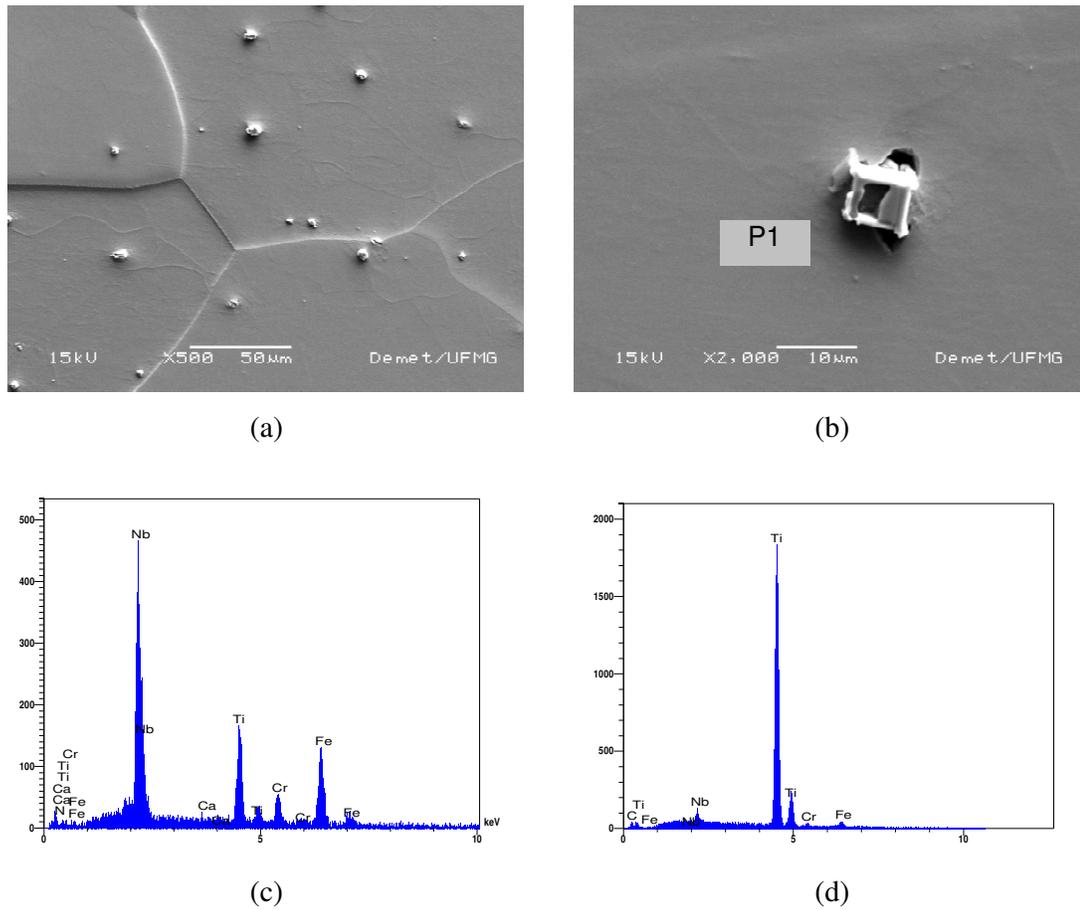


Figura 5.29 - (a) e (b) Precipitados observados no MEV (c) e (d) análise por EDS.

Tabela 5. 10 - Resultados da análise por EDS do precipitado P1 da Figura 5.29 (b).

Precipitados	P1 - borda	P1 - centro
Elemento	Teor(%)	
Ti	26,34	92,81
Cr	9,65	1,20
Fe	36,66	3,96
Nb	38,52	2,03
Ca	0,35	
N	0,20	

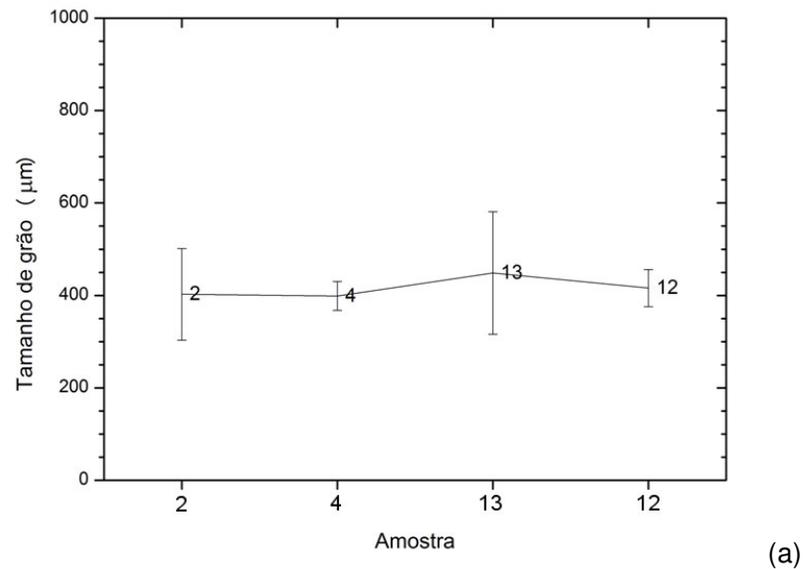
### 5.3.3. Tamanho do grão ferrítico

Na Figura 5.30 compara-se os tamanhos de grão medidos no metal base e na ZTA. A Tabela 5.11 apresenta os tamanhos de grão ferrítico da ZTA de cada teste. Pode-se notar que, como já comentado, para o metal base, o tamanho de grão das diferentes amostras é o mesmo. Particularmente no caso das medidas na ZTA, observa-se uma elevada dispersão. Apesar disto, estes resultados sugerem uma tendência do tamanho de grão aumentar em relação ao medido no metal base com o uso de uma maior energia de soldagem como seria esperado. Este aumento, contudo, é relativamente pequeno, cerca de 6%, em relação à média do MB para a condição de menor energia de soldagem. Este efeito deve estar ligado ao já relativamente elevado tamanho de grão do MB, isto é, já existe um excesso de energia associado com os contornos de grão e, portanto, uma força motriz, para o crescimento de grão, relativamente pequena. Na condição de maior energia de soldagem o aumento do tamanho de grão é de aproximadamente 87% e está ligado ao elevado tempo de permanência acima de 1000°C (cálculo teórico – seção 5.2.2) que é muito superior aos demais. De qualquer forma, os grandes tamanhos de grão medidos já fazem se esperar, tanto para a ZTA como para o próprio metal de base, uma baixa tenacidade.

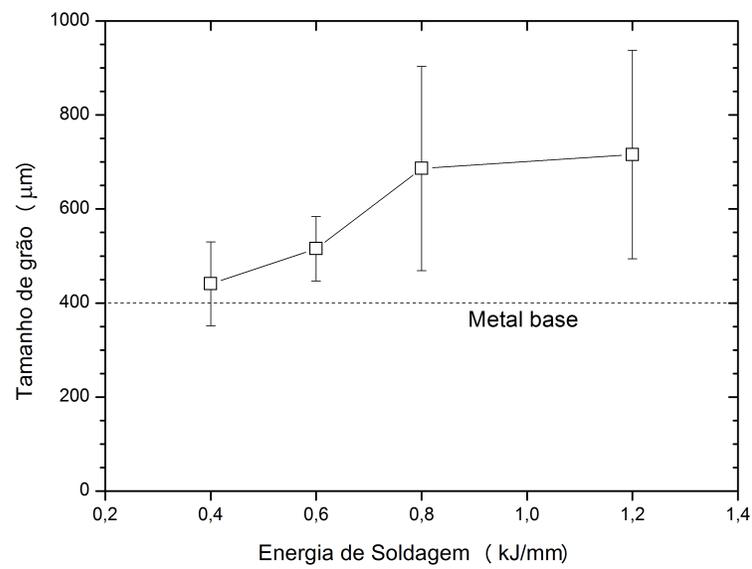
Tabela 5.11 - Resultados tamanho de grão ferrítico (Y) da ZTA

Amostra*	Energia (kJ/mm)	Média (µm)	Intervalo de Confiança com 95% (µm)
2	0,4	440,9	351,5 < Y < 530,2
9	0,6	515,5	447,1 < Y < 583,9
13	0,8	686,3	468,8 < Y < 903,8
12	1,2	715,9	493,8 < Y < 937,9

(\*) Ver Tabela 4.5



(a)



(b)

Figura 5.30 - Medidas de tamanho de grão no (a) metal base e na (b) ZTA. As barras verticais indicam o intervalo de confiança (95%) das medidas.

### 5.3.4. Propriedades mecânicas

Esta seção apresenta o levantamento das propriedades mecânicas das juntas soldadas, estudadas através dos ensaios de microdureza, tração e impacto Charpy.

#### a) Microdureza

A Tabela 5.12 apresenta os resultados de microdureza da ZTA. Considerando todas as medidas juntas, a dureza média e seu desvio padrão para o metal base foram de 161 e 7 HV, respectivamente. Estes valores são basicamente iguais aos encontrados para o metal base (seção 5.1.4). Pode-se considerar, assim, que o efeito de amaciamento da ZTA devido ao crescimento de grão ferrítico é compensado pelo endurecimento causado possivelmente por alguma reprecipitação de carbonetos e nitretos.

As Figuras 5.31 a 5.34 apresentam os perfis de dureza ao longo da ZTA para as soldas feitas com diferentes níveis de energia. Todos os perfis não mostram, no meio de uma dispersão relativamente elevada, uma tendência para a dureza aumentar ou diminuir ao longo da ZTA. Não se observa também nenhuma variação clara da dureza com o nível de energia usado na soldagem.

Tabela 5.12 - Resultados do ensaio de microdureza da ZTA.

Amostra	02 <sup>a</sup>	02b	09a	09b	12a	12b	13a	13b
Média	167	161	159	161	156	157	162	164
Desvio	7	4	6	9	4	5	4	4

*Obs: As identificações das amostras se referem às condições de soldagem (Tabela 4.5).*

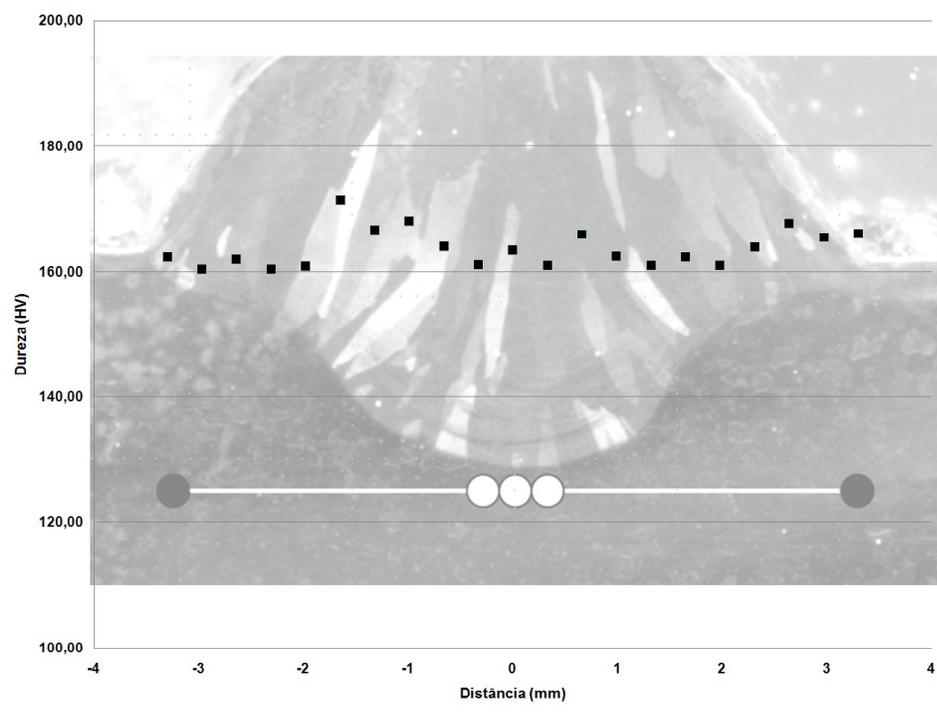


Figura 5.31 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,2kJ/mm).

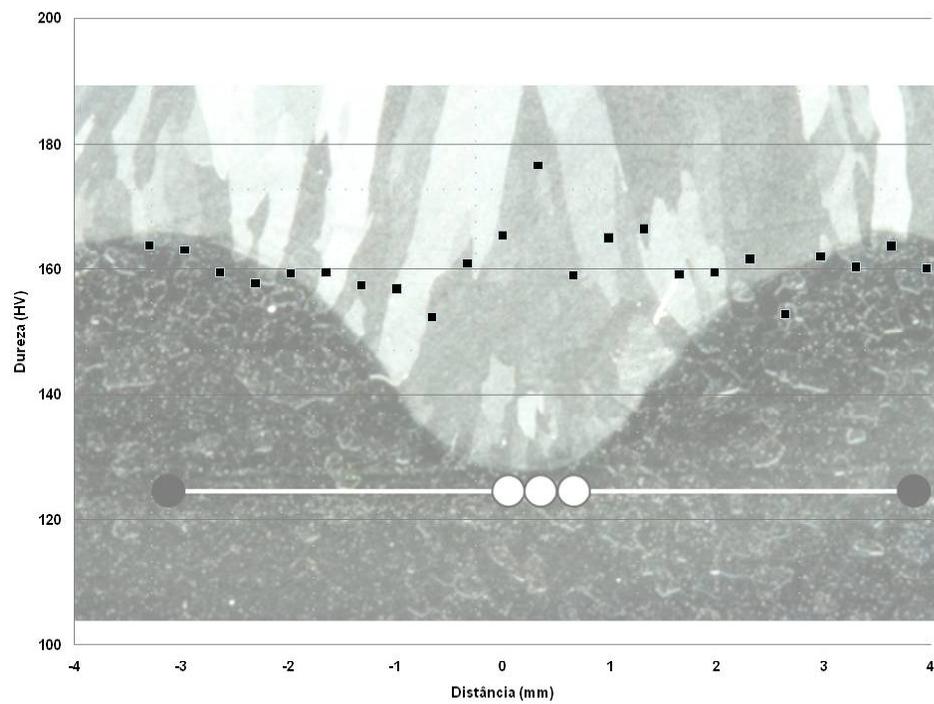


Figura 5.32 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,6kJ/mm).

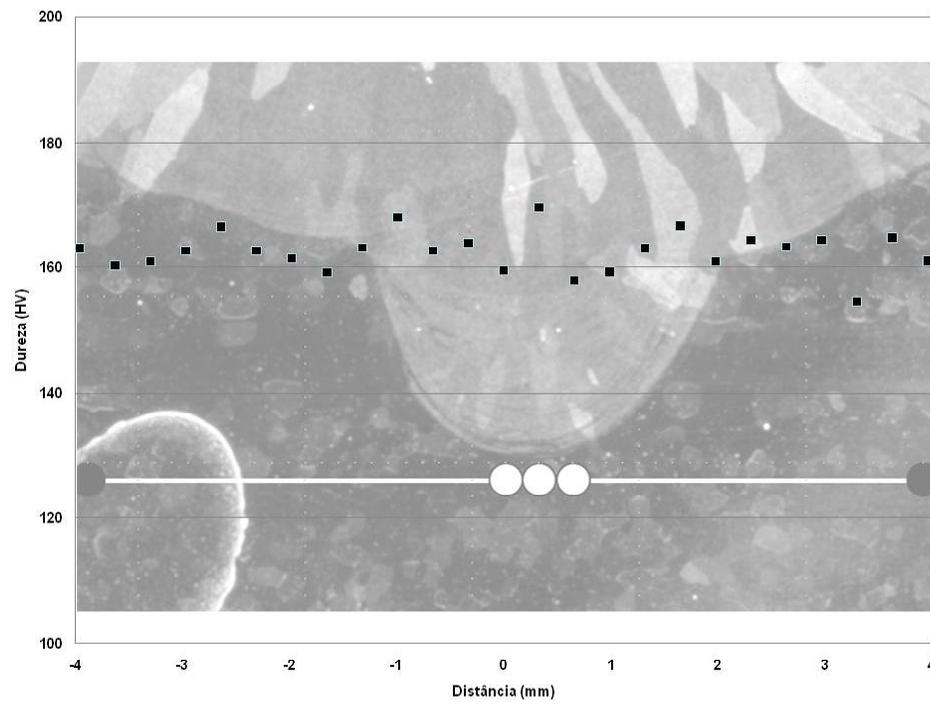


Figura 5.33 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (0,8kJ/mm).

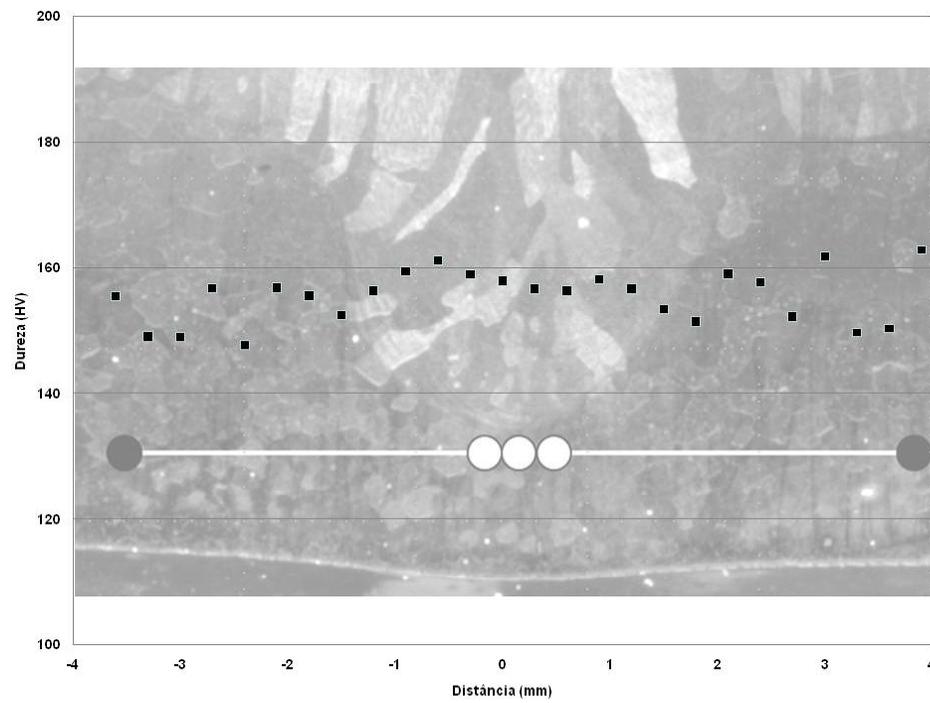


Figura 5.34 - Microdureza dos testes com diferentes níveis de energia (1,2kJ/mm).

### b) Ensaio de tração

Os resultados do ensaio de tração estão apresentados na Tabela 5.13. Como, para todos os corpos de prova testados, a ruptura final ocorreu no metal base, pode-se afirmar que a zona fundida e a zona termicamente afetada são mais resistentes do que o metal base. As Figuras 5.35 e 5.36 são referentes às curvas de tração de duas juntas soldadas.

Comparando-se os resultados do ensaio de tração do metal base (Tabela 5.4) com os da junta soldada (Tabela 5.13) observa-se que estes últimos ficaram muito próximos dos ensaios do metal base. Considerando a maior resistência da solda (a ruptura, nos corpos de prova da junta, ocorreu no metal base), este é um resultado esperado. Por outro lado, as medidas de dureza na ZTA não mostraram diferenças apreciáveis desta em relação ao metal base, o que sugere resistências mecânicas similares. Como a extensão desta região é muito menor do que a do metal base ao longo do comprimento útil do corpo de prova, a chance da fratura final ocorrer na ZTA pode ser considerada como relativamente pequena.

Tabela 5.13 - Resultados do ensaio tração das juntas soldadas.

<b>Amostra</b>	<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>
<b>2A</b>	350	426	--
<b>2B</b>	333	423	24
<b>12A</b>	310	421	26
<b>12B</b>	318	427	27

*Obs: Não foi possível registrar o alongamento no cp 2A.*

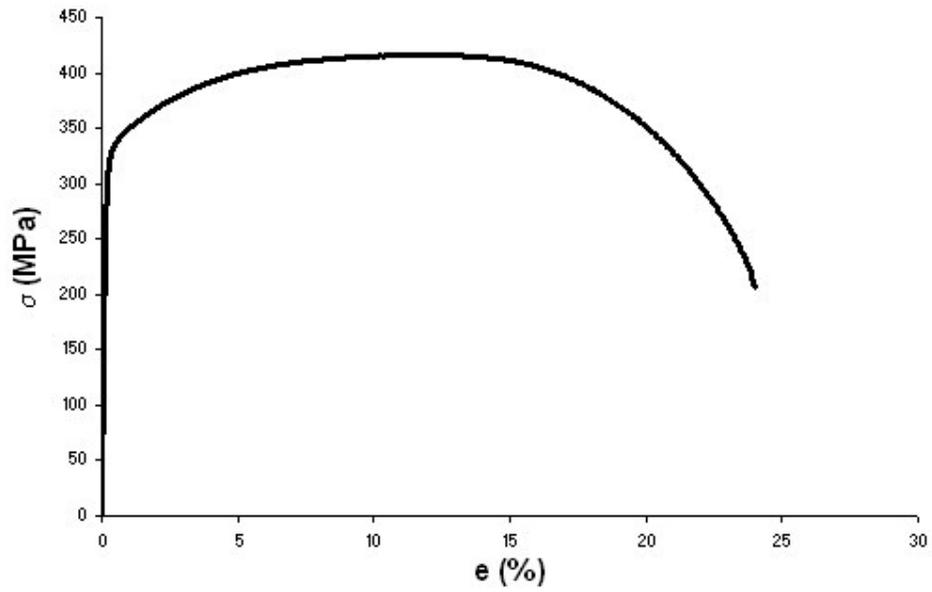


Figura 5.35 – Curva de tração amostra 2B (sem chanfro).

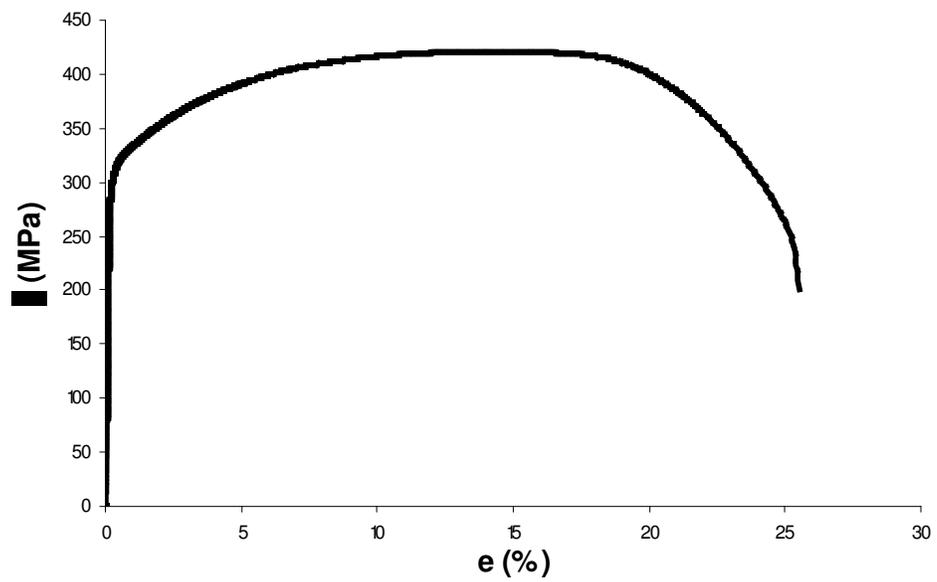


Figura 5.36 – Curva de tração amostra 12A (chanfro em K).

### c) Ensaio de impacto

Os resultados do ensaio de impacto estão apresentados na Tabela 5.14. Como no metal base (Tabela 5.5), à temperatura ambiente, todas as amostras apresentaram comportamento frágil, com essencialmente 100% de superfície de fratura brilhante para os dois níveis de energia. E também, como no metal base (Tabela 5.4), para os ensaios realizados a alta temperatura, o comportamento do material foi dútil com cerca de 100% de superfície de fratura fibrosa.

Era esperado um melhor resultado para o corpo de prova soldado com menor energia de soldagem, devido a um menor crescimento de grão, entretanto os resultados para os dois níveis de energia podem ser considerados iguais. Em relação ao metal base (direção perpendicular à laminação) os resultados também foram muito próximos, isto pode ser atribuído ao já elevado tamanho de grão do metal base indicando que o material já teria comportamento frágil antes mesmo de ser soldado.

Nakazawa et al. (1980) testou chapas grossas de ferríticos com espessuras de 6, 12 e 25 mm. O metal base apresentou excelentes resultados de impacto e isto foi atribuído a uma adição de nióbio ajustada para  $Nb/(C+N)$  em torno de 10 e aos baixos níveis de C e N. Uma vez que, o material de estudo deste projeto tem para esta equação o valor de 9 e baixos teores de intersticiais, é possível afirmar que apenas isto não é suficiente, é preciso um refinamento da estrutura. Nos ensaios de Nagasawa et al. (1980) a tenacidade decresceu após soldagem. Já neste projeto isto pode não ter acontecido devido à condição inicial do metal base.

Tabela 5.14 - Resultados do ensaio de impacto das juntas soldadas (3 corpos de prova por condição).

Teste	Temperatura (°C)	Média (J)	Desvio padrão (J)
2	25	6,1	2,0
12	25	7,0	2,4
2	90	35,9	1,1
12	90	35,8	2,5

As superfícies dos corpos de prova que sofreram ensaio de impacto foram avaliadas no MEV. Uma vez que, todas as amostras apresentaram as mesmas características,

apenas o material da solda de alta energia (teste 12) será tratado nesta seção. Para o ensaio a temperatura ambiente a fratura é predominantemente frágil por clivagem com alguns indícios de fratura intergranular assim como no metal base. Ainda é possível verificar que a região 1 marcada com uma seta na Figura 5.37 (b) apresenta zona de fratura dútil. Além disto, uma zona de precipitação intergranular, região 2 marcada com uma seta, também pode ser verificada, esta região está aumentada na Figura 5.38.

A Figura 5.39 apresenta a superfície de fratura do teste de alta energia (mesmo da Figura 5.37) observada com dois aumentos diferentes (25 e 500X), ensaiado a 90 °C. A fratura predominantemente dútil. Isto indica que a temperatura de transição para este material, na condição e espessura testada, encontra-se entre 25 °C e 90 °C.

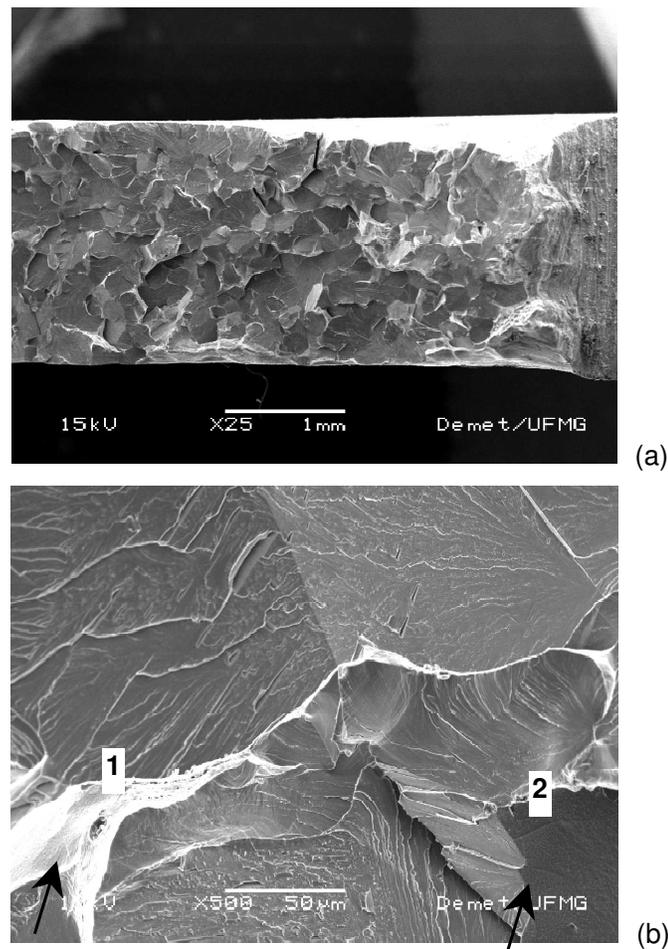


Figura 5.37 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy da ZTA do teste de maior energia (1,5kJ/mm) testado à temperatura ambiente. MEV. (a) 25X e (b) 500X.

Seta: Região de fratura dútil.

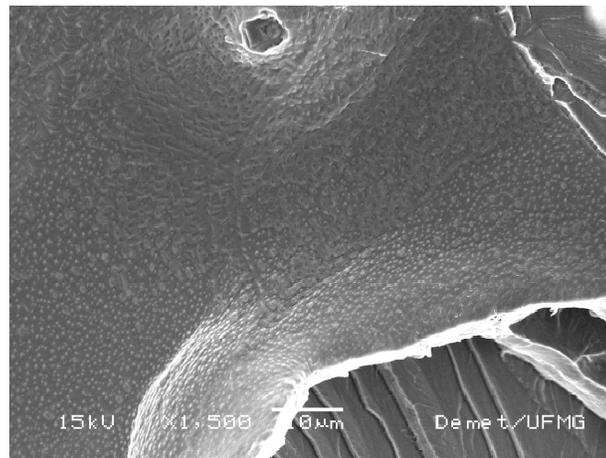


Figura 5.38 - Detalhe da precipitação intergranular da Figura 5.37(b). MEV(1500x).

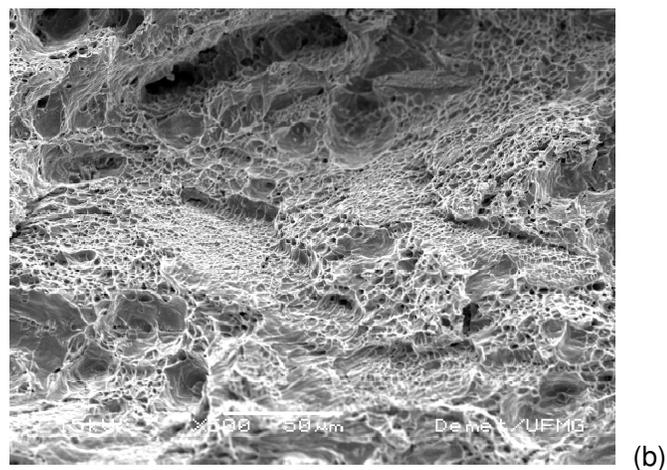
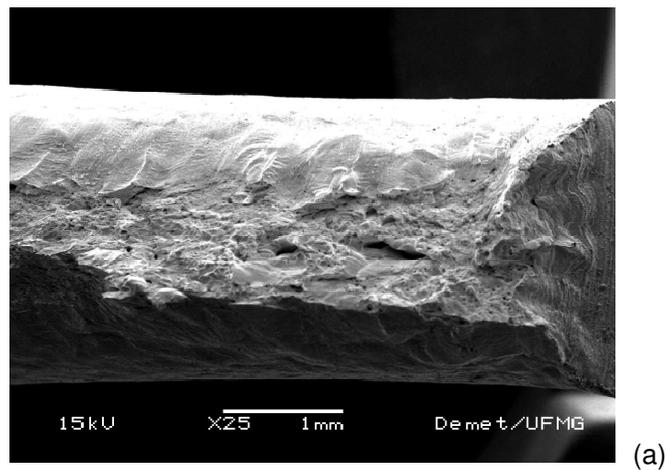


Figura 5.39 - Superfície de fratura de corpo de prova Charpy da ZTA do teste de maior energia (1,5kJ/mm) testado a 90°C. MEV. (a) 25X e (b) 500X.

### 5.3.5. Teste de sensibilização

As ZTA's dos testes 2, 9, 12 e 13 (Tabela 4.5) foram avaliadas da mesma forma como foi feito com o metal base. Uma vez que, o resultado de todos os testes foi o mesmo, apenas a condição de maior energia (1,2 kJ/mm) será mostrada. A Figura 5.40 apresenta esta amostra após ataque com ácido oxálico. Assim como no metal base, as regiões em que o ataque é mais significativo não correspondem a precipitações de carboneto de cromo segundo avaliação técnica do centro de pesquisa da Arcelor Mittal. Desta forma, pode-se considerar que o material não foi sensibilizado pela soldagem. Isto é, com o nível de estabilização do material em estudo, a soldagem, nas condições usadas, não levou à sensibilização da junta soldada.

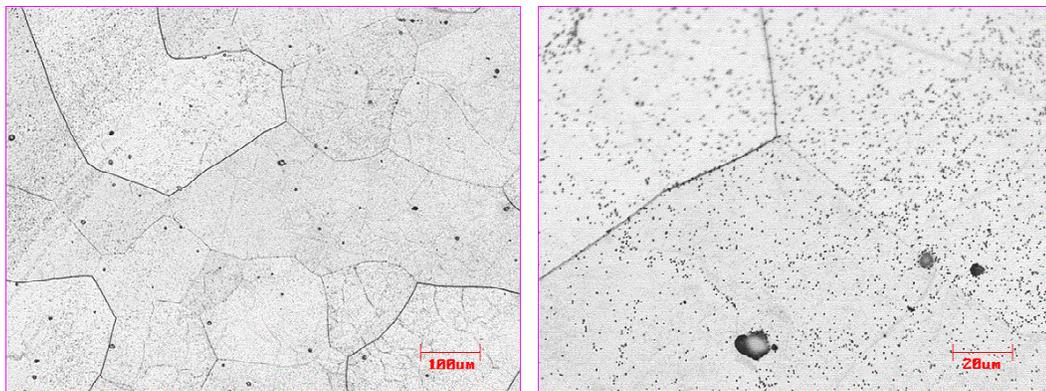


Figura 5.40 - Ataque com ácido oxálico na ZTA do teste 12 (1,2 kJ/mm).

## 6. Conclusões

As principais conclusões extraídas deste estudo são:

- A microestrutura do metal base era formada por uma matriz de ferrita com precipitados de Nb (C,N) e Ti (C,N). O tamanho do grão médio é de  $410\mu\text{m}$ , 7 a 9 vezes maior que do que é usualmente obtido em chapas de pequena espessura colocados no mercado. Este elevado tamanho de grão reflete diretamente na baixa tenacidade do metal base e o seu comportamento frágil quando submetido ao ensaio Charpy à temperatura ambiente. Os valores de dureza são um pouco superiores aos esperados. Na parte central da chapa, isto é, em torno da metade de sua espessura, muitos grãos tendiam a ser alongados (colunares), já nas regiões próximas da superfície da chapa os grãos eram equiaxiais. Esta heterogeneidade da microestrutura é resultado do processo de lingotamento do aço.
- Uma comparação dos tamanhos de grão do material estudado e dos usualmente encontrados neste, após laminação a frio e recozimento, sugere um grande potencial para melhorar a sua tenacidade, caso seja possível desenvolver uma rota de processamento adequada para este material nas espessuras desejadas.
- A soldagem com arame tubular, nas condições mais apropriadas, sem a ocorrência de curtos circuitos, apresentou um ótimo desempenho com cordões de solda de aspecto uniforme. Para este processo, valores de corrente e tensão em torno de 280A e 27V, respectivamente, foram considerados os melhores.
- Foram estudadas a microestrutura e as propriedades mecânicas da ZTA para quatro níveis de energia de soldagem (de 0,4 a 1,2 kJ/mm). A microestrutura não apresentou diferenças importantes em relação à do metal base, exceto um aumento do tamanho de grão. O crescimento de grão foi maior para os maiores níveis de energia de soldagem, correspondendo a um crescimento de 87% para o nível mais alto de energia.

- Não se observaram indícios de sensitização no metal base e na ZTA indicando uma estabilização adequada do material em estudo.
- No ensaio de tração, a ruptura ocorreu fora da região da solda (isto é, no metal base). Como o metal base, a ZTA, tanto para o menor como para o maior nível de energia de soldagem, se comportou de forma essencialmente frágil no ensaio de impacto à temperatura ambiente. Para testes realizados em torno de 90°C, a fratura foi dútil, indicando uma temperatura de transição abaixo dessa (para corpos de prova de 2,5 mm de espessura).
- A fratura frágil dos corpos de prova foi por clivagem (mecanismo principal) e intergranular. A observação destes contornos de grão mostrou que estes estavam decorados com finos precipitados, possivelmente carbonitretos de nióbio.

## 7. Sugestões para Trabalhos Futuros

O presente trabalho trouxe alguns questionamentos que merecem uma posterior avaliação:

- Avaliar a viabilidade de desenvolver um metal base com tamanho de grão mais refinado. Comparar o desempenho deste material com os resultados obtidos neste trabalho.
- Caso o desenvolvimento de um material com granulação mais fina seja viável, avaliar a influência da espessura, testando outras dimensões.
- Considerando a mesma possibilidade anterior, estudar o uso de processos, como a soldagem a plasma ou por laser, que permitem a soldagem com um menor aporte térmico e, conseqüentemente, um menor crescimento de grão na ZTA.
- Avaliar a influência do uso de outros metais de adição como os austeníticos.
- Avaliar a soldagem de ligas alternativas, particularmente com menor teor de cromo.

## 8. Referências Bibliográficas

ALLEGHENY LUDLUM. *Technical Data Blue Sheet - Stainless Steels Type 439 / AL 439HP™*. Pittsburgh, 1999. Disponível em: <<http://www.alleghenyludlum.com/ludlum/Documents/439.pdf>>. Acesso em: 29 ago. 2008.

ARCELORMITTAL. *Aço Inoxidável Ferrítico ACE P439A*. Disponível em: <[http://www.usinadealtaperformance.com.br/pdfs/439Port\\_fin.pdf](http://www.usinadealtaperformance.com.br/pdfs/439Port_fin.pdf)>. Acesso em: 12 dez. 2008

AWS. *Welding Handbook: Welding Process*. 8 ed. Miami: American Welding Society, v. 2, 1991. p.157-190.

AWS. *Welding Handbook: Materials and Applications - Part 1*. 8 ed. Miami: American Welding Society, v. 4, 1998. p.252-331.

BAERLECKEN, E.B.; FISHER, W.A.; LORENZ, K. *Stahl ü Eisen*, v. 81, n. 12, 1961. 768 p.

BINDER, W.O.; SPENDELOW JR, H.R. The Influence of Chromium on the Mechanical Properties of Plain Chromium Steels. *Transactions of American Society for Metals*, p. 759-777, 1951.

BOND, A. P. Mechanisms of Intergranular Corrosion in Ferritic Stainless Steels. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, p. 2127-2134, out. 1969.

BOND, A. P.; DUNDAS H.J. Stabilization of Ferritic Stainless Steels. In: ASTM SYMPOSIUM, NEW HIGHER CHROMIUM FERRITIC STAINLESS STEELS, 1973. ASTM December Committee Week. Bal Harbour, 1973.

CASTRO, R.; CADENET, J.J. de. *Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels*. Cambridge: Cambridge University Press ,1975. 189p.

CAMPBELL, R. D. Ferritic Stainless Steel Welding Metallurgy. *Key Engineering Materials*. V. 69-70, p.167-216, 1992.

CORTIE, M. B. History and Development of Ferritic Stainless Steels. *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, v. 93, n.7, p. 165-176, jul. 1993.

DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2 ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Koogan S.A., 1981. 653p.

ESAB. *Apostila Arames Tubulares OK*. Contagem, 2004. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901098rev0\\_ApostilaAramesTubulares.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901098rev0_ApostilaAramesTubulares.pdf)>. Acesso em: 25 jul. 2008.

GATES J.D.; JAGO R.A. Effect of Nitrogen Contamination on Intergranular Corrosion of Stabilized Ferritic Stainless Steels. *Materials and Science Technology*, v. 3, p. 450-454, 1987.

GORDON, W.; BENNEKOM A. Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels. *Materials Science and Technology*, v. 12, p.126-131, 1996.

GRONG, O. *Metallurgical Modelling of Welding*. 2 ed. Londres: The Institute of Materials, 1997. 605 p.

INFOMINE. *Investment Mine, Dynamic Charting: Nickel*. 1990. Disponível em: <<http://www.infomine.com/investment/metalschart.asp?c=nickel&r=5y>>. Acesso em: 15 nov. 2008.

KAH. D. H.; DICKINSON D.W. Weldability of Ferritic Stainless Steels. *Welding Journal*, p. 135 – 142, ago. 1981.

KALTENHAUSER, R. H. Improving the Engineering Properties of Ferritic Stainless Steels. *Metals Engineering Quarterly*, ASM, 11 (2), p. 41- 47, 1971.

KUZUCU V.; AKSOY M.; KORKUT M. H.; YILDIRIM M.M. The Effect of Niobium on the Microstructure of Ferritic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering*, A230, p.75-80, 1997.

LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D.J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005. 357p.

MADEIRA, R.P. *Influência do Uso de Arames Inoxidáveis Ferríticos nas Características da Zona Fundida de um Aço Inoxidável Ferrítico com 17% de Cromo Biestabilizado*. 2007. 145p. Dissertação (Mestrado), Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P.J.; BRACERENSE, A. Q. *Soldagem Fundamentos e Tecnologia*. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005. 362p.

MODENESI, P.J. *Estudo da Soldabilidade e das Propriedades Estruturais e Mecânicas da Zona Fundida dos Aços Inoxidáveis Ferríticos a 17% Cr com Nióbio*. 1983. 227p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1983.

MODENESI, P.J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. Osasco: Escola SENAI "Nadir Dias Figueiredo", 2001. 100p.

NAKAZAWA, T.; SUZUKI S.; SUNAMI T.; SOGO Y. Application of High-Purity Ferritic Stainless Steel Plates to Welded Structures. *In: LULA R.A. Toughness of Ferritic Stainless Steels*. American Society for Testing and Materials ASTM STP 706, 1980, Cap. 5, p. 99-122.

NICHOL, T.J.; DATTA, A.; AGGEN G. Embrittlement of Ferritic Stainless Steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, p. 573-585, 1980.

OGWU A.A.; DAVIES T.J.; Improving the Sensitisation Resistance of Ferritic Stainless Steels. *Scripta Materialia*, v. 37, n.3, p. 259-263, 1997.

PORTAL FATOR BRASIL. Mercado de Níquel: Reportagem de 10 de maio de 2008. Disponível em: <[http://www.revistafatorbrasil.com.br/ver\\_noticia.php?not =39246](http://www.revistafatorbrasil.com.br/ver_noticia.php?not =39246)>. Acesso em: 10 jan. 2009.

REED HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A., 1982. 776p.

RENAUDOT, N.; SANTACREU, P. O.; RAGOT, J.; MOIRON J. L.; COZAN R. 430LNb - A New Ferritic Welding Wire for Automotive Exhaust Applications. *In: SAE 2000 WORLD CONGRESS*, 2000, Detroit, p.1-7.

SATO, E.; TANOUE, T. Present and future trends of materials for automotive exhaust system. *Nippon Steel Technical Report*, n.64, p.13-19, 1995.

STEIGERWALD, R.F.; BOND A.P.; DUNDAS H.J.; LIZLOVS E.A. The New Fe-Cr-Mo Ferritic Stainless Steels. *Corrosion*, v. 33, p. 279-295, ago. 1977.

THIELSCH, H. Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steels. *Welding Journal*, v.30, p. 209-250, 1951.

VAN VLACK, L. H. *Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. 4. ed. Rio de Janeiro: Editora Elsevier, 1984. 567p.

VAN ZWIETEN, A. C. T. M.; BULLOCH, J. H. Some Considerations on the Toughness Properties of Ferritic Stainless Steels – A Brief Review. *Pres. Int. J. Pres. Ves. & Piping*, n.56, p. 1-31, 1993.

WANG L.; SONG C.; SUN F.; LI L.-J.; ZHAI Q.-J. Microstructure and Mechanical Properties of 12 wt.% Cr Ferritic Stainless Steel with Dual Stabilization. *Materials and Design*, n.30, p. 49-56, 2009.

WRIGHT, R. N. Toughness of ferritic Stainless Steels. *In: LULA R.A. Toughness of Ferritic Stainless Steels*. American Society for Testing and Materials ASTM STP 706, 1980, cap. 1, p. 2-33.