

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO**

**MIGUEL PINHEIRO KOEHLER
TARCÍSIO SALES ANTUNES**

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA ZONA AFETADA
PELO CALOR SIMULADA DO AÇO EXPERIMENTAL INOXIDÁVEL
FERRÍTICO P410D**

**VITÓRIA
2011**

MIGUEL PINHEIRO KOEHLER

TARCÍSIO SALES ANTUNES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA ZONA AFETADA
PELO CALOR SIMULADA DO AÇO EXPERIMENTAL INOXIDÁVEL
FERRÍTICO P410D**

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz

VITÓRIA

2011

Koehler, Miguel Pinheiro; Antunes, Tarcísio Sales.

Caracterização microestrutural da zona afetada pelo calor simulada do aço inoxidável ferrítico P410D / Miguel Pinheiro Koehler; Tarcísio Sales Antunes – 2011. 61f

Orientador: Temístocles de Sousa Luz

Projeto de Graduação – Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Aço inoxidável ferrítico. 2. Simulação. 3. Zona afetada pelo calor. I. KOEHLER, Miguel Pinheiro II. ANTUNES, Tarcísio Sales. III. Universidade Federal Do Espírito Santo, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica. IV. Caracterização microestrutural da simulação da zona afetada pelo calor do aço inoxidável ferrítico P410D.

MIGUEL PINHEIRO KOEHLER

TARCÍSIO SALES ANTUNES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA ZONA AFETADA
PELO CALOR SIMULADA DO AÇO EXPERIMENTAL INOXIDÁVEL
FERRÍTICO P410D**

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em 05 de dezembro de 2011.

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz
UFES
Orientador

Prof. Dr. Flávio José da Silva
UFES
Examinador

Eng. Pablo Altoé Amorim
UFES - Mestrado
Examinador

Eng. Diego Firmino Pereira
Petrobras Transporte S.A - Transpetro
Examinador

AGRADECIMENTOS

- À Deus;
- Aos nossos pais pela paciência, carinho, atenção, dedicação e todo apoio nos momentos de dificuldades encontrados;
- Aos nossos amigos da turma 2011/2 de Engenharia Mecânica, que caminharam juntos conosco desde o início da faculdade, sendo eles personagens fundamentais em toda nossa formação;
- Ao nosso orientador, Prof. Temístocles, que contribuiu efetivamente durante todas as etapas de desenvolvimento deste trabalho;
- Ao LAPROSOLDA – UFU, pela realização dos experimentos de simulação;
- Ao Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) – UFES, fundamental para a execução de várias etapas deste trabalho;
- À ACESITA que forneceu insumos para a realização do trabalho;
- Aos alunos do Mestrado, Luiz Rafael, Leandro e Joyce, pela disponibilidade e atenção, sempre dispostos a contribuir com o desenvolvimento do trabalho.

RESUMO

Esse estudo, que foi motivado pela pouca informação na literatura sobre as alterações metalúrgicas causadas pela soldagem nesse material, avaliará as características microestruturais da zona afetada pelo calor (ZAC) simulada em dispositivo específico do aço inoxidável ferrítico P410D. Os aços inoxidáveis ferríticos têm sido aplicados nas mais diversas áreas da indústria, sendo a soldagem o principal processo utilizado tanto na fabricação quanto na manutenção. Porém, algumas limitações existem com relação à utilização da soldagem na união dos aços inoxidáveis ferríticos, visto que estes são sensíveis a ciclos térmicos. Daí a importância de produção literária neste sentido.

A fim de se atestar a viabilidade do processo de simulação e a caracterização microestrutural, foram feitas a análise metalográfica e realizado o ensaio de microdureza. A partir dos resultados obtidos neste estudo, em conjunto com literaturas existentes acerca deste material, desenvolveu-se a caracterização microestrutural da ZAC simulada.

Como resultados foram obtidas as respectivas conclusões acerca da ZAC simulada e a aprovação do método de simulação desenvolvido por Scotti (1986) para simular a zona afetada pelo calor no aço inoxidável ferrítico P410D.

Palavras-Chave: Aço inoxidável ferrítico, alterações metalúrgicas, simulação, zona afetada pelo calor.

ABSTRACT

This study, which was motivated by the limited information in the literature about metallurgical changes caused by the welding in this material, will evaluate the microstructural characteristics of a simulated heat affected zone (HAZ) in specific device of the ferritic stainless steel P410D. Ferritic stainless steels have been applied in several areas of the industry, with the welding as the main process used in both manufacturing and maintenance. However, there are some limitations about using welding to join ferritic stainless steels, because these materials are sensitive to thermal cycles. Hence the importance of literary production about it.

In order to demonstrate the feasibility of the simulation process and microstructural characterization, were made metallographic analysis and microhardness testing performed. From the results obtained in this study, with literature about this material, the microstructural characterization of HAZ simulated was developed.

As a result, were obtained the respective conclusions about HAZ simulated and the approval of the simulation method developed by Scotti (1986) to simulate heat affected zone at ferritic stainless steel P410D.

Keywords: Ferritic stainless steel, metallurgical changes, simulation, heat affected zone

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama de fases pseudo-binário para um aço ferrítico com 13% de cromo	20
Figura 2.2 – Diagrama de fases pseudo-binário para um aço ferrítico com 17% de cromo	20
Figura 2.3 – Diagrama de Balmforth e Lippold, destacando o aço 3CR12, com a variação de níquel e titânio	22
Figura 2.4 – Presença de ferrita delta no aço bifásico (ferrita-martensita). (a) Oñoro (2006); (b) Carrouge (2002); (c) Cardoso et alii (2003); (d) ASM (2004); (e) Wang et alii (2008); (f) Miyata et alii (2000).	24
Figura 2.5 – Efeito isolado da ferrita δ sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo.....	26
Figura 2.6 – Efeito da ferrita δ , com incidência de algum carboneto, sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo	26
Figura 2.7 – Esquema de montagem do simulador térmico	28
Figura 2.8 – Corpo de prova convencional para o ensaio de simulação da ZAC.....	29
Figura 3.1 – Evolução da temperatura em função do tempo em simulação de ZAC com corpo de prova confeccionado em material tratado em forno Box (a) e em forno Contínuo (b).	33
Figura 3.2 – Amostras do material como recebido, tratado em: a) forno tipo Box e b) forno Contínuo. Amostras do material após simulação, tratado em: c) forno tipo Box e d) forno Contínuo.	34
Figura 3.3 – Policorte Struers, modelo Labotom - 3	36
Figura 3.4 – Prensa para embutimento metalográfico Arotec modelo PRE 30Mi	37
Figura 3.5 – Politriz Struers-Panambra, modelo DP-10.....	38
Figura 3.6 Pano para polimento de amostras metalográficas OP-NAP e alumina de 1 μ m	39
Figura 3.7 – Amostras prontas para realização do ataque químico	39
Figura 3.8 – Microscópio Nikon ECLIPSE MA200	41
Figura 3.9 – Microdurômetro Pantec Modelo HXD-1000TM	42
Figura 4.1 – Microestrutura do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC (Amostra IV)	44

Figura 4.2 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosseiro e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia. (extensão média da ZAC GG de 0,6mm)	44
Figura 4.3 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS ER 309LSi. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.	45
Figura 4.4 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS EC 409. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo	45
Figura 4.5 – Micrografia do material submetido à simulação, tratado em forno contínuo (a) no sentido transversal e (c) no sentido longitudinal. Tratados em forno Box (b) no sentido transversal e (d) no sentido longitudinal	48
Figura 5.1 – Micrografia do material tratado em forno contínuo submetido à simulação da ZAC, no sentido longitudinal à laminação (Amostra I)	57
Figura 5.2 – Micrografia do material tratado em forno contínuo submetido à simulação da ZAC, no sentido transversal à laminação (Amostra II).....	57
Figura 5.3 – Micrografia do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC, no sentido longitudinal à laminação (Amostra III)	58
Figura 5.4 – Micrografia do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC, no sentido transversal à laminação (Amostra IV)	58
Figura 5.5 – Micrografia do material como recebido tratado em forno contínuo, no sentido longitudinal à laminação (Amostra V)	59
Figura 5.6 – Micrografia do material como recebido tratado em forno contínuo, no sentido transversal à laminação (Amostra VI).....	59
Figura 5.7 – Micrografia do material como recebido tratado em forno tipo Box, no sentido longitudinal à laminação (Amostra VII)	60
Figura 5.8 – Micrografia do material como recebido tratado em forno tipo Box, no sentido transversal à laminação (Amostra VIII).....	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição química básica dos aços utilizados para análise	32
Tabela 4.1 – Resultado na avaliação através de EBSD para a região da ZAC com a presença de fases distintas morfológicamente.	46
Tabela 4.2 – Microdureza Vickers das amostras I, II, III e IV (submetidas à simulação da ZAC)	49
Tabela 5.1 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases na Amostra I ..	55
Tabela 5.2 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases na Amostra II ..	55
Tabela 5.3 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases da Amostra III ..	56
Tabela 5.4 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases da Amostra IV ..	56

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	Ameican Society for Materials
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
HV	Medida de dureza
ISSF	International Stainless Steel Forum
LAPROSOLDA	Laboratório para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem (UFU)
LME	London Metals Exchange
MB	Metal de Base
TRICORRMAT	Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (UFES)
UFU	Universidade Federal de Uberlândia
UFES	Universidade Federal do Espírito Santo
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-GF	Zona Afetada pelo Calor de Grãos Finos
ZAC-GG	Zona Afetada pelo Calor de Grãos Grossos
ZF	Zona Fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Ferrita na fase Alfa
δ	Ferrita na fase Delta
γ	Austenita

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	16
2.1.1 Introdução	16
2.1.2 Histórico	17
2.1.3 Aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo inferiores a 18%	18
2.1.4 Precipitação e formação de fases nos aço inoxidáveis ferríticos	22
2.2 SIMULAÇÃO DA ZAC	27
2.2.1 Simulador de Ciclo Térmico	27
3 MATERIAIS E MÉTODOS	30
3.1 MATERIAIS	30
3.1.1 Composição química.....	32
3.2 SIMULAÇÃO DA ZAC	32
3.3 SECCIONAMENTO DAS AMOSTRAS	34
3.4 EMBUTIMENTO.....	36
3.5 LIXAMENTO.....	37
3.6 POLIMENTO	38
3.7 ATAQUE QUÍMICO.....	40
3.8 MICROGRAFIA	40
3.9 MICRODUREZA.....	41
4 CARACTERIZAÇÃO DA ZONA AFETADA PELO CALOR.....	43
4.1 INTRODUÇÃO	43
4.2 MICROESTRUTURA	43
5 CONCLUSÕES	50
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	51
APÊNDICE A - ENSAIO DE MICRODUREZA DAS FASES	55

APÊNDICE B - MICROGRAFIAS.....57

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento tecnológico dos aços inoxidáveis ferríticos e dos seus processos de fabricação têm sido impulsionado pela crescente utilização dessas ligas no campo industrial, tendo por objetivo a melhoria das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão.

Aços inoxidáveis ferríticos são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), teoricamente simples. É uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga de ferro, tendo em sua composição de 10,5% a 30% de cromo. Sua estrutura cristalina à temperatura ambiente se apresenta na forma cúbica de corpo centrado (CCC). Devido a sua estrutura, essas ligas possuem muito pouco carbono dissolvido (PECKNER; BERNSTEINE, 1977).

Os aços inoxidáveis ferríticos têm recebido considerável atenção em função de sua excelente resistência à corrosão sob tensão e o seu reduzido custo se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (HUNTER e EAGAR, 1980; MOHANDASA; MADHUSUDHAN REDDY e NAVEEDB, 1999). Como aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos destaca-se a sua utilização na Indústria do petróleo, como recheio em colunas de destilação, espelhos de evaporadores e caldeiras e nos secadores; na Indústria de açúcar e álcool, nas mesas de entrada e em todos os equipamentos que transportam cana-de-açúcar e bagaço dentro dos engenhos, também em difusores, calhas de transporte e cristalizadores; no transporte ferroviário, na fabricação de vagões para transporte de substâncias abrasivas, como minerais e carvão; na Indústria automobilística, em aplicações a temperatura elevada, sistemas de exaustão em automóveis e tubos estruturais quadrados e retangulares na carroceria de ônibus; containeres, silos para cereais, pisos industriais, tratamento de águas urbanas, fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para laboratórios e cozinha, balcões frigoríficos, equipamentos industriais como guindastes e transportadores, equipamentos para construção e câmaras de incineração, etc.

Grande parte das ligas inoxidáveis ferríticas tem sua aplicação inviabilizada em algumas situações devido às propriedades que apresentam, principalmente nas aplicações que necessitam o uso da soldagem como método de união. Em geral, essas ligas apresentam propriedades mecânicas muito sensíveis a processos

térmicos, em função do difícil controle de sua microestrutura (FENN, 1987; KAHN, 1981; RAHMATALLA e AL-HORR, 2005).

No sentido de melhorar as propriedades mecânicas dessas ligas, bem como suas características em relação à união, têm-se desenvolvido processos de fabricação que proporcionem um maior controle microestrutural e composicional. O maior controle microestrutural destas ligas acarreta em maiores custos de fabricação uma vez que envolve procedimentos tais como tratamentos térmicos mais eficazes e controle dos elementos químicos, a fim de se conseguir microestruturas adequadas às propriedades mecânicas desejadas (KOTECKI, 2005). Atualmente, os aços com grades similares ao P410D (Arcelor Mittal), após serem laminados, passam por tratamentos térmicos de alto controle, através do que se denomina tratamento térmico em forno tipo Box. Com o objetivo de homogeneizar a microestrutura de forma a proporcionar melhores propriedades mecânicas, no que tange a resistência mecânica, o tratamento a que o material é submetido têm tido grande influência nas características finais.

No intuito de atingir o objetivo funcional desse aço inoxidável (estrutura veicular e indústria petroquímica) é preciso analisar o aspecto de soldagem, verificando quais parâmetros mais adequados, levando em consideração a resistência mecânica e a microestrutura. O fabricante indica que a soldagem desse tipo de aço seja realizada através do processo MIG/MAG. No entanto, o processo de soldagem por arco elétrico não permite um estudo localizado na região da zona afetada pelo calor (ZAC), uma vez que gera um grande gradiente térmico criando assim, no material afetado pelo calor, várias regiões de dimensões muito pequenas que dificultam o trabalho de identificação e estudos de resistência mecânica. Para superar esse empecilho, lançou-se mão nesse estudo da simulação de soldagem utilizando o equipamento desenvolvido no Laboratório para o Desenvolvimento de Processos de Soldagem (Laprosolda) – UFU por Scotti (1986), onde se buscou obter estrutura similar à encontrada na ZAC desses materiais, no intuito de se estabelecer um procedimento mais palpável de estudo, por meio de uma maior extensão de análise. Nesse contexto abordado, objetiva-se com tal trabalho uma caracterização microestrutural do aço inoxidável experimental P410D submetido à simulação de soldagem, como sugerido nos Trabalhos Futuros de Luz (2009), além de se comprovar a viabilidade do processo de simulação.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

2.1.1 Introdução

Na última década, os preços dos insumos para a produção dos aços inoxidáveis passaram por aumentos consideráveis, elevando assim os custos desses aços. Entre esses insumos se destaca o níquel, responsável direto por essa variação. Com um preço que flutua diariamente, a cotação volátil do níquel afeta sobremaneira os fabricantes e usuários de aço inoxidável. Segundo a LME (London Metals Exchange), o níquel como insumo variou de U\$ 4.000,00/tonelada em 1999 para mais de U\$50.000,00/tonelada em meados de 2007 e que, atualmente, oscila no patamar dos U\$20.000,00/tonelada. Sendo o níquel um dos constituintes comumente usados nos aços inoxidáveis austeníticos (série 300), esta situação está forçando usuários deste aço a procurarem alternativas em materiais diferentes dos austeníticos, mas que possuam características similares e adequadas de produção e manutenção para os seus produtos ou aplicações (ISSF, 2008).

O aço inoxidável ferrítico possui similares propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que as apresentadas pelos da classe austenítica, superando ainda em algumas características. Diante do exposto, o campo de aplicação deste tende a se expandir cada vez mais. Podem ser citadas algumas características dos aços inoxidáveis ferríticos em relação aos austeníticos (ISSF, 2008):

- São magnéticos;
- Apresentam baixa expansão térmica (eles se expandem menos que os austeníticos quando aquecidos);
- Apresentam excelente resistência à oxidação em alta temperatura (eles são menos susceptíveis à descamação que os austeníticos);
- Apresentam alta condutividade térmica (eles conduzem o calor de forma mais uniforme que os austeníticos);
- Estabilizados com nióbio, apresentam excelente resistência à fluência (eles deformam menos que os austeníticos em resposta à tensão de longo prazo);

- São mais fáceis de serem cortados e trabalhados que os austeníticos (o que exige para o processamento dos austeníticos ferramentas especiais e máquinas mais potentes, gerando assim maior desgaste do ferramental);
- São significativamente menos suscetíveis à recuperação elástica que os austeníticos durante a conformação a frio;
- Apresentam um maior limite de escoamento (similares aos aços carbono comuns) que o tipo 304 austenítico;
- Diferentemente dos austeníticos, não são suscetíveis à corrosão sob tensão.

Juntamente com as características citadas acima, o baixo custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos faz com que os inoxidáveis ferríticos tendam a continuar ganhando espaço no mercado de atuação.

2.1.2 Histórico

Aços inoxidáveis ferríticos são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), teoricamente simples. É uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga de ferro, tendo em sua composição de 10,5% a 30% de cromo. Sua estrutura cristalina à temperatura ambiente se apresenta na forma cúbica de corpo centrado (CCC). Os teores de cromo nessas ligas proporcionarão a característica de resistência à corrosão. As ligas de baixo teor de cromo, tais como as ligas AISI 405 e AISI 409 são utilizadas em situações que requerem baixa resistência a corrosão (LULA, 1989).

Os aços inoxidáveis ferríticos, apresentam baixa soldabilidade se comparados aos austeníticos, visto que a região soldada é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas, além de sensibilidade a corrosão intergranular. Estes problemas de soldabilidade têm limitado a aplicação destes aços em estruturas soldadas. De forma geral, a sensibilidade à corrosão intergranular é mais significativa em aços com menores teores de cromo e maiores teores de intersticiais e a fragilização da soldagem ocorre de forma mais intensa nos casos de maior teor de cromo e intersticiais. Vale ressaltar que o teor de elementos intersticiais (C, N, O, S) nesses aços influencia tanto na resistência a corrosão quanto na tenacidade da liga (LEE; KIM; AHN; 1999).

Campbell (1992), ASM (2002), Lippold e Kotecki (2005) classificam os aços inoxidáveis ferríticos em três gerações:

- Em sua primeira geração, os aços inoxidáveis ferríticos continham apenas o cromo como elemento estabilizador da ferrita. O principal representante deste grupo é o aço AISI 430 que contém entre 16 e 18% de cromo e teor de carbono máximo de 0,12%. Com o decorrer do tempo, estas ligas evoluíram a valores de carbono bem abaixo do máximo especificado, sendo, em alguns casos em torno de 0,05%.
- A segunda geração desses aços tem teor de cromo bem menor. Além disso, possuem outros elementos estabilizadores da ferrita em sua composição. O principal representante desta geração é o AISI 409 que tem teor de cromo entre 10,5% e 11,7% e teor de carbono máximo de 0,08%, enquanto a adição de titânio pode ser de até 0,75%. Vale ressaltar novamente que a evolução das técnicas de fabricação levou a ligas com teores muito inferiores de carbono (e também de nitrogênio), implicando em menores teores de elementos estabilizantes. Os ganhos devido aos baixos teores de elementos intersticiais vão além da soldabilidade, melhorando também a estampabilidade e a qualidade superficial destes aços.
- A terceira geração de inoxidáveis ferríticos surgiu a partir de melhoramentos nas técnicas de fabricação e um maior controle do processo, capaz de reduzir os teores de carbono e nitrogênio destas ligas. Um representante deste grupo é o AISI 444 que tem teor de carbono entre 0,01 e 0,03%, além da adição de elementos tais como titânio, nióbio e molibdênio, que contribuem tanto como estabilizantes bem como influenciam diretamente na melhora da resistência à corrosão. Outro aço desta geração de aços inoxidáveis é o AISI 439 que apresenta teor muito baixo de elementos intersticiais e é estabilizado ao titânio e nióbio.

2.1.3 Aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo inferiores a 18%

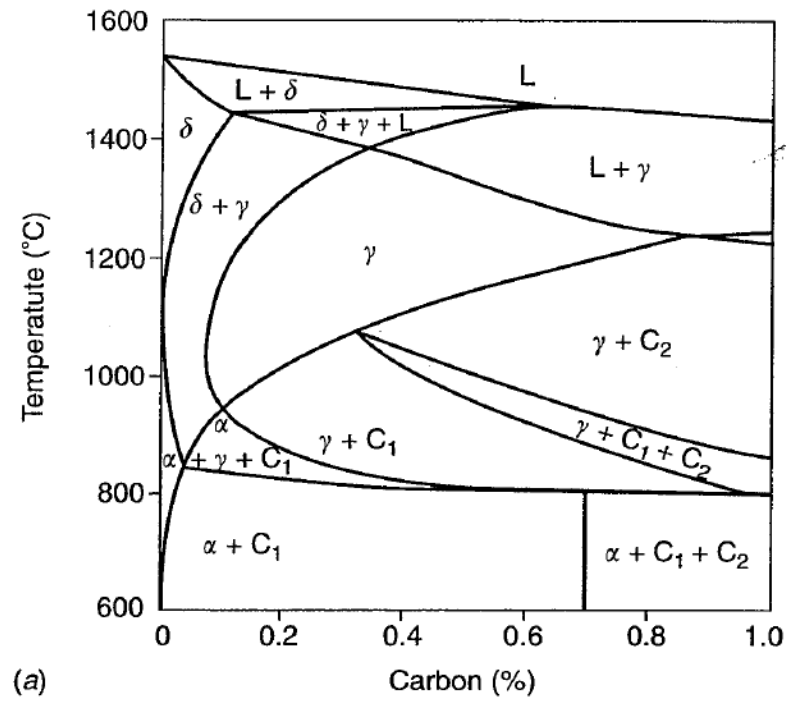
A ausência de outras fases nos aços inoxidáveis ferríticos convencionais (aços com teores de cromo inferiores a 18%) e seu tipo de reticulado cristalino favorecem uma elevada mobilidade atômica. Esta característica favorece o crescimento mais rápido do grão e uma menor temperatura de coalescimento dos mesmos. Já na presença de austenita e/ou de partículas de segunda fase [Ti(CN) ou Nb(CN)] ocorre um retardamento do crescimento de grão e um aumento na temperatura de coalescimento destes. (OHASHI et alii, 1980; PLUMTREE; GULLBERG, 1980 apud LUZ, 2009, p. 19).

Quando submetidos a temperaturas acima de 1200°C, alguns aços com percentual de cromo inferior a 18% são monofásicos. Em temperaturas inferiores, apresentam regiões de duas fases. Isso ocorre por conta da solubilização de carbonetos e nitretos (precipitados) nesta faixa de temperatura, o que muda a distribuição e a fração volumétrica dos precipitados, favorecendo o crescimento de grão (PROTIVA; SAFEK. 1989).

Os aços inoxidáveis com teores de cromo acima de 11%, segundo Mathew et alii (1999), quando expostos a temperaturas elevadas, tendem a baixar o nível de tenacidade (geralmente correlacionada com a tenacidade ao impacto) em virtude da precipitação de fases. O fenômeno de precipitação de fases (envelhecimento) é uma das principais causas de falhas em componentes que atuam com tais materiais. Foi mostrado por estudiosos que a precipitação de fases pela inserção de temperatura a tempos mais elevados nessas ligas ferríticas prejudicam a tenacidade ao impacto (SHAH; MACDONALD, 1993; SHIAO et alii, 1994; KAWAGUCHI et alii, 1997; ANGELIU, 2003; MATHEW et alii, 1999 apud LUZ, 2009, p. 21).

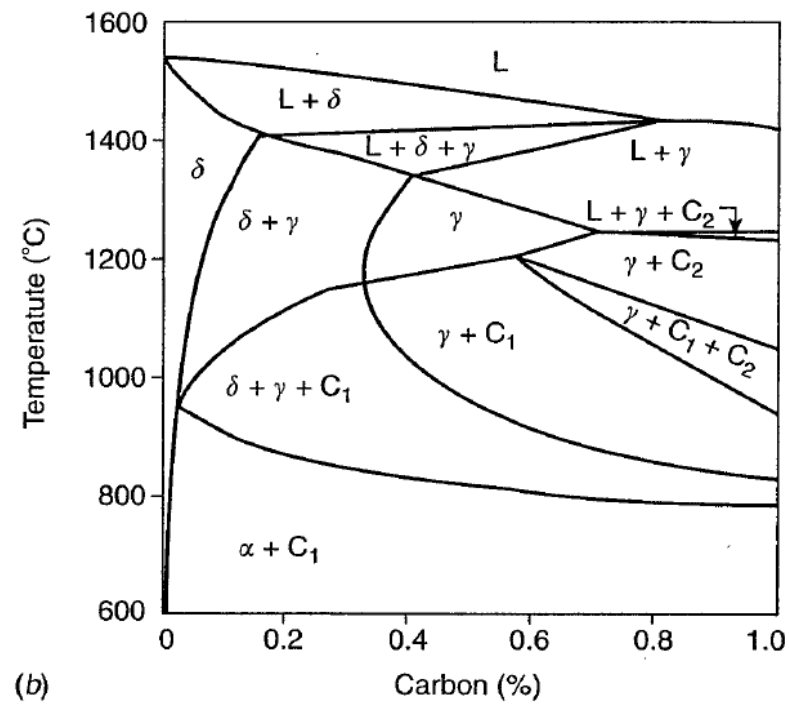
Outro aspecto importante que vale ressaltar, é que ao compararmos os diagramas do aço inox ferrítico com 13% de cromo (Figura 2.1) com aquele que possui 17% de cromo (Figura 2.2) em sua composição, é notado que, com o aumento do percentual do elemento, existe uma tendência de se gerar um campo ferrita delta + austenita maior. Já o aço com menor teor, possui a formação desta fase a temperaturas mais baixas. Assim, espera-se que aços com teores de cromo abaixo de 13% tenham uma maior tendência a formação da fase martensita (LUZ, 2009)

Figura 2.1 – Diagrama de fases pseudo-binário para um aço ferrítico com 13% de cromo



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

Figura 2.2 – Diagrama de fases pseudo-binário para um aço ferrítico com 17% de cromo



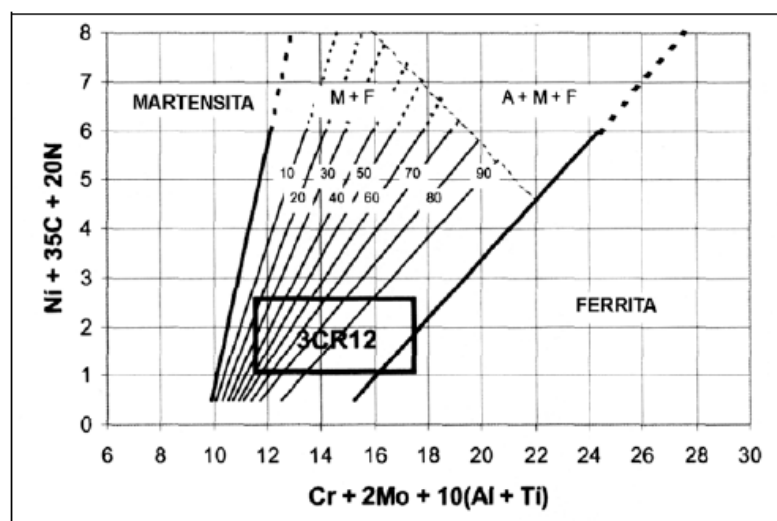
Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

A literatura afirma que há a possibilidade da formação de martensita e ferrita delta para os aços inoxidáveis ferríticos com teores na ordem de 12% Cr, tanto nas faixas de temperatura da zona fundida (ZF) quanto para a região da ZAC. Independente do tipo de tratamento a que o material seja submetido após sua laminação, com a inserção de elevadas taxas de energia há a possibilidade de formação de fases como precipitados a base de carbono, silício, níquel, além da formação de martensita e/ou ferrita delta (MATEO et alii, 1997; TOTEMEIER et alii, 2006; CARROUGE et alii, 2004; WUA et alii, 2000).

Balmforth e Lippold (2000) desenvolveram um diagrama (Figura 2.3) que apresenta um método para a previsão da microestrutura de soldas realizadas com os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Esse diagrama é aplicável para soldagem com processos convencionais e em alguns casos para tratamentos térmicos, já que os gradientes em processos de alta energia, como a soldagem por laser e por feixe de elétrons, por exemplo, modifica muito a cinética da evolução microestrutural, os quais podem promover proporções de ferrita e martensita diferenciados dos processos convencionais, além de promover em alguns casos a incidência de austenita retida. Pelo digrama mostrado na Figura 2.3, pode-se ter uma idéia das microestruturas possíveis de formação para os aços com teores de cromo de 9 a 12%.

Assumindo a ausência do Ni e do Ti, e as composições básicas de 0,02% C, 0,02% N e 11,5% Cr, tem-se 11,5% de Cromo Equivalente e 1,1% de Níquel Equivalente, calculado de acordo com o diagrama de Balmforth e Lippold. Se o Ti e o Ni forem adicionados, até o máximo de 1,5% tem-se formado um retângulo de atuação dessas ligas no diagrama. Este retângulo para o aço 3CR12 (0,03%C, 1,5%Mn, 0,03%P, 0,03%S, 1,0%Si, 11-12%Cr, 1,5%Ni, 0,6%Ti), de grade similar ao P410D, é mostrado na Figura 2.3. Observando essas coordenadas, verifica-se que esses aços apresentam a formação de martensita em sua microestrutura. A formação dessa martensita poderá proporcionar influências marcantes nas características mecânicas desse material. (LUZ, 2009, p. 26)

Figura 2.3 – Diagrama de Balmforth e Lippold, destacando o aço 3CR12, com a variação de níquel e titânio



Fonte: BALMFORTH; LIPPOLD, 2000

2.1.4 Precipitação e formação de fases nos aço inoxidáveis ferríticos

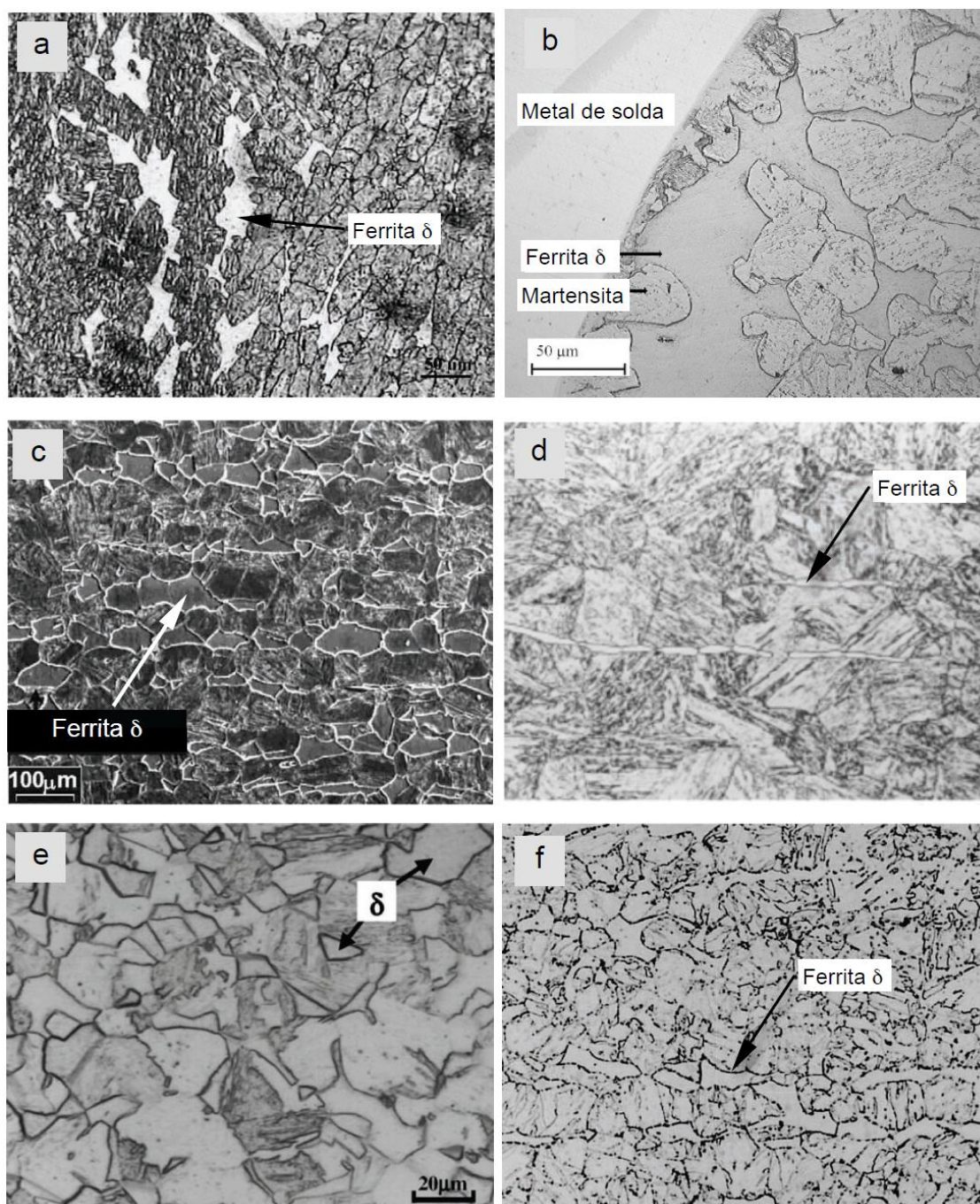
Oñoro (2006a), dentre outros estudiosos dos materiais ferrítico-martensíticos com teores de cromo entre 9 e 12%, afirmam que estes materiais são suscetíveis à formação de ferrita delta durante o processo de soldagem (CAI et alii, 1994; KOJIMA; HAYASHI; KAJITA, 1995; MATHEW et alii, 1999; AUGER et alii, 1990; SCHÄFER, 1998; TOTEMEIER et alii, 2006; KOMAI; MASUYAMA, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; TABAN et alii, 2009), em função da própria composição desses materiais, como mostra a figura 2.4. Esta figura apresenta diferentes microestruturas de aços inoxidáveis ferríticos, com teor de cromo entre 9 e 12%.

A figura 2.4a mostra o aparecimento da ferrita δ em forma alinhada, com indícios de formação poligonal, na soldagem com metal de adição de composição ferrítica contendo 9% de cromo (OÑORO, 2006b). A Figura 2.4b apresenta a ferrita δ na região da ZAC-GG (ZAC de grãos grossos) de um aço com 12% de cromo que, devido às temperaturas e tempos atingidos nessa região, se encontra em sua forma poligonal (CARROUGE; 2002). Cardoso et alii (2003) apresentam a ferrita δ em sua forma “bamboo shape” em uma matriz ferrítica para um aço com 12% de cromo, em uma região que atingiu temperaturas entre 1100°C e 1300°C (Figura 2.4c). A Figura 2.4d (ASM, 2004) mostra a ferrita δ em forma vermicular, em uma matriz martensítica de um aço contendo 16% de cromo, sendo tais formações vermiculares

resultado da laminação sofrida antes do tratamento térmico de recuperação da microestrutura (LUZ, 2009)

Wang et alii (2008) mostram o aparecimento da ferrita δ distribuída na matriz, na região da ZAC (Figura 2.4e). Por fim, Miyata et alii (2000) apresentam microestrutura similar à que aparece na figura 2.4d (ASM, 2004), porém, neste caso isto ocorre para um aço com 12% de teor de cromo (Figura 2.4f).

Figura 2.4 – Presença de ferrita delta no aço bifásico (ferrita-martensita). (a) Oñoro (2006); (b) Carrouge (2002); (c) Cardoso et alii (2003); (d) ASM (2004); (e) Wang et alii (2008); (f) Miyata et alii (2000).



Fonte: OÑORO (2006); CARROUGE (2002); CARDOSO ET ALII (2003); ASM (2004); WANG et alii (2008); MIYATA et alii (2000).

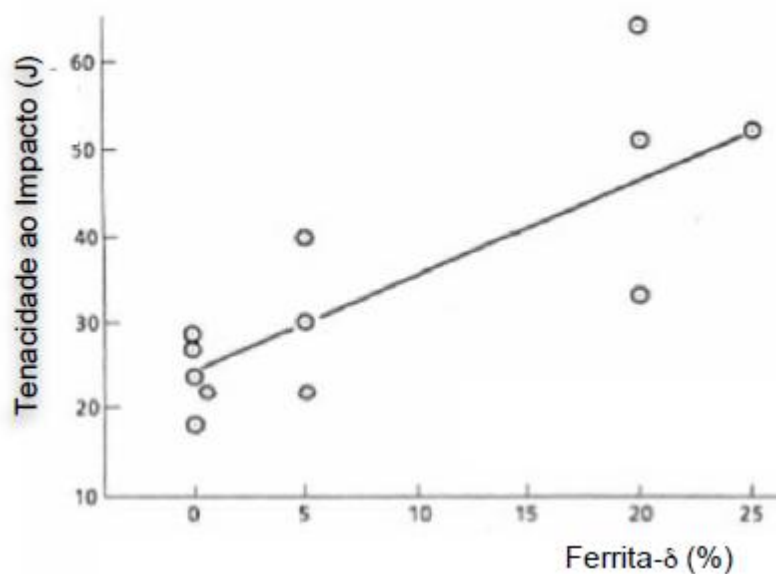
Aços com teores de cromo entre 9 e 12%, soldados por resistência elétrica, apresentam a ferrita delta na forma poligonal, em matriz martensítica. A Figura 2.4b mostra essa situação. Neste caso, a ferrita delta apresentou baixa dureza em relação à matriz. (LUZ, 2009).

Convencionalmente, nos processos de fabricação utilizados atualmente para as ligas ferríticas, tem-se utilizado material austenítico como metal de adição. No entanto, em estudos realizados com essas ligas utilizou-se material ferrítico como metal de adição (CAI et alii, 1994; OÑORO, 2006b). Oñoro, 2006b, verificou grande presença de ferrita δ na região de depósito, na qual pode ser observada uma matriz martensítica com a presença da ferrita em sua forma poligonal (Figura 2.4a). Outros estudos neste sentido mostram a presença da ferrita delta distribuída em uma matriz martensítica além da incidência de diversos precipitados (carbonetos, carbonitretos, nitretos), que podem minimizar a tenacidade ao impacto para essas situações. (CAI et alii, 1994; VYROSTKOVÁ et alii, 2008; LONG; CAI; SVENSSON, 1999).

Essas ligas tendem a gerar estruturas grosseiras quando da utilização de consumíveis inoxidáveis ferríticos, uma vez que a soldagem com esse tipo de consumível dificulta o refino de grão, pois durante a solidificação pós-soldagem não ocorre uma transformação de fase e/ou modificação alotrimórfica. Para se obter um refino adequado, adicionam-se elementos nucleadores de grão tais como, titânio, alumínio e cobre.

A literatura mostra que em ligas inoxidáveis ferríticas com teores de 9 a 14% de cromo, a presença isolada de ferrita δ promove melhora nas características de tenacidade, como mostra a Figura 2.5. A tenacidade melhorada pela presença da ferrita δ é responsabilidade da característica de menor dureza desse componente. Sendo assim, era esperado que as regiões soldadas que possuem tal estrutura, apresentassem níveis de tenacidade maiores (SCHÄFER, 1998; EHRLICH et alii, 1994).

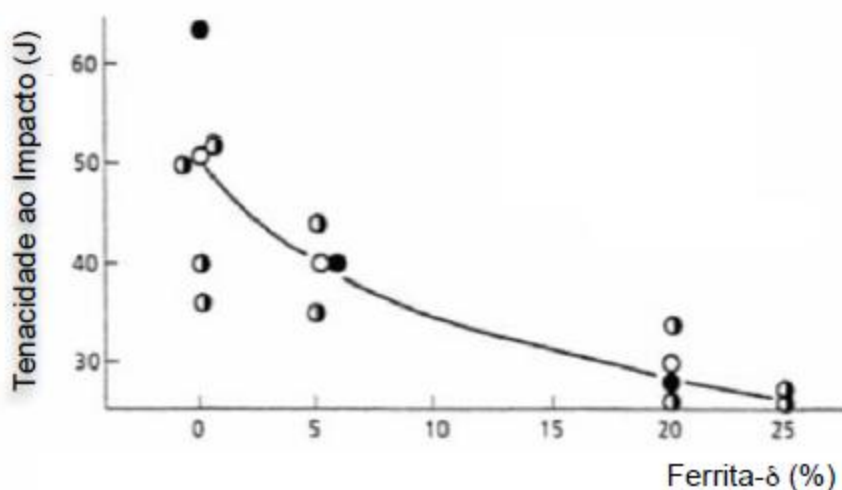
Figura 2.5 – Efeito isolado da ferrita δ sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo



Fonte: EHRLICH et alii, 1994

O efeito mostrado na Figura 2.5 está associado apenas à presença isolada da ferrita δ . Quando esse componente aparece combinado com outros elementos, como o caso dos precipitados (carbonetos, carbonitreto, etc), a situação se inverte e a presença da ferrita δ passa a ter efeito negativo. Estudos atribuem a fragilização da região que contém ferrita δ não apenas à ela, mas ao conjunto ferrita δ e precipitados, como pode ser visto na Figura 2.6 (SCHÄFER, 1998; EHRLICH et alii, 1994).

Figura 2.6 – Efeito da ferrita δ , com incidência de algum carboneto, sobre a tenacidade de ligas contendo 9% a 14% de cromo



Fonte: EHRLICH et alii, 1994

2.2 SIMULAÇÃO DA ZAC

Para realização desse estudo, amostras do aço P410D, tanto tratado em forno tipo Box como forno contínuo, foram submetidos à simulação da ZAC através do equipamento desenvolvido no Laprosolda – UFU por Scotti (1986). Tal equipamento permite que se desenvolva estrutura similar à encontrada na ZAC desses materiais, no intuito de propiciar melhores condições de estudo através da geração de uma maior extensão de análise. A seguir será apresentada uma descrição detalhada da técnica aplicada.

2.2.1 Simulador de Ciclo Térmico (LAPROSOLDA)

O simulador de ciclo térmico é uma máquina que promove um ciclo térmico similar ao que ocorre na solda, em um determinado corpo de prova. Durante a soldagem, devido ao grande gradiente térmico existente, criam-se várias regiões no material afetado pelo calor. Estas regiões são de dimensões muito pequenas, o que dificulta diversos estudos, como por exemplo, os de resistência mecânica. Já com a simulação, é possível determinar a temperatura que se deseja atingir, obtendo então uma região maior e mais uniforme, facilitando os estudos do material em questão.

O método de simulação se baseia no aquecimento de um corpo de prova pré-definido através de passagem de corrente elétrica, que por efeito Joule aquecerá a peça até uma temperatura previamente estabelecida por um sistema de controle. Em seguida, o corpo de prova é resfriado simulando um ciclo térmico completo de uma determinada região da ZAC. Esse resfriamento pode ser feito pela circulação de água nas garras onde estão presas as extremidades do corpo de prova. (LUZ, 2009).

Portanto, com um maior volume de material submetido ao mesmo ciclo térmico, simulando determinada região da ZAC, pode-se analisar de forma mais efetiva a microestrutura e realizar alguns ensaios, como por exemplo, dureza.

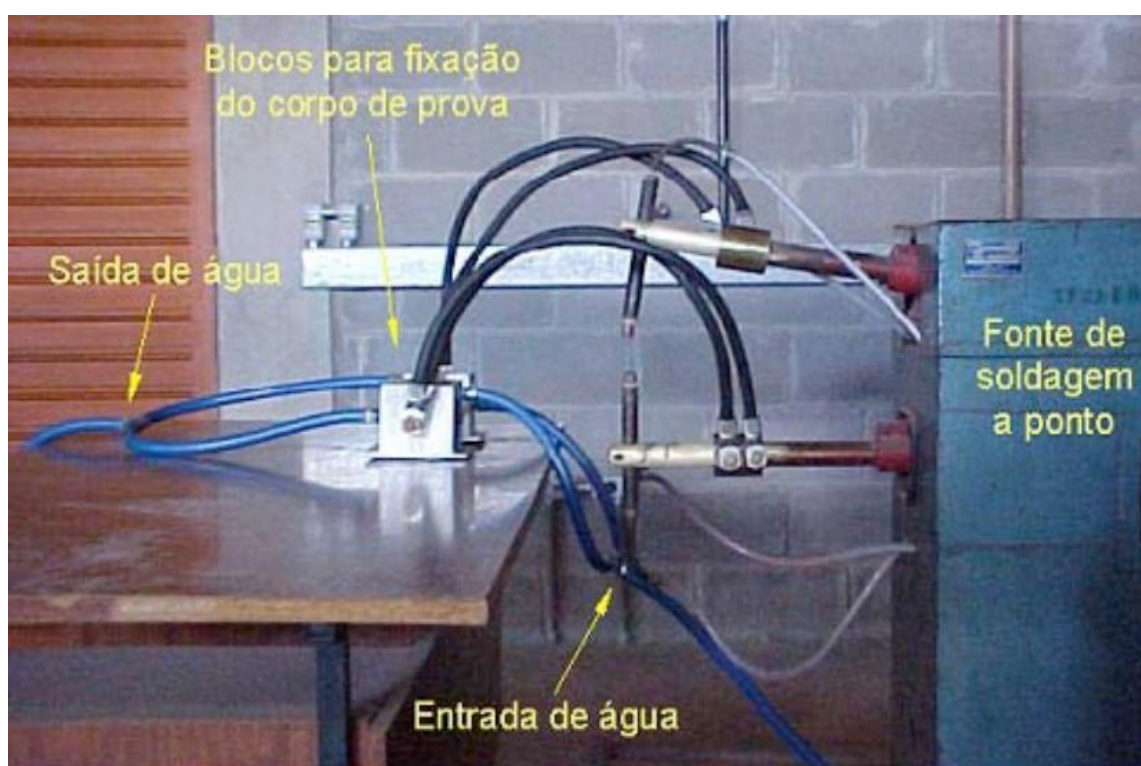
O simulador desenvolvido por Scotti (1986) utiliza uma fonte de solda a ponto que atua como um gerador de calor. Os demais componentes da adaptação da máquina de solda ponto são relacionadas abaixo:

- Blocos de refrigeração;

- Cabos de cobre isolados com terminais;
- Mangueiras de água de ½ “;
- Bornes adaptados para o simulador de soldagem;
- Corpos de prova;
- Mesa;
- Unidade eletrônica de controle.

A Figura 2.7 retrata o dispositivo de simulação mencionado.

Figura 2.7 – Esquema de montagem do simulador térmico

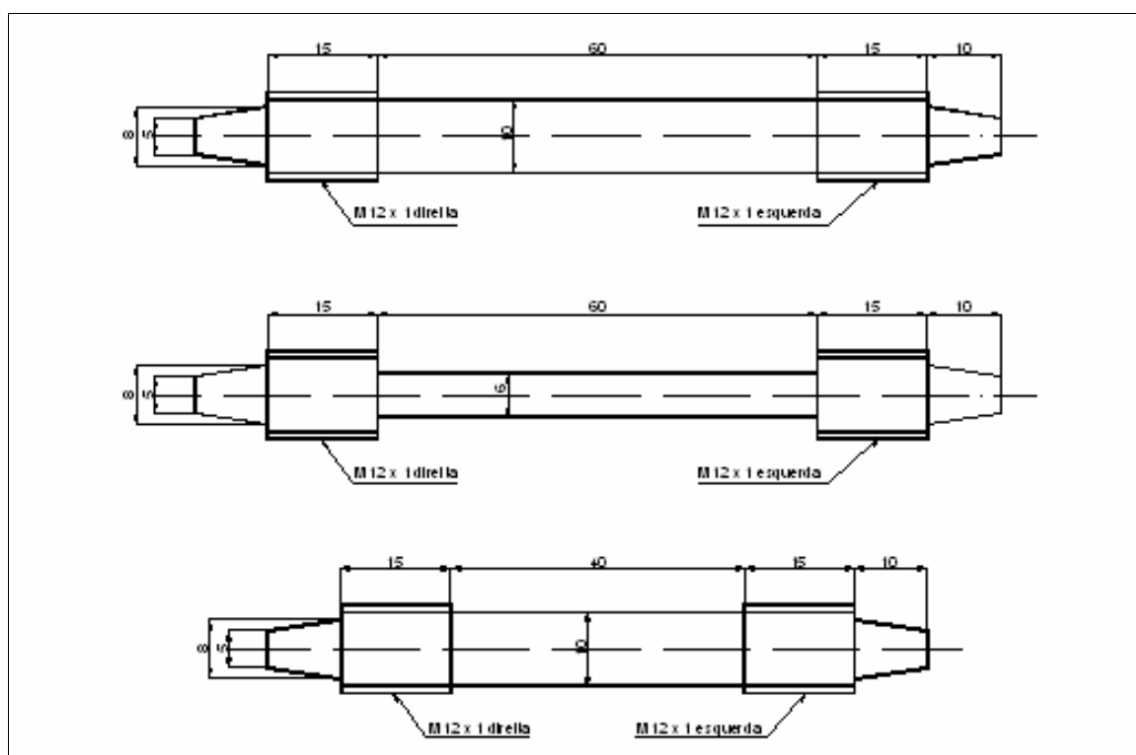


Fonte: LUZ, 2009

O acionamento e o desligamento da fonte de soldagem são controlados por uma unidade eletrônica. No desligamento, o termopar ligado ao corpo de prova recebe informação de que a temperatura pré-estabelecida foi atingida. A unidade processa a informação e desliga automaticamente o sistema. Para um novo ciclo térmico, basta reiniciar a unidade eletrônica que recebe as informações. Através da unidade eletrônica o operador pode indicar a temperatura a qual o corpo de prova deve atingir no ciclo térmico. O equipamento forma um circuito de controle de malha fechada, que ajuda na validação do processo.

Já o resfriamento é feito pela passagem de um fluxo de água pelos blocos, com vazão constante e temperatura ambiente. Vale ressaltar que a velocidade de resfriamento é definida a partir da geometria dos corpos de prova, que poderá ser mais lenta ou mais rápida, adquirindo variações na microestrutura. A Figura 2.8 apresenta a configuração de alguns desses corpos de prova, utilizados para realização da simulação.

Figura 2.8 – Corpo de prova convencional para o ensaio de simulação da ZAC.



Fonte: LUZ, 2009

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho, nas etapas descritas a seguir:

- Materiais
- Simulação da ZAC
- Seccionamento das amostras
- Embutimento
- Lixamento
- Polimento
- Ataque químico
- Micrografia
- Microdureza

3.1 MATERIAIS

Segundo alguns pesquisadores (TURAZI; OLIVEIRA, 2007), o processamento de controle microestrutural de chapas laminadas seria estabelecido em etapas. Para os materiais ferríticos de baixa liga o processo seguiria os seguintes passos: após a redução parcial da chapa vinda da laminação à quente (em aproximadamente 50%), o material sofreria um processo de austenitização. Essa austenitização seria proporcionada por temperaturas na ordem de 700 °C por um período de 2 a 3 horas, seguida de um resfriamento controlado em banhos de temperaturas da ordem de 300 °C por poucos segundos, seguido de resfriamento forçado ao ar. Após essa etapa, seria promovida uma nova laminação com redução de aproximadamente 50% e um passe consecutivo de encruamento, com aproximadamente 1% de redução. Após esse encruamento promover-se-ia o recozimento final em forno Box em temperaturas na ordem de 650 °C por um período de aproximadamente 7 horas. Em função dos tempos envolvidos no processo, este se torna oneroso devido à baixa produtividade, uma vez que toda a bobina necessita estar dentro do forno Box. (LUZ, 2009, p. 34).

Sendo assim, esses tempos serviriam de base para o tratamento em forno contínuo, mantendo um controle da temperatura e dos tempos de corrida desse material laminado. A continuidade da alimentação do material laminado implica em uma redução dos custos de produção do material. Em contrapartida à minimização dos custos de produção, o tratamento em forno contínuo permite, devido à configuração do mesmo, a existência de gradientes de temperatura. Isto possibilita condição de não homogeneidade se comparado ao ambiente do forno Box. Deste modo, fica

pequena a possibilidade de se obter microestruturas às encontradas no material tratado em forno Box.

Neste estudo, foi realizada a caracterização microestrutural, do aço inoxidável ferrítico P410D (Arcelor Mittal), produzidos em forno tipo caixa (Box) e forno contínuo, após terem sido submetidos à simulação da ZAC, já descrita no item 2.2. As amostras passaram por todo processo de preparação da superfície, descritos na seqüência deste Capítulo, para que possa ser feita a análise metalográfica. Através dessa análise será possível identificar as fases presentes, bem como avaliar suas respectivas durezas e, a partir daí, aprofundar o estudo no sentido de se comparar os resultados aqui obtidos em relação ao processo convencional de soldagem deste aço estudado por Luz (2009).

Foram objeto de estudo neste trabalho amostras do aço inoxidável experimental ferrítico P410D (Arcelor Mittal), submetidas à simulação da soldagem após terem recebido tratamento pós-laminação em forno tipo caixa (Box) e também em forno contínuo.

O princípio do tratamento a que o material é submetido, é a eliminação de defeitos gerados pelo processo de laminação, como é o caso de encruamento, bem como para o controle da microestrutura do mesmo (tamanho de grão). Levando em consideração o processo a que é submetido, é de se esperar que a direção de laminação não seja um fator relevante para esse material pós-tratamento. Contudo, os resquícios de laminação ainda são passíveis de acontecer, possibilitando a identificação de uma direção de laminação, através da observação em microscopia ótica após ataque químico.

Levando em consideração o fator custo, o processo contínuo levaria vantagem sobre o processo em que se utiliza o tipo de forno Box. Segundo a empresa fornecedora de tal material, o custo do processo de tratamento em forno tipo Box se torna mais oneroso em função da quantidade de material que é tratado em cada formada. Assim, um dos fatores a ser avaliado seria a capacidade de um tratamento em forno contínuo fornecer características similares ou bem próximas aos obtidas para o tratamento realizado com o forno tipo Box. (LUZ, 2009, p. 35).

Deste modo, foram obtidos quatro tipos de amostras para serem analisadas:

- Amostra do material como recebido, tratado em forno tipo Box;
- Amostra do material como recebido, tratado em forno contínuo;
- Amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno tipo Box;
- Amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno contínuo.

Após definidas as quatro amostras objeto de análise deste trabalho, todas elas passaram pelas etapas de preparação da superfície para então ser feita a análise metalográfica das microestruturas obtidas.

3.1.1 Composição química

A Tabela 3.1 mostra a composição química do aço em estudo. Esta análise foi executada pelo fabricante do aço. Pode-se verificar que ambos os aços apresentam similaridade em suas composições, principalmente em relação aos teores de cromo e níquel.

Tabela 3.1 – Composição química básica dos aços utilizados para análise

Elemento	Composição (%)	
	BOX	Contínuo
Cr	10,908	11,004
C	0,0137	0,0134
Mn	0,5974	0,6149
Ni	0,383	0,367
Si	0,4669	0,4507
Co	0,0115	0,0201
S	0,0012	0,0005
Sn	0,0022	0,0026
Nb	0,0045	0,0031
Mo	0,0061	0,0047
P	0,0199	0,018
Cu	0,0117	0,0192
Ti	0,0095	0,0136
V	0,0332	0,0405
W	0,0538	0,0542

Fonte: Acesita

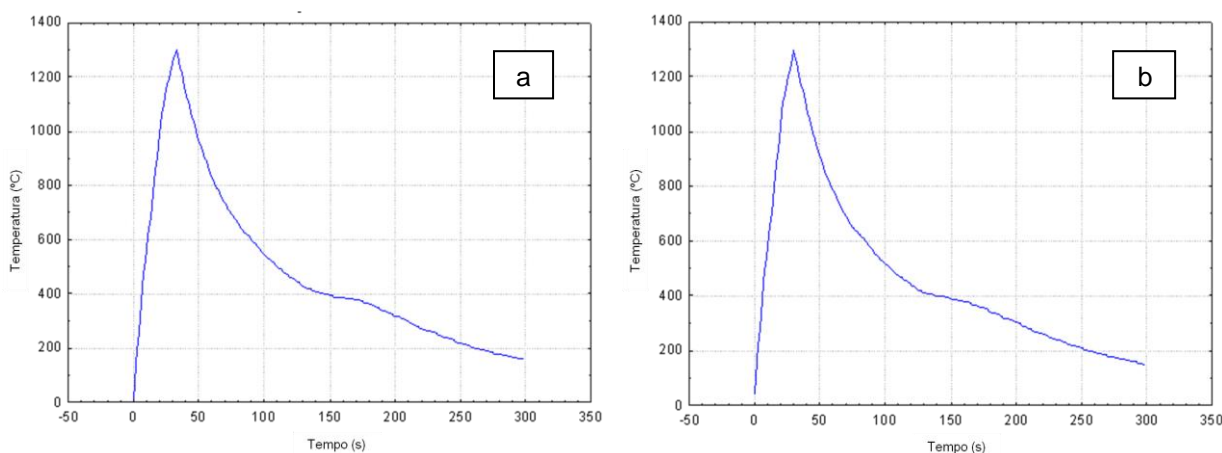
3.2 SIMULAÇÃO DA ZAC

Para realização do ensaio que simula os ciclos térmicos que um material é submetido durante o processo de soldagem, sobremaneira na zona afetada pelo calor, foi utilizado o dispositivo desenvolvido no Laprosolda – UFU por Scotti (1986). Tal equipamento dispõe de um circuito de controle de malha fechada, que ajuda na validação do processo, que já foi preliminarmente testado por Luz (2009) para a realização dos ensaios com o aço inoxidável ferrítico. Através dessa análise

preliminar foi possível estabelecer uma condição próxima à observada na ZAC, possibilitando a aplicação, com devidas restrições, ao estudo da região da ZAC tanto grosseira quanto refinada.

A Figura 3.1 mostra a evolução da temperatura com o tempo para a região objeto de estudo do aço experimental, nas duas condições de tratamento térmico. Nessa figura pode ser verificado que se atinge temperatura na ordem de 1300°C.

Figura 3.1 – Evolução da temperatura em função do tempo em simulação de ZAC com corpo de prova confeccionado em material tratado em forno Box (a) e em forno Contínuo (b).



Fonte: Laprosolda – UFU

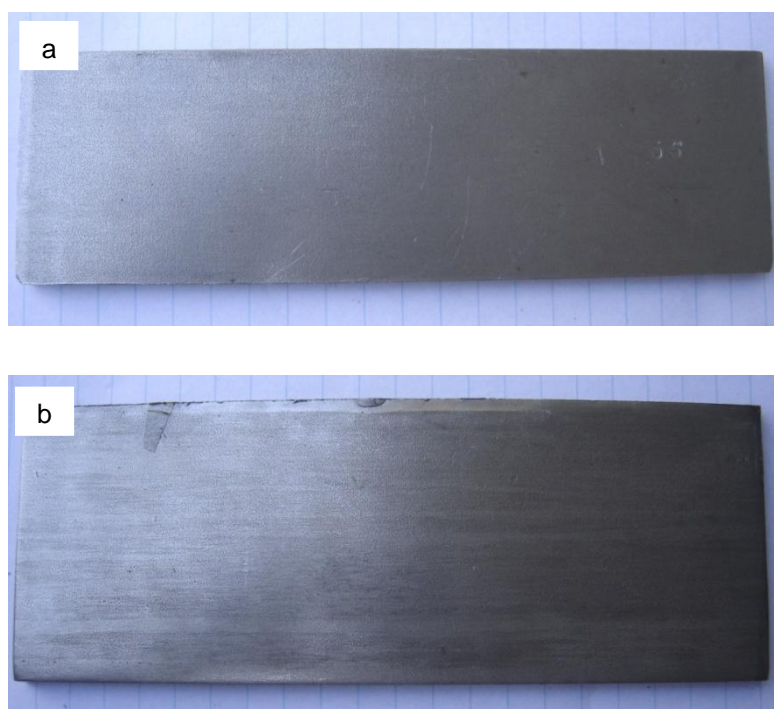
Observando os gráficos apresentados na Figura 3.1, é notada a mudança na taxa de decaimento da temperatura na faixa de 400°C. É possível que tal modificação nesta taxa de decaimento seja fator da transformação martensítica. Segundo Kaputkin (2006), a formação da martensita através da reação $\gamma \rightarrow$ martensita envolve uma grande quantidade de calor latente, que tem grande influencia sobre o campo de temperatura no material. Sendo assim, é possível que a transformação martensítica tenha gerado o patamar presente nos gráficos dessa Figura.

Os estudos de Luz (2009) mostraram grande volume de martensita na ZAC, tanto para o material tratado em forno tipo Box quanto em forno Contínuo. Outro estudo mostra que, em função do cromo equivalente e níquel equivalente para ligas inoxidáveis ferríticas de grade similar à deste estudo, é verificada a presença de martensita em sua microestrutura (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000).

3.3 SECCIONAMENTO DAS AMOSTRAS

Às vezes é necessário particionar o corpo de prova para obterem-se amostras que servirão para análise metalográfica. Operações mecânicas como torneamento aplainamentos e outras, impõem severas alterações microestruturais devido ao trabalho mecânico a frio. O corte abrasivo oferece a melhor solução para este seccionamento, pois elimina por completo o trabalho mecânico a frio, resultando em superfícies planas com baixa rugosidade, de modo rápido e seguro (ROHDE, 2010). As amostras do material como recebido e também as obtidas na simulação (Figura 3.2), foram seccionadas no equipamento policorte Struers, modelo Labotom - 3, do Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) – UFES, mostrado na Figura 3.3, nos sentidos longitudinal e transversal, em relação à direção de laminação do aço, a fim de se obter as respectivas seções para posterior análise.

Figura 3.2 – Amostras do material como recebido, tratado em: a) forno tipo Box e b) forno Contínuo. Amostras do material após simulação, tratado em: c) forno tipo Box e d) forno Contínuo.





Fonte: Os autores

Portanto, oito superfícies de interesse foram obtidas após o processo de corte:

- Amostra I: Superfície da amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno Contínuo, no sentido longitudinal;
- Amostra II: Superfície da amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno Contínuo, no sentido transversal;
- Amostra III: Superfície da amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno Box, no sentido longitudinal;
- Amostra IV: Superfície da amostra da simulação da ZAC do material tratado em forno Box, no sentido transversal;
- Amostra V: Superfície do material como recebido tratado em forno Contínuo, no sentido longitudinal;
- Amostra VI: Superfície do material como recebido tratado em forno Contínuo, no sentido transversal;
- Amostra VII: Superfície do material como recebido tratado em forno Box, no sentido longitudinal;
- Amostra VIII: Superfície do material como recebido tratado em forno Box, no sentido transversal.

Figura 3.3 – Policorte Struers, modelo Labotom - 3



Fonte: Os autores

3.4 EMBUTIMENTO

Em todas as superfícies de interesse foi realizado o processo de embutimento das amostras utilizando baquelite e a prensa para embutimento metalográfico Arotec, modelo PRE 30Mi (Figura 3.4). A pressão foi mantida em torno de 130kgf/cm^2 e o tempo, tanto de aquecimento quanto de resfriamento, foi de nove minutos. O embutimento é uma etapa de grande importância para o ensaio metalográfico, visto que além de facilitar o manuseio de pequenas peças, evita que amostras com arestas rasguem a lixa ou o pano de polimento.

Figura 3.4 – Prensa para embutimento metalográfico Arotec modelo PRE 30Mi



Fonte: Os autores

3.5 LIXAMENTO

Devido ao grau de perfeição requerida no acabamento de uma amostra metalográfica idealmente preparada, é essencial que cada etapa da preparação seja executada cautelosamente. O lixamento é um dos processos mais demorados na preparação de amostras metalográficas, e esta operação tem por objetivo eliminar riscos e marcas mais profundas da superfície, dando um melhor acabamento e preparando-a para o polimento (ROHDE, 2010).

Após ter sido feito o embutimento, as oito amostras foram então submetidas ao processo de lixamento úmido progressivo de suas superfícies embutidas, na politriz Struers-Panambrá modelo DP-10 (Figura 3.5), utilizando lixas com as respectivas graduações: 220, 320, 500, 600 e 800.

Figura 3.5 – Politriz Struers-Panambra, modelo DP-10



Fonte: Os autores

3.6 POLIMENTO

Após o lixamento foi realizado o polimento das superfícies, também efetuado na politriz Struers-Panambra, modelo DP-10 (figura 3.5), visando um acabamento superficial polido isento de marcas. Foi empregado o pano para polimento de amostras metalográficas OP-NAP e alumina de 1 μm como fluido para polir (figura 3.6).

Finalizado o polimento, as oito amostras estavam prontas para receber o ataque químico (Figura 3.7).

Figura 3.6 Pano para polimento de amostras metalográficas OP-NAP e alumina de 1 μm



Fonte: Os autores

Figura 3.7 – Amostras prontas para realização do ataque químico



Fonte: Os autores

3.7 ATAQUE QUÍMICO

O objetivo do ataque químico é permitir a identificação (visualização) dos contornos de grão e as diferentes fases na microestrutura a partir do contato de um reagente ácido com a superfície da peça por certo tempo. Este reagente causa a corrosão da superfície da peça e a sua escolha é definida em função do material e dos constituintes microestruturais que se deseja contrastar na análise metalográfica.

As superfícies já polidas foram então submetidas ao ataque químico com o reagente Villela's (1g de ácido pícrico, 5ml de ácido clorídrico e 100 ml de etanol), por um tempo de 30 segundos cada. A escolha do reagente Vilella's, se deu de acordo com o ASM, (2004), que cita este como o melhor e mais comumente ataque utilizado em aços da classe ferrítica de série 400.

3.8 MICROGRAFIA

Com a conclusão do procedimento de ataque químico, foi possível obter um grau de contraste que viabilizou a captação de imagens da microestrutura das superfícies de interesse. As amostras foram submetidas a uma avaliação metalográfica utilizando um microscópio óptico com o acoplamento de um sistema digital capaz de capturar digitalmente as imagens da ocular. Trata-se do microscópio Nikon ECLIPSE MA200 do Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) – UFES, mostrado na Figura 3.8. Tanto o sistema digital como óptico, foram calibrados preliminarmente, utilizando padrões fornecidos pelo fabricante do equipamento.

O estudo da micrografia consiste na análise dos produtos metalúrgicos que, com o auxílio do microscópio, permite que se estude a granulação do material, a natureza, a forma, a quantidade e a distribuição dos diversos constituintes ou presença de inclusões, etc. Estas observações são de grande utilidade prática (SPECTRU, 2011).

Figura 3.8 – Microscópio Nikon ECLIPSE MA200



Fonte: Os autores

3.9 MICRODUREZA

Em seguida, nas superfícies das amostras do material submetido à simulação da ZAC, foi realizado um ensaio de microdureza, no Microdurômetro Pantec Modelo HXD-1000TM (Figura 3.9), em que a dureza Vickers foi medida nas três fases presentes na microestrutura (martensita, ferrita e ferrita δ). Foi utilizada para tanto uma carga de 25 g para a impressão, com um tempo de 15 segundos.

Figura 3.9 – Microdurômetro Pantec Modelo HXD-1000TM



Fonte: Os autores

4 CARACTERIZAÇÃO DA ZONA AFETADA PELO CALOR

4.1 INTRODUÇÃO

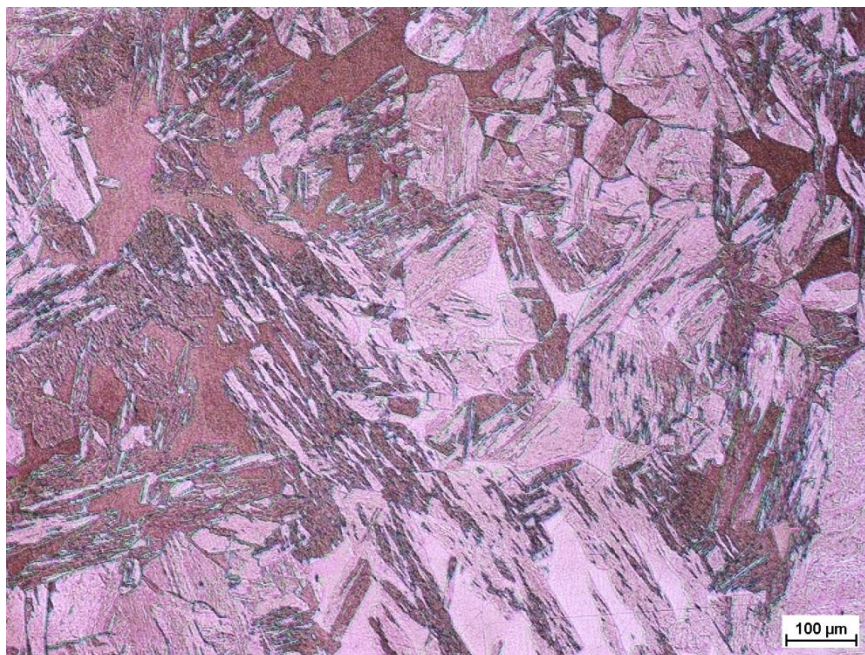
Este capítulo trata dos aspectos microestruturais da região que passou por simulação da zona afetada pelo calor (ZAC). A análise microestrutural se baseia na caracterização das fases formadas em função do ciclo térmico a que foi submetida tal região.

4.2 MICROESTRUTURA

Nesta parte da análise foi avaliada a microestrutura gerada no ponto máximo de temperatura medido na simulação (ponto de fixação do termopar), cerca de 1300°C, como mostrado na Figura 3.1. A microestrutura observada nessa região se apresenta na forma de grãos grosseiros, como pode ser observado na Figura 4.1. Nos estudos de Luz (2009) foi apresentada estrutura semelhante. Naquela oportunidade foi observada uma estrutura dualizada para a região da ZAC, uma mais grosseira (ZAC-GG) e outra de estrutura mais refinada (ZAC-GF), mostrada na Figura 4.2. A estrutura grosseira observada na Figura 4.1 e Figura 4.2 é originada do resfriamento rápido sofrido pelo material após atingir temperaturas na faixa de 1300 – 1350°C

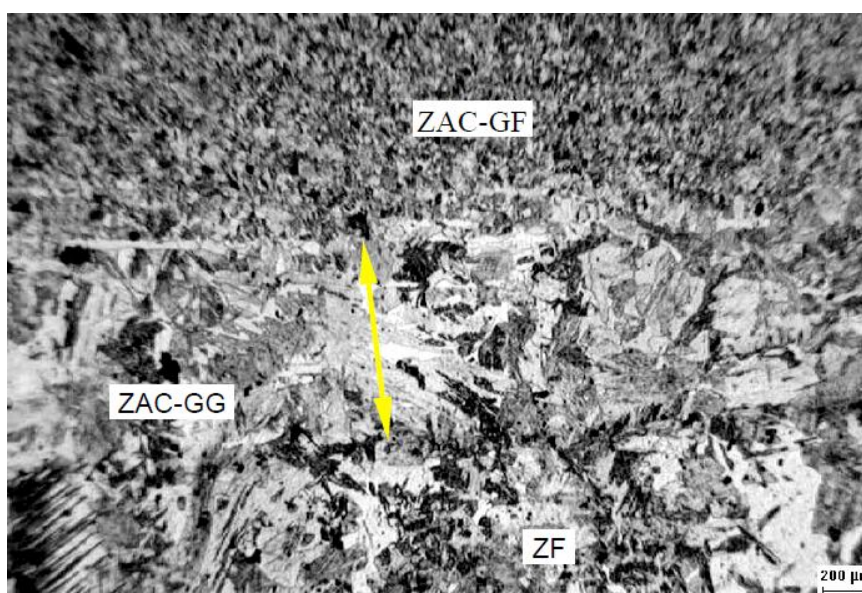
Como observado no trabalho de Luz (2009) a região da ZAC-GG é muito tênue. A dimensão dessa microestrutura grosseira variou de 0,5mm a 1,0mm.

Figura 4.1 – Microestrutura do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC (Amostra IV)



Fonte: Os autores

Figura 4.2 – Zona de transição entre a ZAC de grão grosso e ZAC de grão fino. Solda realizada em material tratado em forno contínuo soldado com baixa energia. (extensão média da ZAC GG de 0,6mm)

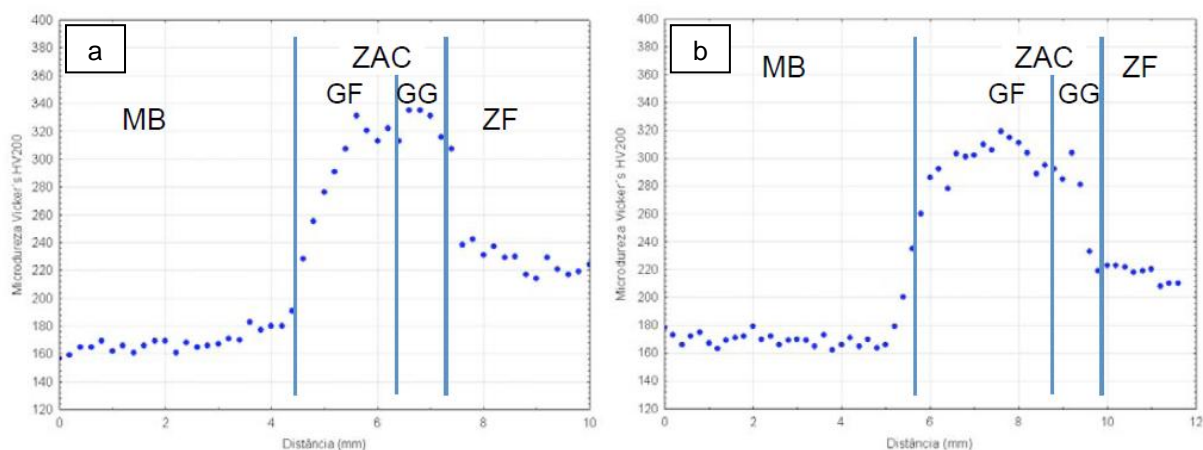


Fonte: LUZ, 2009

Essa estreita faixa da ZAC-GG nos estudos de Luz (2009) pode ser observada através dos perfis de microdureza para medição da extensão completa da ZAC,

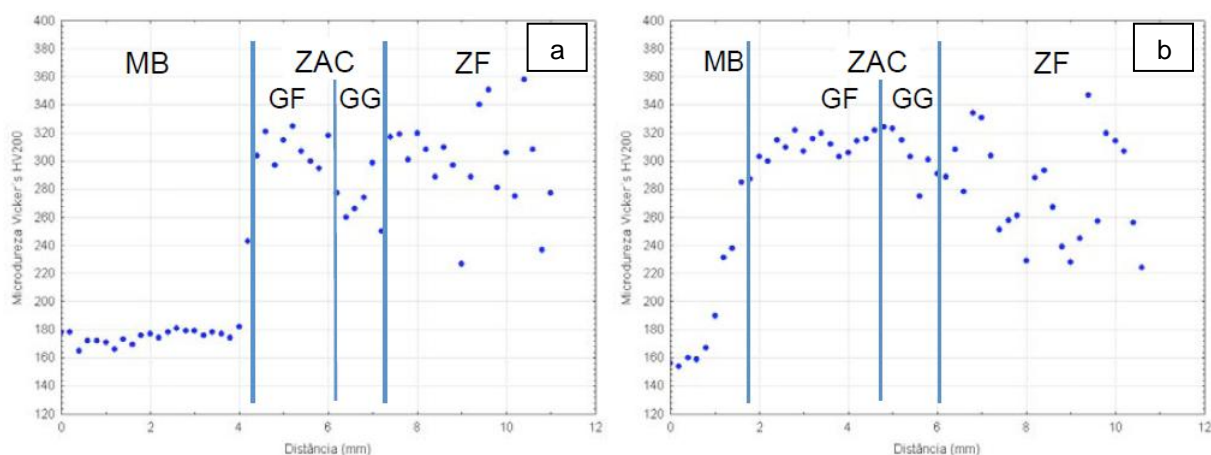
apresentadas na Figura 4.3 e Figura 4.4. Em ambas são mostradas as distintas regiões da solda (MB, ZAC-GF, ZAC-GG e ZF).

Figura 4.3 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS ER 309LSi. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo.



Fonte: LUZ, 2009

Figura 4.4 – Perfil de microdureza realizado na soldagem em baixa energia com arame comercial AWS EC 409. (a) material tratado em forno tipo Box; (b) material tratado em forno contínuo



Fonte: LUZ, 2009

A existência de uma região grosseira de pequena extensão, observada por Luz (2009), impediu que fosse feito um estudo aprofundado das fases presentes na microestrutura da ZAC-GG. Por este motivo, ele avaliou por métodos indiretos, através de varredura por EBSD, as fases presentes no material submetido à soldagem. Constatou-se a presença de uma matriz martensítica e a presença de ferrita. Entretanto, a distinção entre a ferrita delta e ferrita α não foi possível. A

estrutura identificada apresentou 58,4% de martensita e 24,1% de ferrita. A princípio, a parte da ferrita foi considerada ferrita δ , como sugerem literaturas em relação à presença de ferrita delta em materiais dessa classe (OÑORO, 2006; CARROUGE, 2002) e como pode ser observado na Figura 2.4. Os 17,5% restantes da estrutura obtida nos estudos de Luz (2009) não foram passíveis de identificação, sendo considerados como “não resolvidos”, como mostra a Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Resultado na avaliação através de EBSD para a região da ZAC com a presença de fases distintas morfologicamente.

Fase	%	Contagem	Área (μm^2)
Não resolvido	17.5	34334	48107.92
Ferrita	24.1	47372	66376.43
Martensita	58.4	114902	160997.74

Fonte: LUZ, 2009

Neste sentido, focando as fases observadas, verificou-se um valor médio de microdureza medido na martensita na ordem de 340 HV_{0,5} (medido com a carga de 50 gramas). Já a dureza medida na fase, que até então era considerada ferrita delta, foi de 240 +- 16 HV_{0,1}, apesar de que o valor esperado para esta fase deveria ser em torno de 160HV (LUZ, 2009). Essa divergência nos valores obtidos nos trabalhos de Luz (2009) pode ser justificada tanto por causa da região “não resolvida”, que não pôde ser identificada, quanto por conta dos ensaios de microdureza terem sido realizados com cargas mais elevadas. Cargas de maior intensidade geram maiores impressões pelo penetrador do microdurômetro, fazendo com que uma única medida de microdureza atinja mais de uma fase, alterando significativamente a precisão dos resultados.

Em seu estudo, Luz (2009) também avaliou a tenacidade ao impacto para o material em questão na região da ZAC, através dos ensaios Charpy-V. Foi tomado como referência o valor de 1,0 mm para a confecção dos entalhes para estes ensaios. Com isso, a maioria dos entalhes para a ZAC ficou posicionada completamente na ZAC-GF. Em alguns casos o entalhe foi posicionado nas proximidades da região mais grosseira da ZAC, ainda assim, dentro de uma região com bom refinamento do

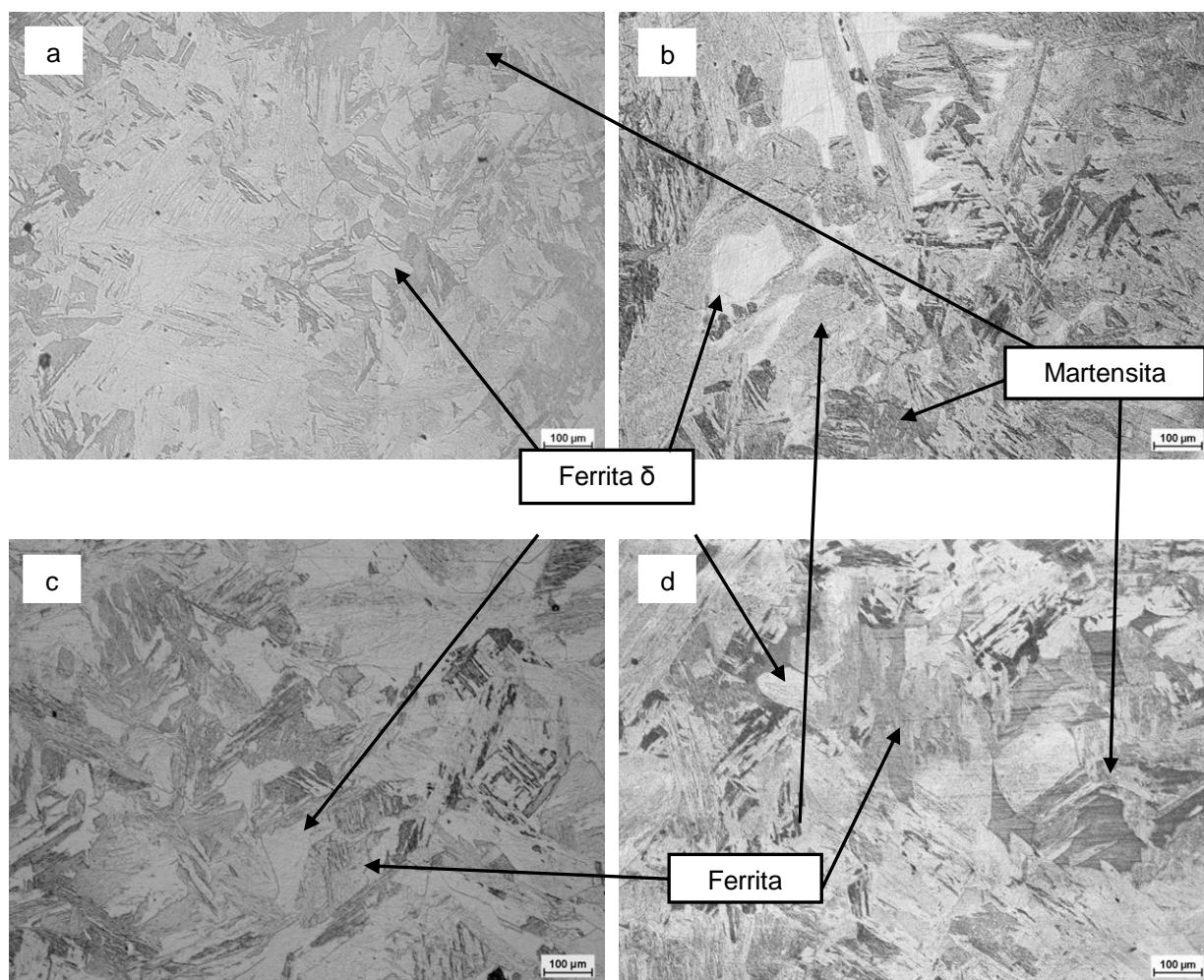
grão. Deste modo, não foi possível avaliar a tenacidade ao impacto da região da ZAC-GG, por esta se apresentar muito reduzida.

A análise do material que passou por simulação em dispositivo específico permite uma maior abrangência de estudo, pois foi possível adquirir uma região ZAC-GG mais extensa. Isso se fez necessário para que fosse possível um estudo mais adequado dessa zona de grãos grosseiros, considerada crítica em relação às suas propriedades mecânicas, uma vez que através de processos convencionais de soldagem é gerada apenas uma tênue região de ZAC-GG, devido ao grande gradiente de temperatura inerente a este tipo de processo.

Devido à dificuldade encontrada por Luz (2009) em definir com precisão quais as fases presentes na região da ZAC-GG, foi então realizada a simulação da zona afetada pelo calor, descrita neste trabalho, permitindo uma diferenciação e identificação dos componentes da microestrutura obtida, a fim de compará-las e comprovar a eficácia deste método de estudo.

Para as amostras que passaram pela simulação da ZAC, tanto o material tratado em forno tipo Box, quanto o tratado em forno contínuo, foram obtidas micrografias nas seções longitudinal e transversal em relação à laminação pela qual o material foi submetido. Em função de uma grande extensão da ZAC-GG simulada, foi possível identificar visualmente, de acordo com literaturas existentes (OÑORO, 2006; CORROUGE, 2002; CARDOSO et alii, 2003; ASM, 2004; WANG et alii, 2008; MIYATA et alii, 2000), as três fases presentes: martensita, ferrita e ferrita δ (Figura 4.5).

Figura 4.5 – Micrografia do material submetido à simulação, tratado em forno contínuo (a) no sentido transversal e (c) no sentido longitudinal. Tratados em forno Box (b) no sentido transversal e (d) no sentido longitudinal



Fonte: Os autores

Como meio de se comprovar uma correta distinção entre martensita, ferrita e ferrita δ , foram realizados ensaios de microdureza em cada uma das fases previamente identificadas e definidas acima, medidos com a carga de 25 gramas. A Tabela 4.2 apresenta os valores aferidos, com respectivo desvio padrão (Tabela completa no apêndice A).

Tabela 4.2 – Microdureza Vickers das amostras I, II, III e IV (submetidas à simulação da ZAC)

Fases	Amostra I		Amostra II		Amostra III		Amostra IV	
	Média	Desv. Padrão	Média	Desv. Padrão	Média	Desv. Padrão	Média	Desv. Padrão
Ferrita delta	144,34	12,52	145,17	10,5	149,44	9,72	145,73	9,14
Ferrita	238,05	15,84	272,29	12,9	279,72	12,34	273,57	15,1
Martensita	319,04	13,53	305,81	7,61	315,832	13,15	321,9	12,74

Fonte: Os autores

Observando os valores de microdureza obtidos, constata-se que realmente existem as três fases; martensita, ferrita e ferrita delta. Pode-se perceber que no estudo de Luz (2009), a tênue dimensão apresentada pela região de grãos grosseiros impossibilitou que fosse feita a identificação correta dessas fases. Desta forma, ficam evidenciadas as maiores possibilidades para análise de determinada região, neste caso a ZAC-GG, através do método de simulação utilizando o dispositivo desenvolvido por Scotti (1986).

5 CONCLUSÕES

Diante do exposto nos capítulos deste trabalho acerca da caracterização da simulação da ZAC é possível tirar as seguintes conclusões:

- O material em estudo, independente do tratamento térmico pós-laminação, apresentou características similares às da região ZAC-GG obtida através de soldagem convencional.
- Foi constatada a presença das fases martensita, ferrita e ferrita delta através da análise das micrografias, bem como através dos ensaios de microdureza.
- O estudo da microestrutura gerada por meio da simulação em dispositivo específico se mostrou capaz de fornecer uma região extensa com características similares às observadas apenas em dimensões tênues nos processos de soldagem convencional.

A partir desse trabalho ficam abertas possibilidades de novos estudos acerca das propriedades mecânicas do aço inoxidável ferrítico P410D, tal como a tenacidade ao impacto na região da ZAC-GG, que assegurem ainda mais sua utilização nas diversas áreas da engenharia às quais é aplicável. Além disso, outros materiais experimentais e também novas ligas que venham a ser desenvolvidas poderão ser estudadas através da simulação da ZAC, a fim de se avaliar quais alterações são impostas a sua microestrutura, decorrentes dos ciclos térmicos causados pela soldagem, que é o método de união mais utilizado nos processos fabricação e manutenção.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 ANGELIU, T.; HALL, E. L.; LARSEN, M.; LINSEBIGLER A.; MUKIRA, C.: The long-term aging embrittlement of Fe-12Cr steels below 773 K. **Metallurgical and Materials Transactions**, Springer Boston, v. 34, n. 4, 2003
- 2 ARCELORMITTAL INOX BRASIL: **Catálogo do Aço ACE P410D**, disponível em <<http://www.arcelormittalinoxbrasil.com.br>>: acessado em 12/11/2011.
- 3 ASM: <www.asminternational.org>, ASM International, **American Society for Metals**, 2002.
- 4 _____. METALS HANDBOOK. Metallography and Microstructures, **American Society for Metals**, v. 9, 2004.
- 5 AUGER, F; DANOIX, F.; MENAND, A.; BONNET, S.; BOURGOIN, J.; GUTTMANN, M.: Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels, **Materials Science and Technology**, v. 6, pp. 301-313, 1990.
- 6 BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. **Welding Journal**, 79, 12, 2000.
- 7 CAI, GUANG-JUN; LUNDIN, L.; ANDRÉN, HANS-OLOF; SVENSSON, L.: Atom-probe investigation in 12% Cr steel weld metals. **Applied Surface Science**, 76/77, pp. 248-254, 1994.
- 8 CAMPBELL, R.D.: Ferritic stainless steel welding metallurgy. **Engineering Materials**, v. 69 & 70, p. 167-216, 1992.
- 9 CARDOSO, P. H. S.; KWIETNIEWSKI, C.; PORTO, B, J. P.; REGULY, A. and STROHAECKERA, T. R.: The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless steel hot workability. **Materials Science and Engineering A**, v. 351, Issues 1-2, 25, 2003.
- 10 CARROUGE, D.: **Transformations in Supermartensitic Stainless Steels**. PhD. Thesis at the University of Cambridge, Oct. 2002.
- 11 CARROUGE, D.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. W.: Effect of delta ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 9, n°. 5, 2004.
- 12 EHRLICH, K.; KELZENBERG, S.; RÖHRIG, H. D.; SCHÄFER, L.; SCHIRRA, M.: The development of ferritic-martensitic steels with reduced long-term activation. **Journal of Nuclear Materials**, pp. 678–683, 1994.
- 13 FENN, R.: The Welding Metallurgy of Stainless Steels, **Welding and Metal Fabrication**, v. 55, 10, 1987.

- 14 ISSF.: A Solução Ferrítica – **Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico**. International Stainless Steel Forum (ISSF), disponível em <<http://www.nucleoinox.org.br>: acessado em 08/04/2008>.
- 15 HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W.: Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, Volume 11, 1980.
- 16 KAHN, D. H.: Weldability of Ferritic Stainless Steel, **Welding Journal**, v. 60, n. 8, 1981.
- 17 KAPUTKIN, D. E.: Reversible martensitic transformation, ageing and low-temperature tempering of iron–carbon martensite. **Materials Science and Engineering A** 438–440, 2006.
- 18 KAWAGUCHI, S.; SAKAMOTO, N.; TAKANO, G.; MATSUDA, F.; KIKUCHI, Y.; MRAZ, L.: Microstructural changes and fracture behavior of CF8M duplex stainless steels after longterm aging. **Nuclear Engineering and Design**, v. 174, n. 3, 5, pp. 273-285, 1997.
- 19 KOJIMA, T.; HAYASHI, K.; KAJITA, Y.: HAZ Softening and Creep Rupture Strength of High Cr Ferritic Steel Weldments. **ISIJ Int.**, v. 35, n. 10, pp. 1284-1290. 1995.
- 20 KOMAI, N.; MASUYAMA, F.: Microstructural Degradation of the HAZ in 11Cr-0.4Mo-2W-VNb-Cu Steel (P122) during Creep. **ISIJ Int.** v. 42, n. 12, pp. 1364-1370. 2002.
- 21 KOTECKI, D. J.: Stainless Q & A. **Welding Journal**, v.84, n.10, pp.14 - 15, 2005.
- 22 LEE, Y. D.; KIM, H.; AHN, S. K.: Effects of microalloying elements on corrosion resistant and toughness of 26%Cr ferritic stainless steels. In Stainless steel'99. v. 3, AIM, Italy, **Anais**. 1999.
- 23 LIPPOLD, J. C. and KOTECKI, D. J.: **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. John Wiley and Sons, Hoboken, New Jersey, USA. 2005.
- 24 LONG, X.; CAI, G.; SVENSSON, L-E.: Investigation of fracture and determination of fracture toughness of modified 9Cr – 1Mo steel weld metals using AE technique, **Materials Science and Engineering A**, v.270, pp. 260 – 266, 1999.
- 25 LULA, R. A.: **Stainless steel**. American Society for Metals, Ohio, USA, 1989.
- 26 LUZ, T. S., **Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem do aço inoxidável ferrítico com 11% de cromo**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 2009.
- 27 MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; REDJAÏMIA, A.; METAUER, G.: Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel. **Journal of Materials Science**, v.32, PP. 4533–4540, 1997.

- 28 MATHEW, M. D.; LIETZAN, L. M.; MURTY, K. L.; SHAH, V. N.: Low temperature aging embrittlement of CF-8 stainless steel, **Materials Science & Engineering A, Structural materials: properties, microstructure and processing**, vol. 269, n 1-2, pp. 186-196, 1999.
- 29 MOHANDASA, T.; MADHUSUDHAN REDDYA, G.; NAVEEDB, M.: A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 94, 1999.
- 30 OÑORO, J.: Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals. **Journal of materials Processing Technology**, v.180, pp.137-142, 2006a.
- 31 _____: Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.83, pp. 540–545, 2006b.
- 32 OHASHI, N; ONO, Y.; KINOSHITA, N; YOSHIOKA, K.: Effects of metallurgical and mechanical factors on chapy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainless steel. In: Symposium on ferritic stainless steel, San Francisco. Philadelphia, ASTM, **Anais**. 1980.
- 33 PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M.: **Handbook of Stainless Steels**. McGraw-Hill, New York, USA, 1977.
- 34 PLUMTREE, A.; GULLBERG, R.: Influence of interstitial and some substitutional alloying elements. In: Symposium on ferritic stainless steels, San Francisco, Philadelphia, USA, **Anais**. 1980.
- 35 PROTIVA, K.; SAFEK, V.: Toughness of a ferritic corrosion resisting steel with a low carbon and nitrogen content. **Hutnicker listy**, v. 4, nº. 3, 1989.
- 36 RAHMATALLA, H.; AL-HORR, Y.: Weldability of New Generation Stainless Steels. Twelfth International Conference on the Joining of Materials & Fourth International Conference on Education in Welding, Helsingør-Denmark, **JOM-Institute**, 2005.
- 37 ROHDE, R. A.: **Metalografia – Preparação de amostras (uma abordagem prática)**, versão 3.0, Universidade Regional Integrada do alto Uruguai e das Missões, 2010.
- 38 SCHÄFER, L.: Infuence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel. **Journal of Nuclear Materials**. v. 258-263, pp. 1336 – 1339, 1998.
- 39 SCOTTI, A.: **Simulador Térmico de Soldagem**, Universidade Federal de Uberlândia, 1986.
- 40 SHAH V. N.; MACDONALD, P. E.: **Ageing and Life Extension of Major Light Water Reactor Components**. Elsevier, Jun. 1993.

- 41 SHIAO, J.J.; TSAI, C.H.; KAI, J.J.; HUANG, J.H.: Aging embrittlement and lattice image analysis in a Fe–Cr–Ni duplex stainless steel aged at 400 °C, **Journal of Nuclear Materials**, vol. 217, issue 3, pp. 269-278, 1994.
- 42 SPECTRU Instrumental Científico: **O Ensaio Metalográfico no Controle da Qualidade**, disponível em <<http://www.spectru.com.br/metalografia2.htm>>, acessado em 12/11/2011.
- 43 TABAN E.; KALUC, E.; DHOOGHE, A.: Hybrid (plasma + gas tungsten arc) weldability of modified 12% Cr ferritic stainless steel. **Materials and Design** **30**, p. 4236-4242, 2009.
- 44 TOTEMEIER, T.C.; SIMPSON, J. A.; TIAN, H.: Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 426, pp.323–331, 2006.
- 45 TURAZI, A.; OLIVEIRA, C. A. S.: Refino de grão de aços C-Mn e ARBL através de processamento termomecânico. **8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica**. Cusco, Peru, 2007
- 46 VYROSTKOVÁ, A.; HOMOLOVA, V.; PECHA, J.; SVOBODA M.: Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing, **Materials Science and Engineering A**, v.480, pp. 289–298, 2008.
- 47 WUA, W.; HWUA, L. Y.; LINA, D.Y.; LEEB, J. L.: The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds. **Scripta Mater.** V.42, pp.1071–1076, 2000.
- 48 ZHENG, H.; YE, X.N.; LI, J.D.; JIANG, L.Z.; LIU, Z.Y.; WANG, G.D.; WANG, B.S.: Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-rolled Low Carbon12Cr-Ni Stainless Steel, **Materials Science & Engineering A**, 2010.

APÊNDICE A - Ensaio de microdureza das fases

Tabela 5.1 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases na Amostra I

Amostra I			
Medições	Ferrita delta	Ferrita	Martensita
1	133,45	240,37	317,29
2	173,69	220,48	307,67
3	125,69	236,52	354,38
4	146,31	220,48	307,67
5	140,93	249,26	312,75
6	144,28	232,77	324,63
7	144,89	241,24	314,68
8	150,93	223,57	321,92
9	143,67	242,55	314,68
10	139,57	273,26	314,68
Média	144,34	238,05	319,04
Desv. Padrão	12,52	15,84	13,53

Fonte: Os autores

Tabela 5.2 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases na Amostra II

Amostra II			
Medições	Ferrita delta	Ferrita	Martensita
1	146,72	267,59	320,6
2	139,57	239,07	307,67
3	140,93	274,3	302,1
4	136,74	285,17	303,34
5	136,93	279,11	313,4
6	140,53	271,69	304,56
7	151,8	280,21	303,95
8	144,48	279,11	291,44
9	172,1	278,04	303,34
10	141,9	268,6	307,67
Média	145,17	272,29	305,81
Desv. Padrão	10,50	12,90	7,61

Fonte: Os autores

Tabela 5.3 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases da Amostra III

Amostra III			
Medições	Ferrita delta	Ferrita	Martensita
1	133,45	274,3	310,21
2	144,89	279,66	319,29
3	143,08	286,86	300,3
4	144,89	284,05	302,1
5	152,46	293,74	314,68
6	153,33	287,99	299,08
7	149,03	284,05	335,78
8	170,28	273,26	321,92
9	146,72	284,05	334,36
10	156,25	249,26	320,6
Média	149,44	279,72	315,832
Desv. Padrão	9,72	12,34	13,15

Fonte: Os autores

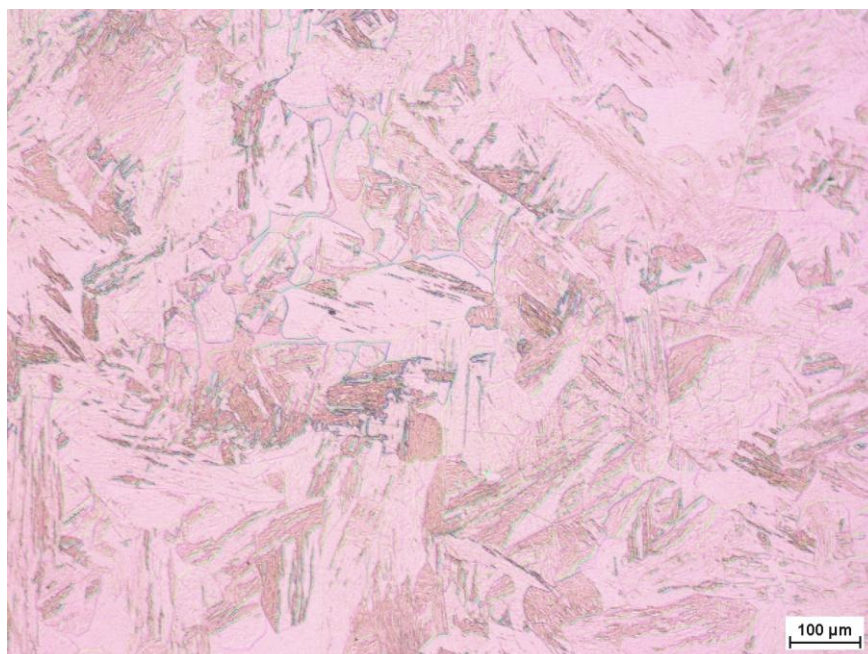
Tabela 5.4 – Medições de dureza realizadas nas respectivas fases da Amostra IV

Amostra IV			
Medições	Ferrita delta	Ferrita	Martensita
1	154	254,85	320,6
2	135,08	275,9	334,36
3	159,24	289,13	347,53
4	157,39	295,51	326,7
5	140,53	268,6	302,9
6	144,28	285,73	316,63
7	138,42	273,26	309,57
8	150,93	268,6	319,29
9	134	246,1	326,7
10	143,47	278,04	314,68
Média	145,73	273,57	321,90
Desv. Padrão	9,14	15,10	12,74

Fonte: Os autores

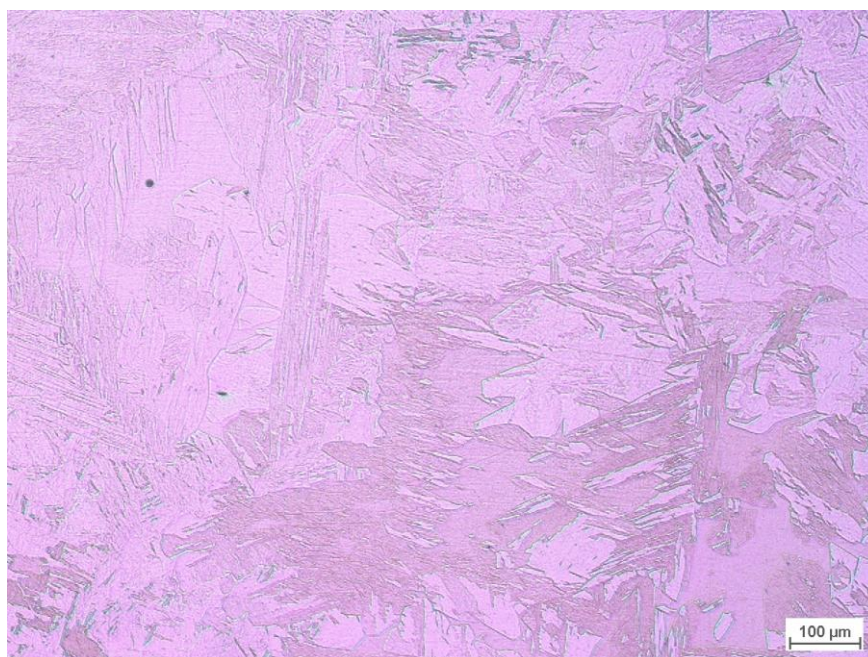
APÊNDICE B - Micrografias

Figura 5.1 – Micrografia do material tratado em forno contínuo submetido à simulação da ZAC, no sentido longitudinal à laminação (Amostra I)



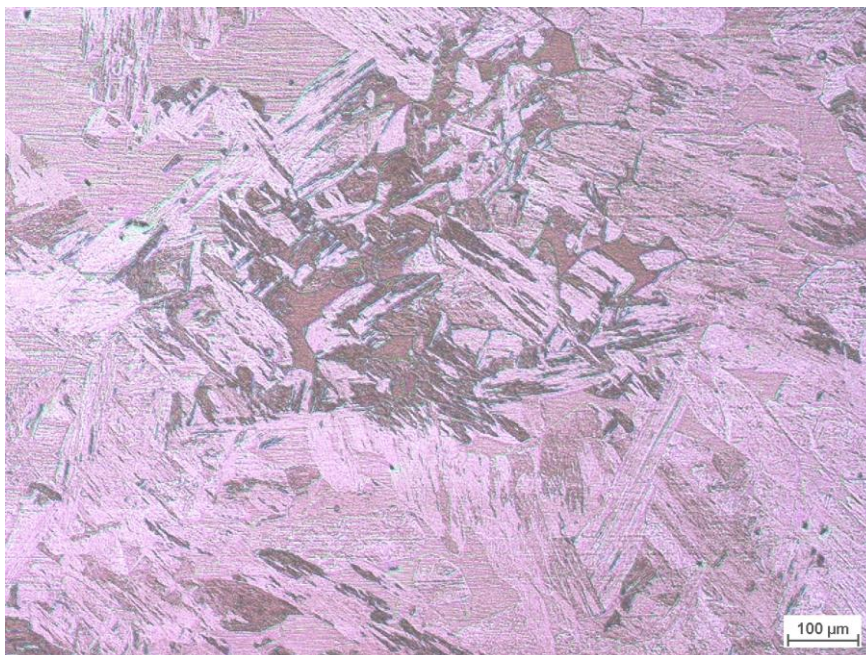
Fonte: Os autores

Figura 5.2 – Micrografia do material tratado em forno contínuo submetido à simulação da ZAC, no sentido transversal à laminação (Amostra II)



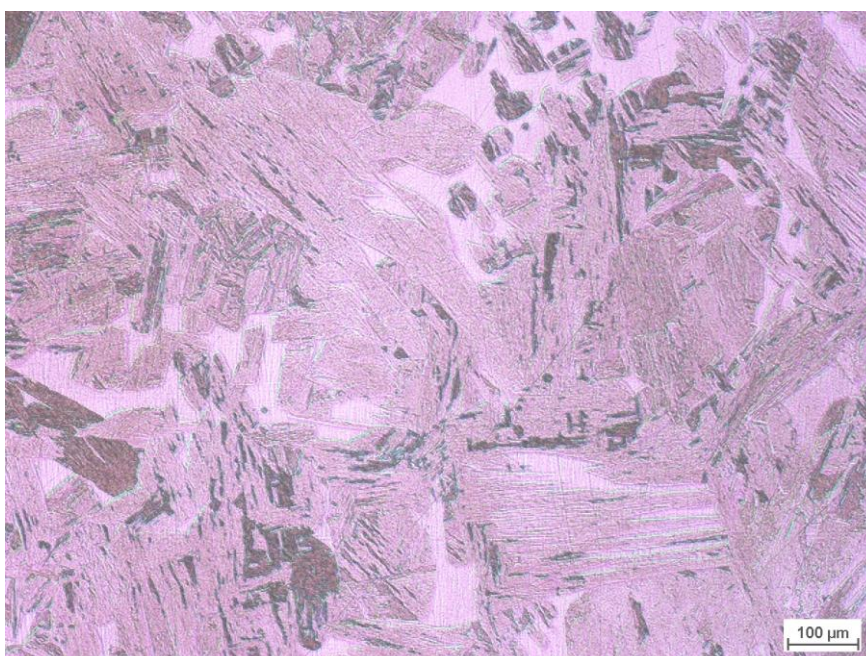
Fonte: Os autores

Figura 5.3 – Micrografia do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC, no sentido longitudinal à laminação (Amostra III)



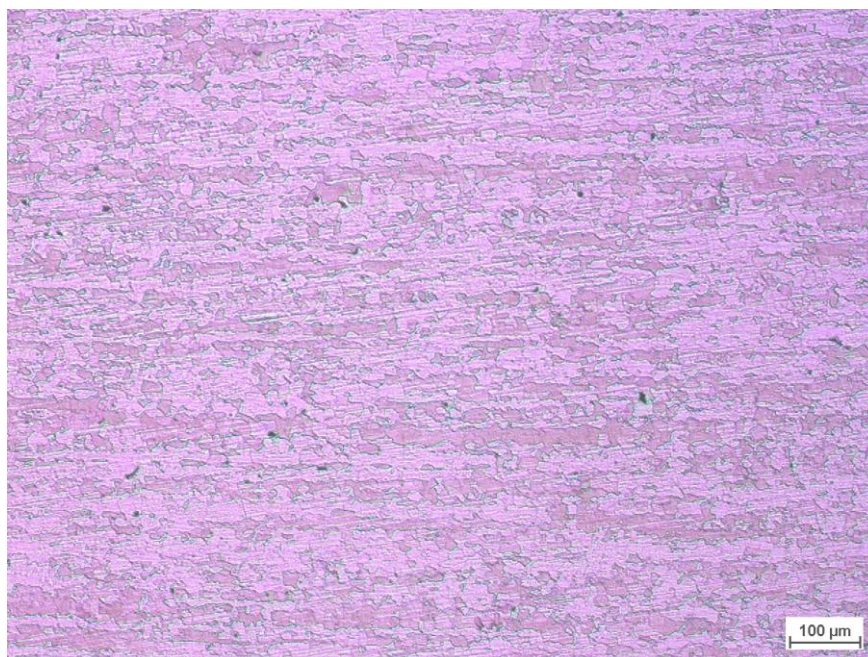
Fonte: Os autores

Figura 5.4 – Micrografia do material tratado em forno tipo Box submetido à simulação da ZAC, no sentido transversal à laminação (Amostra IV)



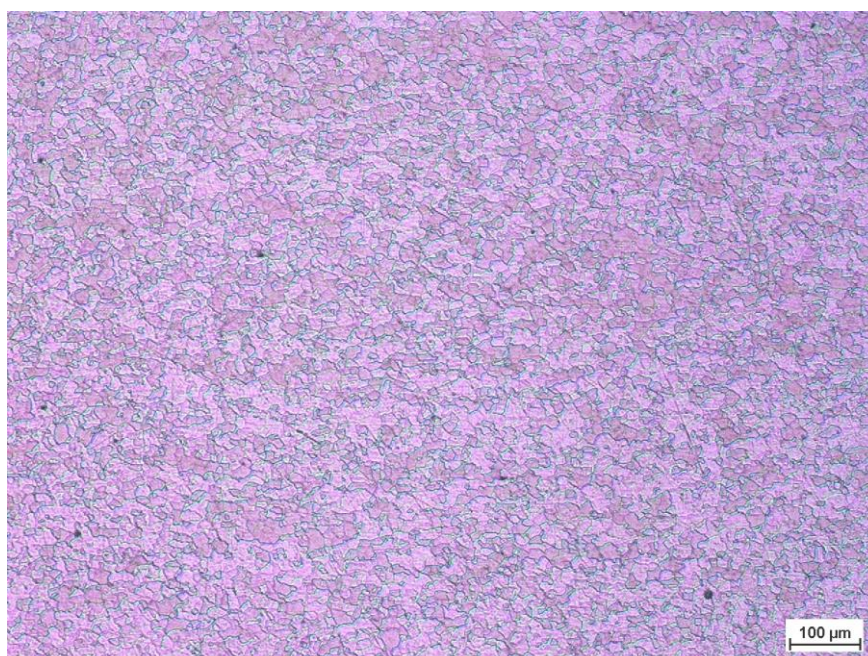
Fonte: Os autores

Figura 5.5 – Micrografia do material como recebido tratado em forno contínuo, no sentido longitudinal à laminação (Amostra V)



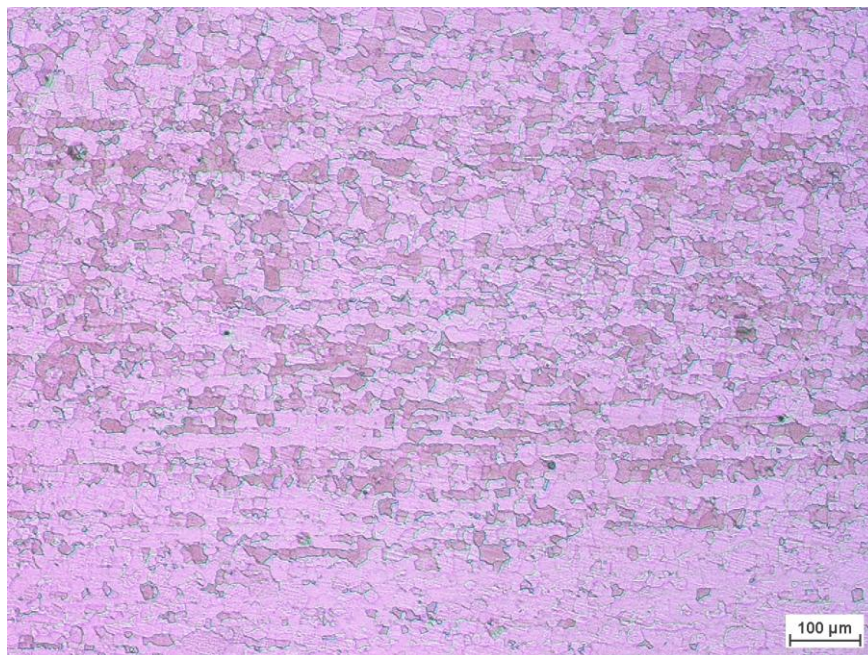
Fonte: Os autores

Figura 5.6 – Micrografia do material como recebido tratado em forno contínuo, no sentido transversal à laminação (Amostra VI)



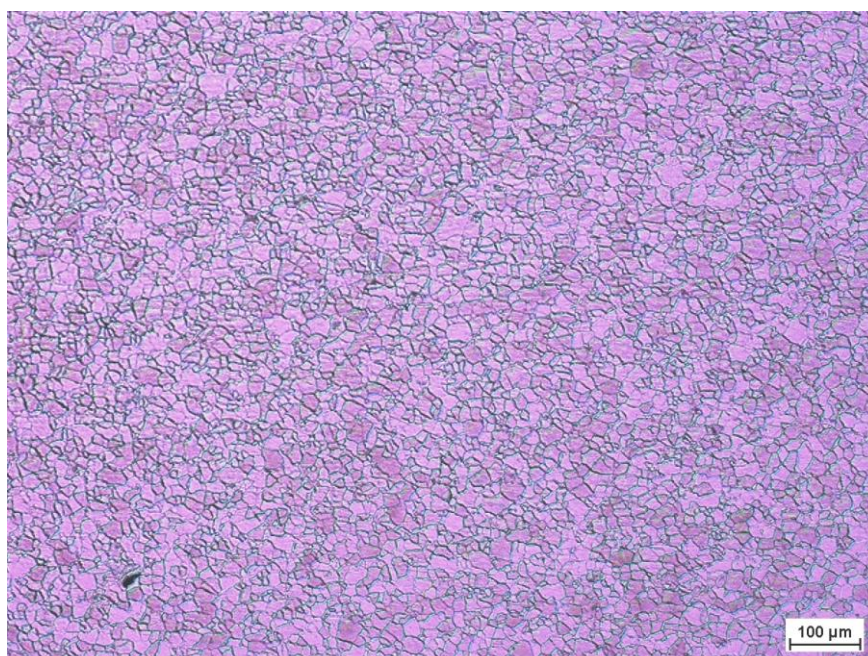
Fonte: Os autores

Figura 5.7 – Micrografia do material como recebido tratado em forno tipo Box, no sentido longitudinal à laminação (Amostra VII)



Fonte: Os autores

Figura 5.8 – Micrografia do material como recebido tratado em forno tipo Box, no sentido transversal à laminação (Amostra VIII)



Fonte: Os autores